

ТЕРМОСЕНСИБИЛИЗАЦИЯ ХИМИЧЕСКИ ОСАЖДЕННЫХ ПЛЕНОК СЕЛЕНИДА СВИНЦА

© 2011 В. М. Баканов¹, З. И. Смирнова¹, Х. Н. Мухамедзянов¹,
Л. Н. Маскаева^{1,2}, В. Ф. Марков^{1,2}

¹ Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина,
ул. Мира 19, 620002 Екатеринбург, Россия

² Уральский институт ГПС МЧС России, ул. Мира, д. 22, 620002 г. Екатеринбург, Россия

Поступила в редакцию 07.02.2011 г.

Аннотация. Определены режимы и параметры термосенсибилизации пленок селенида свинца, осажденных из этилендиамин-ацетатной системы в температурном диапазоне 523—698 К. Выявлено влияние на величину фотоэлектрических характеристик пленок времени и температуры обработки, содержания компонентов реакционной смеси, добавки иодида аммония. Термообработка в воздушной атмосфере сопровождается образованием кислородсодержащих фаз PbO , $PbSeO_3$, $4PbO \cdot PbSeO_3$ и значительным изменением морфологии пленок. Глобульный агломерационный характер частиц свежесозажденных слоев приобретает блочную структуру со средним размером кристаллитов 770 нм.

Ключевые слова: химическое осаждение, пленка, селенид свинца, термосенсибилизация.

ВВЕДЕНИЕ

Процессы термического окисления поликристаллических слоев селенида свинца лежат в основе формирования фотоприемников и источников ИК-излучения, работающих в области 2—5 мкм, как при комнатной температуре, так и при охлаждении.

Осажденные из этилендиамин-ацетатной смеси пленки $PbSe$ [1] не обладают выраженными фоточувствительными свойствами. Анализ литературных данных [2—5] показал, что при отжиге пленок селенида свинца в кислородсодержащей атмосфере происходит ряд физико-химических процессов, приводящих к упорядочению их структуры, изменению фазового состава и электрофизических характеристик. При этом они приобретают фоточувствительность. По мнению многих исследователей [2, 6—9], одним из основных факторов, ответственных за изменение фотоэлектрических свойств полупроводниковой фазы, является вхождение кислорода за счет его диффузии по поверхности слоя, межфазным границам и в объем зерен, а также образования кислородсодержащих фаз. Отмечено [9], что существует связь между кинетикой изменения свойств слоев и процессами образования оксидных фаз. В работах [10—13] рассмотрены несколько механизмов термического окис-

ления селенида свинца в зависимости от природы легирующей примеси. Включение кислорода в пленку происходит путем образования в слое различных кислородсодержащих фаз PbO , $PbSeO_3$, $2PbO \cdot PbSeO_3$, $4PbO \cdot PbSeO_3$, $Pb(HSeO_3) \cdot nH_2O$ [14—16].

Механизм действия кислорода связан с формированием в запрещенной зоне $PbSe$ акцепторных уровней и оптимизацией концентрации основных носителей.

В качестве основной технологической операции для обеспечения фоточувствительности слоев $PbSe$ в большинстве случаев используется термическое окисление (термообработка или отжиг) на воздухе. Температура отжига обычно составляет 593—723 К [13]. Кинетика образования кислородсодержащих фаз свинца зависит не только от условий отжига, но и от состава используемых исходных слоев, их стехиометрии, примесных включений. В поликристаллических слоях $PbSe$ и пленках на его основе, толщина которых составляет 0,3—3,0 мкм, анализ закономерностей процессов окисления может представлять весьма сложную задачу, так как кислород не только вступает в химическую реакцию с селенидом свинца, но и диффундирует по границам зерен и внутрь зерна на различную глубину. Соотношение этих процессов во многом

зависит от температуры, так как они имеют существенно различающиеся энергии активации. Увеличение температуры интенсифицирует как реакцию взаимодействия кислорода с селенидом свинца, так и диффузию кислорода по границам зерен и внутрь их. Поскольку полупроводниковый материал имеет различную толщину, то уровень окисления зависит от времени выдержки при заданной температуре отжига, т.е. диффузионный фронт может оказаться неоднородным по глубине. Итогом являются различные представления о роли кислорода в возникновении фоточувствительности в термоокисленных слоях селенида свинца. Коротко процитируем наиболее интересные из них.

В работе [17] по результатам термообработки при 643 К участие кислорода в фотопроводимости сведено к образованию локализованных центров, выступающих ловушками для неосновных носителей. Пространственное распределение кислорода в пленке PbSe по глубине неоднородно [8]. В поверхностных слоях кристаллитов содержится PbSeO₃, а по мере удаления от поверхности кислородсодержащие фазы концентрируются только на границах зерен, что не может не повлиять на фотоэлектрические характеристики. По данным [12], термообработанные при 693 К пленки PbSe за счет участия оксидных фаз характеризуются сменой типа проводимости (с «*n*» на «*p*») и более низкой концентрацией основных носителей $8,1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ (для исходных образцов $1,3 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$). Считается, что оптимальной с точки зрения обеспечения высоких фотоэлектрических характеристик PbSe является концентрация «дырок» на уровне $(3—4) \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ [13]. Важную роль в оптимизации уровня фоточувствительности пленок PbSe возможно играют также процессы рекристаллизации, протекающие при термообработке. Считается [6], что оптимальной с точки зрения достижения высокого уровня фотоответа пленок является сетчатая перколяционная структура, в которой границы трех смежных зерен находятся под углом 120 градусов друг к другу. В этом случае наблюдается минимум механических напряжений в слое из-за взаимного уравнивания сил, а, следовательно, более низкие собственные шумы.

До настоящего времени при организации отжига пленок халькогенидов экспериментально подбирались вид добавок, обеспечивающих высокую фоточувствительность слоев к ИК-излучению, атмосфера, температура и продолжительность процесса. Какие-либо надежные физико-химические обоснования выбора легирующих добавок и пара-

метров термосенсибилизации селенида свинца в литературе отсутствуют.

Цель настоящей работы — исследование состава и морфологии исходных слоев PbSe и определение оптимальных условий термообработки.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Синтез пленок селенида свинца осуществлялся на предварительно обезжиренные диэлектрические подложки из этилендиамин-ацетатных реакционных смесей, в состав которых входили следующие компоненты: ацетат свинца (II), этилендиамин, ацетат аммония, селеномочевина, сульфит натрия, йодид аммония, при температуре 308—353 К [1]. Осаждение пленок проводилось в реакторах из молибденового стекла объемом 100 мл, который помещался в нагретый до необходимой температуры термостат марки «Ultra-Thermostat U-10».

Термическая обработка синтезированных пленок проводилась на воздухе в печах СНОЛ 1.6·2.5·1 (СНОЛ 1.6·2.0·0.8). Отжиг пленок осуществлялся в температурном диапазоне 523—723 К. Точность поддержания температуры в зоне размещения образцов составляла ± 2 К.

Рентгеновские исследования выполняли на дифрактометрах ДРОН-УМ1 в CuK_α -излучении ($\lambda = 1,5418 \text{ \AA}$). Съемка велась при комнатной температуре в интервале углов 2θ от 20 до 80 градусов в режиме пошагового сканирования с шагом 0.02 градуса и временем накопления сигнала в точке 5 с. Уточнение структурных параметров синтезированных пленок PbSe проводили методом полнопрофильного анализа Ритвелда с использованием программы FULLPROF [18].

Электронно-микроскопические исследования и состав пленок выполнены с помощью растрового электронного микроскопа Scanning Electron Microscope HOL JSM-6720 с энергодисперсионным рентгеновским анализатором при ускоряющем напряжении 20 кВ.

Измерение фотоэлектрических характеристик пленок и фотоприемников проводилось в соответствии с ГОСТ 17782—79 на специально разработанной измерительной установке УФИ-1, а также на измерительном стенде К.54.410 (производство завода «Кварц», г. Черновцы). В качестве источника излучения в последней использовалось АЧТ 573 К с облученностью в плоскости измерения $9 \cdot 10^{-5} \text{ Вт} \cdot \text{см}^{-2}$. Частота модуляции излучения изменялась от 400 до 1200 Гц. Напряжение смещения устанавливалось в зависимости от геометрических размеров фоточувствительного элемента от 3 до $50 \text{ В} \cdot \text{мм}^{-1}$.

Для выполнения электрофизических измерений полупроводниковых слоев на их поверхность наносились электрохимическим методом никелевые контакты.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Свежеосажденные образцы пленок PbSe из этилендиамин-ацетатной ванны [1] не имели фототклика при облучении видимым светом и инфракрасными лучами. Несомненно, что фотоэлектрические характеристики полупроводникового материала в значительной степени зависят от основных параметров термообработки (температура и продолжительность процесса).

Для поиска условий отжига, обеспечивающих получение требуемых пороговых фотоэлектрических характеристик полупроводниковых пленок, темнового сопротивления и вольт-ваттной чувствительности, а также низких собственных шумов испытывались четыре различных режима термообработки в воздушной атмосфере:

1. нагрев до заданной рабочей температуры с последующим медленным остыванием вместе с отключенной печью;

2. нагрев до заданной рабочей температуры, выдержка при этой температуре с последующим медленным остыванием вместе с отключенной печью;

3. нагрев до заданной рабочей температуры, помещение подложки с пленкой, выдержка при этой температуре и извлечение из печи по истечении заданного времени отжига;

4. помещение образцов в печь, нагретую до заданной рабочей температуры, с последующим медленным остыванием вместе с отключенной печью.

На рис. 1 приведены кривые изменения омического сопротивления пленок PbSe при проведении отжига по режиму № 3 от времени выдержки образцов при следующих рабочих температурах: 523, 623, 673 К.

Рисунок свидетельствует о выраженной взаимозависимости температуры отжига и его продолжительности на темновое сопротивление образцов. Так, обработка при 523 К требует длительной выдержки пленки PbSe в печи. Даже через 3,5 часа отжига темновое сопротивление R_T образцов составило ~ 10 МОм/□. Повышение температуры отжига до 673 К приводит к резкому снижению темнового сопротивления до 1—2 МОм/□ уже в течение первых 20 минут нагрева. Однако дальнейшее выдерживание при этой температуре способ-

ствует такому же резкому росту омического сопротивления как результат переокисления образца, т.е. интенсивного образования кислородсодержащих продуктов. При рабочей температуре 623 К (кривая 2) обеспечивается более плавное снижение и рост R_T от продолжительности отжига, что обуславливает лучшую управляемость процессом отжига полупроводникового материала.

Темновое сопротивление при использовании отжига пленок PbSe по режиму № 1 при нагревании печи от 623 К снижается до 1—2 МОм/□. Близкие результаты были получены, когда образец устанавливали в уже нагретую до 643 К печь (режим № 4) с последующим медленным остыванием с печью. Однако при этом наблюдалось существенное увеличение шумов.

Следует сказать, что фотоотклик пленок PbSe к источнику ИК-излучения, соизмеримый с собственными шумами, возникает при нагреве выше 523—553 К и продолжительности отжига 40—50 минут.

На рис. 2 приведено изменение вольт-ваттной чувствительности отожженных образцов пленок PbSe, установленных в уже нагретую до 648, 673, 698 К печь с последующим их медленным остыванием (режим № 4).

Эти зависимости имеют выраженный максимум fotocувствительности, который увеличивается с повышением температуры отжига от 648 до 698 К при одновременном снижении продолжительности процесса термообработки. Из рисунка можно сделать вывод о том, что повышение температуры отжига способствует с одной стороны получению более чувствительных пленок, а с другой — зна-

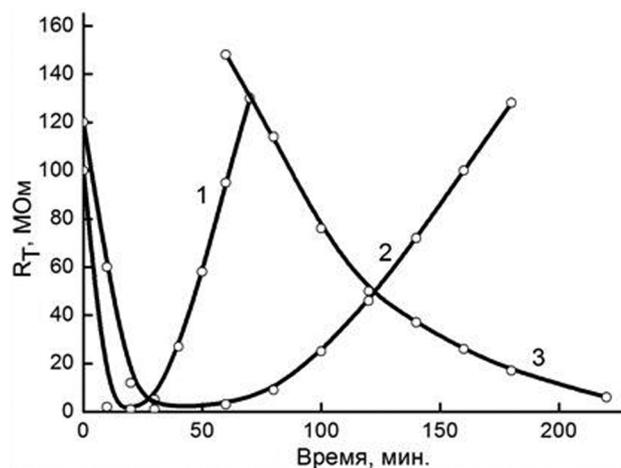


Рис. 1. Изменение омического сопротивления пленок PbSe при проведении отжига по режиму № 3 от времени выдержки образцов при рабочих температурах: 673 К (1), 623 К (2), 523 К (3)

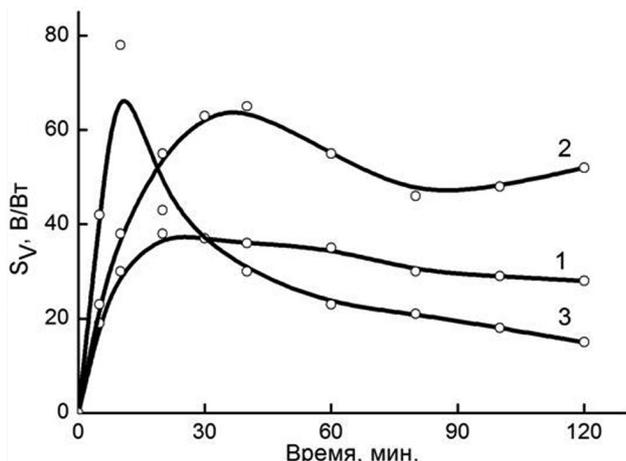


Рис. 2. Изменение вольт-ваттной чувствительности отожженных образцов пленок PbSe при рабочих температурах: 648 К (1), 673 К (2), 698 К (3). Режим термообработки — № 4

чительно уменьшает время выдержки образца при рабочей температуре для достижения максимума фотоответа.

Обнаруженная взаимозависимость температуры отжига и продолжительности процесса для достижения высоких фотоэлектрических характеристик позволяет проводить варьирование одного параметра при стабилизации другого. Но остается вопрос, в каких пределах это возможно. По-видимому, неприемлемы как низкая температура с большим временем термообработки, не обеспечивающая требуемой фоточувствительности пленок, так и высокая температура в исследуемом интервале с малой продолжительностью отжига, ухудшающая контролируемость процесса и приводящая к возрастанию шумов в полупроводниковом слое. Оптимальными при отжиге на воздухе слоев PbSe толщиной 0,7—0,9 мкм в зависимости от режима термообработки являются температуры от 648—673 К.

Заметим, что оптимальная температура в каждом конкретном случае подбирается индивидуально и во многом зависит от толщины полупроводникового слоя. Это наглядно видно из рис. 3, где представлены зависимости темнового сопротивления пленок PbSe от концентрации соли ацетата аммония и селеномочевины, используемых в реакционной смеси при синтезе. Образцы пленок селенида свинца медленно нагревали до 678 К с последующим медленным остыванием слоев вместе с печью (режим № 1). Установленная асимблатная зависимость темнового сопротивления термообработанных слоев от содержания комплексобра-

зующего агента ($\text{NH}_4\text{CH}_3\text{COO}$) и халькогенизатора CSeN_2H_4 обусловлена тем, что увеличение концентрации ацетата аммония в реакционной смеси уменьшает толщину пленки PbSe, в то время как повышение концентрации селеномочевины способствует ее росту. Процесс окисления и образования кислородсодержащих фаз в тонких пленках при отжиге, распространяясь по глубине, охватывает большую долю кристаллитов по сравнению с более толстыми слоями за счет диффузии кислорода по всему объему слоя. Кроме того, практически постоянное содержание кислорода в объеме при уменьшении массы материала приводит к его более интенсивному окислению, особенно в приповерхностных слоях.

Рентгенограммы пленок PbSe, отожженной при температуре 693 К и для сравнения свежесозданной, показаны на рис. 4. Наблюдаемые дифракционные отражения на рентгенограммах обеих пленок заметно уширены. Уширение дифракционных отражений может быть обусловлено следующими причинами: малым размером областей когерентного рассеяния (или, в первом приближении, малым размером кристаллитов), возникновением в образце напряжений и микродеформаций. Размер областей когерентного рассеяния, определяемый из уширения отражений, может соответствовать размеру кристаллитов, но может также отражать субдоменную структуру и характеризовать среднее расстояние между дефектами упаковки или эффективный размер мозаичных блоков и т. д. [19].

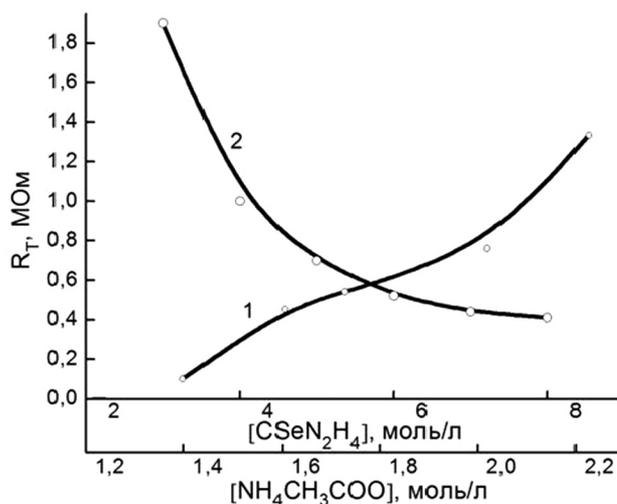


Рис. 3. Зависимости изменения темнового сопротивления термообработанных при 678 К пленок PbSe от концентраций селеномочевины (1) и соли ацетата аммония (2). Режим термообработки — № 1

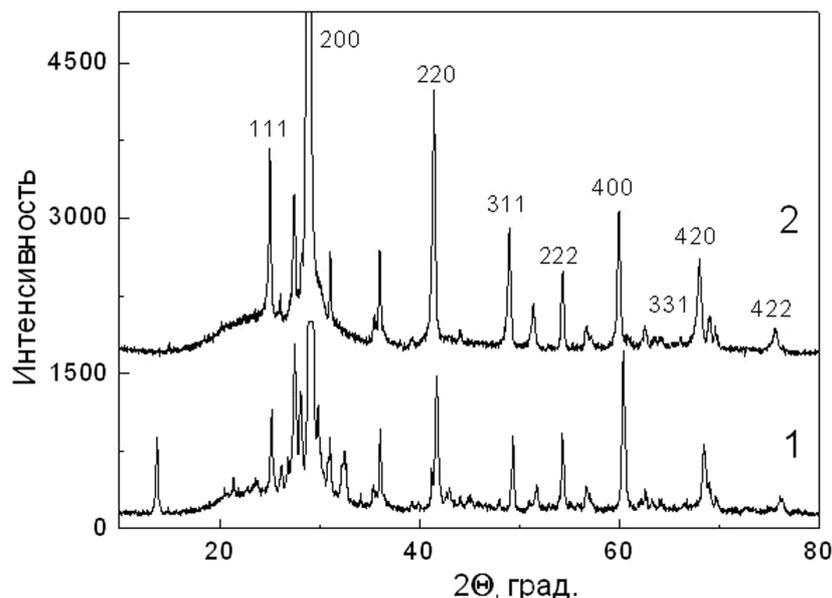


Рис. 4. Рентгенограммы пленок селенида свинца PbSe: подвергнутой термическому окислению при 693 К (1) и свежесажженной (2)

Размерный и деформационный вклады в уширение физического профиля дифракционных отражений можно выделить методом Вильямсона-Холла [20—22], построив зависимость приведенного уширения $\beta^*(2\theta)$ от длины вектора рассеяния s как линейную функцию. Приведенное уширение определяется как $\beta^*(2\theta) = [\beta(2\theta)\cos\theta]/\lambda$, где $\beta(2\theta)$ — величина физического уширения, измеренная в углах 2θ , а $s = [2\sin\theta]/\lambda$, где λ — длина волны рентгеновского излучения. Наклон зависимости $\beta^*=f(s)$ характеризует величину микродеформаций в образце, а размер зерен можно рассчитать, экстраполируя зависимость $\beta^*(s)$ на значение $s = 0$. В общем случае средний размер области когерентного рассеяния или размера кристаллита определяют по формуле Дебая-Шеррера [19]:

$$\langle D \rangle = 1/\beta^*(2\theta), \quad (1)$$

На рис. 5 представлены зависимости приведенного уширения $\beta^*(2\theta)$ от длины вектора рассеяния s для исходной и термообработанной пленки селенида свинца.

Анализ рисунка показывает, что в свежесажженной пленке PbSe микронапряжения выше (угол наклона зависимости $\beta^*(2\theta) = f(\sin\theta)$). Их величина составляет $s = 0,88 \pm 0,05\%$. После термического окисления величина микронапряжений уменьшается до $0,69 \pm 0,05\%$. Известно, что в кристаллических материалах микронапряжения уменьшаются с нагревом. Это означает, что отжиг пленки влияет на источник микронапряжений. Расчет средней

величины кристаллитов, формирующих слои селенида свинца, показал, что их размер уменьшается от 1027 нм (исходное состояние) до 770 нм (для термически окисленных при 693 К).

Методом полнопрофильного анализа Ритвелда с использованием программы FULLPROF был определен период кристаллической решетки свежесажженного PbSe $a = 0,61610(7)$ нм и пленки селенида свинца после отжига при 693 К $a = 0,61246(5)$ нм. После отжига пленка селенида

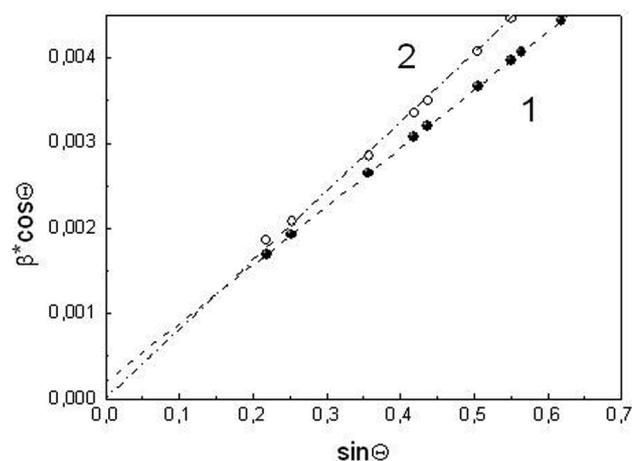


Рис. 5. Зависимости приведенного уширения дифракционных отражений от величины вектора рассеяния. Пленка селенида свинца, подвергнутая отжигу при 693 К (1); 2 — свежесажженная пленка селенида свинца. Прямыми показана линейная аппроксимация зависимости $\beta^*=f(s)$

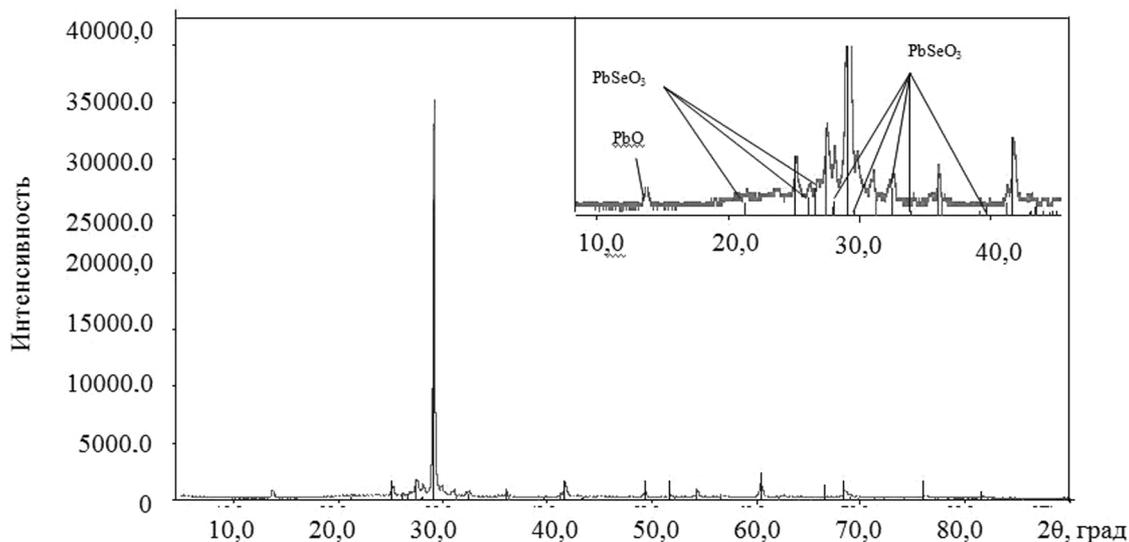
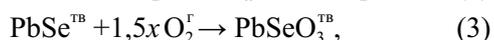


Рис. 6. Рентгенограмма пленки селенида свинца PbSe, подвергнутой термическому окислению при 693 К. Отмечены идентифицированные фазы PbO, PbSeO₃

свинца имеет период решетки примерно на 0,00364 нм меньше. Для выяснения причин наблюдаемых изменений периода решетки был проведен фазовый анализ дифрактограмм, позволяющий оценить возможность образования новых соединений. Если при анализе рентгенограммы свежесозданной пленки была обнаружена только кубическая фаза со структурой B1, характерная для селенида свинца, то в процессе отжига слоя PbSe наряду с указанными рефлексами, как видно из рис. 6, появились линии, относящиеся к фазам оксида свинца PbO, селенита свинца PbSeO₃, а также соединения 4PbO · PbSeO₃. Стоит также отметить, что наблюдается снижение интенсивностей рефлексов (111), (220), (311), (220), растет лишь интенсивность отражения грани (400).

Известно [23, 24], что в системе Pb — Se — O возможны образования множества оксидных фаз: PbSeO₃, PbO_x, 4Pb₂O · PbSeO₃, 2Pb₂O · PbSeO₃, PbSeO₄, SeO₂ и др. Анализ фазовых диаграмм в температурном диапазоне 473—873 К показывает [25], что наиболее вероятными из них являются PbO_x, PbSeO₃, 2Pb₂O · PbSeO₃ и 4Pb₂O · PbSeO₃. Процесс их образования может быть представлен следующими реакциями:

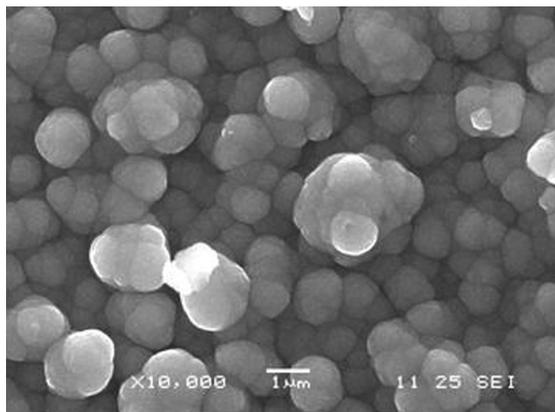


Наиболее выгодно образование PbSeO₃^{TB} по реакции (3), а также через промежуточную стадию по реакции (2).

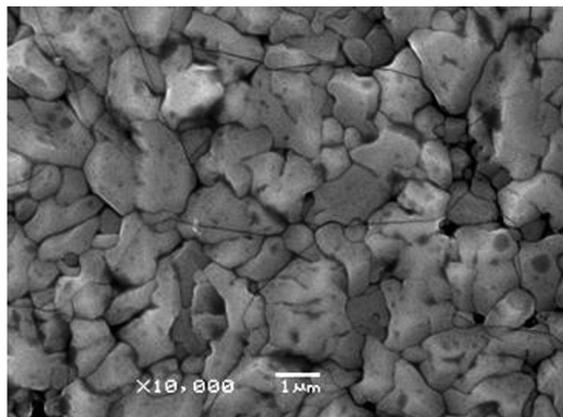
При низких температурах отжига (< 573 К) селенит свинца еще не образует совершенную кристаллическую структуру и может находиться в аморфном состоянии. По данным работы [26] селенит свинца при отжиге PbSe образуется в широком температурном диапазоне 573—873 К. Его содержание определяется не только временем термообработки, но и зависит от вида и концентрации ряда примесных атомов: кадмия, висмута, олова. Интенсивность линий PbSeO₃ убывает по мере повышения температуры отжига и образования окисселенитных фаз. Отсюда можно сделать вывод о том, что с увеличением температуры обработки пленок селенида свинца, имеет место эволюционный характер изменения их состава и микроструктуры, связанный с последовательным образованием и количеством рассматриваемых фаз.

На рис. 7 приведены микрофотографии свежесозданной и подвергнутой термическому окислению при 663 К пленки PbSe с использованием режима № 1. Их сравнение убедительно демонстрирует протекание процесса рекристаллизации пленок при этих температурных условиях. Глобульный характер свежесозданных слоев сменился на неоднородные по форме и размерам микрокристаллические образования, пленка уплотнилась и приобрела блочный внешний вид. Найденный средний размер кристаллитов практически совпадает с результатами обработки рентгеновских дифрактограмм по величине уширения рефлексов (770 нм).

Влияние сенсibiliзирующей добавки на фотоэлектрические свойства пленок селенида свинца



a



б

Рис. 7. Микрофотография пленки свежеосажденной (*a*) и термообработанной (*б*) при 663 К

и выбор оптимальной температуры отжига показаны на рис. 8, где изображены температурные зависимости вольт-ваттной чувствительности слоев, синтезированных из реакционных смесей с различным содержанием йодида аммония NH_4I .

Из рисунка видно, что присутствие в реакционной смеси NH_4I способствует фотосенсибилизации селенида свинца, однако изменение концентрации йодида аммония в реакторе требует корректировки рабочей температуры отжига. При этом изменяется и уровень фотоответа пленок к излучению.

В связи с этим можно предположить принципиально иное протекание процессов образования оксидных фаз и рекристаллизации слоя селенида свинца. Йод, диффундируя из объема микрокристаллов к поверхности пленки, образует на межзеренных границах соединение PbI_2 с температурой плавления 685 ± 1 К [27], которое может принимать активное участие в перекристаллизации пленки, ускоряя этот процесс в системе жидкость-кристалл.

Кроме того, йод может играть роль катализатора, стимулируя образование оксиселенитных фаз: $4\text{Pb}_2\text{O} \cdot \text{PbSeO}_3$ и $2\text{Pb}_2\text{O} \cdot \text{PbSeO}_3$. По данным [27] температура их образования в присутствии добавок йода на 100 К ниже по сравнению с пленками, не содержащими йода. Это объясняется тем, что при атмосферном давлении термодинамически разрешен процесс образования оксидов свинца по реакции:



В свою очередь оксиды свинца являются промежуточными фазами, на основе которых происходит образование оксиселенитов свинца.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Определены режимы и параметры термосенсибилизации пленок селенида свинца, осажденных из этилендиамин-ацетатной системы, в температурном диапазоне 523—698 К. Для слоев толщиной 0,7—0,9 мкм оптимальной является температура 648—673 К.

2. Выявлено влияние на величину фотоэлектрических характеристик пленок времени и температуры обработки, содержания компонентов реакционной смеси (селеномочевины, ацетата аммония), также добавки йодида аммония, способствующей увеличению величины фотответа.

3. Термообработка селенида свинца в воздушной атмосфере сопровождается образованием кислородсодержащих фаз PbO , PbSeO_3 , $4\text{PbO} \cdot \text{PbSeO}_3$ и значительным изменением морфо-

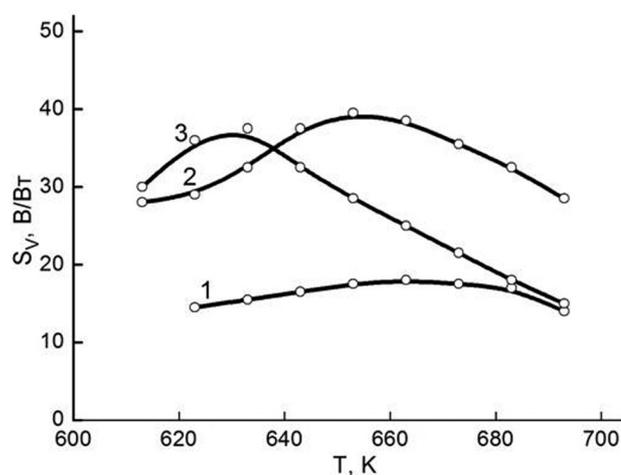


Рис. 8. Температурные зависимости вольт-ваттной чувствительности PbSe , синтезированного из реакционных смесей с содержанием йодида аммония моль/л: $1,0 \cdot 10^{-2}$ (1), $1,6 \cdot 10^{-2}$ (2), $3,0 \cdot 10^{-2}$ (3)

логии пленок. Глобульный агломерационный характер частиц свежесажженных слоев приобретает блочную структуру со средним размером кристаллитов 770 нм.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Миронов М. П., Курсанов А. Ю., Маскаева Л. Н. и др. // Бутлеровские сообщения. 2010. Т. 19. № 2. С. 1—9.
2. Поповкин Б. А., Ковба Л. М., Зломанов В. П. и др. // ДАН СССР. 1959. Т. 129. № 4. С. 809—812.
3. Зломанов В. П., Тананаева О. И., Новоселова А. В. // Журн. неорган. химии. 1961. Т. 6. В. 12. С. 2753—2757.
4. Серов И. Н., Иошт М. А., Коцеев С. В. и др. // Микросистемная техника. 2004. № 8. С. 17—20.
5. Gautier C. Combon-Muller V., Averous V. // Appl. Surf. Sci. 1999. V. 141. P. 157—163.
6. Раренко И. М., Гавриленко Н. В., Грабко В. С. и др. // Надежность микроэлектронных схем и элементов: сб. Киев: Наукова думка, 1982. С. 101—119.
7. Войтович Г. Д., Давыдов М. С., Иванов А. И. и др. // Оптико-механ. пром. 1966. № 12. С. 9—12.
8. Гамарц А. Е., Лебедев В. М., Мошников В. А. и др. // Физика и техника полупроводников. 2004. Т. 38. № 10. С. 1195—1198.
9. Голубченко Н. В., Мошников В. А., Чеснокова Д. Б. // Изв ВУЗов. Материалы электронной техники. 2005. № 1. С. 23—25.
10. Голубченко Н. В., Мошников В. А., Чеснокова Д. Б. // Физика и химия стекла. 2006. Т. 32. № 3. С. 464—478.
11. Спивак Ю. М. Анализ фотоприемных монокристаллических и поликристаллических слоев на основе халькогенидов свинца методами атомно-силовой микроскопии. Автореферат диссертации канд. ф.-м. наук / Ю. М. Спивак. Санкт-Петербург. 2008. 23 с.
12. Ильин В. А., Петров А. А. Писаревский М. С. // Петербург. журн. электроники. 2001. № 4. С. 93—100.
13. Томаев В. В., Чернышова И. В., Тихонов П. А. // Физика и химия стекла. 2007. Т. 33. № 6. С. 883—889.
14. Верцнер В. Н., Тихомиров Г. П., Давыдов М. С. и др. // Изв. АН СССР. Серия физическая. 1963. Т. 27. № 9. С. 1228—1231.
15. Китаев Г. А., Протасова Л. Г., Косенко В. Г. и др. // Изв. РАН. Неорган. Мат. 1993. Т. 29. № 7. С. 1017—1018.
16. Ильин В. И. // ФТП. 1970. Т. 4. В. 3. С. 31—34.
17. Буткевич В. Г., Бочков В. Д., Глобус Е. Р. // Прикладная физика. 2001. № 6. С. 66—112.
18. Rietveld H. M. // J. Appl. Cryst. 1969. V. 2. P. 65—71.
19. Кутайгородский А. И. Рентгеноструктурный анализ мелкодисперсных и аморфных тел. М.-Л.: Гос. изд. технико-теорет. лит.-ры, 1952. 588 с.
20. Hall W. H. // Proc. Phys. Soc. London. 1949. Sect. A. V. 62. Part 11. № 359A. P. 741—743.
21. Hall W. H., Williamson G. K. // Proc. Phys. Soc. London. 1951. Sect. B. V. 64. Part 11. № 383 B. P. 937—946.
22. Williamson G. K., Hall W. H. // Act. Met. 1953. V. 1. № 1. P. 22—31.
23. Зломанов В. П., Новоселова А. В. // ДАН СССР. 1961. Т. 247. № 3. С. 607—609.
24. Пашинкин А. С., Спивак М. М. // Неорган. Мат. 1988. Т. 27. № 8. С. 1332—1337.
25. Голубченко Н. В., Иошт М. А., Мошников В. А. и др. // Тезисы докладов Первой Всероссийской конференции “Физико-химические процессы в конденсированном состоянии и на межфазных границах”. ФА-ГРАН-2002. Воронеж. 2002. С. 165.
26. Гамарц А. Е., Голубченко Н. В., Мошников В. А. и др. // Материалы электронной техники. 2003. № 4. С. 25—32.
27. Голубченко Н. В., Мошников В. А., Мошников В. А. и др. // Неорган. Мат. 2006. Т. 42. № 9. С. 1040—1049.

Баканов Василий Михайлович — аспирант, Уральский федеральный университет; тел. (919) 390-7592, e-mail: bakanov-evo@mail.ru

Bakanov Vasilii M. — post-graduate student, Ural Federal University; tel.: (919) 390-7592, e-mail: bakanov-evo@mail.ru

Смирнова Зинаида Игоревна — аспирант, Уральский федеральный университет; тел.: (343) 375-9318, e-mail: hironsoleil@mail.ru

Smirnova Zinaida I. — post-graduate student, Ural Federal University; tel.: (343) 375-9318, e-mail: hironsoleil@mail.ru

Мухамедзянов Хафиз Науфалевич — зав. лаб., к.т.н., Уральский федеральный университет; тел.: (343) 375-9318, e-mail: newage@isnet.ru

Muhamedzyanov Hafiz N. — Head. Lab., Ph.D, Ural Federal University; tel.: (343) 375-9318, e-mail: newage@isnet.ru

Маскаева Лариса Николаевна — профессор, д.х.н., Уральский федеральный университет; тел.: (343) 375-9318, e-mail: mln@e-sky.ru

Maskaeva Larisa N. — professor, PhD, Ural Federal University; tel.: (343) 375-9318, e-mail: mln@e-sky.ru

Марков Вячеслав Филипович — зав.каф., профессор, д.х.н., Уральский федеральный университет; тел.: (343) 375-9318, e-mail: v.f.markov@ustu.ru

Markov Vyacheslav F. — Head of Department, professor, PhD, Ural Federal University; tel.: (343) 375-9318, e-mail: v.f.markov@ustu.ru