

УДК 546.22/.24:54.057:538.9

ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОСТРУКТУР $ZnS_xSe_{1-x}@Al_2O_3$ МЕТОДАМИ РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКЦИИ И EXAFS СПЕКТРОСКОПИИ**А.И. Чукавин¹, Р.Г. Валеев¹, Я.В. Зубавичус², А.Л. Тригуб^{1,2}, А.Н. Бельтюков¹**¹Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия

E-mail: andrey_chukavin@mail.ru

²Национальный исследовательский центр "Курчатовский институт", Москва, Россия

Статья поступила 9 декабря 2016 г.

С доработки — 21 апреля 2017 г.

Нанокompозитные системы на основе тройных полупроводниковых соединений ZnS_xSe_{1-x} различного состава ($x = 0, 0,3, 0,5, 0,7, 1$) в диэлектрических матрицах нанопористого анодного оксида алюминия (ААО) были синтезированы методом высоковакуумного термического распыления смеси порошков сульфида и селенида цинка. Исследовано влияние атомной концентрации твердых растворов и структурных параметров матрицы-темплата ААО на кристаллическую структуру синтезированных нанокompозитов и локальное атомное окружение атомов Zn и Se.

DOI: 10.15372/JSC20170623

Ключевые слова: ZnS_xSe_{1-x} , наноструктуры, EXAFS, рентгеновская дифракция, нанопористый анодный оксид алюминия, термическое напыление.

ВВЕДЕНИЕ

В твердом растворе ZnS_xSe_{1-x} существует возможность контролируемо варьировать его оптические и прочностные характеристики, изменяя содержание серы (селена) и, следовательно, получать материал с заданными свойствами, необходимыми для конкретных приложений [1]. В настоящее время широко изучаются наноструктуры на основе твердых растворов ZnS_xSe_{1-x} в связи с их возможным применением в светоизлучающих диодах и фотодетекторах, работающих в видимой и ультрафиолетовой области спектра [2]. Различные наноструктуры на основе твердых растворов ZnS_xSe_{1-x} успешно получают методами химического парофазного осаждения и металлоорганической газофазной эпитаксии [3—6], термического осаждения [7, 8], импульсного лазерного осаждения [9] и др. Особый интерес вызывают технологии, позволяющие создавать упорядоченные массивы наноструктур в связи с развитием электронных и оптико-электронных устройств, таких как дисплеи полевой эмиссии и устройства хранения информации с высокой плотностью [10].

В данной работе предложен темплатный подход с применением метода термического испарения, основанный на формировании наночастиц полупроводника в шаблонах пористого оксида алюминия с высокой упорядоченностью и контролируемым диаметром каналов. Пористый анодный оксид алюминия, благодаря гексагонально-упорядоченному расположению вертикально-ориентированных к поверхности пленки пор, нашел широкое применение в качестве темплатов для синтеза наноструктур [11].

Синтез тройных твердых растворов ZnS_xSe_{1-x} нами успешно опробован при получении тонких пленок [12] термическим испарением смеси порошков сульфида и селенида цинка

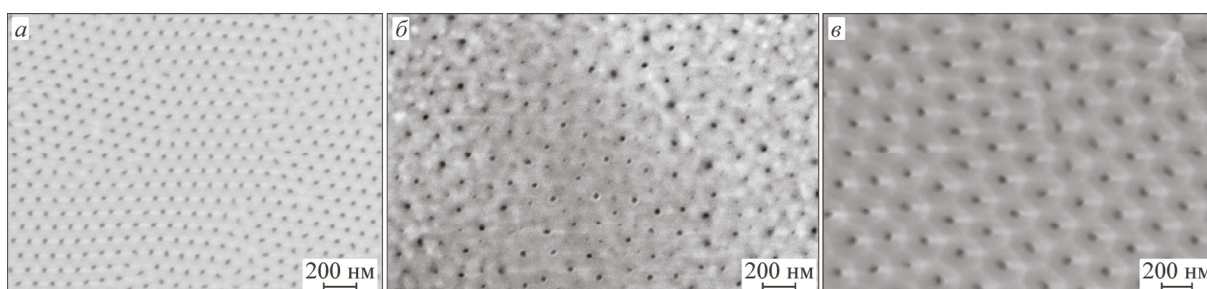


Рис. 1. СЭМ изображения мембран ААО со средним диаметром пор, нм: 29 (ААО_40) (а), 40 (ААО_80) (б) и 100 (ААО_120) (в)

в высоком вакууме (10^{-5} Па), при этом состав получаемых материалов может быть задан составом смеси порошков ZnS и ZnSe в испаряемом материале.

В зависимости от используемого метода свойства наноструктур ZnS_xSe_{1-x} могут существенно отличаться, что связано с влиянием условий синтеза материала на его структуру, примесный состав, наличие дефектов и их содержание. При этом в настоящее время в литературе практически не встречаются сведения по локальной атомной структуре наноструктур твердых растворов ZnS_xSe_{1-x} . В связи с этим работа посвящена исследованию локальной атомной структуры упомянутых выше наноструктур, а также изучению зависимости параметров локального атомного окружения атомов Zn и Se от значения x и структурных параметров пористой матрицы-подложки.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Синтез нанокompозитов $ZnS_xSe_{1-x}@Al_2O_3$. Исследуемые образцы нанокompозитов ZnS_xSe_{1-x} ($x = 0, 0,3, 0,5, 0,7$ и 1) были синтезированы методом термического испарения в сверхвысоком вакууме (не хуже 10^{-5} Па). В качестве исходного материала для напыления использованы смеси порошков сульфида и селенида цинка, полученных измельчением монокристаллов в агатовой ступке. В качестве подложки использовались мембраны пористого анодного оксида алюминия (ААО) с тремя различными диаметрами пор (рис. 1). Для получения пористого оксида алюминия использовали метод двухстадийного анодного окисления, подробно описанный в [13]. В качестве электролита использовали 0,3М раствор $C_2H_2O_4$. После анодирования Al селективно удаляли в растворе $CuCl_2$ и 5 % HCl. Перечень и маркировка образцов матриц пористого оксида алюминия, параметры анодирования, а также характеристики их пористой структуры представлены в табл. 1. Маркировку образцов выбирали следующим образом: анодный оксид алюминия ААО; $_{40}$ — цифры — напряжение анодирования.

Напыление проводили при температуре испарителя ~ 1600 °С и температуре подложки ~ 300 °С, после чего образцы отжигались в течение 1 ч при температуре ~ 350 °С. Перечень и маркировка образцов нанокompозитов представлены в табл. 2. Маркировка образцов выбиралась следующим образом: "ZnS" — материал распыляемого порошка, "ААО_40" — соответствующая матрица пористого оксида алюминия, на которую производилось напыление (цифры

Т а б л и ц а 1

Перечень и маркировка образцов оксидных пленок алюминия, полученных при различных условиях анодного окисления

Образец	Электролит	Температура электролита, °С	Напряжение анодирования, В	Диаметр пор, нм	Расстояние между центрами соседних пор, нм
ААО_40	0,3М (COOH) ₂	от 0 до 5	40	29(3)	76(5)
ААО_80	0,3М (COOH) ₂	от 0 до 5	80	40(8)	130(15)
ААО_120	0,3М (COOH) ₂	от 0 до 5	120	100(20)	180(25)

Т а б л и ц а 2

Перечень и маркировка образцов нанокмозитов

Образец	Массовая доля порошков ZnS и ZnSe	Параметр решетки, Å	Размер ОКР, нм
ZnS	—	5,409	62
ZnSe	—	5,667	98
ZnS@AAO_40	1:0	5,408	60
ZnS@AAO_80	1:0	5,409	61
ZnS@AAO_120	1:0	5,412	58
ZnS _{0,7} Se _{0,3} @AAO_40	2:1	5,526	17
ZnS _{0,7} Se _{0,3} @AAO_80	2:1	5,540	17
ZnS _{0,7} Se _{0,3} @AAO_120	2:1	5,535	18
ZnS _{0,5} Se _{0,5} @AAO_40	1:1	5,595	20
ZnS _{0,5} Se _{0,5} @AAO_80	1:1	5,587	18
ZnS _{0,5} Se _{0,5} @AAO_120	1:1	5,598	20
ZnS _{0,3} Se _{0,7} @AAO_40	1:2	5,644	19
ZnS _{0,3} Se _{0,7} @AAO_80	1:2	5,625	17
ZnS _{0,3} Se _{0,7} @AAO_120	1:2	5,627	16
ZnSe@AAO_40	0:1	5,659	22
ZnSe@AAO_80	0:1	5,669	26
ZnSe@AAO_120	0:1	5,663	25

означают напряжение анодирования). Морфологию полученных образцов исследовали методом сканирующей электронной микроскопии. Для исследования наноструктур пленку ZnS_xSe_{1-x} наклеивали на медную подложку при помощи углеродного скотча, после чего матрицу AAO удаляли травлением в 5%-ом растворе H₃PO₄ при комнатной температуре. На рис. 2 представлены изображения наноструктур ZnS_xSe_{1-x}, полученных напылением на матрицы AAO_80 и AAO_120. Видно, что при термическом вакуумном напылении в каналах пор формируются массивы упорядоченных наноструктур, при этом размеры (диаметры) нановключений коррелируют с диаметрами пор матриц AAO, используемых в качестве подложки.

EXAFS спектроскопия. Данные по EXAFS и рентгеновской дифракции были получены на станции "Структурное материаловедение", расположенной на канале 1.3б Курчатовского центра синхротронного излучения НИЦ "Курчатовский институт". Источником синхротронного излучения (СИ) на канале 1.3б служит поворотный магнит с полем 1,7 Тл накопительного кольца "Сибирь-2". При генерации синхротронного излучения энергия электронного пучка

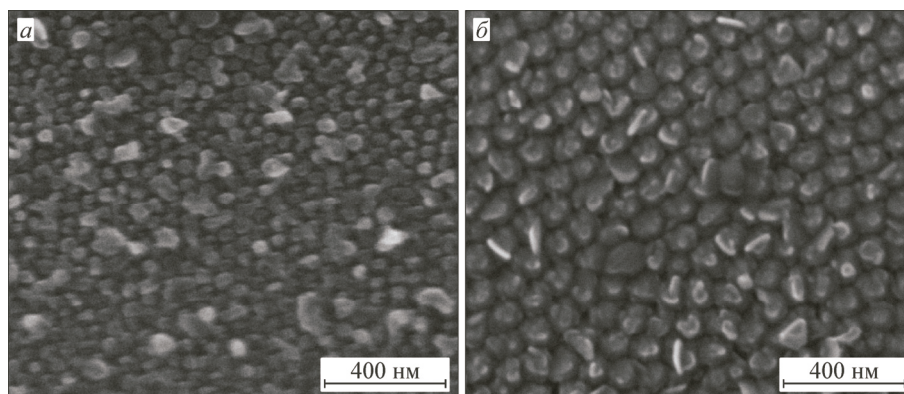


Рис. 2. СЭМ изображения наноструктур ZnS_xSe_{1-x}, полученных напылением на матрицы AAO со средним диаметром пор, нм: 40 (AAO_80) (а), 100 (AAO_120) (б)

составляет 2,5 ГэВ, средний ток 60—70 мА. Монохроматизацию рентгеновского излучения проводили с помощью кристалла Si(111). EXAFS-спектры были получены на K -краях поглощения Zn ($E_K = 9659$ эВ) и Se ($E_K = 12658$ эВ) при комнатной температуре, диапазоны сканирования по энергии 9550—10450 и 12550—13500 эВ соответственно. Шаг сканирования 1,5 эВ со временем сканирования в точке 10 с.

Обработку экспериментальных спектров EXAFS проводили с использованием пакета программ IFFEFIT [14, 15]. В качестве предварительных геометрических моделей, которые в последующем уточнялись по экспериментальному спектру, были выбраны геометрические модели ZnS и ZnSe с кубической структурой сфалерита, основанные на кристаллографических данных [16]. Амплитуды рассеяния и сдвиги фаз вычисляли программой FEFF6. Далее значения таких параметров, как межатомные расстояния R_i , координационные числа N_i , факторы Дебая—Уоллера σ_i^2 и химический сдвиг ΔE_0 , уточняли путем минимизации функционала невязки теория—эксперимент.

В процессе подгонки минимизируется суммарный квадрат отклонения для всех точек Фурье-преобразования рассматриваемой части спектра:

$$S = \sum_i (F(R)_i^e - F(R)_i^m)^2. \quad (1)$$

Здесь $F(R)_i^e$ — Фурье-преобразование ($F(R) = \frac{1}{2\pi} \int_{k_{\min}}^{k_{\max}} k^n W(k) \chi(k) e^{2ikR} dk$, где k_{\min} и k_{\max} — минимальное и максимальное значение модуля волнового вектора фотоэлектрона осциллирующей части экспериментального спектра); $F(R)_i^m$ — Фурье-преобразование модельного спектра, вычисленного с использованием формулы:

$$\chi(k) = \sum_j \frac{N_j S_0^2(k)}{k R_j^2} |f_j^{\text{eff}}(k)| e^{-2k^2 \sigma_j^2} e^{-\frac{2R}{\lambda(k)}} \sin(2kR_j + \phi_{ij}(k)), \quad (2)$$

где $\chi(k) = \Delta\mu/\mu$ — нормированная осциллирующая часть коэффициента поглощения; k — волновой вектор фотоэлектрона; N_j — число атомов в j -й координационной сфере; R_j — расстояние от поглощающего атома в положении i до координационной сферы j ; $f_j^{\text{eff}}(k)$ — функция эффективной амплитуды рассеяния волны; $S_0^2(k)$ — фактор уменьшения амплитуды из-за многократных процессов; $\phi_{ij}(k)$ — фазовый сдвиг; σ_j^2 — фактор Дебая—Уоллера, описывающий изменение радиусов координационных сфер из-за тепловых движений и структурного разупорядочения; λ — длина свободного пробега фотоэлектрона.

Качество подгонки определяли R -фактором:

$$R = \sum_i \frac{[\text{Im}(F_{\text{exp}}(R_i) - F_{\text{theor}}(R_i))]^2 + [\text{Re}(F_{\text{exp}}(R_i) - F_{\text{theor}}(R_i))]^2}{[\text{Im}_{\text{exp}}(F(R_i))]^2 + [\text{Re}(F(R_i))]^2} \quad (3)$$

(подгонка считается удовлетворительной, если R -фактор $< 0,05$).

Все спектры были получены с диапазоном импульсного пространства $k \geq 13 \text{ \AA}^{-1}$.

Данный метод исследования предоставляет следующие возможности в определении параметров локальной атомной структуры около поглощающего атома: для радиусов координационных сфер с $\Delta R/R \approx 1\%$; для координационных чисел $\Delta N/N \approx 10\%$; для факторов Дебая—Уоллера $\Delta\sigma/\sigma \approx 20\%$.

Рентгеновская дифракция. Рентгенодифракционные исследования проводились на синхротронном излучении с энергией 17,8 эВ и длиной волны 0,69 Å. Для проведения исследований образцы измельчали до порошкового состояния в агатовой ступке, при этом в исследуемый порошок попало небольшое количество алюминия, поэтому на некоторых дифрактограммах присутствуют пики от Al, с позицией наиболее интенсивного пика около 17°.

Размеры областей когерентного рассеяния $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$ были рассчитаны по пику (113) для всех составов по формуле Шерера [17].

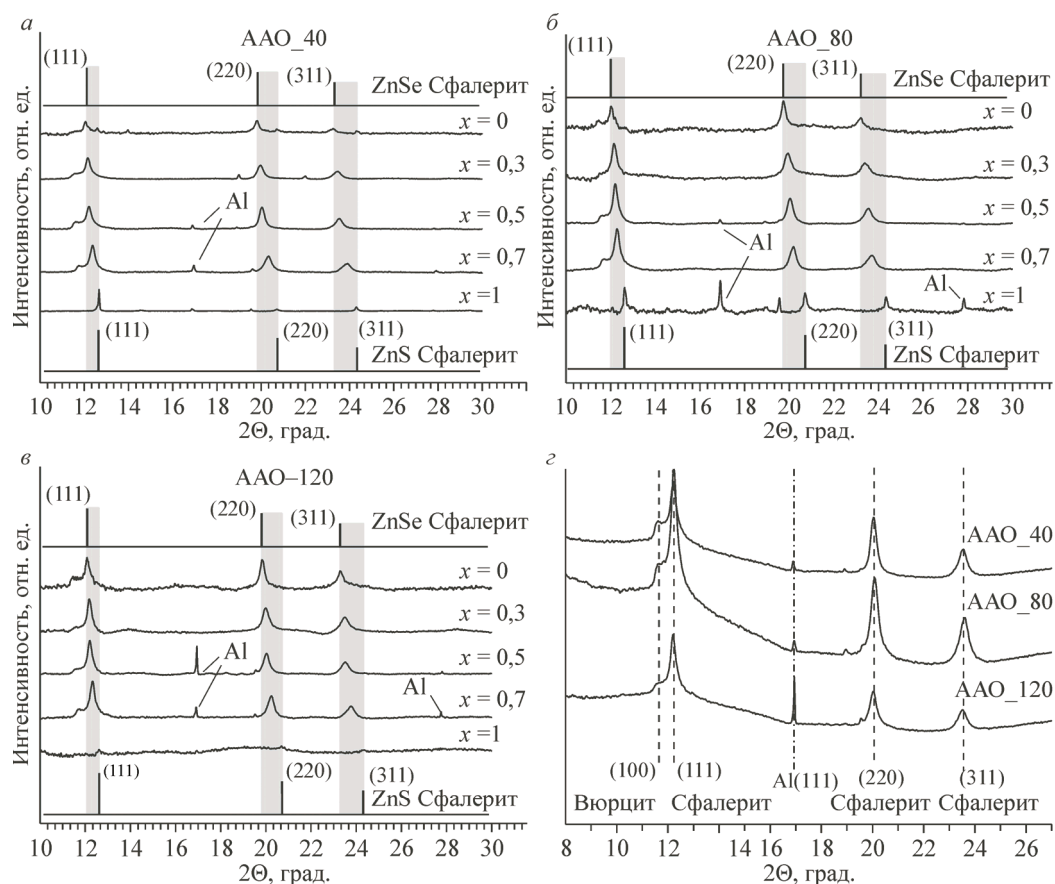


Рис. 3. Диффрактограммы образцов с различным составом (x — количественное содержание серы в $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$), напыленных на мембраны AAO со средним диаметром пор, нм: 29 (AAO_40) (а), 40 (AAO_80) (б) и 100 (AAO_120) (в)

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 3, а, б, в представлены диффрактограммы образцов, напыленных на мембраны с различным диаметром пор. На всех образцах можно наблюдать три хорошо определенных пика дифракции, соответствующих плоскостям кристаллической решетки (111), (220) и (311). Эти пики соответствуют кубической структуре сфалерита. Однако также на диффрактограммах можно выделить пик (100) вюрцита и пик (111) Al (см. рис. 3, з). В зависимости от состава наноструктур с уменьшением доли серы в составе наблюдается смещение пиков сфалерита (111), (220) и (311) в сторону больших углов (на рис. 3, а, б, в отмечена область, в пределах которой сдвигаются пики при изменении состава от ZnS к ZnSe), что объясняется увеличением параметра решетки.

Результаты по определению параметра решетки представлены табл. 2. Наблюдается небольшое (в пределах $0,001$ — $0,004$ Å) изменение параметра решетки в зависимости от диаметра пор матрицы-подложки, что может быть объяснено искажениями кристаллической решетки в процессе роста наноструктур во внутривыводном пространстве матрицы. В табл. 2 представлены значения размеров ОКР, полученные по дифракционным данным. Размер ОКР и диаметр пор матрицы-подложки не претерпевают значительных изменений.

На рис. 4 представлены нормированные осциллирующие части и их фурье-образы, полученные из EXAFS спектров поглощения на K -краях Zn (см. рис. 4, в, з) и Se (см. рис. 4, д, е) для исходного порошка ZnSe и на K -крае Zn (см. рис. 4, а, б) для исходного порошка ZnS. На фурье-образцах для ZnSe наблюдаются хорошо выраженные пики первых трех координационных

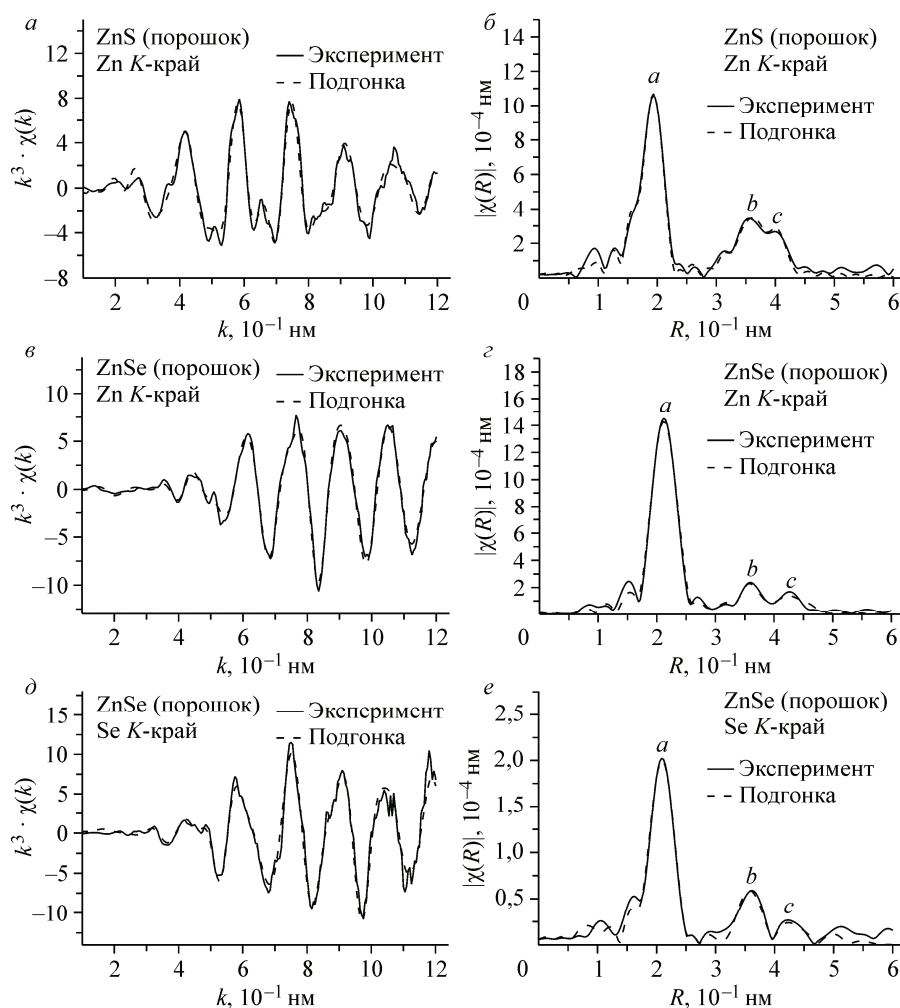


Рис. 4. Нормированные осциллирующие части EXAFS спектров и соответствующие им Фурье-образы: ZnS порошок, данные по K-краю Zn (а, б); ZnSe порошок, данные по K-краю Zn (в, г) и ZnSe порошок, данные по K-краю Se (д, е)

сфер. Для ZnS хорошо выражен пик первой координационной сферы, а пики от второй и третьей сливаются в дуплет. Параметры локального окружения исходных порошков ZnSe и ZnS, рассчитанные методом обратного фурье-преобразования, представлены в табл. 3. Как для ZnSe, так и для ZnS межатомные расстояния первых трех координационных сфер в пределах погрешности совпадают с кристаллографическими значениями для ZnSe и ZnS с кубической структурой сфалерита [16], что согласуется с результатами дифракции. Координационные числа были определены как 4, 12 и 12 соответственно для первой, второй и третьей координационной сферы (КС).

На рис. 5 представлены нормированные осциллирующие части и их фурье-образы из EXAFS спектров поглощения на K-крае Zn и Se для наноструктур ZnS_xSe_{1-x} , полученных напылением на матрицы ААО со средним диаметром пор 29 нм (а), 40 нм (б) и 100 нм (в). На фурье-образов рис. 5, а, б, в наблюдается смещение наиболее интенсивного пика, соответствующего первой координационной сфере, в сторону меньших расстояний при увеличении значения x (концентрации серы). Это смещение является закономерным, так как длина химической связи Zn—S (2,344 Å) меньше, чем Zn—Se (2,454 Å). Параметры локальной атомной структуры атомов Zn представлены в табл. 4. Длины химических связей Zn—S и Zn—Se для различных составов тройных соединений близки к значениям чистых ZnS и ZnSe соответственно с расхождениями

Т а б л и ц а 3

Параметры локального атомного окружения исходных порошков ZnS и ZnSe

Образец	Координационная сфера								
	Первая			Вторая			Третья		
	$R_1, \text{Å}$	N_1	σ_1^2	$R_2, \text{Å}$	N_2	σ_2^2	$R_3, \text{Å}$	N_3	σ_3^2
	Данные по К-краю Zn								
	Zn—S			Zn—Zn			Zn—S ₂		
Модель	2,344	4,0	—	3,828	12	—	4,488	12	—
ZnS	2,344	4,0	6,0	3,850	12	15,0	4,480	12	15,6
	Zn—Se			Zn—Zn			Zn—Se ₂		
Модель	2,457	4,0	—	4,012	12	—	4,704	12	—
ZnSe	2,444	4,0	5,6	4,012	12	18,2	4,684	12	18,1
	Данные по К-краю Se								
	Se—Zn			Se—Se			Se—Zn ₂		
Модель	2,454	4,0	—	4,008	12	—	4,699	12	—
ZnSe	2,451	4,0	5,1	4,017	12	11,9	4,713	12	14,2

R_i — межатомные расстояния i -й координационной сферы; N_i — координационные числа; σ_i^2 — факторы Дебая—Уоллера, 10^{-3}Å^{-2} .

Т а б л и ц а 4

Параметры локального атомного окружения атомов Zn для наноструктур ZnS_xSe_{1-x}, полученных напылением на матрицы ААО

Образец	Данные по К-краю Zn						
	Первая КС						Вторая КС
	Zn—S			Zn—Se			Zn—Zn
$R_1, \text{Å}$	N_1	σ_1^2	$R_1, \text{Å}$	N_1	σ_1^2	$R_2, \text{Å}$	
ZnS_40	2,35	3,0	6	—	—	—	3,80
ZnS _{0,7} Se _{0,3} _40	2,33	2,3	6	2,44	2,0	5	3,90
ZnS _{0,5} Se _{0,5} _40	2,34	1,3	6	2,44	3,0	5	3,95
ZnS _{0,3} Se _{0,7} _40	2,34	0,7	6	2,45	3,6	5	4,00
ZnSe_40	—	—	—	2,45	4,6	6	4,03
ZnS_80	2,35	3,0	7	—	—	—	3,85
ZnS _{0,7} Se _{0,3} _80	2,34	2,3	6	2,44	2,0	5	3,90
ZnS _{0,5} Se _{0,5} _80	2,33	1,0	6	2,44	3,0	5	3,92
ZnS _{0,3} Se _{0,7} _80	2,33	0,7	7	2,45	3,6	5	3,98
ZnSe_80	—	—	—	2,47	4,7	6	4,03
ZnS_120	2,35	2,6	5	—	—	—	3,83
ZnS _{0,7} Se _{0,3} _120	2,36	2,3	4	2,44	2,1	5	3,90
ZnS _{0,5} Se _{0,5} _120	2,34	1,1	6	2,44	3,2	5	3,94
ZnS _{0,3} Se _{0,7} _120	2,35	0,7	7	2,45	3,8	5	3,99
ZnSe_120	—	—	—	2,46	4,3	6	4,05

О к о н ч а н и е т а б л . 4

Образец	Данные по К-краю Se						
	Первая КС						Вторая КС
	Se—Zn			S—Zn			Se—Se
	$R_1, \text{Å}$	N_1	σ_1^2	$R_1, \text{Å}$	N_1	σ_1^2	$R_2, \text{Å}$
ZnSe_40	2,45	3,6	4	—	—	—	4,02
ZnSe_80	2,45	4,2	6	—	—	—	4,01
ZnSe_120	2,47	4,8	7	—	—	—	4,04

R_i — межатомные расстояния i -й координационной сферы;
 N_i — координационные числа; σ_i^2 — факторы Дебая—Уоллера
 в 10^{-3}Å^{-2} .

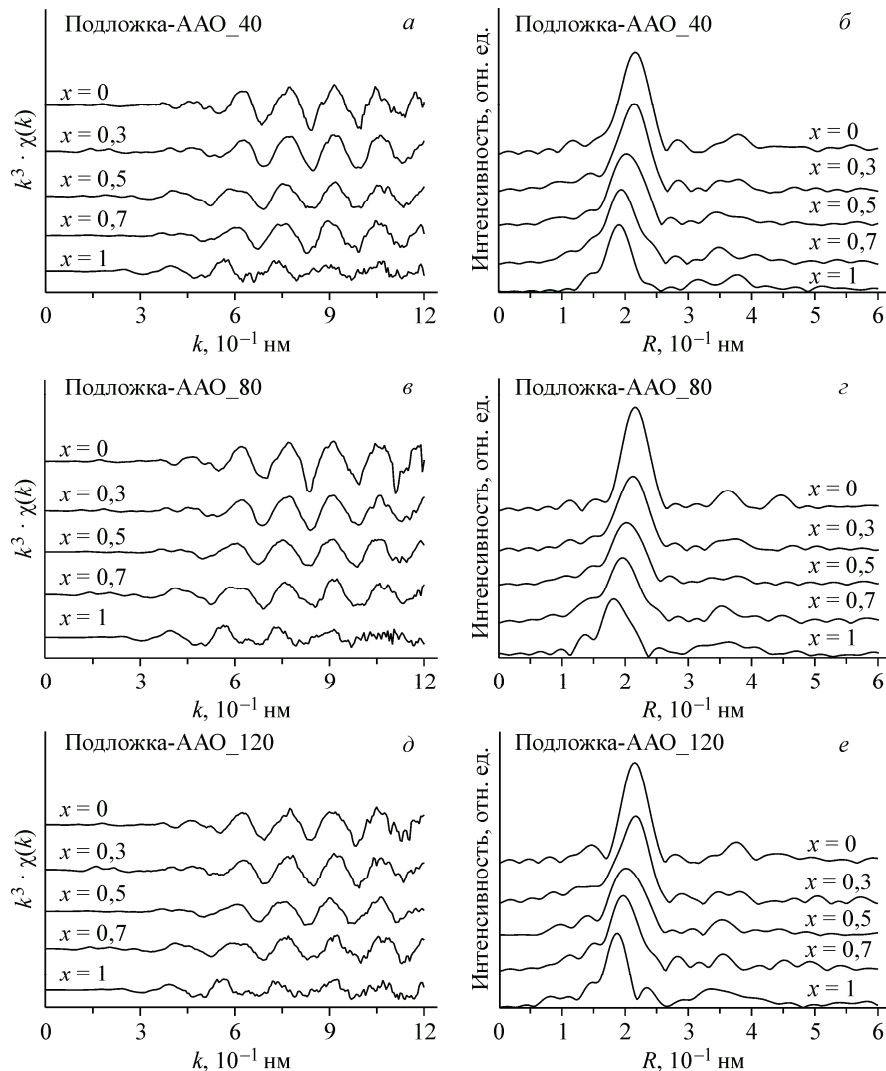


Рис. 5. Нормированные осциллирующие части и фурье-образы EXAFS спектров на К-крае Zn для наноструктур $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$, полученных напылением на матрицу ААО со средним диаметром пор, нм: 29 (а, б); 40 (в, з) и 100 (д, е)

в пределах $\pm 0,02 \text{ \AA}$. При этом расстояния Zn—Zn уменьшаются с увеличением концентрации серы линейно. Используемый в работе метод не позволяет с высокой точностью определить координационные числа. Как отмечалось выше, для первой сферы ошибка составляет $\Delta N/N \approx 10 \%$. Из полученных данных можно сделать достоверный вывод только о тенденциях в изменениях N_i :

а) количество атомов серы вокруг атомов цинка в первой координационной сфере закономерно увеличивается при увеличении x в $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$, при этом количество атомов селена уменьшается;

б) количество атомов цинка вокруг атомов селена в первой координационной сфере уменьшается с уменьшением диаметра пор матрицы-подложки, и наоборот, количество атомов Se вокруг атомов цинка в первой координационной сфере увеличивается с уменьшением диаметра пор матрицы-подложки (но тенденция менее явная);

в) значения КЧ для первой координационной сферы атомов цинка выше, чем для окружения селена (за исключением образца с диаметром пор 100 нм), что может свидетельствовать о заметном отклонении от структуры идеального кристалла на уровне ближнего порядка.

Получить достоверные данные по КЧ второй сферы для тройных соединений из имеющих спектров не удалось.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В данной работе были успешно синтезированы образцы нанокompозитов на основе твердых растворов $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$ в диэлектрической матрице пористого оксида алюминия. Структура $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$ — преимущественно сфалерит. Наблюдается небольшое (в пределах $0,001\text{—}0,004 \text{ \AA}$) изменение параметра решетки в зависимости от диаметра пор матрицы-подложки, что может быть объяснено искажениями кристаллической решетки в процессе роста наноструктур во внутрипоровом пространстве матрицы.

Локальная атомная структура нанокompозитов $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}@\text{Al}_2\text{O}_3$ была исследована методом EXAFS спектроскопии. Показано, что для всех значений атомной концентрации твердых растворов $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$, полученных в данной работе, длины связей Zn—S и Zn—Se близки к значениям чистых ZnS и ZnSe, с отклонением не более $0,02 \text{ \AA}$. Радиусы первых двух координационных сфер для атомов Zn растут линейно с уменьшением концентрации серы, что объясняется замещением в узлах кристаллической решетки атомов серы атомами селена, имеющими больший ковалентный радиус. Значение координационных чисел первой координационной сферы атомов цинка выше, чем для селена, что может свидетельствовать о заметном отклонении от структуры идеального кристалла на уровне ближнего порядка.

Работа выполнена в рамках проекта Российского фонда фундаментальных исследований № Ор 14-32-50274.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гаврищук Е.М., Савин Д.В., Иконников В.Б. // Прикладная физика. – 2010. – **1**. – С. 62 – 65.
2. Chuo H.X., Wang T.Y., Zhang W.G. // J. Alloys Comp. – 2014. – **606**. – P. 231 – 235.
3. Wang M., Fei G.T., Zhang Y.G., Kong M.G., Zhang L.D. // Adv. Mater. – 2007. – **19**. – P. 4491 – 4494.
4. Wu D., Chang Y., Lou Zh., Xu T., Xu J., Shi Zh., Tian Y., Li X. // J. Alloys Comp. – 2017. – **708**. – P. 623 – 627.
5. Liang Y., Xu H., Hark S. // Cryst. Growth Des. – 2010. – **10**. – P. 4206 – 4210.
6. Park S., Kim H., Jin C., Lee C. // Curr. Appl. Phys. – 2012. – **12**. – P. 499 – 503.
7. Lu J.P., Liu H.W., Sun C., Zheng M.R., Nripan M., Subodh G.M., Zhang X.H., Sow C.H. // Nanoscale. – 2012. – **4**. – P. 976 – 981.
8. Xu H.Y., Liang Y., Liu Z., Zhang X.T., Hark S. // Adv. Mater. – 2008. – **20**. – P. 3294 – 3297.
9. Choi Y.-J., Kwon S.J., Choi K.-J., Kim D.-W., Park J.-G. // J. Korean Phys. Soc. – 2009. – **54**, N 4. – P. 1650 – 1654.

10. *Ming Chang, Xue Li Cao, Xi-Jin Xu, Lide Zhang* // *Phys. Lett. A.* – 2008. – **372**. – P. 273 – 276.
11. *Chahrour Khaled M., Ahmed Naser M., Hashim M.R., Elfadill Nezar G., Al-Diabat Ahmad M., Bououdina M.* // *J. Phys. Chem. Solids.* – 2015. – **87**. – P. 1 – 8.
12. *Valeev R.G., Chukavin A.I., Mukhgalin V.V., Kriventsov V.V., Romanov E.A., Robouch B.V.* // *Mater. Res. Express.* – 2015. – **2**. – P. 025006.
13. *Masuda H., Fukuda K.* // *Science.* – 1995. – **268**, N 5216. – P. 1466 – 1468.
14. *Newville M.* // *J. Synchrotron Rad.* – 2001. – **8**, N 2. – P. 96 – 100.
15. *Ravel B., Newville M.* // *J. Synchrotron Rad.* – 2005. – **12**, N 4. – P. 537 – 541.
16. *Chichagov A.V. et al.* // *Kristallografiya.* – 1990. – **35**, N 3. – P. 610 – 616.
17. *Гусев А.И.* *Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии.* – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2005. – С. 169.