

## Физика высокопроводящих прозрачных материалов на основе широкозонного оксида цинка

Г.В. Лашкарев<sup>1</sup>, В.А. Карпина<sup>1</sup>, Л.И. Овсянникова<sup>1</sup>, В.В. Картузов<sup>1</sup>, Н.В. Дранчук<sup>1</sup>,  
М. Годлевский<sup>2</sup>, Р. Петрушка<sup>2</sup>, В.В. Хомяк<sup>3</sup>, Л.И. Петросян<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины  
ул. Кржижановского, 3, г. Киев, 03680, Украина  
E-mail: geolash@ipms.kiev.ua*

<sup>2</sup>*Институт физики ПАН, ал. Лотников, 32/46, г. Варшава, Польша*

<sup>3</sup>*Черновицкий национальный университет, ул. Коцюбинского, 2, г. Черновцы, 58012, Украина*

Статья поступила в редакцию 19 декабря 2016 г., опубликована онлайн 24 февраля 2017 г.

Рассмотрены свойства прозрачных проводящих материалов на основе широкозонного полупроводника оксида цинка, перспективного для применений в фотовольтаике и жидкокристаллических дисплеях. Изучено влияние алюминия на проводимость тонких пленок ZnO, осажденных методом атомно-слоевого роста. Проведены температурные исследования концентрации, подвижности и удельного электросопротивления в диапазоне температур 77–300 К, которые свидетельствуют о металлической проводимости сильно легированных пленок. Электроактивность алюминия как донорной примеси в решетке ZnO изучена для тонких пленок, выращенных методом атомного послойного осаждения на стекло и кремний и содержащих 1–7 ат.% алюминия. Обсуждены причины низкой электроактивности Al в ZnO и предложены пути ее повышения.

Розглянуто властивості прозорих провідних матеріалів на основі широкозонного напівпровідника оксиду цинку, перспективного для застосування у фотовольтаїці та рідкокристалічних дисплеях. Вивчено вплив алюмінію на провідність тонких плівок ZnO, які осаджені методом атомно-шарового росту. Проведено температурні дослідження концентрації, рухливості і питомого електроопору у діапазоні температур 77–300 К, які свідчать про металеву провідність сильно легованих плівок. Электроактивність алюмінію як донорної домішки в ґратці ZnO вивчено для тонких плівок, вирощених методом атомного пошарового осадження на скло та кремній, які містять 1–7 ат.% алюмінію. Обговорено причини низької електроактивності Al в ZnO і запропоновано шляхи її підвищення.

PACS: 64.60.Mu Метастабильные фазы;  
05.70.Ln Неравновесная и необратимая термодинамика;  
61.72.Vb Теории и моделей кристаллических дефектов;  
61.72.Mm Границы зерен и двойниковые границы.

Ключевые слова: оксид цинка, прозрачные проводящие оксиды, донорная примесь, легирование.

### 1. Введение

Прозрачные проводящие оксиды (далее TCO — transparent conducting oxide) — незаменимые материалы для прозрачной электроники и фотовольтаики. Активно развивается физика и технология тонкопленочных солнечных элементов с TCO электродами. Самым известным, хорошо изученным TCO материалом сегодня выступает оксид индия–олова ( $\text{In}_2\text{O}_3\text{--SnO}_2$ , т.е. ITO), в котором массовая доля оксида индия составляет 90 %, а собственно индия — 78%. Индий является редким, рас-

сеянным в земной коре элементом, имеющим высокую стоимость. Поэтому целесообразно вести поиск альтернативных тонкопленочных материалов с электрическими и оптическими характеристиками, близкими к ITO. Материалы, принадлежащие к классу TCO, должны характеризоваться низким удельным электросопротивлением (менее 10 Ом·см), концентрацией электронов на уровне  $10^{20} \text{ см}^{-3}$ , высокой прозрачностью (> 80%) в видимом диапазоне спектра и, следовательно, быть широкозонными полупроводниками с  $E_g > 3$  эВ. По сравнению с другими TCO материалами преимущество ZnO

заключается в низкой стоимости цинка, нетоксичности, в легкости травления в разбавленных кислотах, доступности технологий для низкотемпературного осаждения поликристаллических пленок. В сравнении с ИТО ZnO менее хрупок, что важно при производстве гибких тонкопленочных элементов. Поэтому ZnO привлекает большое внимание как объект научных исследований, о чем свидетельствуют многочисленные публикации. Для применения ZnO в жидкокристаллических дисплеях (ЖКД), как отмечает Т. Минами в [1], необходимо использовать тонкие (50–100 нм) пленки с электросопротивлением на уровне  $10^{-4}$  Ом·см. Разработка новых подходов к способам легирования, повышению электроактивности донорных примесей, подвижности электронов и уменьшению плотности дислокаций; изучение термодинамики собственных и комплексных дефектов — это те актуальные вопросы, которые необходимо решить для улучшения характеристик ТСО материалов на основе ZnO.

## 2. Электрические свойства проводящих пленок оксида цинка

За время исследований, направленных на оптимизацию электрических и оптических характеристик оксида цинка, его удельное электросопротивление удалось уменьшить на порядок до величины  $\sim 10^{-4}$  Ом·см [2,3]. Однако при одинаковой концентрации электронов пленки ИТО характеризуются в 2–3 раза большей их подвижностью, чем в случае пленок оксида цинка. Также следует отметить, что измеренные значения подвижности в пленках ZnO значительно ниже, чем предусматривают теоретические расчеты по модели Брукса–Херинга–Дингла. Как отмечает Элмер в [4] теоретические модели Конвела и Дингла недостаточно хорошо описывают экспериментальные данные, даже если учитывать эффект непараболичности зоны проводимости. Согласно экспериментальным данным, максимальная подвижность в пленках оксида цинка составляет около  $60 \text{ см}^2/\text{В}\cdot\text{с}$ , а минимальное удельное электросопротивление равно  $2 \cdot 10^{-4}$  Ом·см. Проанализировав имеющиеся экспериментальные результаты, Элмер в [3] утверждает, что верхний предел по концентрации носителей в ZnO составляет  $1,5 \cdot 10^{21} \text{ см}^{-3}$  при содержании легирующей донорной примеси 4 ат.%, а максимальная подвижность не превышает  $40 \text{ см}^2/\text{В}\cdot\text{с}$  при концентрации электронов более  $5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ . Таким образом, достичь удельного электросопротивления менее  $1 \cdot 10^{-4}$  Ом·см является достаточно сложной задачей. В сильно легированных пленках с концентрацией электронов  $\sim 10^{21} \text{ см}^{-3}$ , согласно литературным данным, подвижность имеет большой разброс в пределах  $10\text{--}50 \text{ см}^2/\text{В}\cdot\text{с}$ , что нельзя объяснить только рассеянием на ионизированных примесях.

Имеется ряд проблем, которые нужно решить для улучшения электрических свойств тонких пленок оксида цинка. Среди этих проблем наиболее актуальной является повышение электроактивности донорных примесей в оксиде цинка. Так, при легировании оксида цинка алюминием могут формироваться собственные дефекты акцепторного типа  $V_{\text{Zn}}$ ,  $O_i$  или комплексные дефекты. Сам алюминий может сегрегировать на границах зерен в форме кластеров Al или  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

Мы проанализировали эффективность легирования алюминием на примере пленок оксида цинка, осажденных методом ALD (atomic layer deposition). Диэтилцинк, диэтилалюминий и деионизованная вода были использованы как прекурсоры. Главным преимуществом технологии ALD являются низкие температуры осаждения  $100\text{--}240 \text{ }^\circ\text{C}$ . Осаждение пленок на стекло и кремний проводили на установке Savannah-100 (Cambridge NanoTech) при температуре  $160 \text{ }^\circ\text{C}$  и исследовали их электрические свойства в зависимости от содержания алюминия.

Электросопротивление пленок ZnO с различным содержанием алюминия, а также концентрация электронов и их подвижность, определенные из эффекта Холла, представлены в табл. 1. Эти результаты приводят к следующим выводам. Во-первых, сравнив концентрацию введенной донорной примеси алюминия с измеренной концентрацией электронов, мы можем утверждать, что с увеличением содержания алюминия в пленке концентрация электронов возрастает не пропорционально последнему, т.е. возрастает количество неэлектроактивного алюминия в пленках ZnO:Al.

Под электроактивностью (ЭА) алюминия мы понимаем отношение холловской концентрации электронов к концентрации введенного Al ( $n_e/N_{\text{Al}} \cdot 100\%$ ). На рис. 1 изображена концентрационная зависимость электроактивности алюминия в пленке ZnO. Видно, что при низких концентрациях алюминия всего 37% введенного алюминия находится в электроактивном состоянии. При увеличении содержания алюминия этот процент стремительно падает, и уже при 3–7 ат.% алюминия в пленке ЭА составляет около 20%. Такая тенденция ЭА

Таблица 1. Электрические параметры пленок ZnO:Al при разных концентрациях Al

Содержание Al, ат.%	$\rho$ , Ом·см	$n_e$ , $\text{см}^{-3}$	$\mu_H$ , $\text{см}^2/\text{В}\cdot\text{с}$	$N_T \cdot 10^{13}$ , $\text{см}^{-2}$
0,5	$4,2 \cdot 10^{-2}$	$7,6 \cdot 10^{19}$	1,97	1,77
1	$1,4 \cdot 10^{-2}$	$1,33 \cdot 10^{20}$	3,45	2,01
3	$8,5 \cdot 10^{-3}$	$3 \cdot 10^{20}$	2,46	2,74
5	$5,6 \cdot 10^{-3}$	$5,2 \cdot 10^{20}$	2,06	3,82
7	$1,2 \cdot 10^{-2}$	$5,75 \cdot 10^{20}$	0,94	4,15

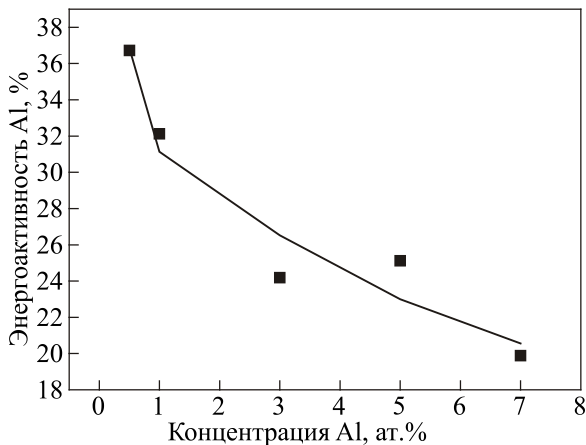


Рис. 1. Электроактивность донорной примеси алюминия в пленках ZnO, осажденных методом ALD.

алюминия четко свидетельствует о том, что есть факторы, которые препятствуют эффективному замещению ионов цинка на ионы алюминия в кристаллической решетке ZnO. Одним из таких факторов является окисление алюминия во время роста пленки, другим — сегрегация на границах зерен, генерация акцепторных компенсирующих дефектов. Возможно также образование нейтрального комплекса  $2Al_{Zn}-V_{Zn}$  [5]. Все эти факторы, безусловно, влияют на ЭА алюминия и, как следствие, на электрические свойства пленки, и, очевидно, отвечают на вопрос, почему при росте концентрации алюминия в пленке в семь раз (от 1 до 7 ат.%) концентрация электронов увеличивается только в четыре раза. Сравнение холловской подвижности с оптической, рассчитанной из проведенных нами ранее оптических исследований [6], позволяет сделать вывод о существенном вкладе границ зерен в рассеяние электронов. Электрическая активность примеси является очень важной характеристикой легированного полупроводника. Неэлектроактивные атомы примеси и их комплексы с собственными дефектами кристаллической решетки не дают вклада в концентрацию свободных электронов, а действуют как заряженные или нейтральные рассеивающие центры, понижающие подвижность.

В поликристаллических пленках транспорт носителей через границы зерен может быть описан в рамках термоионной эмиссии, где эффективная подвижность электронов  $\mu_{gb}$ , преодолевающих энергетический барьер на границах зерен, выражается следующим образом [3]:

$$\mu_{gb} = \frac{eL}{\sqrt{2\pi mk_B T}} \mu_0 \exp\left(-\frac{e^2 N_t^2}{8\epsilon\epsilon_0 n_e k_B T}\right), \quad (1)$$

где  $L$  — размер зерен,  $N_t$  — концентрация ловушек.

Из формулы (1) следует, что высота барьера определяется уровнем легирования (концентрацией электронов  $n_e$ ), а также концентрацией локализованных на

границах зерен ловушек  $N_t$ . Расчетные значения для  $N_t$ , представленные в табл. 1, были получены при аппроксимации экспериментальных данных  $\mu(n_e)$  формулой (1), полагая при этом размеры зерен порядка 30 нм. Из табл. 1 видно, что при увеличении содержания алюминия от 1 до 7 ат.% концентрация ловушек  $N_t$  увеличивается вдвое. Таким образом, для достижения высокой подвижности в пленках необходимо обеспечить либо формирование более крупнозернистой поликристаллической структуры пленки, либо уменьшить плотность ловушек на границах зерен путем совершенствования технологического процесса роста пленки.

Электрические параметры выращенных пленок ZnO:Al, измеренные в диапазоне температур 77–300 К, представлены на рис. 2. Концентрация электронов слабо зависит от температуры и колеблется в пределах ошибки эксперимента. Небольшое увеличение подвижности электронов с ростом температуры может быть связано с конкуренцией между процессами рассеяния на границах зерен и на ионизированных примесях.

Существует еще один фактор, препятствующий достижению высокой подвижности. Он заложен в свойстве закона дисперсии полупроводников. В узкозонных полупроводниках эффективная масса электронов возрастает с ростом их концентрации (уровня Ферми):  $m^*(Ef) = m(0)(1 + 2Ef/Eg)$  уже при сравнительно небольшой концентрации электронов благодаря взаимодействию близко расположенных энергетических зон валентной и проводимости. В среднезонных и широкозонных полупроводниках, к которым относится и ZnO, рост эффективной массы обязан нелинейности закона дисперсии при высоких значениях концентрации электронов, следовательно, и энергии Ферми. На рис. 3 приведена полученная нами зависимость эффективной массы и термоэдс от концентрации алюминия в пленках ZnO:Al, осажденных методом ALD. Термоэдс была исследована при комнатной температуре, а эффективная масса определена из следующего выражения [7]:

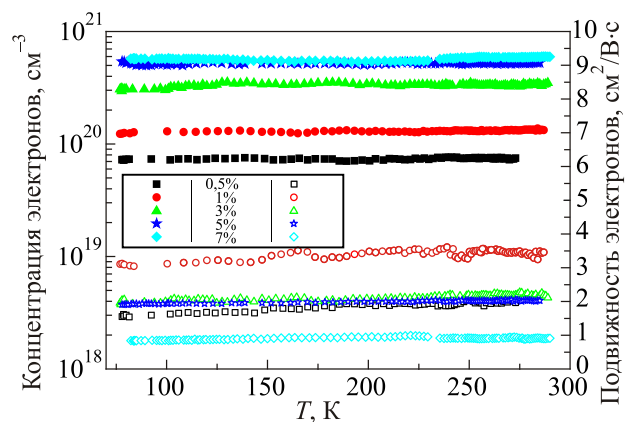


Рис. 2. (Онлайн в цвете) Температурная зависимость концентрации и подвижности электронов в пленках ZnO:Al, осажденных методом ALD.

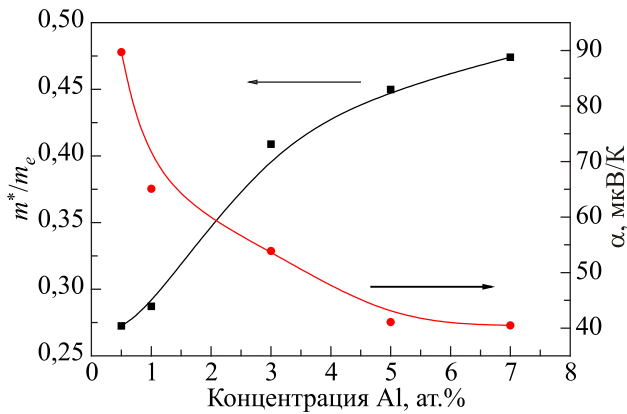


Рис. 3. Эффективная масса и термоэдс в зависимости от концентрации алюминия в пленках ZnO:Al, осажденных методом ALD.

$$m^* = \frac{\alpha |e| \hbar^2 (3n)^{2/3}}{2\pi^{3/2} k^2 (1/2 + 1/3) T}.$$

На рис. 3 видно, что легирование алюминием приводит к возрастанию эффективной массы в 1,7 раз. Таким образом, данный фактор понижения подвижности с уровнем легирования не поддается регулированию в отличие от концентрации собственных дефектов, которой можно в определенных пределах управлять путем изменения технологических условий осаждения пленок.

Полезные сведения о природе электроактивности примеси Al в ZnO дает применение фуллереноподобной модели ZnO, легированной алюминием, что изложено в следующем разделе.

### 3. Исследование состояния донорной примеси Al в пленках ZnO с использованием фуллереноподобной модели

При получении новых пленочных материалов на основе Zn(Al)O, эффективных для фотовольтаических и оптоэлектронных применений, важное значение имеет минимизация процессов самокомпенсации донорной примеси Al собственными акцепторными дефектами. Экспоненциальная зависимость концентрации дефектов от энергии их образования указывает, что в любом кристалле присутствуют в заметных количествах только те типы дефектов, для которых эта энергия минимальна, и дефекты других типов можно не рассматривать.

Фуллереноподобные модели успешно применялись нами ранее в задаче контролируемого изменения зонной структуры наноматериалов на основе ZnCdO и кластеризации фазы CdO в ZnO матрице [8–11]. Выполнено построение модели изолированного фуллереноподобного кластера (ФК)  $Zn_{32}Al_4O_{36}$ . В этом кластере, который имеет нулевой заряд, четыре атома 3-валентного Al замещают 2-валентный Zn в его катионной подрешетке (рис. 4). Расчет оптимизированной геометрии, полной энергии и электронной структуры

проведен в рамках метода функционала электронной плотности B3LYP с набором базисных функций MINI. Энергия когезии была определена как разность полной энергии кластера и суммы энергий составляющих его атомов без учета энергии нулевых колебаний.

При замещении части атомов Zn на Al в ФК  $Zn_{32}O_{36}$  и образовании ФК  $Zn_{32}Al_4O_{36}$  в запрещенной зоне образуются молекулярные уровни, связанные с Al и другими атомами, составляющими кластер. Энергетическая щель  $\Delta E$  между верхним занятым уровнем, связанным с Al ( $E_{HOMO}$ ), и нижним свободным уровнем ( $E_{LUMO}$ ) — дном зоны проводимости — оказалась 0,71 эВ. В дальнейшем эту щель мы интерпретируем в терминологии зонной структуры полупроводников как энергию ионизации Al ( $E_i$ ).

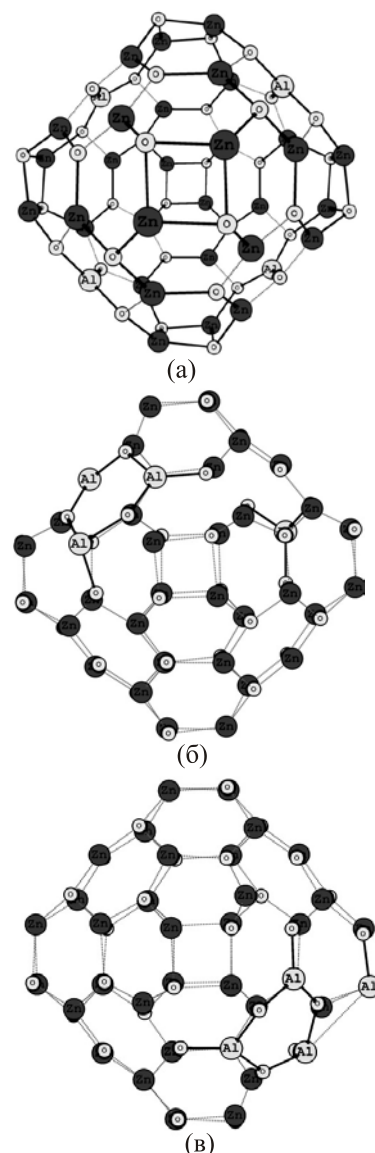


Рис. 4. Геометрия кластеров  $Zn_{32}Al_4O_{36}$  с различным размещением Al–O пар: (а) — однородное; (б) — менее однородное; (в) — неоднородное; большие белые шары — Al, темные — Zn; малые белые — O.

На основании разработанной модели были проведены расчеты термодинамически устойчивого распределения примеси Al в ZnO матрице, энергии образования собственных дефектов — вакансии цинка и кислорода в междоузлии.

В задаче о распределении примеси Al в Zn(Al)O матрице было исследовано по сравнению с базовым (гомогенным) распределением примеси Al варианты, когда три (рис. 4) или четыре атомных пары Al–O соседствуют друг с другом. Как показал расчет, при объединении атомных пар Al–O происходит уменьшение энергии когезии кластера от 208,8 эВ в случае гомогенного распределения примеси до 205,2 эВ во втором и 203,7 эВ в третьем случае. Таким образом, энергетическое преимущество имеет кластер с однородным распределением в нем примеси Al. Энергия ионизации Al при объединении атомных пар Al–O увеличивается.

В задаче определения энергии образования вакансии цинка в кластере с равномерным распределением примеси Al атом Zn был удален из узла кластера и помещен на удалении длины связи Zn–O от его поверхности. Общее количество атомов в кластере осталось без изменения. Разница общей энергии кластера без дефекта и кластера с дефектом принята за энергию образования вакансии цинка и составила 3,58 эВ. Энергия ионизации Al в кластере с дефектом  $V_{Zn}$  (1,20 эВ) возрастает по сравнению с энергией в кластере без дефекта (0,71 эВ).

В задаче определения энергии образования дефекта кислород в междоузлии в кластер  $Zn_{32}Al_4O_{36}$  добавлен атом O в двух типах расположения — вблизи атома Al и вдали от него. Разница общей энергии кластера без дефекта и кластера с внедренным атомом O принята за энергию дефекта, при этом учитывалась энергия дополнительного атома O. Расчет показал, что при расположении внедренного кислорода вблизи атома Al энергия образования дефекта меньше, чем при удаленном расположении и, соответственно, равна 0,44 и 3,13 эВ. Энергия ионизации Al при расположении внедренного O вблизи атома Al (0,47 эВ) меньше, чем при расположении внедренного O на удалении от атома Al (0,97 эВ). Для сравнения энергия ионизации Al в кластере без дефекта равна 0,71 эВ.

Полученные результаты по поведению примеси Al в фуллереноподобном кластере на основе ZnO показывают, что примесь Al проявляет тенденцию к равномерному распределению по кластеру. Анализ энергии образования дефектов показывает преимущество в образовании междоузельного кислорода (0,44 и 3,13 эВ) по сравнению с вакансией Zn (3,58 эВ).

Таким образом, величина энергии ионизации примеси алюминия  $E_i$ , возрастающая при образовании собственного дефекта  $V_{Zn}$ , увеличивает степень компенсации примеси Al. Это означает, что Al будет энергетически выгодно передать свой избыточный электрон не газу свободных носителей, а акцепторному

центру  $V_{Zn}$ . Поскольку  $V_{Zn}$  эквивалентна избытку кислорода, необходимо растить слой ZnO:Al в газовой среде с недостатком кислорода. Это создает трудности для образования дефектов  $V_{Zn}$ . Al уменьшает энергию образования акцепторного дефекта  $O_i$ , что увеличивает компенсацию примеси Al. В этом случае также требуется недостаток кислорода при осаждении пленки.

#### 4. Солнечные элементы на гетероструктурах CIGS/ZnOS с использованием прозрачного проводящего ZnO

На сегодня одним из представителей высокоэффективных тонкопленочных солнечных элементов с использованием прозрачного электрода  $n^+-ZnO$  является  $Cu(In,Ga)Se_2/CdS/n^+-ZnO$ , с традиционным использованием слоя CdS, получаемого методом химического осаждения из раствора (chemical bath deposition (CBD) — мокрое химическое осаждение). Самый высокий коэффициент полезного действия  $\eta$ , полученный на отдельных лабораторных образцах таких солнечных элементов, достигает 20–22% [12]. Но даже такая эффективность значительно ниже теоретического предела 28–30%. Поэтому исследования возможностей создания и повышения эффективности таких солнечных элементов, варьируя технологические условия изготовления устройств, чрезвычайно актуальны как с научной, так и с прикладной точек зрения.

В течение последнего десятилетия значительно возросло количество теоретических и экспериментальных работ по получению и исследованию физических свойств и параметров тонких пленок  $ZnO_{1-x}Se_x$ ,  $ZnO_{1-x}S_x$  [13–16], что связано с перспективностью использования их в качестве буферного слоя при создании солнечных элементов.

Нами были созданы безкадмиевые структуры  $Al/n^+-ZnO/i-ZnO/n-ZnO_{1-x}S_x/p-CuIn_{0,8}Ga_{0,2}Se_2/Mo$ , включающие прозрачный электрод  $n^+-ZnO$ . На рис. 5 при-

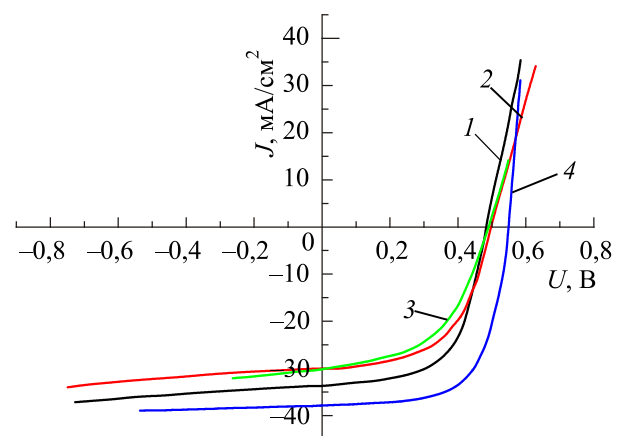


Рис. 5. Световые ВАХ солнечных элементов  $Al/n^+-ZnO/i-ZnO/n-ZnO_{1-x}S_x/p-CuIn_{0,8}Ga_{0,2}Se_2/Mo$ : 1 —  $x = 0,19$ ; 2 —  $x = 0,32$ ; 3 —  $x = 0$ ; 4 —  $Al/n^+-ZnO/i-ZnO/n-CdS/p-CuIn_{0,8}Ga_{0,2}Se_2/Mo$ .



ведены их световые вольт-амперные характеристики (ВАХ) (кривые 1–3), а также, для сравнения, приведены ВАХ структуры с активным слоем CdS (кривая 4). Из световых ВАХ определены коэффициенты полезного действия  $\eta$  созданных солнечных элементов, находящиеся в пределах 7,5–13,3 %. Сравнение параметров указывает на перспективность использования свободных от Cd буферных слоев  $ZnO_{1-x}S_x$  при создании солнечных элементов на основе CIGS с прозрачными слоями ZnO.

### 5. Заключение

Электросопротивление прозрачных проводящих пленок оксида цинка с примесью алюминия, осажденных методами ALD и магнетронного распыления, оказывается в 2–4 раза выше по сравнению с ИТО. На примере осажденных нами пленок ZnO:Al изучена электроактивность донорной примеси алюминия, которая составляет 20–37%, что, по-видимому, обусловлено формированием компенсирующих собственных дефектов, снижающих концентрацию и подвижность электронов. Применение фуллереноподобной модели позволило указать пути понижения степени компенсации примеси алюминия и повышения концентрации и подвижности электронов проводимости. Созданы прототипы солнечных элементов на гетероструктурах CIGS/ZnOS с использованием прозрачного электрода на основе ZnO:Al с коэффициентом полезного действия до 13%. Желание приблизить электрические характеристики оксида цинка к ИТО уже не один год стимулирует исследователей к более глубокому изучению процессов осаждения легированных пленок, к поиску оптимальных условий осаждения, пониманию термодинамики собственных дефектов и примесей и физики транспортных процессов с целью увеличить количество электроактивного алюминия и подвижности электронов в пленках ZnO:Al.

1. T. Minami, *Thin Solid Films* **516**, 5822 (2008).
2. T. Minami, *Semicond. Sci. Technol.* **20**, S35 (2005).
3. K. Ellmer, A. Klein, and B. Rech, *Transparent Conductive Zinc Oxide, Ser. Mat. Sci.*, Springer (2008), Vol. 104.
4. K. Ellmer, *J. Phys. D* **34**, 3097 (2001).
5. J.T. Thienprasert, S. Rujirawat, W. Klysubun, J.N. Duenow, T.J. Coutts, S.B. Zhang, D.C. Look, and S. Limpijumnong, *Phys. Rev. Lett.* **110**, 055502 (2013).
6. V. Romanyuk, N. Dmitruk, V. Karpyna, G. Lashkarev, V. Popovych, M. Dranchuk, R. Pietruszka, M. Godlewski, G. Dovbeshko, I. Timofeeva, O. Kondratenko, M. Taborska, and A. Ievtushenko, *Acta Phys. Pol. A* **129**, A36 (2016).

7. Li Li, Liang Fang, Xian Ju Zhou, Zi Yi Liu, Liang Zhao, and Sha Jiang, *J. Electron Spectrosc. Rel. Phenom.* **173**, 7 (2009).
8. L.I. Ovsianikova, *Acta Phys. Pol. A* **122**, 1062 (2012).
9. L.I. Ovsianikova, *Acta Phys. Pol. A* **126**, 1090 (2014).
10. L. Ovsianikova, V. Kartuzov, I. Shtepliuk, and G. Lashkarev, *Acta Phys. Pol. A* **129**, A-41 (2016).
11. I.I. Shtepliuk, V. Khranovskyy, G. Lashkarev, V. Khomyak, V. Lazorenko, A. Ievtushenko, M. Syväjärvi, V. Jokubavicius, and R. Yakimova, *Solid State Electron.* **81**, 72 (2013).
12. Л.А. Косяченко, В.Я. Литвиненко, Е.Л. Масляничук, *ФТП* **50**, 515 (2016).
13. V. Khomyak, M. Slyotov, I. Shtepliuk, O. Slyotov, and V. Kosolovskiy, *Acta Phys. Pol. A* **122**, 1039 (2012).
14. V.V. Khomyak, O.M. Slyotov, and S.M. Chupyra, *Appl. Opt.* **53**, B110 (2014).
15. I. Shtepliuk, V. Khomyak, V. Khranovskyy, and R. Yakimova, *J. Alloys Comp.* **649**, 878 (2015).
16. V. Khomyak, I. Shtepliuk, V. Khranovskyy, and R. Yakimova, *Vacuum* **121**, 120 (2015).

### High conducting transparent materials based on wide-gap ZnO

G.V. Lashkarev, V.A. Karpyna, L.I. Ovsianikova, V.V. Kartuzov, M.V. Dranchuk, M. Godlewski, R. Pietruszka, V.V. Khomyak, and L.I. Petrosyan

In this work we have discussed the properties of transparent conductive materials based on wide band-gap semiconductor zinc oxide promising for applications in photovoltaics and liquid crystal displays. We investigated the influence of aluminium doping on conductivity of ZnO thin films. Temperature dependencies of carrier concentration, mobility and resistivity for temperature range 77–300 K were carried out revealing the metal-like behavior of highly doped films. The electroactivity of aluminium as donor impurity in ZnO lattice was studied for thin films with 1–7 at.% of Al grown by atomic layer deposition on silicon and glass substrates. The problems of low Al electroactivity in ZnO were discussed and the ways of its enhancement were suggested.

PACS: 64.60.My Metastable phases;  
05.70.Ln Nonequilibrium and irreversible thermodynamics;  
61.72.Bb Theories and models of crystal defects;  
61.72.Mm Grain and twin boundaries.

Keywords: zinc oxide, transport conducting oxide, donor impurity, doping.