

УДК 621.793.18

Оригинальная статья

Особенности локализации примеси Al, Ga и In в слоях на основе ZnO

А.К. Ахмедов¹, А.Ш. Асваров², Э.К. Мурлиев¹, З.В. Шомахов³

¹Институт физики им. Х.И. Амирханова – обособленное подразделение
ФГБУН «Дагестанский федеральный исследовательский центр

Российской академии наук»

367015, Россия, Республика Дагестан, Махачкала, ул. М. Ярагского, 94

²Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова Курчатовского комплекса
кристаллографии и фотоники НИЦ «Курчатовский институт»

119333, Россия, Москва, Ленинский проспект, 59

³ФГБОУ ВО «Кабардино-Балкарский государственный университет им.

Х.М. Бербекова»

360004, Россия, Кабардино-Балкарская республика, Нальчик, ул. Чернышевского, 173

shozamir@yandex.ru

DOI: 10.26456/pcascnn/2024.16.575

Аннотация: Снижение стоимости используемых материалов и технологий формирования функциональных слоев является одной из актуальнейших задач интенсивно развивающейся индустрии прозрачной электроники. В этом ключе особый интерес представляют магнетронные слои на основе легированного оксида цинка, рассматриваемые в качестве реальной альтернативы слоям на основе более дорогого оксида индия при формировании прозрачных электродов в различных оптоэлектронных приложениях. Однако выбор оптимальных составов слоев и режимов их синтеза для каждого конкретного приложения осложняется недостатком систематизированных сравнительных данных по этим системам, полученных в идентичных условиях. В данной работе в идентичных условиях методом магнетронного распыления были получены слои ZnO, легированного Al, Ga и In на уровне от 1 до 20 ат.%. Исследована зависимость структуры и электрических характеристик слоев оксида цинка от уровня внесения легирующей примеси и температуры осаждения. Установлено, что ключевыми факторами, определяющими поведение примеси в матрице оксида цинка, являются ее химическая активность, растворимость в матрице оксида цинка, ионный радиус легирующего металла в данной координации, а также электрические характеристики самостоятельных оксидных фаз легирующих металлов, образующихся на границах зерен.

Ключевые слова: тонкая пленка, магнетронное распыление, прозрачный электрод, оксид цинка, легирование, транспорт носителей, микроструктура, граница зерен.

1. Введение

Прозрачные проводящие слои на основе оксида цинка благодаря высоким характеристикам и относительно низкой стоимости получили широкое распространение при формировании прозрачных электродов в различных оптоэлектронных приложениях [1-3]. Характерной особенностью слоев оксида цинка полученных в условиях далеких от равновесных является высокая концентрация собственных носителей заряда ($n \geq 10^{19} \text{см}^{-3}$), обусловленная дефектами кристаллической решетки, такими как кислородные вакансии и междоузельный цинк. Однако для получения более высоких концентраций применяют легирование оксида

цинка донорной примесью, в качестве которой используются элементы III группы периодической системы элементов, формирующие мелкие донорные уровни в соответствии с простой водородоподобной моделью.

В настоящее время, по совокупности электрофизических характеристик, стоимости материалов и проработанности технологий наибольшее распространение в прикладном аспекте получили магнетронные слои оксида цинка, легированные алюминием ($ZnO:Al$, AZO), галлием ($ZnO:Ga$, GZO) и индием ($ZnO:In$, IZO) [4]. Однако выбор оптимальных составов слоев и режимов их синтеза для каждого конкретного приложения осложняется недостатком систематизированных сравнительных данных по этим системам, полученных в идентичных условиях.

Известно, что в вырожденных полупроводниках, каковыми являются слои оксида цинка, легированные донорной примесью, при концентрации свободных носителей заряда n на уровне 10^{20} см^{-3} и более, основной вклад в снижение их подвижности (свыше 80%) вносят два механизма рассеяния: рассеяние на границах зерен и рассеяние на ионизированной примеси. При $n \leq 2 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ превалирует рассеяние на границах зерен (ГЗ), однако при дальнейшем увеличении n на первый план выходит рассеяние на ионах примеси [5]. Поэтому, для достижения высокой проводимости, в равной степени важно и снижение потенциальных барьеров на ГЗ и минимизация рассеяния на ионах примеси. При решении этих задач особое значение приобретает понимание поведения примеси в ZnO в зависимости от ее состава и уровня внесения, а также режимов осаждения слоев.

2. Постановка задачи

В настоящей работе исследовано влияние содержания легирующей примеси в слоях AZO, GZO и IZO на их электрические характеристики в широком диапазоне уровней легирования и температур подложки T_b . Рассмотрены особенности поведения примеси Al , Ga и In в матрице ZnO .

В эксперименте все слои толщиной ~ 100 нм были получены на установке магнетронного распыления барабанного типа с индивидуальным заданием температуры каждого держателя подложек [6]. Для осаждения слоев использовались керамические мишени диаметром 51 мм и толщиной 4 мм, полученные путем искрового плазменного спекания порошковых смесей на основе ZnO с добавлением Al_2O_3 , Ga_2O_3 и In_2O_3 из расчета 1, 3, 5, 10 и 20 ат.% по металлам. Перед началом распыления камера откачивалась до остаточного давления $2 \cdot 10^{-4}$ Па. Распыление проводилось в атмосфере аргона (чистота 99,999%) при давлении в камере 0,3 Па на постоянном токе в режиме стабилизации тока ($I = 130$ мА). Расход газа в процессе распыления был стабилизирован на уровне 30 н.см³/мин. Осаждение слоев

каждого состава проводилось в едином цикле на подложки с разной температурой T_b : 50, 100, 200 и 300°C. Скорость вращения барабана с подложками составляла 10 об./мин, а минимальное расстояние от мишени до подложки – 100 мм.

3. Результаты и обсуждение

Система AZO. Алюминий, как наиболее химически активный элемент в ряду *Al*, *Ga* и *In*, мало растворим в матрице оксида цинка. По литературным данным предельная растворимость алюминия в матрице оксида цинка очень мала и варьируется у разных авторов от 0,3 до 0,5 ат.%. [7]. В магнетронных слоях растворимость может вырасти до 1 ат.% вследствие ионной бомбардировки поверхности роста при относительно низкой температуре синтеза [8, 9]. В то же время для достижения максимальной проводимости необходимый уровень внесения алюминия колеблется от 2 до 5 ат.%. Поэтому интерес представляет поведение избыточного алюминия, не растворенного в решетке оксида цинка.

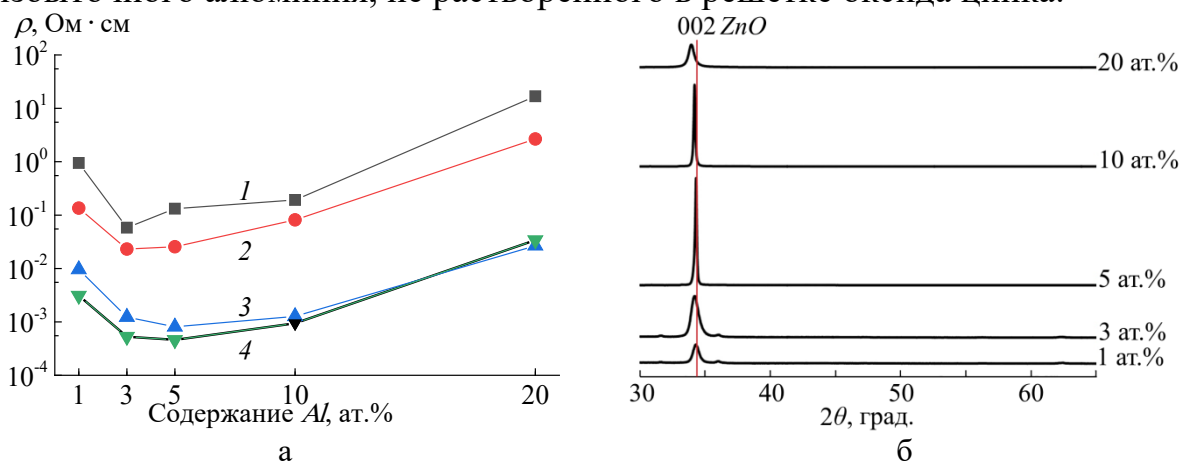


Рис. 1. а – зависимости удельного сопротивления ρ слоев AZO, синтезированных при различной температуре подложек T_b (1 – 50°C, 2 – 100°C, 3 – 200°C и 4 – 300°C), от уровня содержания легирующей примеси; б – рентгенограммы слоев AZO с различным уровнем содержания примеси, синтезированных при $T_b = 300^\circ\text{C}$.

На рис. 1 а приведены зависимости удельного сопротивления ρ слоев AZO, синтезированных при различной T_b , от уровня содержания легирующей примеси в мишенях. Здесь можно отметить следующие особенности. При всех уровнях легирования сопротивления «холодных» слоев ($T_b \leq 100^\circ\text{C}$) более чем на порядок величины выше сопротивления «горячих» ($T_b \geq 200$). В «холодных» слоях минимум удельного сопротивления достигается при содержании примеси на уровне 3 ат.%. С увеличением T_b до 200°C, минимум удельного сопротивления смещается в область больших концентраций (5 ат.%).

Такое поведение свидетельствует о наличии нескольких конкурирующих процессов, преобладающих в том или ином температурном диапазоне. При относительно низкой температуре, вероятность активации примеси незначительна и основным источником свободных носителей заряда являются кислородные вакансии и междоузельный цинк. При этом большая часть примеси локализуется на границах зерен в виде кластеров оксида алюминия, чему способствует экстремально низкая энтальпия его образования ($-1675,7$ кДж/моль). В общем случае, с ростом T_b растет длина миграции осаждаемых атомов цинка и, как следствие, увеличивается размер зерен ZnO , что способствует росту подвижности носителей заряда. В то же время с ростом T_b до 200°C растет также вероятность замещения цинка алюминием в узлах решетки ZnO , однако, при дальнейшем увеличении температуры до 300°C , с ростом содержания примеси растет также вероятность окисления алюминия на поверхности роста с формированием на границах зерен высокоомных оксидных и шпинельных фаз. При этом снижается как концентрация носителей заряда, так и их подвижность, в результате чего в слоях AZO наблюдается рост ρ . Эти данные хорошо согласуются с данными рентгеноструктурного анализа, приведенными на рис. 1 б. Можно видеть, что для системы AZO при $T_b = 300^\circ\text{C}$ минимум удельного сопротивления $\rho = 4,6 \cdot 10^{-4}$ Ом·см достигается в слоях AZO с содержанием Al 5 ат.%, демонстрирующих наилучшую степень кристалличности матричной фазы ZnO . Мы полагаем, что избыточный Al при высокой температуре синтеза не распределяется равномерно по поверхности роста, а интенсивно окисляясь формирует в объеме пленки отдельные аморфные оксидные кластеры, не блокируя полностью рост зерен ZnO . При этом донорные центры, формирующиеся в ZnO , носят преимущественно поверхностный характер. Они обусловлены взаимодействием сегрегированного на ГЗ алюминия с оксидом цинка. В результате этого в зависимости от условий синтеза может происходить как замещение цинка алюминием в узлах решетки ZnO (примесные донорные центры), так и восстановление цинка алюминием с внедрением избыточного цинка в междоузлия (собственные донорные центры).

Система GZO. Ga более устойчив к окислению, чем Al . Энтальпия образования Ga_2O_3 – $-1089,1$ кДж/моль. Длина ковалентной связи $Ga-O$ ($1,92$ Å) близка к длине связи $Zn-O$ ($1,97$ Å); этот фактор обеспечивает уменьшение деформации решетки ZnO даже при относительно высоком уровне легирования [10]. Данные о пределе растворимости Ga в ZnO противоречивы и находятся в интервале $0,5 \div 5$ ат.% [11-13].

На рис. 2 а приведены зависимости удельного сопротивления слоев

GZO, синтезированных при различной температуре подложек, от уровня содержания легирующей примеси в мишенях. Минимальное значение удельного сопротивления в данной системе ($\rho = 3 \cdot 10^{-4}$ Ом·см) достигается слоях с 5 ат.% галлия, синтезированных при $T_b = 300^\circ\text{C}$. В слоях, с содержанием галлия до 5 ат.% включительно, с ростом температуры подложек удельное сопротивление ρ снижается. При этом сопротивления «холодных» слоев ($T_b \leq 100^\circ\text{C}$) более чем на порядок величины выше сопротивления «горячих» ($T_b \geq 200^\circ\text{C}$). При увеличении содержания *Ga* до 10 ат.% различия в сопротивлении горячих и холодных слоев уменьшаются. В слоях с 20 ат.% *Ga* с ростом T_b до 200°C наблюдается монотонное снижение ρ , однако при дальнейшем увеличении T_b удельное сопротивление резко увеличивается более чем на порядок величины по отношению слоям, синтезированным при 200°C .

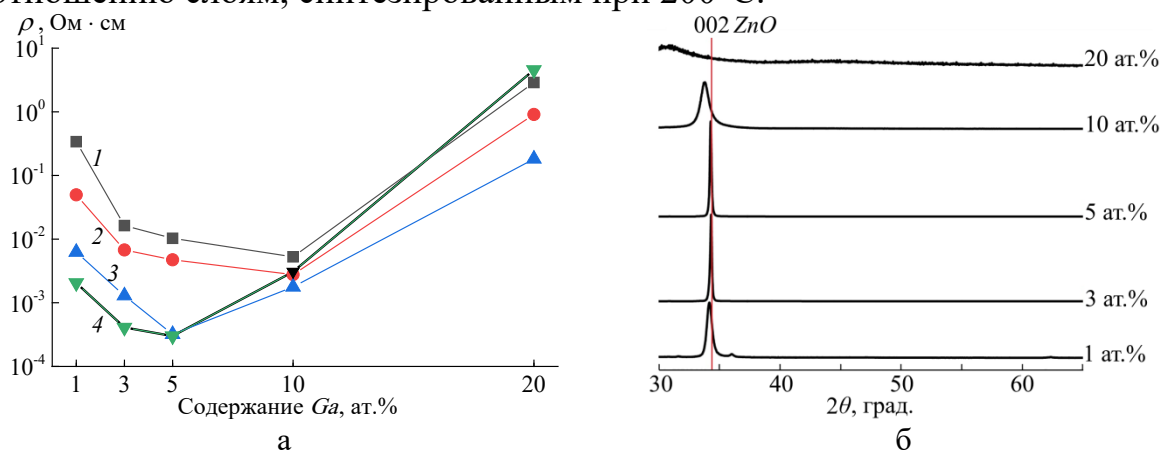


Рис. 2. а – зависимости удельного сопротивления ρ слоев GZO, синтезированных при различной температуре подложек T_b (1 – 50°C , 2 – 100°C , 3 – 200°C и 4 – 300°C), от уровня содержания легирующей примеси; б – рентгенограммы слоев GZO с различным уровнем содержания примеси, синтезированных при $T_b = 300^\circ\text{C}$.

Такой характер зависимости отличается от аналогичной зависимости в слоях AZO и может быть обусловлен меньшей химической активностью *Ga* по отношению к *Al* и, как следствие, большей его растворимостью в матрице *ZnO*. При этом избыточный *Ga* более равномерно распределяется в виде оксида галлия на границах зерен *ZnO*, прерывая их ориентированный рост.

Согласно данным рентгеноструктурного анализа максимальная кристалличность при $T_b = 300^\circ\text{C}$ достигается в слоях GZO с содержанием примеси 5 ат.% (см. рис. 2 б). При увеличении содержания галлия до 10 ат.% снижается общая интенсивность рефлекса 002 *ZnO*, а его максимум сдвигается влево. Дальнейшее увеличение содержания примеси до 20 ат.% приводит к полной аморфизации слоев. Такая зависимость может быть

обусловлена тем, что при уровнях внесения примеси, существенно превышающих уровень предельной растворимости, с ростом T_b увеличивается вероятность окисления атомов примеси на поверхности роста с последующим формированием новых центров кристаллизации.

На основании проведенных исследований можно предположить, что в слоях GZO, синтезированных в интервале температур $50\div 300^\circ\text{C}$ часть галлия встраивается в узлы решетки ZnO в качестве примеси замещения, а избыточный галлий локализуется на ГЗ в виде аморфных Ga -содержащих оксидных фаз, подавляющих ориентированный рост кристаллитов ZnO .

Система IZO. На рис. 3 а приведены зависимости удельного сопротивления ρ слоев IZO, синтезированных при различной T_b , от уровня содержания легирующей примеси в мишенях. Можно видеть, что при всех уровнях содержания примеси с ростом температуры синтеза удельное сопротивление слоев снижается. Минимальное значение сопротивления в системе IZO ($\rho = 9 \cdot 10^{-4} \text{ Ом}\cdot\text{см}$) достигается слоях с содержанием примеси на уровне 20 ат.%, синтезированных при $T_b = 300^\circ\text{C}$.

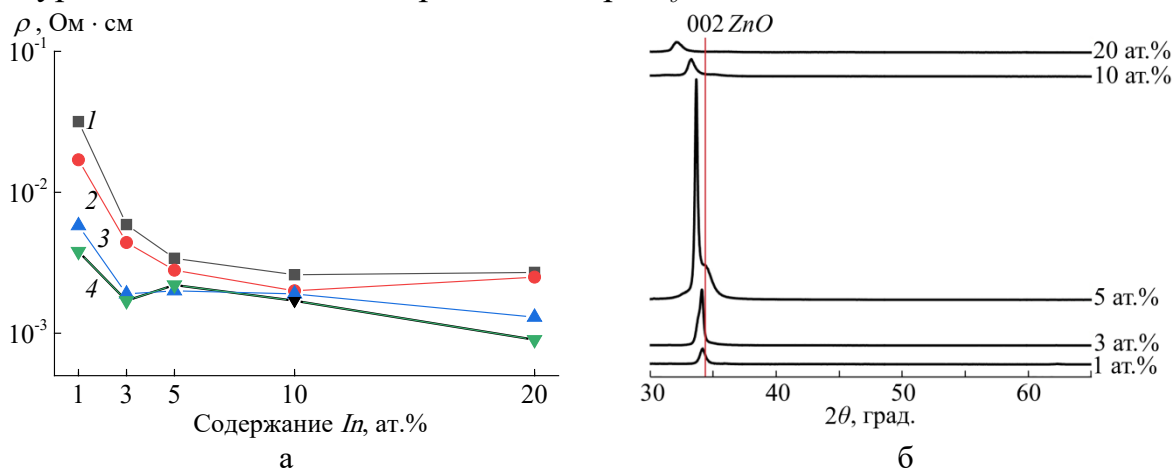


Рис. 3. а – зависимости удельного сопротивления ρ слоев IZO, синтезированных при различной температуре подложек T_b (1 – 50°C , 2 – 100°C , 3 – 200°C и 4 – 300°C), от уровня содержания легирующей примеси; б – рентгенограммы слоев IZO с различным уровнем содержания примеси, синтезированных при $T_b = 300^\circ\text{C}$.

В отличие от слоев AZO и GZO, в слоях IZO с ростом содержания примеси сопротивление снижается при всех температурах синтеза. Другой отличительной особенностью слоев IZO является значительно меньшая зависимость сопротивления от температуры синтеза и уровня содержания легирующей примеси. На рентгенограммах слоев IZO представленных на рис. 3 б можно отметить, что с повышением уровня легирования основной рефлекс 002 матричной фазы ZnO начинает сдвигаться влево, что может быть связано с ростом количества внедренного в междоузлия индия.

Мы полагаем, что такое влияние примеси In на микроструктуру и

электрические свойства слоев ZnO обусловлено следующими факторами:

– Энтальпия образования оксида индия (-926 кДж/моль), относительно малая химическая активность индия и, как следствие, малая вероятность его окисления, вкупе с относительно низкой температурой плавления, обеспечивают высокую подвижность адатомов индия на поверхности роста.

– Значительно больший по отношению к цинку ионный радиус ограничивает прямое замещение атомами индия атомов цинка в узлах решетки ZnO , а избыточный индий частично внедряется в междоузлия или распределяется по границам зерен ZnO .

– Оксид индия, в отличие от оксидов алюминия и галлия является ионным полупроводником, в котором в условиях наличия анионных вакансий дно зоны проводимости формируется за счет прямого перекрытия $5s$ -оболочек катионов, мало зависящего от изменения валентного угла, и поэтому характеризуется высокой подвижностью носителей заряда не только в кристаллическом, но и в аморфном состоянии [14]. Следовательно, образующиеся в слоях IZO обогащенные индием аморфные оболочки на границах нанозерен матричной фазы не только не создают потенциальных барьеров для свободных электронов, а напротив, выступают в качестве альтернативных путей их транспорта.

4. Выводы

Таким образом, совместный анализ электрических характеристик и данных рентгеноструктурного анализа синтезированных слоев AZO, GZO и IZO позволяет сделать следующие обобщения:

- структура и свойства легированных слоев ZnO определяются уровнем внесения и характером локализации легирующей примеси, а также электрическими характеристиками рентгеноаморфных обогащенных примесью оксидных фаз, образующихся на границах зерен;
- характер локализации примеси в слоях оксида цинка при заданных режимах осаждения зависит от уровня его внесения, химической активности и ионного радиуса легирующего металла в данной координации.

Библиографический список:

1. **Liu, H.** Transparent conducting oxides for electrode applications in light emitting and absorbing devices / H. Liu, V. Avrutin, N. Izyumskaya, Ü. Özgür, H. Morkoç // *Superlattices and Microstructures*. – 2010. – V. 48. – I. 5. – P. 458-484. DOI: 10.1016/j.spmi.2010.08.011.
2. **Minami, T.** Transparent conducting oxide semiconductors for transparent electrodes / T. Minami // *Semiconductors Science and Technology*. – 2005. – V. 20. – № 4. – P. S35-S44. DOI: 10.1088/0268-1242/20/4/004.
3. **Stadler, A.** Transparent conducting oxides – an up-to-date overview / A. Stadler // *Materials*. – 2012. – V. 5. – I. 4. – P. 661-683. DOI: 10.3390/ma5040661.
4. **Liu, Y.** ZnO-based transparent conductive thin films: doping, performance, and processing / Y. Liu, Y. Li,

- H. Zeng // *Journal of Nanomaterials*. – 2013. – V. 2013. – Art. Id 196521. – 9 p. DOI: 10.1155/2013/196521.
5. **Bikowski, A.** Analytical model of electron transport in polycrystalline, degenerately doped ZnO films / A. Bikowski, K. Ellmer // *Journal of Applied Physics*. – 2014. – V. 116. – I. 14. – P. 143704-1-143704-11. DOI: 10.1063/1.4896839.
6. **Akhmedov, A.K.** A multi-position drum-type assembly for simultaneous film deposition at different temperatures in a single sputter cycle – application to ITO thin films / A.K. Akhmedov, A. Sh. Asvarov, A.E. Muslimov, V.M. Kanevsky // *Coatings*. – 2020. – V. 10. – I. 11. – Art. № 1076. – 9 p. DOI: 10.3390/coatings10111076.
7. **Serier, H.** Al-doped ZnO powdered materials: Al solubility limit and IR absorption properties / H. Serier, M. Gaudon, M. Ménétrier // *Solid State Sciences*. – 2009. – V. 11. – I. 7. – P. 1192-1197. DOI: 10.1016/j.solidstatesciences.2009.03.007.
8. **Shirouzu, K.** Distribution and solubility limit of Al in Al₂O₃-doped ZnO sintered body / K. Shirouzu, T. Ohkusa, M. Hotta, N. Enomoto, J. Hojo // *Journal of the Ceramic Society of Japan*. – 2007. – V. 115. – I. 1340. – P. 254-258. DOI:10.2109/jcersj.115.254.
9. **Mickan, M.** Effect of substrate temperature on the deposition of Al-doped ZnO thin films using high power impulse magnetron sputtering / M. Mickan, U. Helmersson, D. Horwat // *Surface and Coatings Technology*. – 2018. – V. 347. – P. 245-251. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.04.089.
10. **Lalanne, M.** Preparation and characterization of the defect–conductivity relationship of Ga-doped ZnO thin films deposited by nonreactive radio-frequency–magnetron sputtering / M. Lalanne, J.M. Soon, A. Barnabe et al. // *Journal of Materials Research*. – 2010. – V. 25. – I. 12. – P. 2407. DOI: 10.1557/jmr.2010.0300.
11. **Wang, R.** High conductivity in gallium-doped zinc oxide powders / R. Wang, A.W. Sleight, D. Cleary // *Chemistry of Materials*. – 1996. – V. 8. – I. 2. – P. 433-439. DOI:10.1021/cm950372k.
12. **Yoon, M.H.** Solid solubility limits of Ga and Al in ZnO / M.H. Yoon, S.H. Lee, H.L. Park et al. // *Journal of Materials Science Letters*. – 2002. – V. 21. – I. 21. – P. 1703-1704. DOI: 10.1023/A:1020841213266.
13. **Lu, Zh.-L.** Structural and electrical properties of single crystalline Ga-doped ZnO thin films grown by molecular beam epitaxy / Zh.-L. Lu, W.-Q. Zou, M.-X. Xu et al. // *Chinese Physics Letters*. – 2009. – V. 26. – № 11. – Art. № 116102. – 4 p. DOI: 10.1088/0256-307X/26/11/116102.
14. **Martins, R.** Electron transport and optical characteristics in amorphous indium zinc oxide films / R. Martins, P. Almeida, P. Barquinha et al. // *Journal of Non-Crystalline Solids*. – 2006. – V. 352. – I. 9-20. – P. 1471-1474. DOI: 10.1016/j.jnoncrysol.2006.02.009.

References:

1. Liu H., Avrutin V., Izyumskaya N., Özgür Ü., Morkoç H. Transparent conducting oxides for electrode applications in light emitting and absorbing devices, *Superlattices and Microstructures*, 2010, vol. 48, issue 5, pp. 458-484. DOI: 10.1016/j.spmi.2010.08.011.
2. Minami T. Transparent conducting oxide semiconductors for transparent electrodes, *Semiconductors Science and Technology*, 2005, vol. 20, no. 4, pp. S35-S44. DOI: 10.1088/0268-1242/20/4/004.
3. Stadler A. Transparent conducting oxides – an up-to-date overview, *Materials*, 2012, vol. 5, issue 4, pp. 661-683. DOI: 10.3390/ma5040661.
4. Liu Y., Li Y., Zeng H. ZnO-based transparent conductive thin films: doping, performance, and processing, *Journal of Nanomaterials*, 2013, vol. 2013. art. id 196521, 9 p. DOI: 10.1155/2013/196521.
5. Bikowski A., Ellmer K. Analytical model of electron transport in polycrystalline, degenerately doped ZnO films, *Journal of Applied Physics*, 2014, vol. 116, issue 14, pp. 143704-1-143704-11. DOI: 10.1063/1.4896839.
6. Akhmedov A.K., Asvarov A. Sh., Muslimov A.E., Kanevsky V.M. A multi-position drum-type assembly for simultaneous film deposition at different temperatures in a single sputter cycle – application to ITO thin films, *Coatings*, 2020, vol. 10, issue 11, art. no. 1076, 9 p. DOI: 10.3390/coatings10111076.
7. Serier H., Gaudon M., Ménétrier M. Al-doped ZnO powdered materials: Al solubility limit and IR absorption properties, *Solid State Sciences*, 2009, vol. 11, issue 7, pp. 1192-1197. DOI: 10.1016/j.solidstatesciences.2009.03.007.
8. Shirouzu K., Ohkusa T., Hotta M., Enomoto N., Hojo J. Distribution and solubility limit of Al in Al₂O₃-doped ZnO sintered body, *Journal of the Ceramic Society of Japan*, 2007, vol. 115, issue 1340, pp. 254-258. DOI: 10.2109/jcersj.115.254.
9. Mickan M., Helmersson U., Horwat D. Effect of substrate temperature on the deposition of Al-doped ZnO thin films using high power impulse magnetron sputtering, *Surface and Coatings Technology*, 2018, vol. 347, pp. 245-251. DOI:10.1016/j.surfcoat.2018.04.089.
10. Lalanne M., Soon J.M., Barnabe A. et al. Preparation and characterization of the defect–conductivity relationship of Ga-doped ZnO thin films deposited by nonreactive radio-frequency–magnetron sputtering,

Journal of Materials Research, 2010, vol. 25, issue 12, pp. 2407-2414. DOI: 10.1557/jmr.2010.0300.

11. Wang R., Sleight A.W., Cleary D. High conductivity in gallium-doped zinc oxide powders, *Chemistry of Materials*, 1996, vol. 8, issue 2, pp. 433-439. DOI: 10.1021/cm950372k.

12. Yoon M.H., Lee S.H., Park H.L. et al. Solid solubility limits of Ga and Al in ZnO, *Journal of Materials Science Letters*, 2002, vol. 21, issue 21, pp. 1703-1704. DOI: 10.1023/A:1020841213266.

13. Lu Zh.-L., Zou W.-Q., Xu M.-X. et al. Structural and electrical properties of single crystalline Ga-doped ZnO thin films grown by molecular beam epitaxy, *Chinese Physics Letters*, 2009, vol. 26, no. 11, art. no. 116102, 4 p. DOI: 10.1088/0256-307X/26/11/116102

14. Martins R., Almeida P., Barquinha P. et al. Electron transport and optical characteristics in amorphous indium zinc oxide films, *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2006, vol. 352, issue 9-20, pp. 1471-1474. DOI: 10.1016/j.jnoncrysol.2006.02.009.

Original paper

Some features of localization of Al, Ga and In impurities in ZnO layers

A.K. Akhmedov¹, A.Sh. Asvarov², E.K. Murliev¹, Z.V. Shomakhov³

¹*Institute of Physics of the Dagestan Federal Research Center of RAS, Makhachkala, Russia*

²*Shubnikov Institute of Crystallography, Kurchatov Complex of Crystallography and Photonics,
National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia*

³*Kabardino-Balkarian State University named after H.M. Berbekov, Nalchik, Russia*

DOI: 10.26456/pcascnn/2024.16.575

Abstract: Reducing the cost of the materials and technologies used to form functional films is one of the most pressing issues in the rapidly developing transparent electronics industry. In this regard, ZnO-based films deposited by magnetron sputtering are of particular interest, being considered as a real alternative to more expensive indium oxide films when forming transparent electrodes in various optoelectronic applications. However, the choice of optimal film's compositions and formation modes for each specific application is complicated by the lack of systematic comparative data on these systems obtained under identical conditions. In this work, ZnO films doped with Al, Ga, and In at a level of 1 to 20 at.% were obtained under identical conditions by the magnetron sputtering method. The dependence of the structure and electrical characteristics of ZnO films on the dopant content and deposition temperature was studied. It has been established that the key factors determining the behavior of an impurity in a ZnO matrix are its chemical activity, solubility in the matrix, the ionic radius of the impurity metal in a given coordination, and the electrical characteristics of additional oxide phases of the doping element formed at grain boundaries.

Keywords: *thin film, magnetron sputtering, transparent electrode, zinc oxide, doping, carrier transport, microstructure, grain boundary.*

Ахмедов Ахмед Кадиевич – к.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник Центра высоких технологий, Институт физики им. Х.И. Амирханова – обособленное подразделение ФГБУН «Дагестанский федеральный исследовательский центр Российской академии наук»

Асваров Абил Шамсудинович – к.ф.-м.н., старший научный сотрудник лаборатории роста тонких пленок и неорганических наноструктур, Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова Курчатовского комплекса кристаллографии и фотоники НИЦ «Курчатовский институт»

Мурлиев Эльдар Камильевич – младший научный сотрудник Центра высоких технологий, Институт физики им. Х.И. Амирханова – обособленное подразделение ФГБУН «Дагестанский федеральный исследовательский центр Российской академии наук»

Шомахов Замир Валериевич – к.ф.-м.н., директор института искусственного интеллекта и цифровых технологий Кабардино-Балкарского государственного университета им. Х.М. Бербекова

Akhmed K. Akhmedov – Ph. D., Leading Researcher, Institute of Physics, Dagestan Federal Research Center of RAS

Abil Sh. Asvarov – Ph. D., Senior Researcher, Shubnikov Institute of Crystallography, Kurchatov Complex of Crystallography and Photonics, National Research Center «Kurchatov Institute»

Eldar K. Murliev – Junior Researcher, Institute of Physics of the Dagestan Federal Research Center of RAS

Zamir V. Shomakhov – Ph. D., Director of the Institute of artificial intelligence and digital technologies, Kabardino-Balkarian State University named after H.M. Berbekov

Поступила в редакцию/received: 21.08.2024; после рецензирования/revised: 17.09.2024; принята/accepted 19.09.2024