

Оптические и структурные характеристики пленок оксида цинка, легированных галлием

© О.А. Новодворский[¶], Л.С. Горбатенко, В.Я. Панченко, О.Д. Храмова, Е.А. Чербыло,
К. Венцель⁺, Й.В. Барта⁺, В.Т. Бублик^{*}, К.Д. Щербачев^{*}

Институт проблем лазерных и информационных технологий Российской академии наук,
140700 Шатура, Россия

⁺ Институт полупроводниковой и микросистемной технологии, Университет технологии,
D-01063 Дрезден, Германия

^{*} Московский государственный институт стали и сплавов (Технологический университет),
119049 Москва, Россия

(Получена 2 июля 2008 г. Принята к печати 2 сентября 2008 г.)

Методом импульсного лазерного осаждения на монокристаллических подложках сапфира (0001) получены пленки ZnO *n*-типа проводимости, легированные галлием до 2.5 ат%. Определены зависимости пропускания пленок ZnO в спектральном диапазоне от 200 до 3200 нм от концентрации примеси галлия. Установлено, что увеличение концентрации примеси галлия смещает границу фундаментальной полосы поглощения в синюю область, но снижает прозрачность пленок ZnO в инфракрасной области спектра. Определена зависимость ширины запрещенной зоны ZnO от уровня легирования галлием. Получены спектры фотолюминесценции пленок ZnO с различным уровнем легирования. Установлена немонотонная зависимость интенсивности и положения максимума фотолюминесценции от уровня легирования. Проведены рентгеноструктурные исследования пленок. Установлена зависимость кристаллографических параметров (постоянной решетки *c*) пленки ZnO от концентрации примеси галлия и условий процесса напыления.

PACS: 68.55.Ln, 78.55.Nx, 78.67.-n, 81.15.Fg

1. Введение

Возрастающая необходимость в твердотельных источниках и приемниках света в синей и ультрафиолетовой (УФ) областях стимулировала в последние годы интенсивное исследование нескольких широкозонных полупроводников. Основные усилия разработок в этих направлениях сконцентрированы вокруг GaN (ширина запрещенной зоны $E_g = 3.5$ эВ), ZnO ($E_g = 3.4$ эВ), ZnSe ($E_g = 2.9$ эВ), 6H-SiC ($E_g = 3$ эВ). Впечатляющий прогресс достигнут в материалах на основе GaN. На базе GaN и его сплавов созданы светоизлучающие и лазерные диоды в видимой области спектра (460 нм) [1,2]. Однако для эффективного излучения требуется высокая концентрация In в InGaN, что увеличивает поглощение в УФ области и делает проблематичным использование материалов на базе GaN для создания УФ светодиодов и лазерных диодов [3]. Большой интерес как альтернатива GaN для приборных задач представляет ZnO. Оксид цинка, обладающий высокой радиационной, химической и термической стойкостью, широко используется при создании различных приборов, в частности для формирования прозрачных контактов солнечных элементов. Благодаря своим уникальным оптическим, акустическим и электрическим свойствам оксид цинка нашел применение в газовых сенсорах, варисторах, устройствах генерации поверхностных акустических волн [4]. Будучи прозрачным в широкой области спектра, ZnO обладает высокой стойкостью к

облучению, он податлив к химическому травлению и относительно дешев, что делает его привлекательным для применения в микроэлектронике [5,6].

Легирование пленок ZnO некоторыми элементами приводит к увеличению ширины запрещенной зоны, увеличению энергии активации донорных центров и их стабильности [7]. Авторы работ [8–10] рентгеноструктурным методом исследовали влияние легирования кадмием, магнием и серой на структурные характеристики пленок ZnO и наблюдали увеличение параметра решетки *c* при возрастании концентрации примеси.

Легирование элементами III группы — алюминием, галлием, индием — позволяет получить пленки *n*-ZnO с высокой проводимостью. Легирование элементами V группы позволило получить пленки ZnO *p*-типа проводимости. Для успешного создания светоизлучающих устройств на базе ZnO в виде *p*–*n*-переходов или оптоэлектронных устройств на гетероструктурах с применением ZnO необходимы тщательные исследования свойств легированных пленок ZnO.

Цель данной работы — исследование влияния уровня легирования галлием и условий получения пленок ZnO методом импульсного лазерного напыления на их оптические и структурные характеристики. Получены и исследованы спектры пропускания и фотолюминесценции (ФЛ) пленок с разным уровнем легирования галлием, измерено электрическое сопротивление, проведены рентгеноструктурные исследования. Изучено влияние легирования галлием на сдвиг края фундаментальной полосы поглощения и проводимость пленок ZnO.

[¶] E-mail: onov@mail.ru

2. Методика получения и исследования пленок

Напыление пленок проводили по традиционной для метода импульсного лазерного напыления схеме, когда мишень и подложка располагаются в вакуумной камере. Вакуумная камера ВУП-5, оснащенная турбомолекулярным насосом, откачивалась до давления $2 \cdot 10^{-6}$ Торр. Для абляции мишеней использовался KrF-лазер EMG-200 (длина волны излучения 248 нм, длительность импульса 30 нс, энергия в импульсе до 0.5 Дж, частота повторений импульсов 10 Гц). Излучение лазера фокусировалось на поверхность мишени под углом $45\text{--}50^\circ$ линзой с фокусным расстоянием 20 см, плотность потока энергии на мишени менялась от 1 до 5 Дж/см². Для обеспечения равномерной выработки мишень вращалась со скоростью в несколько оборотов в минуту. Мишени изготавливались в виде таблеток из порошка ZnO (чистота 99.99%) с добавлением порошка Ga₂O₃ (чистота 99.999%). Приготавливались механические смеси мелкодисперсных порошков окислов в соотношении Ga к Zn 2.5, 1.25, 0.625, 0.312, 0.125, 0.0625 и 0%. После этого смеси прессовались в таблетки, которые отжигались при температуре 1000°C в течение 2 ч в атмосфере кислорода.

Тонкие пленки ZnO осаждались на монокристаллические подложки сапфира с ориентацией (0001) размером 1×1 см и толщиной 0.5 мм. Подложка располагалась на нагревателе, температура которого могла изменяться до 1000°C с точностью до 5°C. Расстояние от мишени до подложки составляло 70 мм.

Пропускание пленок (T) исследовали на спектрометре Perkin-Elmer в диапазоне от 200 до 3300 нм при комнатной температуре. Спектры фотолюминесценции пленок снимали по методике обратного рассеяния. Для накачки использовался непрерывный He-Cd-лазер (длина волны излучения $\lambda = 325$ нм). Сопротивление пленок измерялось по четырехточечной схеме. Толщина пленок определялась на профилометре Alpha Step 500 фирмы „Tencor“.

Фотоэлектронная рентгеновская спектроскопия пленок и мишеней, легированных галлием, показала, что при лазерно-плазменном напылении пленок в вакууме содержание галлия в пленках и мишенях совпадает. Исследования проводились при концентрациях Ga от 0.5 ат% и выше.

Рентгеноструктурные исследования пленок ZnO проводили на дифрактометре общего назначения ДРОН. Рабочая длина волны рентгеновского излучения составляла 0.19369 нм (FeK_α-излучение). Использовали графитовый монохроматор с отражением (002). Анализировали распределение интенсивности вдоль вектора дифракции (съемка в схеме $2\theta-\omega$) и перпендикулярно ему (съемка в схеме ω). Первая геометрия съемки чувствительна к изменению периода решетки пленки вдоль нормали к поверхности, а вторая — к разориентации фрагментов кристалла (блочность). Направление вектора дифракции

было параллельно нормали к поверхности образца (симметричная схема съемки).

3. Экспериментальные результаты и обсуждение

3.1. Оптические характеристики пленок ZnO, легированных галлием

Для исследования оптических характеристик пленок ZnO с различной концентрацией примеси Ga пленки осаждались на сапфировые подложки, прозрачные во всем исследуемом диапазоне длин волн от 200 до 3500 нм [11]. Наименьшей плотностью дефектов, которые приводят к локальным электрическим полям, влияющим на границу полосы пропускания, обладают пленки ZnO, напыленные на сапфировые подложки с ориентацией (0001) [12]. Поэтому тонкие пленки ZnO мы осаждали на монокристаллические подложки сапфира с ориентацией (0001).

Характерные спектры пропускания нелегированной пленки ZnO и легированной галлием пленки (концентрация Ga 2.5 ат%) представлены на рис. 1. Оказалось, что положение границы фундаментальной полосы поглощения

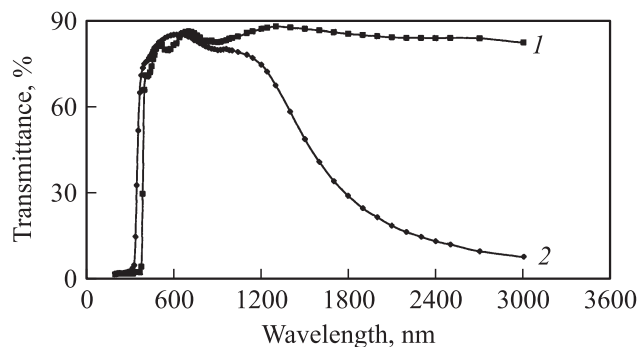


Рис. 1. Спектры пропускания нелегированной пленки ZnO (1) и легированной галлием (2.5 ат%) пленки (2). Подложка — сапфир (0001).

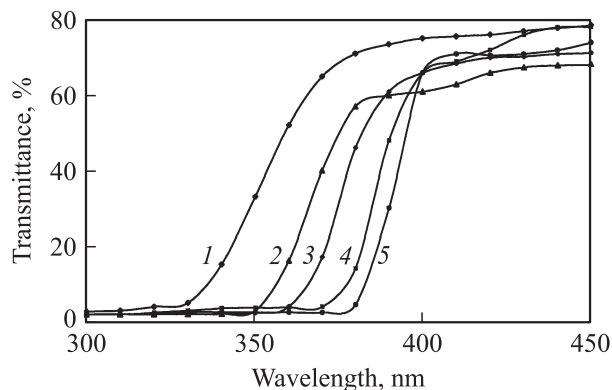


Рис. 2. Пропускание пленок ZnO на сапфире вблизи края фундаментальной полосы поглощения при концентрации Ga, ат%: 1 — 2.5, 2 — 1.25, 3 — 0.5, 4 — 0.125, 5 — 0.

ния зависит от уровня легирования галлием. На рис. 2 представлены участки спектров пропускания пленок с различным уровнем легирования галлием в окрестности края фундаментальной полосы поглощения.

Как видно из рис. 2, угол наклона краевого участка кривой пропускания уменьшается с увеличением концентрации примеси в пленке. Для идеализированного полупроводника с шириной запрещенной зоны E_g при энергии кванта $h\nu = E_g$ пропускание и поглощение должны изменяться скачком. Для количественного определения реальных характеристик пленки в окрестности границы пропускания используется выражение для коэффициента поглощения в этой области при $h\nu < E_g$ в виде [12] $\alpha(h\nu) = AE_0^{3/2} e^{h\nu/E_0}$, где E_0 — эмпирический параметр, имеющий размерность энергии, описывающий ширину полосы локализованных состояний в энергетической щели и связанный с концентрацией включений. Параметр E_0 отражает влияние всевозможных дефектов, приводящих к локальным электрическим полям, которые действуют на границе полосы и определяют ее размытие. С этим связано и изменение наклона кривых пропускания. При концентрации Ga < 1 ат% изменение наклона незначительно, а при больших концентрациях кривая становится более полой. Это сильнее проявляется на отожженных в кислороде пленках, где устраняются дефекты типа вакансий кислорода и сохраняются дефекты, связанные с пространственной неоднородностью распределения различных включений.

Согласно электромагнитной теории, пропускание слоя вещества выражается формулой [13] $T = (1 - R)^2 \times \exp(-ad)$, где R — коэффициент отражения, α — коэффициент поглощения, d — толщина слоя. Отсюда следует логарифмическая связь между коэффициентом поглощения пленки и ее пропусканием: $\alpha \propto -\ln T$. Коэффициент поглощения ZnO имеет параболическую зависимость от энергии излучения $h\nu$ и ширины запрещенной зоны E_g [14]: $\alpha(h\nu) = A^*(h\nu - E_g)^{1/2}$, где A^* — постоянная, зависящая от показателя преломления материала, эффективной массы электрона. Таким образом, из зависимости $(-\ln T)^2$ от энергии кванта падающего излучения $h\nu$ экстраполяцией до пересечения линейной части кривой с осью энергии можно определить значение E_g . На рис. 3 представлены зависимости полученной таким способом величины E_g для пленок ZnO от концентрации галлия в пленке до и после отжига. Отжиг пленок проводился в атмосфере кислорода при температуре 400°C в течение 1 ч. Видно, что увеличение концентрации Ga приводит к увеличению ширины запрещенной зоны. Для всех концентраций Ga при отжиге E_g уменьшается.

Наличие примесей неоднозначно сказывается на величине запрещенной зоны в пленках ZnO. Граница фундаментальной полосы поглощения при легировании Mg [15], Al [16], Sc и Y [17] также смещается в синюю область, а с увеличением концентрации примеси Cd [18] и S [19] смещается в красную сторону.

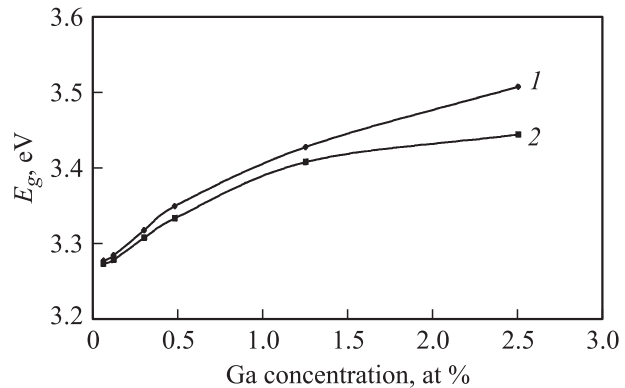


Рис. 3. Зависимости ширины запрещенной зоны E_g от концентрации галлия в пленке ZnO до (1) и после (2) отжига.

Существенно различается поглощение пленок ZnO в зависимости от концентрации галлия и в инфракрасной области спектра. Уровень пропускания определяется концентрацией носителей в зоне проводимости. Поэтому с увеличением уровня легирования пропускание уменьшается. Отжиг увеличивает пропускание пленок, что связано с изменением концентрации носителей в пленке. Проведя предварительную калибровку, столь значительное изменение пропускания в инфракрасной области можно использовать для экспресс-анализа концентрации галлия в пленке.

Непосредственно после напыления и после отжига измерялись сопротивление и толщина пленок, а затем определялось удельное сопротивление. Обнаружено немонотонное изменение удельного сопротивления (ρ) с увеличением концентрации примеси галлия в пленке. Минимальное значение удельного сопротивления (0.0004 Ом·см) достигается при уровне легирования 0.5–1 ат%, затем оно начинает возрастать. Это может быть вызвано выпадением второй фазы (Ga_2O_3 или Zn) в пленке, однако рентгеновский фазовый анализ не выявил наличия дополнительных фаз. Аналогичная немонотонность поведения удельного сопротивления пленок ZnO от концентрации примеси скандия и иттрия описана авторами [17]. Минимум ρ наблюдался ими при 2% Sc_2O_3 и 4% Y_2O_3 .

Отжиг в кислороде приводит к увеличению сопротивления пленок во всем диапазоне легирования.

3.2. Фотолюминесценция

Наблюдаемая в пленках ZnO эффективная экситонная люминесценция с низким порогом возбуждения даже при комнатной температуре [20,21] и большим коэффициентом усиления [22] вызывает большой интерес к ZnO как материалу для реализации эффективного экситонного лазера в ближнем УФ диапазоне при комнатной температуре. Измерения спектров фотолюминесценции (ФЛ) тонких пленок ZnO мы проводили при комнатной температуре с использованием непрерывного излуче-

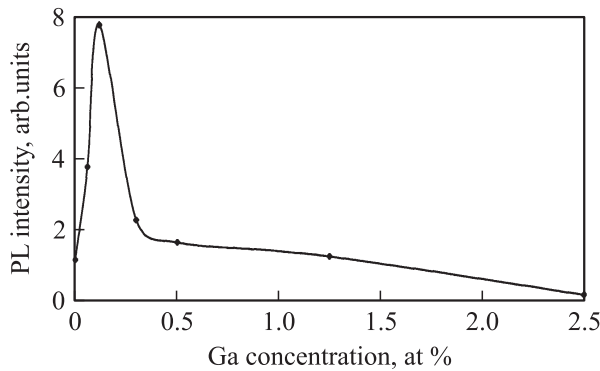


Рис. 4. Зависимость амплитуды пика фотолюминесценции (PL) от уровня легирования Ga.

ния He–Cd-лазера ($\lambda = 325$ нм) в качестве источника возбуждения. Спектры ФЛ пленок при комнатной температуре характеризуются интенсивным пиком в ультрафиолетовой области и отсутствием излучения в зеленой области [23].

Положение пика фотолюминесценции зависит от концентрации Ga в мишени. При низких уровнях легирования (менее 1 ат%) положение пика смещается в синюю область с увеличением концентрации. Это связано с тем, что легирование пленок ZnO галлием приводит к увеличению энергетического расстояния донорных уровней от валентной зоны. При уровнях легирования более 1 ат% положение пика смещается в красную область при увеличении концентрации галлия. Смещение в красную область можно объяснить увеличением плотности дислокаций в пленке из-за возможной неравномерности распределения включений примеси [12]. При соотношении $[Zn] : [Ga] = 1 : 1$ наблюдается красное смещение максимума фотолюминесценции, который доходит до 460 нм [24].

Амплитуда сигнала фотолюминесценции при легировании определяется излучением связанных на донорах экситонов и при небольших уровнях легирования возрастает с увеличением концентрации доноров. Результаты представлены на рис. 4. Уменьшение амплитуды сигнала при дальнейшем увеличении уровня легирования вызвано, по-видимому, возрастанием концентрации дефектов с увеличением степени легирования. В гетероструктурах InGaN/GaN при формировании квантовых ям на границах слоев возникают пьезоэлектрические поля, достигающие величины нескольких МВ/см [25]. Такие поля могут возникать и в пленках ZnO при увеличении уровня легирования в результате локального образования микрофаз Ga_2O_3 , также приводя к гашению фотолюминесценции. Наблюдается увеличение ширины пика люминесценции с ростом концентрации легирующей примеси Ga. Относительно низкая интенсивность люминесценции при низких концентрациях легирующей примеси связана с безызлучательными переходами. Монотонное увеличение интенсивности люминесценции с увеличением концентрации легирующей примеси по-

казывает, что с увеличением концентрации примеси галлия не увеличивается концентрация глубоких донорных уровней, гасящих люминесценцию, а это является показателем высокого качества эпитаксиальных пленок. Уменьшение эффективности люминесценции при увеличении концентрации легирования выше 0.125 ат%, как мы полагаем, может быть вызвано усилением безызлучательной рекомбинации вследствие возрастания концентрации дефектов и явления компенсации собственных дефектов с увеличением степени легирования.

3.3. Влияние условий напыления на структурные характеристики пленки

Существенной возможностью влиять на концентрацию кислорода в пленке является введение в напылительную камеру кислорода при определенном давлении в качестве буферного газа [14]. Увеличение давления кислорода в камере увеличивает число реакционных ионов кислорода, генерируемых в результате неупругой диссоциации молекул кислорода во время процесса абляции, что способствует повышению кристаллического качества пленки. Для исследования влияния давления буферного газа на параметры решетки ZnO пленки напылялись из мишеней с содержанием примеси Ga 2.5 ат% при различных давлениях буферного газа (кислорода) от $1 \cdot 10^{-5}$ до $2 \cdot 10^{-2}$ Торр при температуре подложки из сапфира $T_s = 400^\circ\text{C}$. Методом рентгеноструктурного анализа определены зависимости параметров решетки пленки от давления буферного газа в камере в процессе напыления. На рис. 5 представлены участки дифрактограмм $2\theta-\omega$ для отражения 002 пленок ZnO, полученных при различных значениях давления кислорода в напылительной камере. Видна зависимость положения пика и ширины кривой на половине высоты (ШПВ) от давления, т.е. изменение с давлением периода решетки и размеров кристаллитов вдоль нормали к плоскости 001.

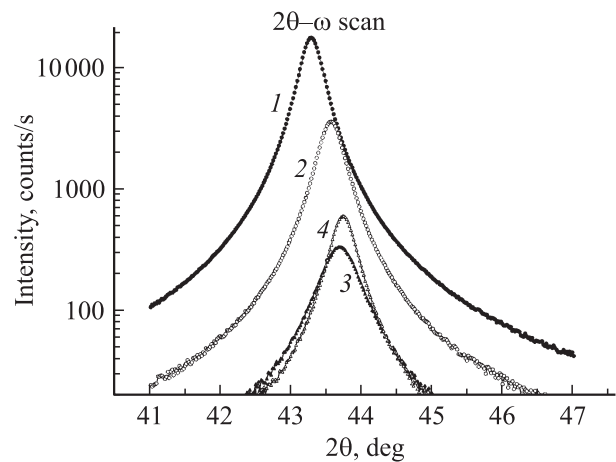


Рис. 5. Дифрактограммы пленок ZnO, полученных при давлениях кислорода в напылительной камере 10^{-5} (1), 10^{-4} (2), 10^{-3} (3), 10^{-2} Торр (4). Отражение 002.

Оценку среднего размера кристаллитов в направлении нормали к отражающей плоскости проводили по значению ШПВ (формула Селянова–Шеррера). Из представленных кривых определены зависимость изменения параметра решетки c , относительное изменение параметра решетки $\delta c/c$, средний размер D и количество кристаллитов в пленке по направлению оси C от давления кислорода в напылительной камере в процессе напыления. Полученные результаты приведены в таблице.

Структурные характеристики пленок ZnO при различных значениях давления кислорода в напылительной камере

Давление, Торр	$\delta c/c$	D , нм	Число слоев кристаллитов	c , Å
10^{-5}	$1.47 \cdot 10^{-2}$	42	5	5.259
10^{-4}	$1.67 \cdot 10^{-2}$	28	7	5.233
10^{-2}	$2.49 \cdot 10^{-2}$	16	12	5.212

Видно, что с увеличением давления параметр решетки c легированной пленки уменьшается, приближаясь к значению для массивного образца $c_0 = 5.207$ Å. Размер кристаллитов при этом уменьшается, а соответствующее число слоев кристаллитов растет. Разориентация кристаллитов при этом возрастает. В работе [26] было установлено, что при выращивании пленок в широком диапазоне изменения давления кислорода (10^{-5} – 10^{-1} Торр) кристаллиты имеют высокую степень ориентации вдоль оси C . При небольших давлениях кислорода (10^{-5} – 10^{-6} Торр) пленки имели значения параметра решетки c на 0.25% больше, чем для объемного (массивного) кристалла. Мы предполагаем, что изменение параметра решетки c обусловлено как дефицитом кислорода, так и тетрагональной деформацией сжатия, вызванной подложкой сапфира (рассогласование решеток сапфира и ZnO 16.8%). Однако при давлении буферного газа 10^{-2} – 10^{-1} Торр постоянная решетки c соответствует значению для массивного образца. Увеличение давления кислорода приводит к релаксации напряжений, вызванных несоответствием периодов решетки для сапфира и ZnO. Релаксация этих напряжений в процессе роста приводит к измельчению кристаллитов, снятию напряжений в кристаллитах (т. е. периода решетки c кристаллита приближается к объемному значению) и увеличению разориентации кристаллитов. Это подтверждается данными по ШПВ на кривых качания (когда детектор неподвижен, а поворачивается только образец). Эта разориентация вызвана генерацией дислокаций в процессе релаксации.

3.4. Влияние плотности энергии на мишени на параметры решетки пленки ZnO

Интенсивность лазерного излучения на мишени влияет на диаграмму разлета эрозионного факела и на энергетический спектр факела [27]. Это в свою очередь

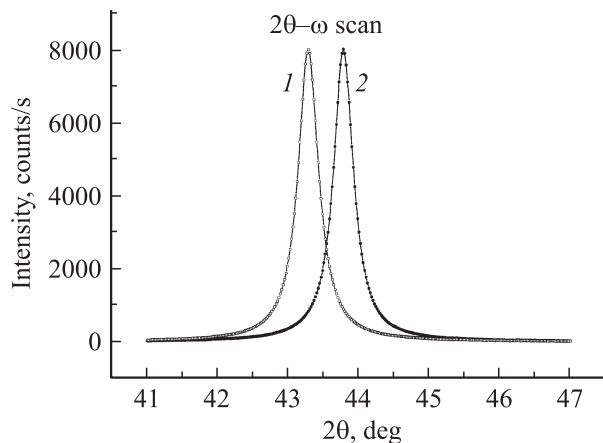


Рис. 6. Распределение интенсивности вдоль вектора дифракции для пленок ZnO на подложке из сапфира при плотностях энергии на мишени 4 (1) и 2 Дж/см² (2).

может влиять на условия роста пленок. При прочих равных условиях напыляли пленки ZnO при различных плотностях энергии на мишени: 2, 3 и 4 Дж/см². Рентгеноструктурный анализ полученных пленок показал, что параметр решетки пленки зависит от интенсивности лазерного облучения на мишени. На дифрактограммах 2θ – ω четко видно смещение положения максимума (002) при изменении плотности энергии на мишени (рис. 6).

Значения параметра решетки c при изменении интенсивности лазерного излучения на мишени составляют соответственно 5.202, 5.232, 5.263 Å. Следует отметить, что с увеличением плотности энергии на мишени разориентация кристаллитов также уменьшается (повышается кристаллическое совершенство пленки вдоль нормали к поверхности образца), что характеризуется сужением кривой качания.

4. Заключение

Определены зависимости пропускания пленок ZnO от концентрации примеси галлия в спектральном диапазоне от 200 до 3000 нм. Установлено, что примесь галлия смещает границу фундаментальной полосы поглощения в синюю область. Определена зависимость ширины запрещенной зоны ZnO от уровня легирования галлием. Легирование галлием уменьшает прозрачность пленок ZnO в инфракрасной области спектра. Это может быть применено для определения концентрации галлия в пленке. Обнаружено немонотонное изменение удельного сопротивления с увеличением концентрации примеси галлия в пленке. Отжиг в кислороде приводит к увеличению сопротивления пленок во всем диапазоне легирования. Получены спектры фотолюминесценции пленок ZnO, легированных галлием. Установлена немонотонная зависимость интенсивности и положения максимума ФЛ

от уровня легирования. Установлена зависимость кристаллографических параметров (постоянной решетки c) пленки ZnO от концентрации примеси галлия и параметров процесса напыления. Это открывает возможность согласования кристаллографических параметров пленок n - и p -типа проводимости при создании диода на ZnO.

Работа выполнена при поддержке МНТЦ (грант № 3294), Федерального агентства по науке и инновациям (государственный контракт № 02.513.11.3169), а также при финансовом участии Фонда поддержки ведущих научных школ (грант НШ-1633.2003.2) и Германского Министерства образования и исследований (BMBF), проект RUS 00/217.

Список литературы

- [1] Y. Narukawa, Y. Kawakami, M. Funato, Shizuo Fujita, Shigeo Fujita, S. Nakamura. *Appl. Phys. Lett.*, **70**, 981 (1997).
- [2] T. Mukai, D. Morita, S. Nakamura. *J. Cryst. Growth*, **189**, 778 (1998).
- [3] H. Tampo, A. Yamada, P. Fons, H. Shibata, K. Matsubara, K. Iwata, S. Niki, K. Nakahara, H. Takasu. *Appl. Phys. Lett.*, **84** (22), 4412 (2004).
- [4] Y. Chen, T. Yao. *Mater. Sci. Eng. B*, **75**, 190 (2000).
- [5] D.C. Look. *Mater. Sci. Eng. B*, **80**, 383 (2001).
- [6] D.C. Look, D.C. Reynolds, C.W. Litton, R.L. Jones, D.B. Eason, G. Cantwell. *Appl. Phys. Lett.*, **81** (10), 1830 (2002).
- [7] Y.W. Heo, Y.W. Kwon, Y. Li, S.J. Pearton, D.P. Norton. *Appl. Phys. Lett.*, **84**, 3474 (2004).
- [8] Y.-Z. Yoo, Zheng-Wu Jin, T. Chikyow. *Appl. Phys. Lett.*, **81** (20), 3798 (2002).
- [9] T. Makino, Y. Segawa, M. Kawasaki, A. Ohtomo, R. Shiroki, K. Tamura, T. Yasuda. *Appl. Phys. Lett.*, **78** (9), 1237 (2001).
- [10] A. Ohtomo, M. Kawasaki, T. Koida, K. Masubuchi, H. Koinuma, Y. Sakurai, Y. Yoshida, T. Yasuda, Y. Segawa. *Appl. Phys. Lett.*, **72** (19), 2466 (1998).
- [11] *Физические величины*. Справочник, под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова (М., Энергоатомиздат, 1991).
- [12] V. Srikant, D.R. Clarke. *J. Appl. Phys.*, **81**, 6357 (1997).
- [13] C.X. Wang, G.W. Yang, T.C. Zhang, H.W. Liu, Y.H. Han, J.F. Luo, C.X. Gao, G.T. Zou. *Diamond Relat. Mater.*, **12**, 1548 (2003).
- [14] Y.R. Ryu, S. Zhu, J.D. Budai, H.R. Chanrasekhar, P.F. Miceli, H.W. White. *J. Appl. Phys.*, **288**, 201 (2000).
- [15] Y.R. Ryu, W.J. Kim, H.W. White. *J. Cryst. Growth*, **219**, 419 (2001).
- [16] T. Aoki, Y. Hatanara, D.C. Look. *Appl. Phys. Lett.*, **76**, 3257 (2000).
- [17] A.K. Sharma, J. Narayan, J.F. Muth, C.W. Teng, C. Jin, A. Kvit, R.M. Kolbas, O.W. Holland. *Appl. Phys. Lett.*, **75**, 3327 (1999).
- [18] K.-K. Kim, H.-S. Kim, D.-K. Hwang, J.-H. Lim, S.-J. Park. *Appl. Phys. Lett.*, **83**, 63 (2003).
- [19] D.C. Look. *Mater. Sci. Eng. B*, **80**, 383 (2001).
- [20] M. Kawasaki, A. Ohtomo, I. Ohkubo, H. Koinuma, Z.K. Tang, P. Yu, G.K.L. Wong, B.P. Zhang, Y. Segawa. *Mater. Sci. Eng. B*, **56**, 239 (1998).

- [21] А.Н. Жерихин, А.И. Худобенко, Р.Т. Вилльямс, Дж. Вилкинсон, К.Б. Усер, Г. Хионг, В.В. Воронов. *Квант. электрон.*, **33** (11), 975 (2003).
- [22] E.M. Wong, P.C. Searson. *Appl. Phys. Lett.*, **74**, 3939 (1999).
- [23] В.Я. Панченко, О.А. Новодворский, В.С. Голубев. *Наука и технологии в пром—сти*, № 4 (1), 39 (2006).
- [24] John Seong Bae, Byung Kee Moon, Byung Chun Choi et al. *Thin Sol. Films*, **424**, 291 (2003).
- [25] Y.S. Park, Seung-Ho Lee, Jae-Eung Oh, Chang-Mo Park, Tae-Won Kang. *Appl. Phys. Lett.*, **84** (22), 4478 (2004).
- [26] S. Choopun, R.D. Vispute, W. Noch, A. Balsamo, R.P. Sharma, T. Venkatesan, A. Iliadis, D.C. Look. *Appl. Phys. Lett.*, **75** (25), 3947 (1999).
- [27] O.A. Novodvorsky, O.D. Khramova, C. Wenzel, J.W. Bartha, E.O. Filippova. *J. Appl. Phys. Lett.*, **94** (5), 3612 (2003).

Редактор Л.В. Шаронова

Structural and optical characteristics of gallium doped ZnO films

O.A. Novodvorsky, L.S. Gorbatenko, V.Ya. Panchenko, O.D. Khramova, Ye.A. Cherebilo, C. Wenzel[†], J.W. Bartha⁺, V.T. Bublik*, K.D. Shcherbachev*

Institute on Laser and Information Technologies, Russian Academy of Sciences, 140700 Shatura, Russia

[†] Institute of Semiconductor and Microsystems Technology, University of Technology, D-01062 Dresden, Germany

* Moscow State Institute of Steel and Alloys (Technological University), 119049 Moscow, Russia

Abstract The n -type ZnO films doped with gallium up to 2.5 at% have been deposited on single-crystal sapphire (0001) substrates by the pulsed laser deposition method. The dependence of ZnO films transmittance in the spectral range from 200 to 3200 nm on gallium concentration has been determined. It has been ascertained that an increase of the gallium concentration resulted in a displacement of the fundamental absorption band to the blue region, while the transparency of ZnO films in the infrared region was reduced. The ZnO band gap width was found to be dependent on the level of doping with gallium. Photoluminescence spectra have been obtained for the ZnO films doped to various levels. A nonmonotonic dependence of the photoluminescence peak intensity and position on the doping level has been assigned. The films have been analyzed by the X-ray diffraction method. It has been established that the crystallographic parameters (lattice parameter c) of the ZnO film depended on the gallium concentration and on the deposition process conditions.