

Эпитаксия ZnSe на GaAs при использовании в качестве источника соединения ZnSe

© С.П. Супрун[†], В.Н. Шерстякова, Е.В. Федосенко

Институт физики полупроводников Сибирского отделения Российской академии наук,
630090 Новосибирск, Россия

(Получена 1 апреля 2009 г. Принята к печати 10 апреля 2009 г.)

Исследованы особенности молекулярно-лучевой эпитаксии субмикронных слоев ZnSe на подложках GaAs (001) при использовании в качестве источника соединения ZnSe в зависимости от исходного состояния поверхности подложки и ее температуры. Показано, что после формирования гетерограницы „избыточный“ Ga остается на поверхности растущей пленки, определяя при температуре выше 250°C скорость ее роста. Согласно измеренным спектрам низкотемпературной люминесценции, 240°C является оптимальной температурой получения слоев данным способом.

PACS: 81.10.Aj, 81.10.Dn, 81.15.Hi, 73.61.Ga, 85.40.Ry

1. Введение

Интерес к гетероструктуре ZnSe/GaAs периодически оживляется в связи с решением различных научных и прикладных задач. Это задачи изучения строения гетерограницы для соединений, образованных элементами с разной валентностью: исследования условий согласования дипольных моментов на гетерогранице и условий выращивания структур с квантовыми точками. Кроме того, это задачи, связанные с технологией создания светодиодов и лазеров „голубого“ диапазона, а также с развитием спинтроники. Однако при получении эпитаксиальных слоев ZnSe на подложках GaAs до настоящего времени существует ряд проблем. Они связаны прежде всего с подавлением диффузии компонентов подложки, в основном Ga, в растущий слой; с определением зависимости скорости роста и структурного совершенства слоя, а также концентраций фоновых примесей, комплексов и дефектов в нем от температуры подложки и с определением соотношения потоков компонент при использовании отдельных источников Zn и Se. Данные, касающиеся получения слоев при использовании в качестве испаряемого материала соединения ZnSe, в известной нам литературе практически отсутствуют.

Впервые зависимость скорости роста от температуры подложки при использовании в качестве источника соединения ZnSe была приведена в нашей работе [1]. Для отдельных источников исследование скорости роста как функции температуры подложки и соотношения потоков компонент для двух ориентаций (100) и (110) описано в работе [2]. Было показано, что эта зависимость может быть объяснена через зависимость коэффициентов прилипания Zn и Se от технологических условий осаждения. Наиболее гладкие слои были сформированы при $T = 280^\circ\text{C}$ и отношении потоков $P_{\text{Se}}/P_{\text{Zn}} = 1$ [2].

Диффузия Ga в растущий слой изучалась методом вторичной ионной масс-спектрометрии (ВИМС) в работах [3,4]. Действительно, при гетероэпитаксии, когда ва-

лентности элементов, образующих материал подложки и пленки, не совпадают, может происходить образование различных химических соединений на гетерогранице, которое сопровождается выделением „невстроенного“ элемента. Его содержание на поверхности роста может быть порядка одного монослоя и зависит от начальных условий осаждения. Это определяется, например, исходной сверхструктурой поверхности подложки, предварительной обработкой перед ростом в парах того или иного элемента, используемыми источниками и так далее. В этом случае его включение в эпитаксиальный слой может происходить постепенно во время роста в виде фоновой примеси, что и демонстрируют результаты работ [3,4]. Предэпитаксиальная обработка поверхности GaAs в парах Se приводила к подавлению диффузии Ga в растущую пленку предположительно за счет образования соединения Ga_2Se_3 на гетерогранице. Интердиффузия может быть подавлена также выращиванием буферных слоев [5], например, твердого раствора AlGaAs на GaAs толщиной до 500 нм.

Наличие Ga и его встраивание в растущий слой ZnSe во многом определяют излучательную рекомбинацию в этом материале. Спектры фотолюминесценции (ФЛ) ZnSe, как показали исследования [6–8], чрезвычайно чувствительны к наличию комплексов с участием Ga и вакансий Zn (V_{Zn}) как вблизи края запрещенной зоны — экситонная люминесценция, так и в области длинноволновых полос люминесценции. В работе [9] проведен подробный анализ зависимости спектров ФЛ, рельефа поверхности слоев, кристаллического совершенства пленок, профиля распределения элементов в области гетерограницы от температуры подложки и соотношения потоков компонент при использовании отдельных источников. Авторы утверждают, что увеличение температуры подложки, с одной стороны, ведет к росту диффузии галлия в эпитаксиальный слой, но с другой — улучшает качество кристаллической решетки. Поэтому оптимальной структурой оказалась двухслойная: вначале выращивался буферный низкотемпературный слой при $T = 250^\circ\text{C}$, отношении $P_{\text{Se}}/P_{\text{Zn}} = 3$ и толщиной 20 нм, а

[†] E-mail: suprun@thermo.isp.nsc.ru

затем высокотемпературный при $T = 310^\circ\text{C}$, при этом же отношении $P_{\text{Se}}/P_{\text{Zn}}$ и толщиной 130 нм. В этом случае было получено максимальное отношение пика краевой ФЛ к пику ФЛ на глубоких уровнях. В своей следующей работе [10] авторы уже прямо связывают изменение спектров ФЛ и структурное совершенство слоев только с концентрацией галлия в эпитаксиальном слое ZnSe.

Возникновение разного рода дефектов в процессе выращивания ZnSe на GaAs при наличии избыточного Ga на поверхности подложки отмечалось в ряде работ. Так, в работе [11] нарушения структуры пленки, наблюдавшиеся методом электронной микроскопии, имели размеры около 1 мкм, их плотность достигала 10^6 см^{-2} . Согласно данным локального оже-анализа, галлий был зарегистрирован только в области дефектов, что обосновывает предположение об иницировании дефектов соединением Ga–Se. В работе [12] подробно проанализирован рельеф поверхности как после удаления собственного окисла GaAs, так и рельеф выращенного эпитаксиального слоя ZnSe. Было показано, что иглообразные включения возникают при росте селенида цинка под областью жидкого галлия, где скорость роста выше, чем на свободной поверхности.

Необходимо отметить, что изложенные выше результаты относятся к случаю использования отдельных источников Zn и Se. В литературе сравнительно мало сообщений по выращиванию этого материала с использованием соединения ZnSe в качестве источника [13,14]. В то же время представляется очевидным, что поддерживать отношения потоков компонентов на уровне стехиометрии весьма проблематично. Это особенно важно на начальном этапе роста: недостаток селена провоцирует интердиффузию Ga с границы раздела, а избыток — формирование соединения Ga с Se.

Нами проводилось осаждение ZnSe из термического испарителя типа ячейки Кнудсена. В качестве испаряемого материала использовалась поликристаллическая шихта ZnSe [1,15]. Для получения информации об электрофизических свойствах и качестве слоев на полученных образцах проводились измерения спектров низкотемпературной ФЛ и холловских параметров.

Таким образом, в данной работе ставилась задача изучения влияния исходного состояния поверхности подложки GaAs (выяснение поведения избыточного Ga) и температуры подложки на скорость роста и качество пленок ZnSe при использовании соединения ZnSe как источника.

2. Методика эксперимента

Исследованные образцы были получены в установке молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ), оборудованной дифрактометром быстрых электронов для наблюдения структуры поверхности на отражение (ДБЭО), кварцевыми весами для измерения толщины осаждаемых

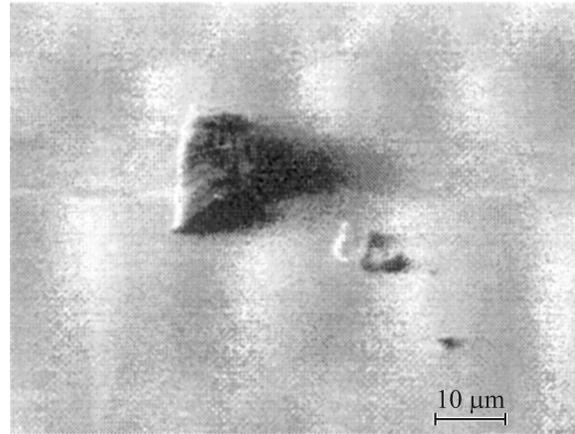


Рис. 1. Изображение поверхности вблизи дефекта, полученное в отраженных электронах. Испаритель ZnSe имел оптически непрозрачную вставку, препятствующую вылету микрочастиц, вероятный источник загрязнения — атмосфера.

слоев, манипулятором с термопарой для контроля температуры непосредственно на поверхности подложки. В качестве источников Ge и ZnSe использовались термические испарители, причем ZnSe выращивался из соединения. Воспроизводимость технологических режимов обеспечивалась использованием автоматизированной системы управления температурой печи нагрева образца и испарителей. Система имела дополнительный контроль по току нагрузки, исключая влияние изменения температуры свободных концов термопары при длительной работе нагревателей.

Нами был отработан метод получения пленок ZnSe на подложках GaAs при температуре $240\text{--}280^\circ\text{C}$, используя в качестве источника шихту [1]. Полученные структуры, согласно электронным изображениям (рис. 1), имели зеркальную поверхность со слабо развитым рельефом. Нелегированные слои имели проводимость n -типа с концентрацией носителей менее 10^{14} см^{-3} . На рис. 2 показан типичный спектр низкотемпературной ФЛ ZnSe при $T = 4.2 \text{ K}$. Пики, приведенные на спектре, соответствуют принятым обозначениям: I_2 — экситону, связанному на нейтральном доноре, DA pair — излучению донорно-акцепторной пары с последующими фоновыми повторениями: DA–1 LO, DA–2 LO, DA–3 LO (так называемая полоса В [8]), SA — излучение, определяемое глубокими уровнями, которые связываются с наличием различного рода дефектов [6,16,17].

Были измерены также спектры ФЛ нелегированных слоев ZnSe, выращенных при температуре подложки от 180 до 400°C , а также легированных Ga в зависимости от температуры источника Ga при фиксированном значении температуры подложки (240°C) и источника ZnSe (760°C). В спектрах ФЛ нелегированных слоев ZnSe наблюдалось монотонное уменьшение отношения интенсивности краевой полосы (на длине волны 459 нм) к примесной (на длине волны 580 нм) с

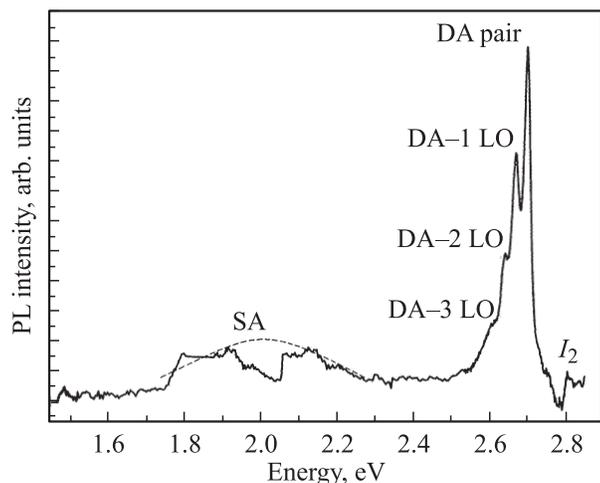


Рис. 2. Спектр фотолюминесценции, измеренный при температуре 4.2 К, пленки ZnSe, полученной на GaAs при 280°C (обозначения пиков интенсивности приведены в тексте).

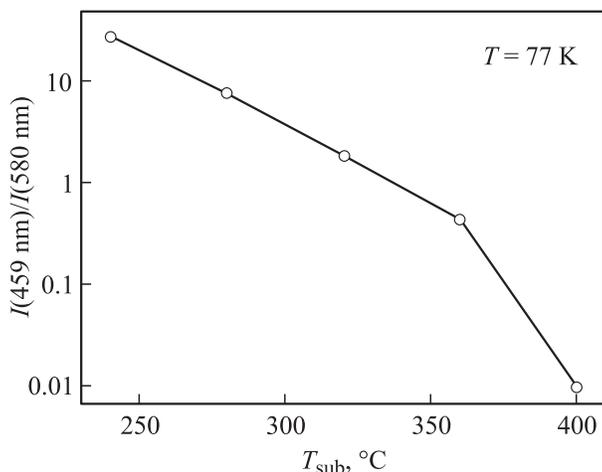


Рис. 3. Отношение интенсивности краевой полосы излучения (459 нм) к интенсивности примесной полосы (580 нм) в зависимости от температуры подложки при выращивании нелегированных слоев ZnSe.

ростом температуры. На рис. 3 приведена эта зависимость, измеренная при $T = 77$ К. С ростом температуры подложки, особенно выше 350°C, наблюдался рост интенсивности полосы излучения, связанной с комплексами типа $(V_{Zn}-Ga_{Zn})$. С другой стороны, уменьшение температуры роста ниже 240°C приводило к ухудшению структурного совершенства слоев, что хорошо было видно на электронограммах ДБЭО, вплоть до срыва в поликристаллическую фазу при температуре 50°C.

При введении легирующей примеси Ga из отдельного источника температура подложки всегда была равна оптимальной 240°C, а температура источника Ga изменялась от 600 до 790°C. При этом отношение интенсивностей излучения в краевой и примесной областях падало в 10 раз. Таким образом, при прямом

введении Ga наблюдалось гашение полосы ФЛ при $\lambda = 459$ нм, аналогичное тому, что наблюдалось с увеличением температуры подложки для нелегированных слоев ZnSe, и возрастание интенсивности широкой полосы в примесной области, которая с ростом температуры источника Ga сдвигалась в сторону известной полосы самоактивированной ФЛ при $\lambda = 580-600$ нм.

Отличительной особенностью эпитаксии из соединения является то, что, согласно холловским данным, подняться по концентрации выше нескольких единиц на 10^{15} см $^{-3}$ даже при наличии дополнительного источника Ga не удалось ни при каких потоках Ga, вплоть до срыва эпитаксиального роста ZnSe. Это, возможно, связано с тем, что концентрация вакансий Zn, на место которых встраивается Ga, определялась температурой эпитаксии при фиксированном отношении потоков Zn и Se, задаваемой составом шихты.

Для выяснения ситуации, связанной с поведением Ga при росте, было поставлено две серии опытов, с использованием в качестве подложек пластин GaAs (001). После стандартной химической обработки подложки крепились на молибденовом носителе с использованием эвтектики In-Ga. В первой серии после операции очистки GaAs прогревом в сверхвысоком вакууме и получения атомарно-чистой поверхности со сверхструктурой 4×2 проводился рост ZnSe при выбранной температуре. В исследованном интервале температуры 50–180°C пленки монокристаллическими, а начиная со 180°C имели сверхструктуру поверхности 2×1 , стабилизированную Se. Во второй серии экспериментов аналогично обработанные подложки загружались в установку, где на них в таком же режиме проводилось осаждение ZnSe при достижении заданной температуры на поверхности, но без предварительной очистки поверхности GaAs. Таким образом, в этом случае поликристаллические пленки ZnSe формировались на поверхности, покрытой слоем собственного окисла GaAs толщиной порядка 2 нм.

После осаждения часть пленки удалялась путем химического травления, затем проводилось осаждение алюминия для получения четкой ступени на травленном краю образца. Толщина слоя ZnSe измерялась на интерференционном микроскопе, обычно она не превышала 0.2 мкм. Затем рассчитывалось отношение измеренной толщины (h_m) к показаниям (h_q) калиброванного кварцевого датчика, полученным во время осаждения. На рис. 4 приведены температурные зависимости отношения h_m/h_q для первой и второй серии опытов. Интенсивность пучка осаждаемого материала и время роста во всех экспериментах были одинаковыми и поддерживались постоянными. Кривая 1 отражает изменение с температурой усредненной по времени осаждения (в принципе скорость роста в начале гетероэпитаксии может отличаться от последующей после формирования сплошного слоя) относительной скорости роста ZnSe на GaAs со сверхструктурой поверхности 4×2 , а кривая 2 — ту же величину на окисленной поверхности. Из рисунка

видно, что экспериментальные точки первой и второй серии, начиная с 250°C , расходятся. Вертикальная линия на рисунке, проведенная для температуры 280°C между первой и второй кривыми, указывает интервал расхождения.

В следующей серии опытов ZnSe осаждался на эпитаксиальный слой Ge, предварительно выращенный

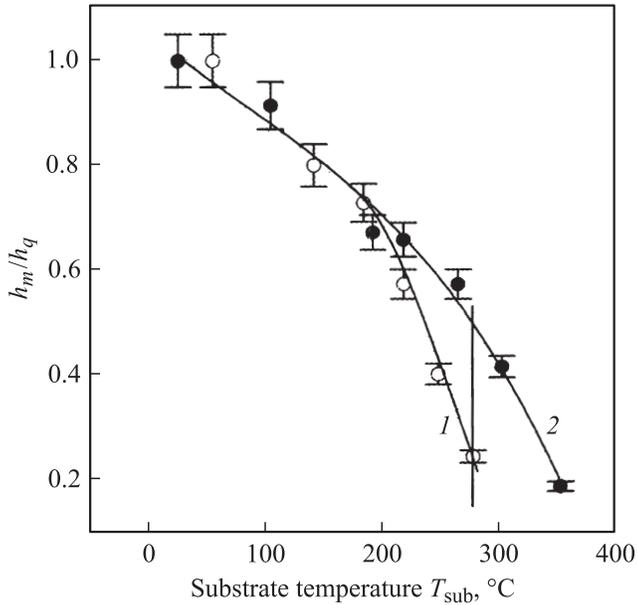


Рис. 4. Температурные зависимости отношения толщины полученного слоя ZnSe (h_m) к показаниям кварцевого датчика (h_q): 1 — на поверхности GaAs с исходной сверхструктурой 4×2 , 2 — на собственном окисле.

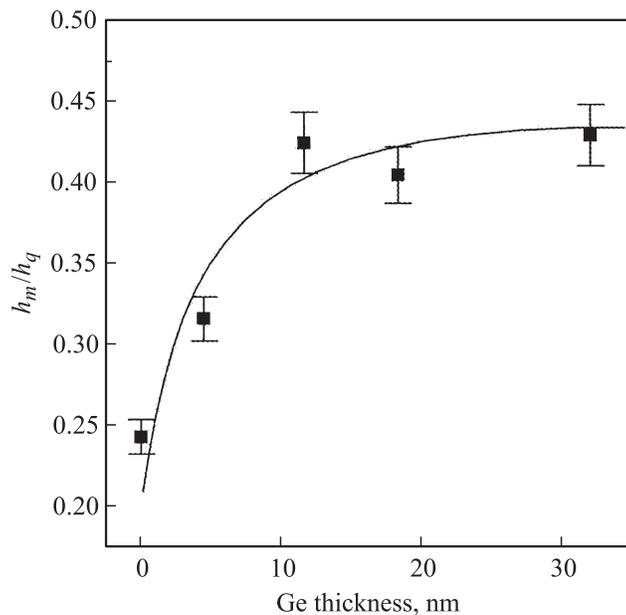


Рис. 5. Зависимость отношения толщины полученного слоя ZnSe (h_m) к показаниям кварцевого датчика (h_q) от толщины подслоя Ge на GaAs с исходной сверхструктурой поверхности 4×2 при температуре подложки 280°C .

на GaAs со сверхструктурой поверхности 4×2 . После очистки поверхности температура подложки понижалась до 280°C , и вначале выращивался монокристаллический слой Ge, имевший сверхструктуру 4×2 , заданной толщины, а затем ZnSe. После роста проводились аналогичные измерения толщины, как и в предыдущих экспериментах. Предварительно была проведена калибровка скорости роста Ge на GaAs, она не зависела от температуры подложки в интервале $150\text{--}550^\circ\text{C}$. Толщина Ge на GaAs дополнительно контролировалась методом комбинационного рассеяния света по отношению интенсивности пиков GaAs ($\text{LO} - 294\text{ см}^{-1}$) на чистой поверхности образца и со слоем Ge по способу, изложенному в работе [18]. На рис. 5 приведена зависимость отношения измеренной толщины пленки ZnSe к показаниям кварцевых весов h_m/h_q от толщины подслоя Ge. Экспериментальная точка, соответствующая значению без подслоя (толщина Ge равна нулю), на рис. 5 совмещена со значением нижней точки кривой 1 на рис. 4 умножением на постоянный коэффициент для всех данных третьей серии. Это было сделано в связи с тем, что положение образца на носителе и соответственно положение относительно кварцевых весов в последней серии несколько отличались. Видно, что полученные точки лежат в интервале значений между кривыми 1 и 2 на рис. 4, указанном вертикальной линией при $T = 280^\circ\text{C}$. Причем переход с нижней кривой на верхнюю наблюдается уже при толщине Ge всего 10 нм.

3. Экспериментальные результаты и обсуждение

Переходя к обсуждению полученных результатов, надо подчеркнуть тот факт, что используемые в экспериментах полупроводники имеют сходный тип решетки и очень близкие по значению ее постоянные. Таким образом, по обе границы раздела для гетероперехода GaAs/ZnSe пространственная симметрия и координационное число остаются одними и теми же, изменяется только значение диполя между ближайшими соседями. Это соответственно приводит к формированию переходного слоя из композиции элементов $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ и $\text{A}^{\text{II}}\text{B}^{\text{VI}}$, согласующего распределение заряда на границе, таким образом, как это изложено, например, в работах [19,20]. В этом случае на полный период решетки приходится в среднем 4 электрона на узел. Однако если на поверхности подложки имеется отклонение от объемной стехиометрии в связи, например, с наличием сверхструктуры, то возникает проблема встраивания избыточного элемента.

В первой серии опытов ZnSe осаждался на GaAs со сверхструктурой 4×2 , стабилизированной Ga. Наличие примерно 0.5 монослоя избытка этого элемента [21] на поверхности должно приводить либо к формированию дефектной неупорядоченной границы раздела, либо к „всплыванию“ лишнего материала на растущем слое.

При низкой температуре подложки менее 200°C, по-видимому, реализуется преимущественно первый вариант событий. С увеличением температуры эпитаксии структурное совершенство пленки растет, что подтверждается данными, полученными методом низкотемпературной фотолюминесценции. Следовательно, избыток Ga окисляется на поверхности роста, и его встраивание в решетку возможно в качестве легирующей примеси на место Zn. Согласно нашим данным, полученным по измерениям Холла, в эпитаксиальных нелегированных слоях ZnSe концентрация электрически активной примеси *n*-типа невелика ($\sim 10^{14} \text{ см}^{-3}$). Это означает, что содержание Ga на поверхности при выращивании слоя толщиной порядка 0.2 мкм практически не меняется ($10^{14} \text{ см}^{-3} \times 2 \cdot 10^{-5} \text{ см} \approx 10^9 \text{ см}^{-2}$ — изменение поверхностной концентрации на уровне 10^{-5} монослоя). Таким образом, его уход в растущий слой пренебрежимо мал. Это означает, что, начиная от границы, рост происходит как бы под плюсом Ga [12], и это изменяет кинетические условия на поверхности.

Известно, что при испарении соединений $A^{IV}B^{VI}$ наблюдается диссоциация материала [22], и газовая фаза состоит из молекул и атомов компонент, причем газовая фаза VI группы состоит из двухатомных молекул. Согласно сообщению [23], при обработке поверхности GaAs селеном образуется соединение Ga_2Se , причем при температуре выше 540°C происходит его испарение:



Наш экспериментальный интервал температуры находится существенно ниже указанного значения, и если соединение образуется при осаждении ZnSe, то оно остается в твердой фазе. Такое возможно, так как сравнительный анализ поверхности образцов, проведенный нами с использованием метода рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии, показал различия в химическом состоянии Se при наблюдении *3d*-пика без и при наличии Ga. Подробный анализ компонент осложнен наличием окисной фазы и отсутствием информации о величине химического сдвига в возможных соединениях Se с Ga. Однако в ситуации, когда на поверхности поддерживается динамическое равновесие по компонентам Zn и Se за счет поступления из источника, переиспарения с поверхности и ухода в растущую кристаллическую решетку, Ga конкурировать с Zn не может. Это обусловлено прежде всего тем, что энтальпия образования Zn–Se примерно в 20 раз больше, чем Ga–Se [24]. Так как возможности покинуть поверхность у Ga не имеется из-за низкого давления паров, рост пленки при температуре 200–280°C происходит фактически без изменения состава поверхности.

С увеличением температуры подложки коэффициенты прилипания к поверхности компонентов ZnSe уменьшаются, что приводит к уменьшению скорости роста, при этом для поверхности, содержащей Ga, эта зависимость более резкая. По-видимому, наличие Ga, уменьшая вероятность взаимодействия с Zn, препятствует диссоциации

молекул Se_2 , что и объясняет наблюдаемое различие между кривыми 1 и 2 на рис. 4.

При эпитаксии Ge на полярной грани GaAs (001) также происходит согласование дипольных моментов. Но в этом случае необходимо принять в расчет, что предел растворимости Ga в германии при температурах 300–600°C порядка 10^{20} см^{-3} [25]. Сделаем простую оценку: если слой толщиной 10 нм имеет концентрацию указанной величины, то это соответствует поглощению $10^{20} \text{ см}^{-3} \times 10^{-6} \text{ см} \approx 10^{14} \text{ см}^{-2}$ поверхностной дозы галлия, что соответствует его избыточной начальной концентрации. Тогда последующий рост ZnSe на буферном слое Ge будет проходить в отсутствие избыточного Ga, что и демонстрирует рис. 4. Из этого можно также заключить, что поведение Ga как фоновой примеси при росте и Ge, и ZnSe на GaAs схожи, что подтверждается исследованиями ВИМС-профиля распределения Ga в эпитаксиальных слоях Ge [26].

Необходимо отметить, что наблюдение такого „согласованного“ формирования гетерограницы возможно, по-видимому, при сравнительно невысоких скоростях роста и соответствующем отношении потоков компонент, определяемых составом шихты. В наших экспериментах скорость не превышала 0.5 монослоя в секунду при осаждении на подложку при комнатной температуре. Таким образом, использование при эпитаксии в качестве источника соединения ZnSe позволяет формировать структурно-совершенные, низколегированные качественные слои наиболее простым способом.

4. Заключение

Проведены исследования роста слоев ZnSe на подложках GaAs (001) со сверхструктурой 4×2 , стабилизированной Ga, при использовании в качестве источника шихты ZnSe. Показано, что после формирования гетерограницы при температуре выше 250°C избыточный Ga окисляется на поверхности, определяя кинетические условия последующего роста пленки. Незначительная часть его встраивается как фоновая примесь в растущий слой, концентрация его даже при использовании дополнительного источника Ga не превышает 10^{15} см^{-3} , что определяется температурой подложки при фиксированном отношении потоков Zn и Se, задаваемым составом шихты. Спектры фотолюминесценции имеют особенности, обусловленные наличием дефектов, включающих V_{Zn} и Ga_{Zn} , типичных также и при выращивании из отдельных источников. Показано, что использование Ge на GaAs является эффективным буфером, полностью поглощающим избыток Ga на поверхности при толщине слоя 10 нм. Кроме того, использование шихты ZnSe в качестве источника предотвращает образование дефектов на основе соединений Ga–Se. Оптимальная температура роста 240°C соответствует максимальному значению интенсивности краевой фотолюминесценции.

Список литературы

- [1] S.P. Suprun, V.N. Sherstiakova, I.G. Neizvestny, V.N. Shumsky. *J. Phys. Low-Dim. Structur.*, **1**, 67 (1995).
- [2] K.M. Koh, M.W. Cho, Z. Zhu, T. Hanada, K.H. Yoo, M. Isshiki, T. Yao. *J. Cryst. Growth*, **186**, 528 (1998).
- [3] M. Yoneta, H. Saito, M. Ohishi. *J. Cryst. Growth*, **138**, 110 (1994).
- [4] F.S. Gard, J.D. Riley, M.G. Dowsett, K. Prince. *Appl. Surf. Sci.*, **203–204**, 490 (2003).
- [5] V.H. Mendez-Garcia, M. Lopez-Lopez, A. Lastras-Martinez, M.A. Vidal, J. Luyo-Alvarado, M. Melendez-Lira, K. Momose, H. Yonezu. *J. Cryst. Growth*, **227–228**, 639 (2001).
- [6] Satoshi Yamauchi, Takashi Hariu, Koicchi Matsushita. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **26**, L893 (1987).
- [7] Г.Н. Иванова, В.А. Касиян, Д.Д. Недеогло. *ФТП*, **31** (11), 1327 (1997).
- [8] Г.Н. Иванова, В.А. Касиян, Н.Д. Недеогло, Д.Д. Недеогло, А.В. Симашкевич. *ФТП*, **32** (2), 178 (1998).
- [9] J.S. Song, J.H. Chang, D.C. Oh, J.J. Kim, M.W. Cho, H. Makino, T. Hanada, T. Yao. *J. Cryst. Growth*, **249**, 128 (2003).
- [10] J.S. Song, S.H. Seo, M.H. Oh, J.H. Chang, M.W. Cho, T. Yao. *J. Cryst. Growth*, **261**, 159 (2004).
- [11] Т.А. Гаврилова, Ю.Г. Сидоров, М.В. Якушев. *Письма ЖТФ*, **21** (1), 729 (1995).
- [12] M. Lopez-Lopez, A. Guillen-Cervantes, Z. Rivera-Alvarez, I. Hernandez-Calderon. *J. Cryst. Growth*, **193**, 528 (1998).
- [13] S.P. Kowalczyk, E.A. Kraut, J.R. Waldrop, R.W. Grant. *J. Vac. Sci. Technol.*, **21**, 482 (1982).
- [14] J.R. Waldrop, R.W. Grant, E.A. Kraut. *J. Vac. Sci. Technol. B*, **5**, 1209 (1987).
- [15] И.Г. Неизвестный, С.П. Супрун, А.Б. Талочкин, В.Н. Шумский, А.В. Ефанов. *ФТП*, **35**, 1135 (2000).
- [16] A. Yoshikawa, S. Muto, S. Yamaga, H. Kasai. *J. Cryst. Growth*, **86**, 279 (1998).
- [17] P.J. Dean, D.C. Herbert. *Phys. Rev. B*, **23**, 4888 (1981).
- [18] S.P. Suprun, A.B. Talochkin, A.K. Gutakovsky, V.N. Shumsky. *J. Phys. Low-Dim. Structur.*, **1**, 59 (1995).
- [19] Th. Gleim, C. Heske, E. Umbach, C. Schumacher, S. Gundel, W. Faschinger, A. Fleszar, Ch. Ammon, M. Probst, H.-P. Steinruck. *Surf. Sci.*, **531**, 77 (2003).
- [20] M.D. Pashley. *Phys. Rev. B*, **40**, 10481 (1989).
- [21] I. Kamiya, D.E. Aspnes, L.T. Florez, J.P. Harbison. *Phys. Rev. B*, **46**, 15894 (1992).
- [22] P. Goldfinger, M. Jeunehomme. *Trans. Faraday Soc.*, **59**, 2851 (1963).
- [23] L.E. Rumaner, J.L. Gray, F.S. Ohuchi. *J. Cryst. Growth*, **177**, 17 (1997).
- [24] C.E.M. Camposa, J.C. de Lima, T.A. Grandia, K.D. Machado, P.S. Pizanib. *Sol. St. Commun.*, **126**, 611 (2003).
- [25] F.A. Trumbore. *Bell Syst. Tech. J.*, **39**, 205 (1960).
- [26] M. Kawanaka, J. Sone. *J. Electron. Mater.*, **19**, 575 (1990).

Редактор Т.А. Полянская

Epitaxy of ZnSe on GaAs from ZnSe compound source

S.P. Suprun, V.N. Sherstyakova, E.V. Fedosenko

Institute of Physics of Semiconductors,
Siberian Branch of Academy of Sciences,
630090 Novosibirsk, Russia

Abstract Peculiar properties of molecular beam epitaxy from a compound source of submicron ZnSe layers on GaAs(001) substrates have been studied relatively to initial conditions at the substrate surface and its temperature. It has been shown that after formation of the heterointerface the „overabundant“ Ga remained at the growing film surface and determined its grown rate at temperatures above 250°C. According to low-temperature photoluminescence spectra, the optimal temperature for such growing layers is about 240°C.