

Влияние условий отжига на испарение дефектных областей в структурах с квантовыми точками InGaAs в матрице GaAs

© Д.С. Сизов, М.В. Максимов, А.Ф. Цацульников, Н.А. Черкашин, Н.В. Крыжановская, А.Б. Жуков, Н.А. Малеев, С.С. Михрин, А.П. Васильев, Р. Селин*, В.М. Устинов, Н.Н. Леденцов, Д. Бимберг*, Ж.И. Алфёров

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, 194021 Санкт-Петербург, Россия

*Institut für Festkörperphysik Technische Universität Berlin, D-10623 Berlin, Germany

(Получена 11 марта 2002 г. Принята к печати 13 марта 2002 г.)

Методом фотолюминесценции и электронной микроскопии на просвет исследованы структуры с квантовыми точками In(Ga)As в матрице GaAs, полученные методом молекулярно-пучковой эпитаксии. Структуры были подвергнуты технологии *in-situ* селективного термического удаления дефектных областей. На основе результатов анализа люминесцентных свойств предложен метод оценки кристаллографического совершенства структур при помощи измерения интенсивности фотолюминесценции матрицы GaAs при высоких температурах измерения (до 400 К). Исследованы методики удаления дефектов с применением как однократного селективного удаления дефектных островков InAs при 600°C, так и двухстадийной методики, дополнительно включающей в себя селективное зарастивание тонким слоем AlAs и высокотемпературный (650–700°C) отжиг. Найдены оптимальные режимы процесса, позволяющие получать структуры со сравнительно малым количеством дефектов без значительного уменьшения плотности когерентных квантовых точек.

1. Введение

Одним из важнейших направлений развития оптоэлектроники является усовершенствование оптических усилителей, фотодетекторов и излучателей, работающих в диапазоне длин волн 1.25–1.7 мкм. Лазеры и оптические усилители этого диапазона являются ключевыми элементами бурно развивающихся технологий оптоволоконной связи. Диапазон вблизи 1.3 мкм соответствует нулевой дисперсии стандартного оптического волокна, доминирующего в современных линиях оптоволоконных коммуникаций и обеспечивающего максимальную скорость при фиксированной длине линии связи. В последнее время получены хорошие результаты в создании полупроводниковых инжекционных лазеров на подложках GaAs, излучающих на длине волны 1.3 мкм, с квантовыми точками (КТ) в активной области [1–3]. Лазеры с КТ в активной области, выращиваемые на подложках GaAs, особенно перспективны для применения в линиях оптоволоконных передач и способны заменить используемые сейчас лазеры на подложках InP. Это обусловлено рядом причин. Во-первых, подложки GaAs обладают большой механической прочностью и теплопроводностью, а также малой себестоимостью. Во-вторых, лазеры с квантовыми ямами на основе твердых растворов InGaAsP и InGaAlAs, изопериодических с подложкой InP, уступают лазерам AlGaAs на подложках GaAs в температурной стабильности пороговой плотности тока из-за различий зонной структуры таких соединений [4–6]. Использование подложек GaAs также позволяет получать поверхностно излучающие лазеры, используя многослойные зеркала GaAs–AlAs или GaAs–Al(Ga)O, имеющие при относительном небольшом количестве периодов (20–25 и 5–6 соответственно) вы-

сокий максимальный коэффициент отражения (> 99.5%) и широкое плато в спектре отражения, что существенно сложнее осуществить в случае использования соединений, изопериодических с подложкой InP. Кроме того, в случае реализации лазеров на основе КТ, локализация носителей тока по всем трем пространственным направлениям может подавить их диффузию к дефектным областям, продлить срок службы и увеличить плотность оптической мощности, при которой происходит катастрофическая деградация зеркал [7,8], а также появляется возможность создать микролазеры. Структуры с КТ демонстрируют также улучшенные динамические характеристики по сравнению с лазерами на квантовых ямах [9]. С другой стороны, КТ In(Ga)As/GaAs позволяют реализовать эффективную интенсивность фотолюминесценции (ФЛ) при комнатной температуре в диапазоне длин волн 1.3–1.4 мкм [10–12]. Напротив, при использовании квантовых ям In(Ga)As/GaAs генерацию с длиной волны больше чем 1.1 мкм получить весьма трудно. Таким образом, использование КТ In(Ga)As/GaAs весьма перспективно для инжекционных лазеров, излучающих на длине волны более 1.25 мкм. В настоящее время созданы полосковые лазеры длинноволнового диапазона на основе КТ на подложках GaAs с рекордно низкими пороговыми плотностями тока [13]. Для полосковых лазеров продемонстрированы высокие значения выходной мощности, а также высокие значения дифференциальной эффективности [14,15]. Получены также поверхностно излучающие лазеры, продемонстрировавшие лазерную генерацию на длине волны 1.3 мкм, работающие в непрерывном режиме [16,17].

Следует отметить, что, несмотря на описанные выше достижения, температурная стабильность порогового тока лазеров на КТ при температуре выше комнатной пока

существенно уступает аналогичной характеристике лазеров на квантовых ямах диапазона 1 мкм, выращенных на подложках GaAs. Причиной данного эффекта является ограниченная плотность электронных состояний в активной области с КТ InGaAs [18]. Присутствие дефектов, связанных со спонтанным образованием дислокаций, дислокационных петель, диполей дефектов и др., также может оказать влияние на ухудшение характеристик приборов. Данные дефекты образуются с большей вероятностью в структурах со сравнительно большими, по размерам, квантовыми точками, которые используются для достижения длинноволнового диапазона излучения в лазерах. Если плотность дефектов сравнительно высока, то безызлучательная рекомбинация на дефектах сравнима с излучательной рекомбинацией через уровни в КТ, что ведет к осязаемому снижению эффективности инжекции. Вследствие этого может возрастать пороговый ток, падать дифференциальная эффективность и максимальная выходная мощность. Следует отметить, что ухудшение лазерных характеристик длинноволновых лазеров на КТ наблюдается только при повышенных температурах наблюдения (вблизи комнатной и выше), в то время как при температурах ниже комнатной параметры лазеров на КТ близки к идеальным [19].

В связи с вышеизложенным важной научной и технической задачей является получение бездефектных структур с квантовыми точками In(Ga)As/GaAs, излучающими в длинноволновом (> 1.25 мкм) оптическом диапазоне. Ряд работ посвящен разработке методов эпитаксиального выращивания слоев с КТ In(Ga)As/GaAs с целью получения структур с низкой плотностью дефектов при требуемой длине волны излучения [10,12,20,21]. В частности, предложен метод *in situ* термического отжига (при 600°C) слоя с КТ, зарощенного тонким слоем GaAs (2 нм) [21]. В результате такой процедуры наблюдается существенное снижение плотности дефектов и улучшение лазерных характеристик.

В работах [1,22] предложен метод удаления дефектов в структурах с частично релаксировавшими КЯ. Напряженные слои InGaAs, с толщинами выше критических для формирования дефектов несоответствия, выращивались на поверхности AlGaAs. Далее осаждался тонкий слой AlAs и проводился высокотемпературный отжиг (при 700°C). После такой процедуры наблюдалось удаление дислокаций, сопровождавшееся увеличением интенсивности фотолюминесценции более чем на 2 порядка. Идея метода состоит в следующем: покрывающий тонкий слой AlGaAs осаждается только на бездефектные области когерентного роста слоя InGaAs. Релаксировавшие участки с дефектами имеют другую постоянную кристаллической решетки, нежели AlGaAs, и остаются незарощенными, так как осаждение на эти участки слоев AlGaAs, GaAs или AlAs энергетически менее выгодно. Термический отжиг приводит к испарению таких незакрытых участков с дефектами. В дальнейшем структуры зарощивали слоем GaAs.

В данной работе предлагается метод двойного удаления дефектов в структурах с КТ. После зарощивания

слоя КТ тонким слоем GaAs и *in situ* удаления дефектов при 600°C осаждался тонкий слой AlAs и проводился высокотемпературный отжиг при 650 – 700°C . Структуры исследовались методом просвечивающей электронной микроскопии, а также фотолюминесценции при высоких температурах (290–470 К). При таких температурах значение тепловой энергии kT (k — постоянная Больцмана, T — температура) становится сравнимо с энергией локализации носителей заряда в КТ, следовательно, термический выброс и перехват носителей дефектами становится весьма существен. Основным критерием оценки качества структуры в этом случае является интенсивность ФЛ матрицы GaAs, поскольку дефекты, захватывая свободные неравновесные носители из матрицы, уменьшают заселенность состояний матрицы. Термический выброс из КТ при повышенных температурах позволяет усилить данный процесс, а значит повысить чувствительность ФЛ к дефектности структуры.

2. Эксперимент

Исследуемые структуры были выращены методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) на установке Riber-32P на полуизолирующих подложках GaAs (100). Формирование КТ контролировалось по картине дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭО) с помощью системы регистрации картин ДБЭО. После осаждения буферного слоя GaAs при 600°C выращивалась свехрешетка $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}/\text{GaAs}$ (5 пар 3 нм/3 нм) для предотвращения утечки носителей из активной области в подложку и буферный слой. Далее выращивался слой GaAs толщиной 0.16 мкм при той же температуре. Затем температура понижалась до 485°C и осаждался слой КТ.

Слой квантовых точек выращивался осаждением слоя InAs эффективной толщины 2.5 монослоя для формирования начальных наностроек, который зарощивался слоем $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ с целью получения КТ с длинноволновым излучением (1.3 мкм) [10]. Далее применялась методика удаления дефектов, схематически показанная на рис. 1, а. Тонкий слой GaAs (2 нм) осаждался при той же температуре, что и слой КТ (485°C), при этом GaAs не осаждался на крупные кластеры с дислокационной структурой вследствие существенной разницы параметров кристаллической решетки. Далее температура повышалась до 600°C и осуществлялась 1-я ступень удаления дефектов при этой температуре в течение 1 мин. При этом непокрытые области вблизи дислокаций и островков испарялись, а покрытые области когерентного роста не подвергались испарению, поскольку температура 600°C выше температуры, при которой начинает испаряться InGaAs, но ниже температуры испарения GaAs в ростовой камере. После этого на поверхность образцов осаждался тонкий слой AlAs, толщиной 2 нм (при 600°C), температура повышалась до 650 – 700°C и проводился 2-й этап отжига. Толщина покрывающего слоя оказывалась меньше в областях, содержащих

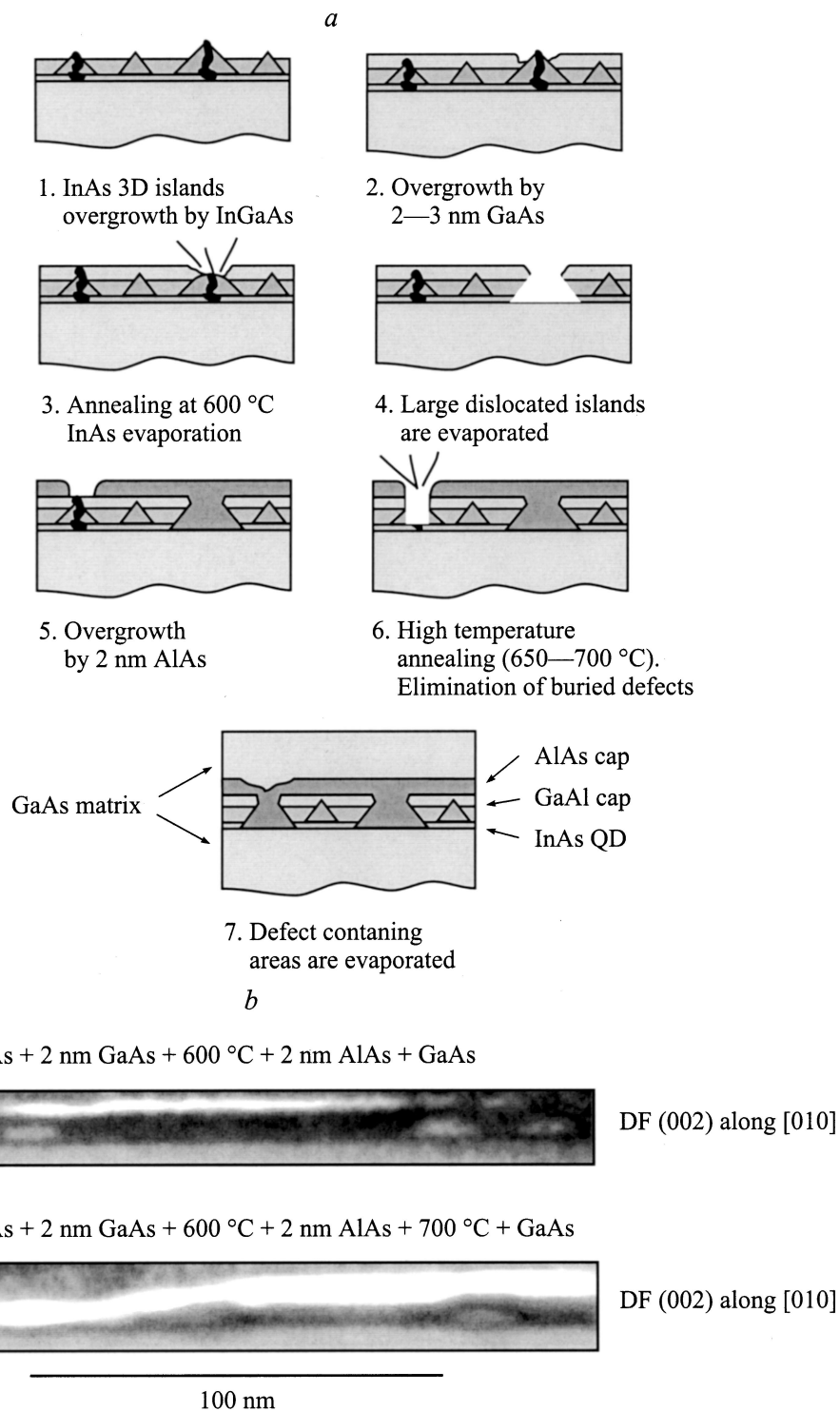


Рис. 1. *a* — схема методики удаления дефектов: 1 — выращиваются островки InAs и зарращиваются слоем InGaAs (квантовые точки на 1.3 мкм); 2 — квантовые точки зарращиваются тонким слоем GaAs; 3, 4 — отжиг (600 °C), испарение непокрытых дефектов; 5 — зарращивание тонким слоем AlAs; 6 — высокотемпературный отжиг, испарение мелких дефектов; 7 — зарращивание материалом матрицы, получение квантовых точек без дефектов. *b* — изображения, полученные с торца образцов на просвечивающем электронном микроскопе: после проведения одной ступени отжига (верхнее изображение) и двух ступеней (нижнее изображение).

дислокации и малые кластеры с дислокационной структурой. 2-й этап отжига приводит к перераспределению материала и вскрытию дефектных областей. Температура 700°C меньше температуры испарения AlAs, и в процессе 2-й ступени отжига испаряются также только области с дислокациями. Далее температура понижалась до 650°C и выращивался слой GaAs толщиной 40 нм, а также ограничивающая сверхрешетка $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}/\text{GaAs}$ (5 пар 3 нм/3 нм) для предотвращения утечки и безызлучательной рекомбинации носителей на поверхности. Сверхрешетка выращивалась слоем 10 нм GaAs. Были выращены образцы с КТ, выращенными GaAs (вместо AlAs) после 1-й ступени отжига. Образцы выращивались с целью экспериментальной проверки необходимости наращивания слоя AlAs перед высокотемпературным отжигом при 700°C . В последних образцах КТ выращивались в матрице $\text{Al}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ с целью предотвратить возможное испарение материала матрицы при 700°C . Выращен также контрольный образец с квантовыми точками при осаждении 2 монослоев InAs (пик ФЛ на 1.07 мкм). Известно, что такие КТ, выращенные методом МПЭ бездефектны, так как количество InAs меньше критической величины, при которой происходит дефектообразование. Этот образец использовался для количественного сравнения интенсивности ФЛ на нем и на исследуемых образцах.

ФЛ возбуждалась Ar^+ -лазером ($\lambda = 514.5$ нм, плотность возбуждения $P_{\text{ex}} = 5000$ Вт/см²) и детектировалась охлаждаемым Ge-фотодиодом. Исследования по методу просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) осуществлялись на микроскопе PHILIPS-EM-420 при ускоряющем напряжении 100 кВ.

3. Результаты и обсуждение

На рис. 1, *b* показаны ПЭМ изображения с торца образцов, изготовленных с применением одной и двух ступеней отжига. На верхнем снимке — образец с КТ, выращенными AlAs, после 1-й ступени удаления дефектов. Хорошо видно, что AlAs не полностью покрывает слой КТ. При этом области без КТ (смачивающий слой) и некоторые КТ, отвечающие когерентному изопериодическому росту, наращиваются AlAs. Крупные КТ с дислокациями остаются незарощенными слоем AlAs. На нижнем снимке видно, что вследствие 2-й ступени отжига часть КТ (которые оказались непокрытыми слоем AlAs) замещается материалом AlAs. Во время отжига может происходить частичная интердиффузия материалов InAs и GaAs, а также частичное испарение в массиве КТ преимущественно наиболее крупных точек. Несмотря на наличие покрывающего слоя, если этот слой GaAs/AlAs не имеет достаточной толщины, при высокотемпературном отжиге (700°C) могут вскрываться не только области с дислокациями, но и крупные КТ, поскольку известно, что на вершине КТ материал также частично релаксировавший [23]. В результате толщина

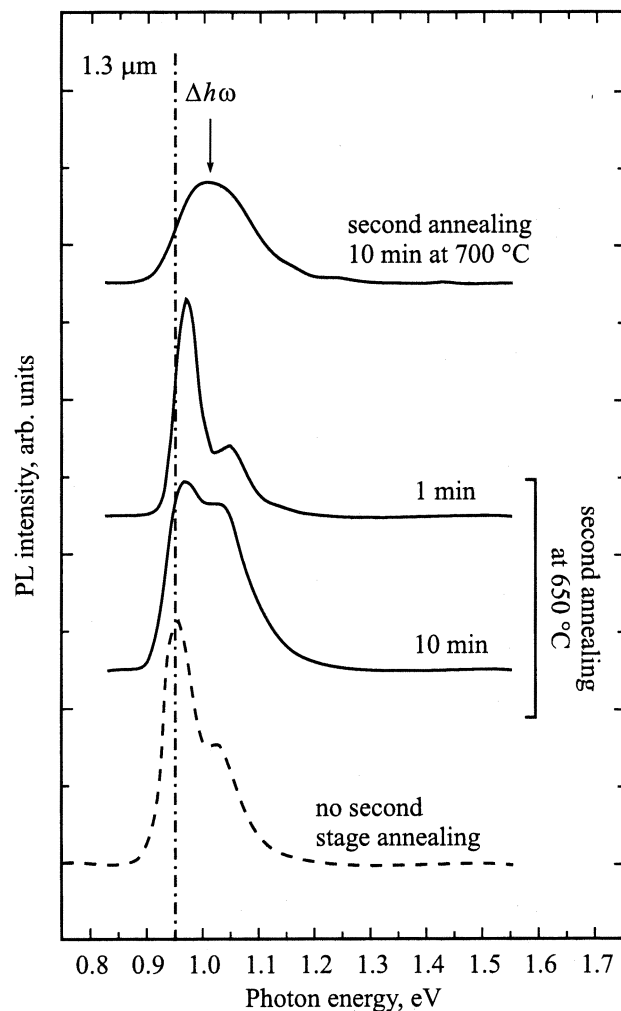


Рис. 2. Спектры фотолуминесценции квантовых точек в образцах, выращенных с применением методики удаления дефектов. Применялись различные режимы 2-й ступени удаления дефектов: 10 мин при 700°C , 10 мин при 650°C и 1 мин при 650°C .

покрывающего слоя над крупными КТ оказывается недостаточной, чтобы предохранить точки от испарения. Таким образом, 2-я ступень отжига при температуре 700°C может приводить к частичному испарению КТ, несмотря на наличие покрывающего слоя. Уменьшение плотности КТ может приводить к ослаблению фотолуминесценции КТ. В то же время улучшение кристаллической структуры в процессе удаления дефектов должно усиливать интенсивность ФЛ КТ. Эти два конкурирующих эффекта могут не разрешаться при исследовании ФЛ переходов электронов в КТ.

На рис. 2 показаны спектры ФЛ (в одном масштабе) для образцов с КТ, выращенных с применением различных режимов удаления дефектов. Видно, что интенсивности наблюдаемых пиков ФЛ слабо различаются. Исключение составляет образец со 2-й ступенью отжига, осуществленной при 700°C в течение 10 мин. Пик ФЛ КТ этого образца в 2 раза меньше по интенсивности,

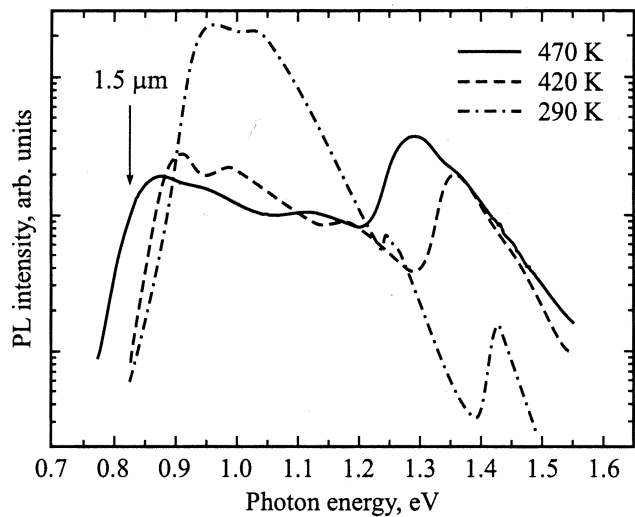


Рис. 3. Спектры фотолюминесценции квантовых точек в образцах, выращенных с применением методики двойного удаления дефектов, измеренные при 290, 420, 470 К.

чем у остальных образцов, кроме того он сдвинут в коротковолновую область спектра. Мы связываем этот эффект с уменьшением плотности и среднего размера КТ. Кроме того, при неконгруэнтном испарении возможно образование точечных и прорастающих дефектов, что также ослабляет интенсивность люминесценции.

В данном случае по интенсивности пиков ФЛ от КТ невозможно определить степень дефектности исследуемых структур. Более подробно такие оценки позволяет делать исследование ФЛ электронных переходов в матрице GaAs. Легко оценить, что даже при комнатной температуре количество дырок в матрице сравнимо с количеством носителей в КТ вследствие термических выбросов носителей из КТ. Дальнейшее увеличение температуры приводит к возрастанию термического выброса носителей из КТ, а значит, увеличению заселенности матрицы.

Спектры фотолюминесценции образца, выращенного с применением двойного удаления дефектов со 2-й ступенью отжига при 650°C , измерялись при температурах 290, 420 и 470 К. Результаты измерений представлены на рис. 3. Из спектров видно, что повышение температуры приводит к сильному увеличению пика люминесценции матрицы, вследствие роста заселенности электронных и дырочных уровней матрицы. При температуре 420 К он становится сравним с интенсивностью пика КТ, а при 470 К пик ФЛ матрицы доминирует над пиком ФЛ КТ. Вместе с тем интегральная интенсивность при нагреве уменьшается на порядок, что может быть объяснено перезахватом выброшенных носителей на дефектах.

Поскольку интенсивность ФЛ прямо пропорциональна заселенности полупроводника электронами и дырками, можно утверждать, что заселенность инжектированных носителей в матрице больше у образцов с меньшей плотностью дефектов. Дефекты (являющиеся центрами

безызлучательной рекомбинации) захватывают носители, тем самым уменьшая заселенность матрицы. Носители, локализованные в КТ, не могут захватиться дефектами до тех пор, пока они не делокализуются в матрицу, поэтому, отметим еще раз, оценка плотности дефектов по интенсивности пика ФЛ КТ является значительно более грубой. В случае, когда заселенность матрицы доминирует или сравнима с заселенностью КТ, по пику ФЛ матрицы можно оценивать степень дефектности структуры независимо от свойств люминесценции самих КТ.

Были проведены исследования структур, в которых слой КТ после 1-го этапа отжига зарастивался GaAs, а не AlAs. 2-й отжиг проводился при 700°C длительностью 30 с и 2 мин. На рис. 4 показаны спектры ФЛ этих структур в сравнении с бездефектным контрольным образцом. Пик ФЛ КТ для образца с отжигом 30 с (пунктирная кривая) на 3 порядка слабее пика контрольного образца. У второго образца, который отличается от первого большим временем отжига (2 мин), пик ФЛ КТ вообще отсутствует. Это явление объясняется тем, что GaAs испаряется при 700°C и не способен предохранить слой КТ от испарения при отжиге. В то же время пик ФЛ матрицы у этих образцов сравним по интенсивности с пиком ФЛ матрицы контрольного бездефектного образца, что свидетельствует о незначительной плотности дефектов в этих образцах. Режим отжига, примененный на данных образцах, полностью или почти полностью уничтожает КТ, однако при этом восстанавливает кристаллическое совершенство матрицы.

На рис. 5 показаны спектры ФЛ матрицы GaAs исследованных структур. Спектры измерялись при температуре 420 К. На рис. 5 видно, что интенсивность пика ФЛ матрицы образцов, выращенных с применением двойного удаления дефектов, существенно выше интенсивности пика ФЛ матрицы образца, при выращивании которого применялась одноступенчатая методика удаления дефектов (штриховая кривая). Максимальную интенсивность демонстрируют образцы с температурой 2-й ступени отжига 650°C в течение 10 мин. Интенсивность пика ФЛ матрицы этого образца в 4 раза выше, чем у образца с одноступенчатым удалением дефектов. Для случая 2-й ступени отжига при 650°C в течение 1 мин интенсивность ФЛ матрицы существенно меньше. Вероятно, такого времени оказывается недостаточно для процесса переиспарения дефектных областей. В случае, когда условия 2-й ступени отжига — 700°C в течение 10 мин, интенсивность ФЛ матрицы также незначительно отличается от ФЛ образца с одной ступенью отжига. Таким образом, видно, что двухступенчатый отжиг после зарастивания тонкими слоями GaAs и AlAs может существенно повышать эффективность излучательной рекомбинации носителей, заселяющих матрицу, что свидетельствует об уменьшении эффекта безызлучательной рекомбинации, вызванной дефектами кристаллической решетки.

Как показано, среди исследованных образцов наиболее эффективен 2-й этап отжига при 650°C в течение

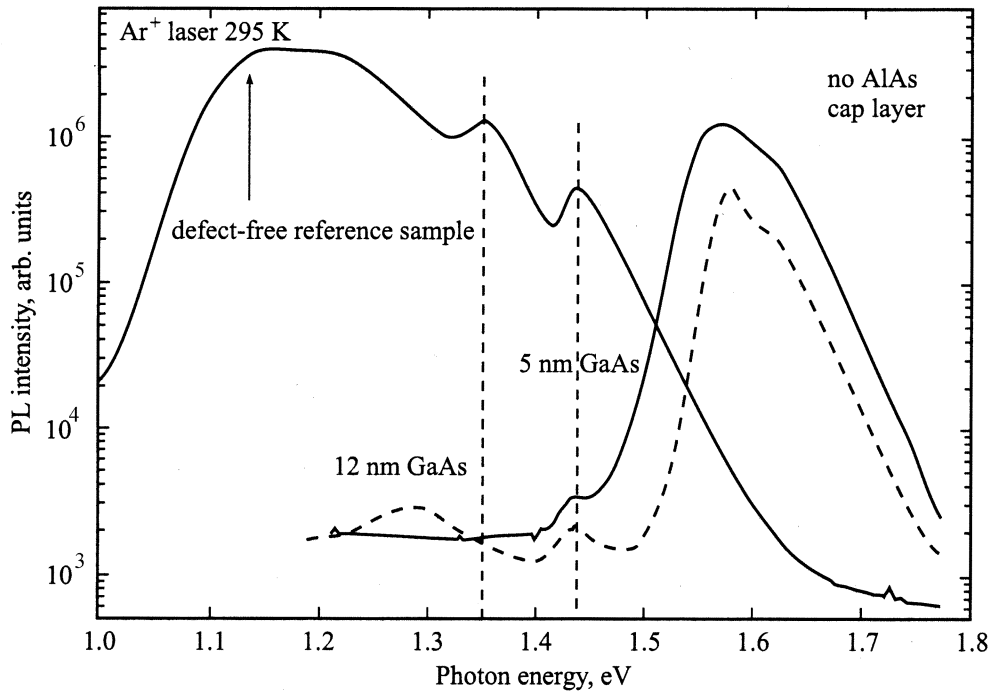


Рис. 4. Спектры фотолуминесценции образцов, выращенных без заращивания слоем AlAs.

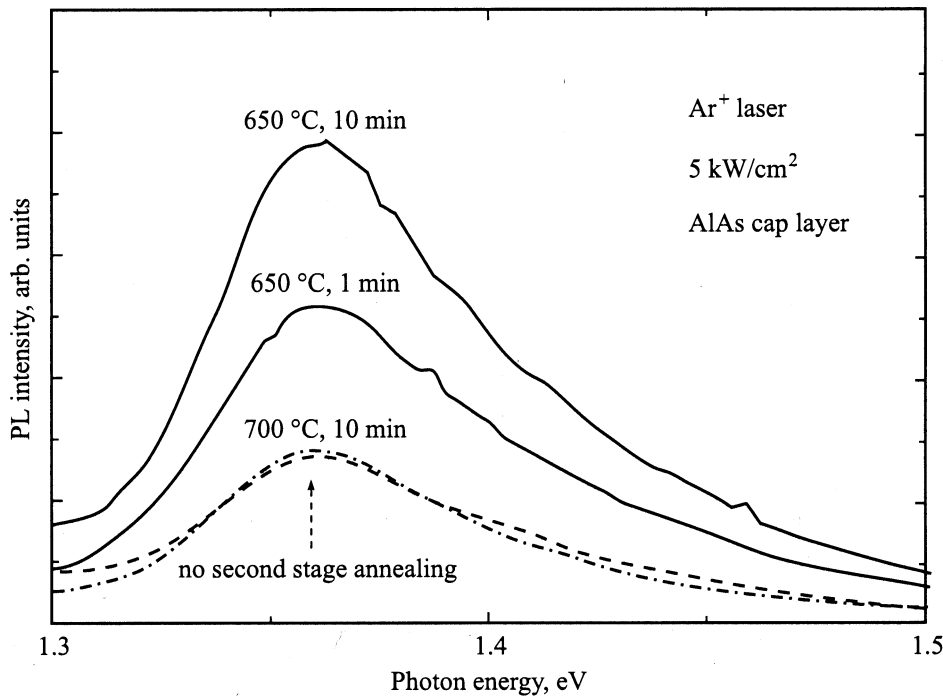


Рис. 5. Спектры фотолуминесценции матрицы GaAs для образцов, выращенных с применением предложенной методики удаления дефектов; температура измерения 420 К. Температура и время 2-й ступени отжига после заращивания слоем AlAs указаны на рисунке.

10 мин. Однако уменьшение интегральной интенсивности ФЛ этого образца при нагреве свидетельствует о наличии существенного количества дефектов. Тем не менее ряд экспериментальных работ демонстрирует

высокие параметры лазерной генерации структур с КТ в активной области, выращенными при том же режиме [12,16,24], что и в образцах, исследованных в данной работе. В частности, эти приборы продемонстрировали

высокую температурную стабильность пороговой плотности тока. Дальнейшее улучшение кристаллического совершенства структуры позволяет ожидать улучшения таких лазерных характеристик, как внутренняя дифференциальная эффективность, температурная стабильность пороговой плотности тока, время жизни прибора.

Интересным также является тот факт, что при температуре измерения 470 К (рис. 3) на спектре ФЛ образца с двойным удалением дефектов наблюдается заметная фотолюминесценция на длине волны 1.5 мкм, вследствие температурного сдвига запрещенной зоны. Наличие люминесценции КТ на длине волны 1.5 мкм позволяет выдвинуть идею о создании инжекционных лазеров, излучающих на длине волны в районе 1.5 мкм на основе КТ, которые находят широкое применение в линиях оптоволоконных передач. Поскольку такие приборы должны будут работать при высоких температурах (больше 150°C), необходимой задачей в разработке таких приборов является достижение бездефектного роста.

Таким образом, показано, что высокотемпературный отжиг структур с КТ, выращенных тонким слоем GaAs/AlAs, повышает кристаллическое совершенство структуры. В то же время в процессе отжига может испаряться материал КТ. Таким образом, при разработке режимов удаления дефектов необходимо найти компромиссный вариант при котором ликвидируется максимальное количество дефектов, но квантовые точки еще не испаряются. Среди исследованных образцов наиболее оптимальным представляется образец с 2 нм покрывающего слоя GaAs и температурой 2-й ступени отжига 650°C, поскольку этот образец демонстрирует максимальную люминесценцию матрицы и не деградировавшую люминесценцию КТ.

4. Заключение

В данной работе методом просвечивающей электронной микроскопии и фотолюминесценции исследовались образцы с квантовыми точками (КТ), излучающими в районе 1.3 мкм. Образцы выращивались с применением метода двойного удаления дефектов, позволившего существенно снизить плотность дефектов кристаллической решетки, возникающих в процессе напряженного роста. Метод двойного удаления дефектов основан на заращивании слоя КТ тонким прикрывающим слоем GaAs, отжиге *in situ* при температуре 600°C, дальнейшем заращивании тонким слоем GaAs/AlAs и повторном отжиге *in situ* при температуре 650–700°C.

Показано, что измерение фотолюминесценции (ФЛ) при температурах выше комнатной позволяет эффективно исследовать степень дефектности структур с КТ. При помощи измерения ФЛ при высоких температурах (300–420 К) продемонстрировано увеличение интенсивности ФЛ матрицы структуры с КТ почти на порядок, что свидетельствует об успешном удалении дефектов. Продемонстрирована необходимость заращивания структуры слоем AlAs перед повторным отжигом, для

предотвращения испарения когерентного материала при отжиге 700°C. Для исследованных образцов найдены оптимальные параметры метода двойного удаления дефектов, которым соответствуют: заращивание слоя КТ слоем GaAs толщиной 2 нм, отжиг при 600°C в течение 1 мин, дальнейшее заращивание слоем AlAs толщиной 2 нм и повторный отжиг при 650°C.

Улучшение кристаллического совершенства структуры является важным этапом для улучшения характеристик лазерных приборов с КТ в активной области.

Список литературы

- [1] Н.Н. Леденцов. *Тез. докл. IX нац. конф. по росту кристаллов* (Москва, 15–20 октября 2000 г.).
- [2] P. Gyoungwon, O.B. Shchekin, D.L. Huffaker, D.G. Deppe. *IEEE Phot. Techn. Lett.*, **12** (3), 230 (2000).
- [3] R.L. Sellin, Ch. Ribbat, M. Grundmann, N.N. Ledentsov, D. Bimberg. *Appl. Phys. Lett.*, **78**, 1207 (2001).
- [4] S. Seki, H. Oohasi, H. Sugiura, T. Hirono, K. Yokoyama. *J. Appl. Phys.*, **79**, 2192 (1996).
- [5] B.B. Elenkrig, S. Smetona, J.G. Simmons, T. Makino, J.D. Evans. *J. Appl. Phys.*, **85**, 2367 (1999).
- [6] O.B. Shchekin, G. Park, D.L. Huffaker, Q. Mo, D.G. Deppe. *Appl. Phys. Lett.*, **77**, 486 (2000).
- [7] J.K. Kim, R.L. Naone, L.A. Coldren. *IEEE J. Selected Topics in Quant Electron.*, **6** (3), 504 (2000).
- [8] N.N. Ledentsov, D. Bimberg, V.M. Ustinov, M.V. Maximov, Zh.I. Alferov, V.P. Kalosha, J.A. Lott. *Semicond. Sci. Technol.*, **14**, 99 (1999).
- [9] P. Borri, S. Schneider, W. Langbein, U. Woggon, A.E. Zhukov, V.M. Ustinov, N.N. Ledentsov, Zh.I. Alferov, D. Quyang, D. Bimberg. *Appl. Phys. Lett.*, **79**, 2633 (2001).
- [10] F. Ferdos, M. Sadeghi, Q.X. Zhao, S.M. Wang, A. Larsson. *J. Cryst. Growth*, **227**, 1140 (2001).
- [11] A. Passaseo, G. Maruccio, M. De Vittorio, R. Rinaldi, R. Cingolani, M. Lomascolo. *Appl. Phys. Lett.*, **78**, 1382 (2001).
- [12] M.V. Maximov, A.F. Tsatsul'nikov, B.V. Volovik, D.S. Sizov, Yu.M. Shernyakov, I.N. Kaiander, A.E. Zhukov, A.R. Kovsh, S.S. Mikhlin, V.M. Ustinov, Zh.I. Alferov, R. Heitz, V.A. Shchukin, N.N. Ledentsov, D. Bimberg, Yu.G. Musikhin, W. Neumann. *Phys. Rev. B*, **62**, 16671 (2000).
- [13] G.T. Liu, A. Stintz, H. Li, K.J. Malloy, L.F. Lester. *Electron. Lett.*, **35**, 1163 (1999).
- [14] A.E. Zhukov, A.R. Kovsh, N.A. Maleev, S.S. Mikhlin, V.M. Ustinov, A.F. Tsatsul'nikov, M.V. Maximov, B.V. Molovik, D.A. Bedarev, Yu.M. Shernyakov, P.S. Kop'ev, Zh.I. Alferov, N.N. Ledentsov, D. Bimberg. *Appl. Phys. Lett.*, **75**, 1926 (1999).
- [15] M. Grundmann, F. Heinrichsdorff, N.N. Ledentsov, C. Ribbat, D. Bimberg, A.E. Zhukov, A.R. Kovsh, M.V. Maximov, Yu.M. Shernyakov, D.A. Lifshits, V.M. Ustinov, Z.I. Alferov. *Jap. J. Appl. Phys.*, **39**, pt 1, 2341 (2000).
- [16] J.A. Lott, N.N. Ledentsov, V.M. Ustinov, N.A. Maleev, A.R. Kovsh, A.E. Zhukov, M.V. Maximov, B.V. Volovik, Zh.I. Alferov, D. Bimberg. *Abstract Book LEOS 2000* (Rio Grande, Puerto Rico, Nov. 13–16, 2000) p. 304.
- [17] A.B. Сахаров, И.Л. Крестников, Н.А. Малеев, А.Р. Ковш, А.Е. Жуков, А.Ф. Цацуньников, В.М. Устинов, Н.Н. Леденцов, Д. Бимберг, Ж.А. Лотт, Ж.И. Алфёров. *ФТП*, **35**, 889 (2001).

- [18] P. Gyoungwon, O.V. Shchekin, S. Csutak, D.L. Huffaker, D.G. Deppe. *Appl. Phys. Lett.*, **75**, 3267 (1999).
- [19] Н.Н. Леденцов, В.М. Устинов, В.А. Щукин, П.С. Копьев, Ж.И. Алфёров, Д. Бимберг. *ФТП*, **32**, 385 (1998).
- [20] A. Passaseo, G. Maruccio, M. De Vittorio, R. Rinaldi, R. Cingolani, M. Lomascolo. *Appl. Phys. Lett.*, **78**, 1382 (2001).
- [21] N.N. Ledentsov, M.V. Maximov, D. Bimberg, T. Maka, C.M. Sotomayor Torres, I.V. Kochnev, I.L. Krestnikov, V.M. Lantratov, N.A. Cherkashin, Yu.M. Musikhin, Zh.I. Alferov. *Semicond. Sci. Technol.*, **15**, 604 (2000).
- [22] И.Л. Крестников, Н.А. Черкашин, Д.С. Сизов, Д.А. Бедарев, И.В. Кочнев, В.М. Лантратов, Н.Н. Леденцов. *Письма ЖТФ*, № 6, 34 (2001). [I.L. Krestnikov, N.A. Cherkashin, D.S. Sizov, D.A. Bedarev, I.V. Kochnev, V.M. Lantratov, N.N. Ledentsov. *Techn. Phys. Lett.*, **27**, 6 (2001)].
- [23] O. Stier, M. Grundmann, D. Bimberg. *Phys. Rev. B*, **59**, 5688 (1999).
- [24] G.T. Liu, A. Stintz, H. Li, T.C. Newell, A.L. Gray, P.M. Varangis, K.J. Malloy, L.F. Lester. *IEEE J. Quant. Electron.*, **36**, 1272 (2000).

Редактор Т.А. Полянская

The influence of annealing conditions on the defect area evaporation in structures with InGaAs quantum dots in a GaAs matrix

D.S. Sizov, M.V. Maximov, A.F. Tsatsul'nikov,
N.A. Cherkashin, N.V. Kryzhanovskaya, A.E. Zhukov,
N.A. Maleev, S.S. Mikhrin, A.P. Vasilyev, R. Selin*,
V.M. Ustinov, N.N. Ledentsov, D. Bimberg*,
Zh.I. Alferov

loffe Physicotechnical Institute,
Russian Academi of Sciences,
194021 St. Petersburg, Russia
*Institut für Festkörperphysik
Technische Universität Berlin,
D-10623 Berlin, Germany

Abstract Photoluminescence (PL) and transmission electron microscopy investigations of structures with In(Ga)As quantum dots in GaAs matrix are presented. The structures were grown by molecular beam epitaxy with applying *in situ* temperature defect removal [1]. From the PL behavior analysis, a method of crystal perfection estimation was proposed. It was demonstrated, that PL intensity of GaAs matrix at elevated temperatures (up to 400 K) strongly depends on the reduction defect density. Single-step defect-reduction procedure with selective removal of the defect InAs islands at 600°C and double step procedure including overgrowth by thin AlAs layer with high temperature annealing (at 600–700°C) were investigated. Optimal parameters for defect density reduction procedure are found, which makes it possible to grow structures with relatively low defect density without significant decrease in quantum dot density.