

Влияние конструкции эпитаксиальной структуры и параметров роста на характеристики метаморфных лазеров оптического диапазона 1.46 мкм на основе квантовых точек на подложках GaAs

© М.В. Максимов¹, А.М. Надточий¹, Ю.М. Шерняков², А.С. Паюсов²,
А.П. Васильев³, В.М. Устинов^{3,4}, А.А. Серин², Н.Ю. Гордеев², А.Е. Жуков¹

¹ Санкт-Петербургский национальный исследовательский Академический университет Российской академии наук, 194021 Санкт-Петербург, Россия

² Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, 194021 Санкт-Петербург, Россия

³ НТЦ микроэлектроники Российской академии наук, 194021 Санкт-Петербург, Россия

⁴ Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет „ЛЭТИ“ им. В.И. Ульянова (Ленина), 197376 Санкт-Петербург, Россия

E-mail: maximov@beam.ioffe.rssi.ru

(Получена 10 апреля 2018 г. Принята к печати 17 апреля 2018 г.)

Исследованы характеристики лазеров оптического диапазона 1.44–1.46 мкм, выращенных на подложках GaAs с использованием метаморфного буфера. Активная область лазеров содержала 10 рядов квантовых точек $\text{InAs}/\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}/\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$. Показано, что использование специального селективного высокотемпературного отжига совместно с применением короткопериодных сверхрешеток $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}/\text{In}_{0.2}\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$ позволяет существенно снизить плотность прорастающих дислокаций в активной области. Для лазера с широким полоском длиной 3 мм достигнута пороговая плотность тока $1300 \text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$, внешняя дифференциальная квантовая эффективность 38% и максимальная выходная мощность в импульсном режиме 13 Вт.

DOI: 10.21883/FTP.2018.10.46460.8883

1. Введение

Синтез полупроводниковых гетероструктур с большим рассогласованием параметра кристаллической решетки между материалами подложки и эпитаксиальных слоев (метаморфный рост) привлекает значительное внимание [1,2]. Данный подход позволяет существенно расширить возможности управления электронными и оптическими свойствами выращиваемых полупроводниковых соединений, в частности длиной волны излучения/поглощения. С прикладной точки зрения метаморфный рост открывает возможности для использования наиболее дешевых типов коммерчески доступных подложек, например кремниевых, для синтеза различных полупроводниковых соединений. Одна из основных проблем, которую нужно преодолеть в случае метаморфного роста, связана с возникновением большого количества прорастающих дислокаций на интерфейсе между подложкой и эпитаксиальным слоем. Эффективный способ уменьшения плотности дислокаций основан на введении в метаморфный буфер между подложкой и рабочими слоями напряженных слоев или сверхрешеток [3,4]. Благодаря взаимодействию полей напряжений дислокаций и напряженного слоя происходит изменение направления линий дислокаций, так что заметная их часть оказывается в плоскости роста и не проникает в активные слои прибора. В работе [5] был предложен способ уменьшения плотности кристаллических дефектов (DRT — defect reduction technique) путем осаждения на поверхность метаморфного буфера упругонапряжен-

ного слоя, заращивания его тонким слоем материала, обладающего высокой температурной стойкостью, и последующего кратковременного высокотемпературного отжига структуры. В данной работе приводятся результаты сравнительных исследований характеристик двух метаморфных лазеров различных конструкций на основе материалов $\text{InGaAs}/\text{AlInGaAs}$ на подложках GaAs, в которых метаморфные слои выращивались с использованием указанной выше методики DRT.

2. Синтез лазерных гетероструктур и методика эксперимента

Метаморфные гетероструктуры двух различных конструкций выращивались методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) на n^+ -GaAs (100) подложках. Упрощенная последовательность слоев для обеих структур представлена в таблице, зонная диаграмма и изображения скола, полученные методом сканирующей электронной микроскопии, показаны на рис. 1 и 2 соответственно.

В первой структуре (M1) в качестве буферного слоя использовался $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$ толщиной 0.8 мкм, легированный кремнием до $3 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$. Рост нижней части буферного слоя $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$ толщиной 0.5 мкм осуществлялся при температуре 400°C. Для улучшения кристаллического качества верхней части буферного слоя $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$ 5 раз последовательно использовалась методика уменьшения плотности прорастающих дислокаций (DRT), которая представляла собой селективный высо-

Состав исследованных структур

Подложка	Структура M1	Структура M2
	n^+ -GaAs	n^+ -GaAs
Буферный слой	n^+ -In _{0.2} Ga _{0.8} As толщиной 0.8 мкм, включая 5 циклов DRT	n^+ -Al _{0.3} Ga _{0.7} As толщиной 0.5 мкм
Нижний эмиттер	n -In _{0.2} Al _{0.3} Ga _{0.5} As толщиной 1.5 мкм	Сверхрешетка n -In ^{0.2} Ga _{0.8} As/In _{0.2} Al _{0.3} Ga _{0.5} As суммарной толщиной 1 мкм, 3 цикла DRT
Волноводный слой и активная область	Слой In _{0.2} Ga _{0.8} As толщиной 0.65 мкм, в середине которого сформировано 10 слоев КТ	Слой In _{0.2} Ga _{0.8} As толщиной 0.8 мкм, в середине которого сформировано 10 слоев КТ
Верхний эмиттер	p -In _{0.2} Al _{0.3} Ga _{0.5} As толщиной 1.5 мкм	Сверхрешетка p -In _{0.2} Ga _{0.8} As/In _{0.2} Al _{0.3} Ga _{0.5} As суммарной толщиной 1 мкм и слой In _{0.2} Al _{0.3} Ga _{0.5} As толщиной 0.5 мкм
Контактный слой	p^+ -In _{0.2} Ga _{0.8} As толщиной 0.4 мкм	p^+ -In _{0.2} Ga _{0.8} As толщиной 0.4 мкм

котемпературный отжиг дефектных областей эпитаксиальной поверхности. Для проведения DRT температура подложки увеличивалась до 450°C и выращивался напряженный слой In_{0.4}Ga_{0.6}As толщиной 7 нм. После этого осаждался покрывающий слой AlAs толщиной 1 нм, после чего в течение 5 мин проводился отжиг при температуре 700°C. Затем температура роста опускалась до 400°C и выращивался слой In_{0.2}Ga_{0.8}As толщиной 40 нм (рис. 3, а). Такая последовательность повторялась 5 раз. Метаморфный буфер заканчивался осаждением слоя In_{0.2}Ga_{0.8}As толщиной 60 нм при 500°C.

Нижний эмиттер в структуре M1 представлял собой слой In_{0.2}Al_{0.3}Ga_{0.5}As толщиной 1.5 мкм, уровень легирования которого плавно снижался от $3 \cdot 10^{18}$ до $2 \cdot 10^{17}$ см⁻³. В качестве волновода использовался слой In_{0.2}Ga_{0.8}As толщиной 0.65 мкм, в середине которого

го осаждалось 10 рядов квантовых точек (КТ), разделенных слоями In_{0.2}Ga_{0.8}As толщиной 45 нм. Рост волноводного слоя и КТ осуществлялся при 490°C. Каждый ряд КТ формировался путем зарачивания начальных островков, сформированных по механизму Странского–Крастанова осаждением 2.7 монослоя (МС) InAs, слоем In_{0.4}Ga_{0.6}As толщиной 5 нм. После роста КТ для уменьшения плотности отдельных дислоцированных объектов большого размера применялся адаптированный вариант DRT. Массив КТ зарачивался тонким (1 нм) слоем In_{0.2}Ga_{0.8}As, затем тонким (1 нм) слоем GaAs, после чего температура увеличивалась до 600°C на 2 мин (рис. 3, б). Верхний эмиттер представлял собой слой In_{0.2}Al_{0.3}Ga_{0.5}As толщиной 1.5 мкм, легированный бериллием, уровень легирования которого плавно увеличивался от $2 \cdot 10^{17}$ до $5 \cdot 10^{18}$ см⁻³. Структура

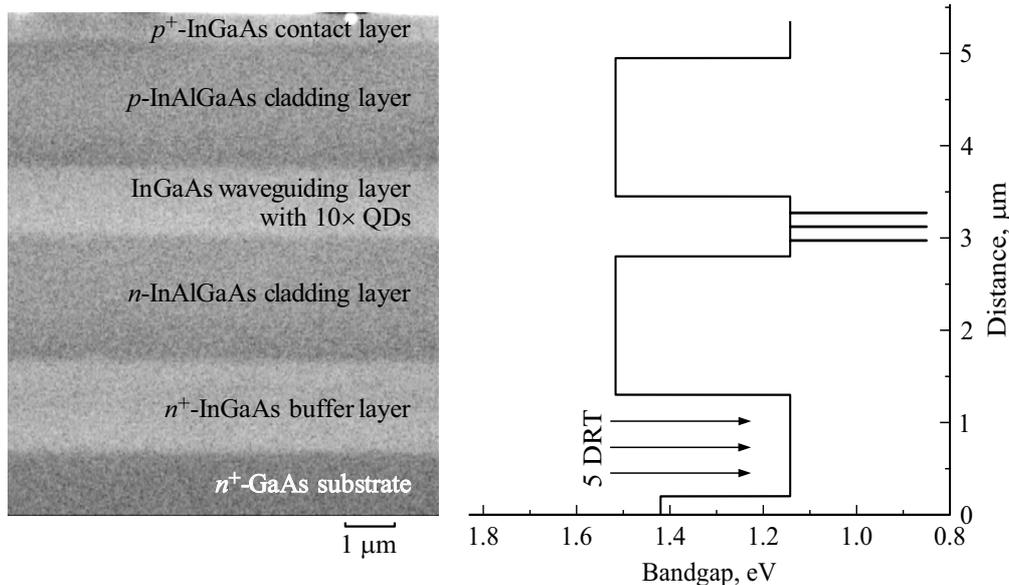


Рис. 1. Изображение скола лазерной гетероструктуры M1, полученное методом сканирующей электронной микроскопии, и соответствующее ему схематическое изображение упрощенной зонной диаграммы.

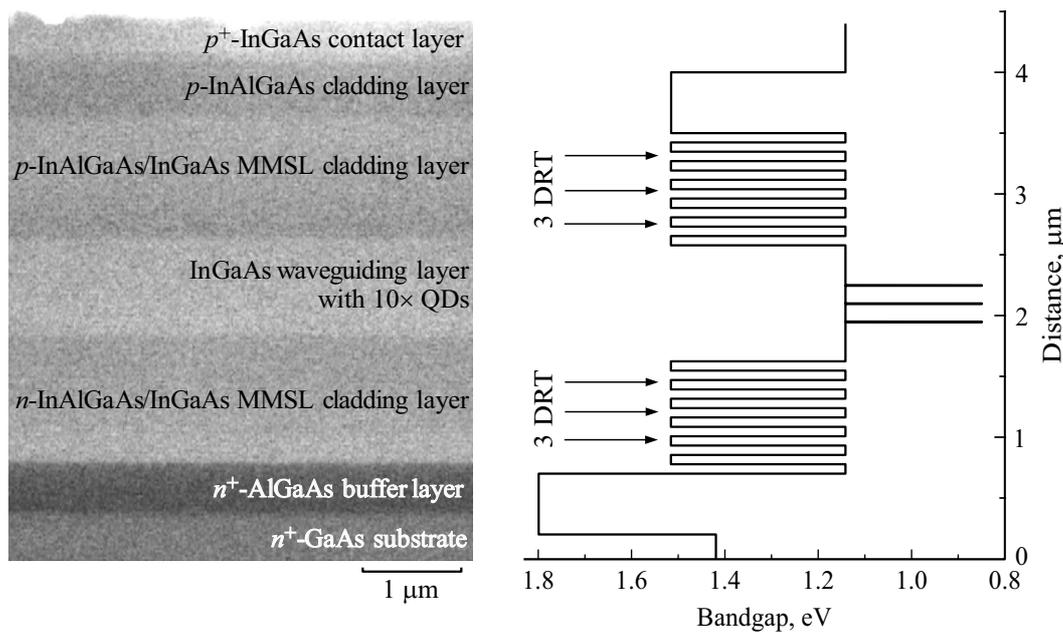


Рис. 2. Изображение скола лазерной гетероструктуры M2, полученное методом сканирующей электронной микроскопии, и соответствующее ему схематическое изображение упрощенной зонной диаграммы.

заканчивалась контактным слоем $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$ толщиной 0.4 мкм легированного бериллием до $2 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$. Таким образом, структура M1 примерно соответствует традиционной лазерной гетероструктуре $\text{AlGaAs}/\text{GaAs}$ с квантовыми точками $\text{InAs}/\text{InGaAs}/\text{GaAs}$ спектрального диапазона 1.27–1.3 мкм (см., например, [6]), в которой, однако, во все слои, за исключением непосредственно КТ, добавлено 20% InAs для сдвига длины волны излучения в более длинноволновую область спектра.

Во второй структуре (M2) нижний эмиттер включал в себя слой $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}$ толщиной 0.5 мкм, легированный кремнием до $2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Затем осаждалось 12 периодов метаморфной сверхрешетки (MMSL) при температуре подложки 400°C . Каждый период состоял из слоя $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$ толщиной 16 нм и 5 периодов короткопериодной сверхрешетки $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}/\text{In}_{0.2}\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$ (4.4 нм/1.1 нм) (рис. 3, c). Затем осуществлялось DRT (рис. 3, a), температура подложки понижалась до 400°C и выращивалось 2 периода MMSL. Данная технологическая последовательность, включающая DRT и последующее осаждение MMSL, проводилась 3 раза, после чего температура подложки увеличивалась до 500°C , и рост нижнего эмиттера завершался осаждением 7 периодов MMSL. Средний состав по Al в нижнем эмиттере равнялся 15%, а его общая толщина составила 1.5 мкм. Уровень легирования нижнего эмиттера постепенно снижался от $2 \cdot 10^{18}$ до $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$. В качестве волновода использовался слой $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$ толщиной 0.8 мкм, в середине которого формировалось 10 рядов КТ, полностью аналогичных активной области в структуре M1. Нижняя часть верхнего эмиттера представляла собой 25 периодов MMSL, после чего выращивалось 0.5 мкм

$\text{In}_{0.2}\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$. Верхний эмиттер легировался бериллием, уровень легирования увеличивался от $2 \cdot 10^{17}$ до $5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Средний состав по Al в верхнем эмиттере равнялся 15%, а его общая толщина составила 1.5 мкм. Структура M2, так же как и структура M1, заканчивалась контактным слоем $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$ толщиной 0.4 мкм, легированным бериллием до $2 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$.

В обеих структурах толщина волновода подбиралась таким образом, чтобы обеспечить одинаковый фактор оптического ограничения с учетом эмиттеров.

Методами постростовой обработки (фотолитография, сухое травление, напыление диэлектрика и металлических контактов) были изготовлены лазерные диоды в полосковой геометрии (ширина полоска составляла 100 мкм), после чего пластина разделялась на отдельные лазерные чипы различной длины (0.5–3 мм). Образцы напайвались на медные теплоотводы *p*-слоями вниз при помощи индиевого припоя. Лазерные характеристики исследовались при накачке импульсным током (длительность импульса 300 нс, частота повторения 1 кГц).

3. Результаты и обсуждение

Метод уменьшения плотности дислокаций (DRT) заключается в следующем. При росте $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$ на подложке GaAs вследствие большого рассогласования параметров решетки образуются прорастающие дислокации. При осаждении на дислоцированную область тонкого слоя $\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$, обладающего большей постоянной кристаллической решетки по отношению к нижележащему $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$, часть прорастающих дислокаций заворачивается и оказывается локализованной вблизи ин-

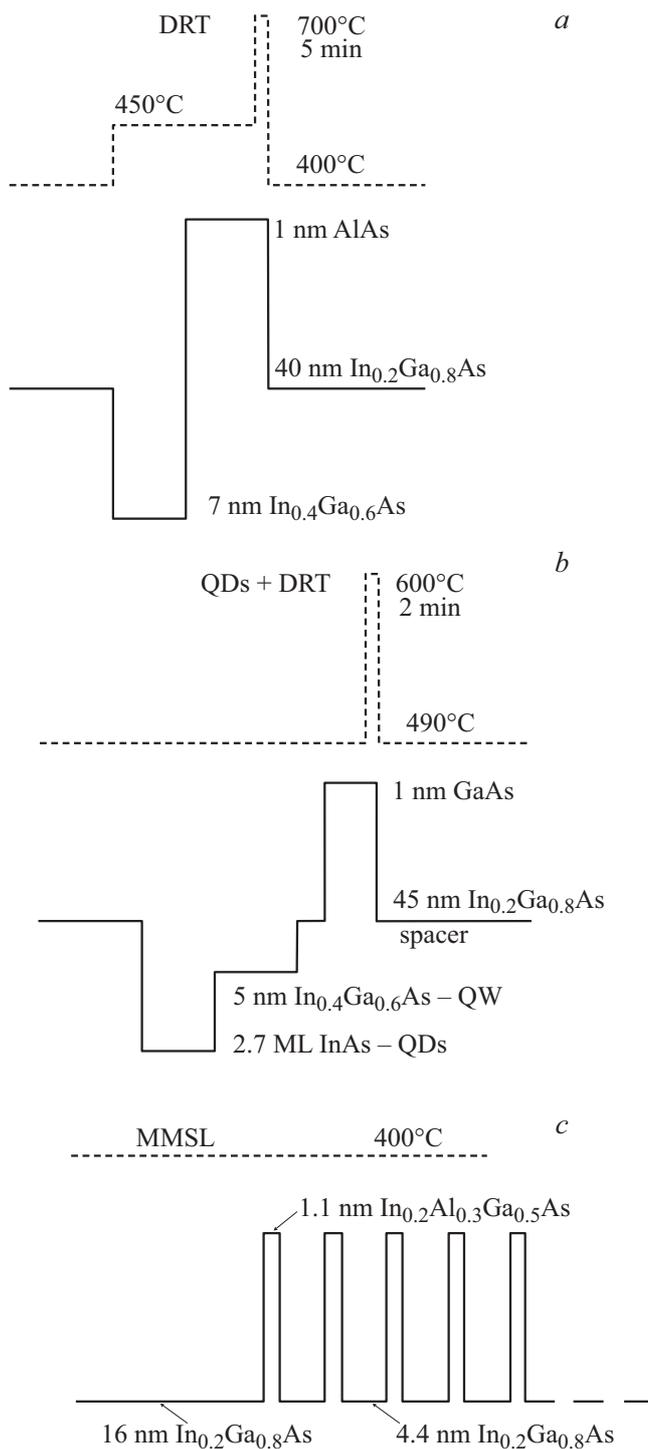


Рис. 3. Схематическое изображение технологической последовательности, использованной для DRT метаморфного слоя (а), квантовых точек (QDs + DRT) (b) и роста метаморфной сверхрешетки (MMSL) (с).

терфейса $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}/\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$. Некоторая часть дислокаций заворачивается у интерфейса $\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}/\text{AlAs}$ благодаря действию полей напряжений, вызванных противоположным знаком рассогласования слоя AlAs по отношению к метаморфному буферу. В тех областях, где

на поверхность роста выходят оставшиеся прорастающие дислокации, постоянная кристаллической решетки наиболее сильно отличается от AlAs , вследствие чего атомы алюминия в процессе осаждения преимущественно мигрируют от этих мест. Таким образом, при осаждении AlAs дефектные области остаются незарощенными [7]. Во время дальнейшего высокотемпературного отжига (700°C, 5 мин) часть структуры, покрытая слоем AlAs с высокой температурной стойкостью, не меняется, в то время как непокрытые AlAs дефектные области испаряются или растравливаются в зависимости от их размеров [7]. В растравленных областях происходит изменение поля напряжения дислокаций, что может приводить к изменению направления их распространения при последующем зарощивании. После процесса высокотемпературного отжига производится осаждение остальных слоев структуры на поверхность с меньшей плотностью дислокаций. В случае роста квантовых точек DRT (600°C, 2 мин) проводился аналогичным образом, однако в качестве слоя с высокой температурной стабильностью использовался GaAs толщиной 1 нм.

Рассмотрим особенности конструкций и технологии роста метаморфных эпитаксиальных структур М1 и М2. Принципиальное их отличие заключается в том, что в структуре М1 использовался метаморфный буфер $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$ и эмиттеры на основе твердого раствора $\text{In}_{0.2}\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$, тогда как в структуре М2 эмиттеры включали в себя сверхрешетки $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}/\text{In}_{0.2}\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$, причем нижний эмиттер играл роль метаморфного буфера. В обеих структурах для уменьшения плотности дислокаций как при росте метаморфных слоев, так и при росте КТ применялся DRT.

На рис. 4 представлены зависимости длины волны лазерной генерации, пороговой плотности тока и обратной дифференциальной квантовой эффективности лазерных

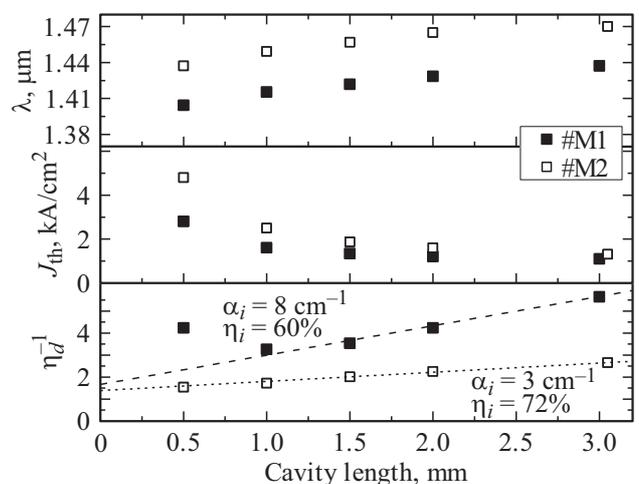


Рис. 4. Длины волны лазерной генерации (а), пороговой плотности тока (b) и обратной дифференциальной квантовой эффективности (с) М1 и М2 от длины резонатора.

диодов, изготовленных из структур M1 и M2, от длины резонатора. В лазере, изготовленном из структуры M2, с длиной резонатора 3 мм длина волны генерации составляет 1.47 мкм, тогда как в лазере, изготовленном из структуры M1, она несколько меньше — 1.44 мкм (рис. 4, a). Поскольку упругое сжатие In-содержащих слоев ведет к увеличению энергии оптических переходов, это может говорить о неполной релаксации упругих напряжений в метаморфном буфере структуры M1. Для обеих структур длина волны лазерной генерации плавно сдвигается в коротковолновую сторону с уменьшением длины лазерного резонатора. Такая ситуация типична для массивов квантовых точек, неоднородное уширение которых больше расстояния между основным и возбужденным состояниями [8].

В наиболее длинных лазерных диодах обе структуры обладают близкими значениями пороговой плотности тока $1.1–1.3 \text{ кА/см}^2$. Для обеих структур с уменьшением длины резонатора пороговая плотность тока заметно возрастает (рис. 4, b), что делает нецелесообразным использование коротких лазерных диодов на основе метаморфных гетероструктур. Отметим, что в лазерах на основе КТ пороговая плотность тока определяется значительным количеством факторов: насыщением усиления массива КТ, плотностью массива КТ, его неоднородным уширением, структурой энергетических уровней, в частности заглуплением основного состояния относительно возбужденных состояний и матрицы, шириной волновода, безызлучательной рекомбинацией в КТ и волноводе. Без детального анализа свойств массивов КТ в метаморфных структурах сложно сделать вывод о причинах высокой пороговой плотности в коротких резонаторах.

При этом для длинных резонаторов (3 мм) лазеры, изготовленные из структуры M2, демонстрируют в 2 раза более высокую внешнюю дифференциальную эффективность (38% против 18%) благодаря более высокой внутренней квантовой эффективности ($\eta_i = 72\%$) и меньшим внутренним оптическим потерям ($\alpha_i = 3 \text{ см}^{-1}$) по сравнению с лазерами, изготовленными из структуры M1 ($\eta_i = 60\%$, $\alpha_i = 8 \text{ см}^{-1}$) (рис. 4, c). Можно предположить, что этому способствует отмечавшаяся более полная релаксация упругих напряжений в метаморфном буфере структуры M2 и, возможно, также большая толщина волноводного слоя в ней.

Температурные зависимости пороговой плотности тока лазеров M1 и M2 (рис. 5) имеют одинаковый вид. В диапазоне температур 80–200 К для обоих лазеров наблюдается уменьшение пороговой плотности тока с ростом температуры. Данный эффект связан с выбросом носителей из КТ меньшего размера и захватом в КТ большего размера, что увеличивает оптическое усиление в диапазоне больших длин волн. В области температур больших 200 К начинается переход к квазиравновесному распределению носителей в ансамбле КТ и пороговая плотность тока начинает расти с ростом температуры, а ширина спектра лазерной генерации уменьшается.

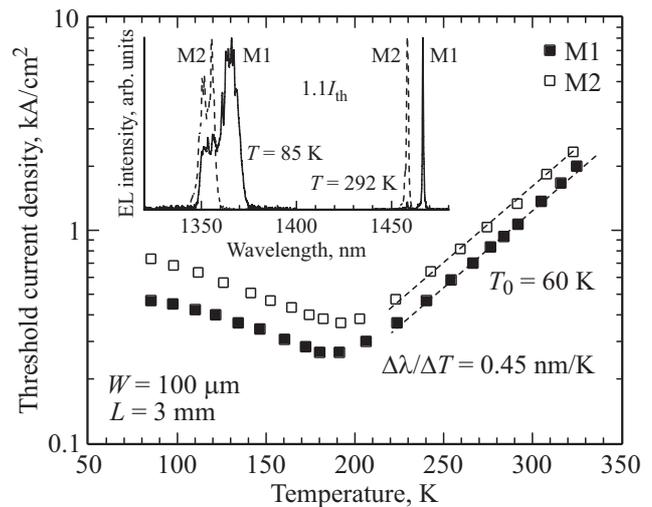


Рис. 5. Температурные зависимости пороговой плотности тока лазеров структур M1 и M2. На вставках показаны спектры генерации при 85 и 292 К.

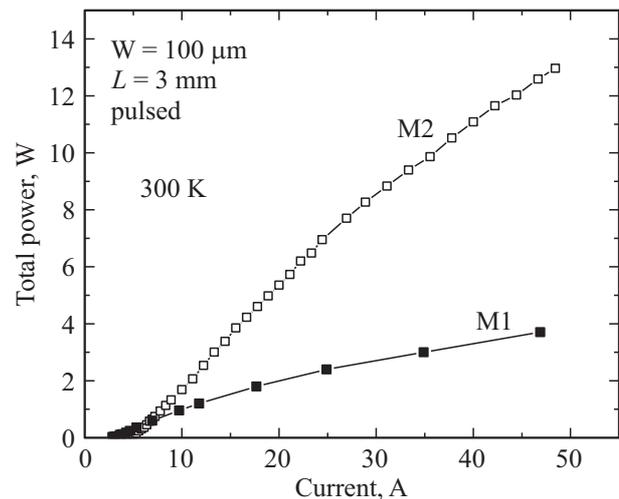


Рис. 6. Ватт-амперные характеристики структур M1 и M2, измеренные в импульсном режиме.

Характеристическая температура для обоих образцов одинакова и составляет 60 К вблизи комнатной температуры. Температурная зависимость длины волны для обеих структур линейна, соответствует температурному ходу ширины запрещенной зоны и описывается коэффициентом 0.45 нм/К .

Спектры генерации лазеров при 85 и 292 К представлены на вставке к рис. 5. При 80 К ширина линии генерации по уровню интенсивности 0.1 в структуре M1 составляет 23 нм, а в структуре M2 — 13 нм. Уширение линии генерации при низких температурах хорошо известно для лазеров на КТ и обусловлено отсутствием латерального транспорта носителей вследствие их эффективной трехмерной локализации [9]. Большая ширина низкотемпературного спектра генерации в лазерной

структуре М1 по сравнению с М2 говорит о большей неупорядоченности массива КТ в первом случае, что также может являться следствием неполной релаксации упругих напряжений в буферном слое.

На рис. 6 представлены ватт-амперные характеристики лазерных диодов длиной 3 мм на основе структур М1 и М2 в импульсном режиме. Более высокая внешняя дифференциальная квантовая эффективность лазера, изготовленного из структуры М2, позволяет достичь больших значений выходной мощности. В лазерах, изготовленных из структуры М2, максимальная мощность составила 12 Вт. Насколько нам известно, это является рекордно высоким значением мощности, достигнутым при комнатной температуре в метаморфных лазерах на основе КТ. В лазерах, изготовленных из структуры М1, максимальная мощность была существенно ниже и составила 3.7 Вт.

4. Заключение

Проведено сравнительное исследование характеристик двух метаморфных лазерных гетероструктур на основе квантовых точек $\text{InAs}/\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}/\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$, выращенных на подложках GaAs. В первой структуре для уменьшения плотности прорастающих дислокаций в метаморфном буфере использовался специальный селективный высокотемпературный отжиг. Во второй структуре с этой же целью дополнительно применялись короткопериодные сверхрешетки $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}/\text{In}_{0.2}\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$. Показано, что лазер, изготовленный из второй структуры, демонстрирует лучшие приборные характеристики — более высокую дифференциальную квантовую эффективность и меньшие внутренние потери, что позволило достичь рекордно высокую оптическую мощность 13 Вт. Предложенные конструкции метаморфных лазерных гетероструктур с КТ перспективны для создания длинноволновых (вплоть до 1.55 мкм) лазеров на подложках GaAs, а также других приборных структур в системе материалов $\text{InGaAs}/\text{AlGaAs}$ на различных типах инородных подложек.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект 16-29-03127 офи_м) и проекта Министерства образования и науки РФ (3.9787.2017/8.9).

Список литературы

- [1] М.В. Максимов, Ю.М. Шерняков, Н.В. Крыжановская, А.Г. Гладышев, Ю.Г. Мусихин, Н.Н. Леденцов, А.Е. Жуков, А.П. Васильев, А.Р. Ковш, С.С. Михрин, Е.С. Семенова, Н.А. Малеев, Е.В. Никитина, В.М. Устинов, Ж.И. Алфёров. ФТП, **38** (6), 763 (2004).
- [2] A.Y. Liu, C. Zhang, J. Norman, A. Snyder, D. Lubyshev, J.M. Fastenau, A.W.K. Liu, A.C. Gossard, J.E. Bowers. Appl. Phys. Lett., **104**, 041104 (2014).
- [3] R. Hull, J.C. Bean, R.E. Leibenguth, D.J. Werder. J. Appl. Phys., **65** (12), 4723 (1989).
- [4] S. Chen, W. Li, J. Wu, Q. Jiang, M. Tang, S. Shutts, S.N. Elliott, A. Sobiesierski, A.J. Seeds, I. Ross, P.M. Smowton, H. Liu. Nature Photonics, **10**, 307 (2016).
- [5] N.N. Ledentsov, V.A. Shchukin, T. Kettler, K. Posilovic, D. Bimberg, L.Ya. Karachinsky, A.Yu. Gladyshev, M.V. Maximov, I.I. Novikov, Yu.M. Shernyakov, A.E. Zhukov, V.M. Ustinov, A.R. Kovsh. J. Cryst. Growth, **301**, 914 (2007).
- [6] S.S. Mikhlin, A.R. Kovsh, I.L. Krestnikov, A.V. Kozhukhov, D.A. Livshits, N.N. Ledentsov, Yu.M. Shernyakov, I.I. Novikov, M.V. Maximov, V.M. Ustinov, Zh.I. Alferov. Semicond. Sci. Technol., **20** (5), 340 (2005).
- [7] N. Ledentsov. *Semiconductor device and method of making same*. United States Patent 6653166 (2003).
- [8] L.V. Asryan, M. Grundmann, N.N. Ledentsov, O. Stier, R.A. Suris, D. Bimberg. IEEE J. Quant. Electron., **37** (3), 418 (2001).
- [9] А.В. Савельев, М.В. Максимов, А.Е. Жуков. ФТП, **45** (2), 245 (2011).

Редактор А.Н. Смирнов

Effect of the design of epitaxial structure and growth parameters on characteristics of metamorphic lasers of 1.46 μm optical range based on quantum dots grown on GaAs substrates

M.V. Maximov¹, A.M. Nadtochiy¹, Yu.M. Shernyakov², A.S. Payusov², A.P. Vasil'ev³, V.M. Ustinov^{3,4}, A.A. Serin², N.Yu. Gordeev², A.E. Zhukov¹

¹ St. Petersburg Academic University, 194021 St. Petersburg, Russia

² Ioffe Institute, 194021 St. Petersburg, Russia

³ Submicron Heterostructures for Microelectronics, Research & Engineering Center, Russian Academy of Sciences, 194021 St. Petersburg, Russia

⁴ St. Petersburg Electrotechnical University „LETI“, 197376 St. Petersburg, Russia

Abstract Characteristics of lasers of 1.44–1.46 μm optical range grown on GaAs substrates with the use of metamorphic buffer are investigated. Laser active area contains 10 sheets of $\text{InAs}/\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}/\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$ quantum dots. It is shown that the use of specific selective thermal annealing in combination with short-period superlattices $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}/\text{In}_{0.2}\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$ allows to significantly reduce the density of threading dislocations in active area. Threshold current density in case of 3 mm long laser with broad area was found to be as low as $1300 \text{ A} \cdot \text{cm}^{-1}$ while external quantum efficiency and maximal optical output power in pulsed mode have reached 38% and 13 W, correspondingly.