

Особенности эпитаксиального роста методом МПЭ тонких сильно напряженных слоев InGaAs/InAlAs на подложках InP

© В.В. Андриушкин,¹ И.И. Новиков,¹ А.Г. Гладышев,¹ А.В. Бабичев,¹ Л.Я. Карачинский,¹
В.В. Дюделев,² Г.С. Соколовский,² А.Ю. Егоров³

¹ Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики, 197101 Санкт-Петербург, Россия

² Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, 194021 Санкт-Петербург, Россия

³ Санкт-Петербургский национальный исследовательский Академический университет им. Ж.И. Алфёрова РАН, 194021 Санкт-Петербург, Россия
e-mail: vvandriushkin@itmo.ru

Поступило в Редакцию 9 марта 2023 г.

В окончательной редакции 5 мая 2023 г.

Принято к публикации 5 мая 2023 г.

Приведены результаты исследования особенностей эпитаксиального роста методом молекулярно-пучковой эпитаксии сверхрешеток на основе сильно напряженных тонких слоев InGaAs/InAlAs на подложке InP. Показано, что скорости роста объемных слоев InGaAs и InAlAs, согласованных по постоянной решетки с InP, не позволяют точно определить скорости роста тонких сильно напряженных сверхрешеток типа $\text{In}_{0.36}\text{Al}_{0.64}\text{As}/\text{In}_{0.67}\text{Ga}_{0.33}\text{As}$, а ошибка составляет порядка 10%. Эффект связан с различием температуры роста слоев InGaAs и InAlAs, влияющей на интенсивность испарения индия с ростовой поверхности.

Ключевые слова: молекулярно-пучковая эпитаксия, сверхрешетка, квантово-каскадный лазер.

DOI: 10.21883/JTF.2023.08.55979.41-23

Введение

Эпитаксиальный рост слоев типа InGaAs и InAlAs на подложке InP требует строгого согласования соотношения потоков индия, алюминия, галлия и мышьяка для обеспечения согласованности по постоянной решетки получаемых материалов, которая достигается только для случая слоев $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ и $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ соответственно. При других составах слои InGaAs и InAlAs оказываются сильно напряженными из-за разности постоянной решетки с подложкой InP и их объемный рост невозможен [1]. Полупроводниковые тонкие слои InGaAs и InAlAs (порядка 10 nm), выращенные методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) широко используются в эпитаксиальных гетероструктурах для изготовления оптоэлектронных приборов [2–6], в том числе гетероструктур квантово-каскадных лазеров (ККЛ) среднего инфракрасного диапазона [6–12]. Для изготовления таких гетероструктур ККЛ используются гетеропары $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}/\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$, согласованные по кристаллической решетке с подложкой InP. Однако, как было показано в работе [13], согласованные гетеропары InGaAs/InAlAs ограничивают эффективность ККЛ спектрального диапазона 4.4–4.8 μm вследствие теплового выброса носителей заряда с верхнего уровня размытого квантования в непрерывный спектр, обусловленного недостаточным разрывом зоны проводимости на гетерогранице InGaAs/InAlAs. Для решения данной проблемы применяются тонкие сильно напряженные слои InGaAs/InAlAs [14,15]. Основной сложностью при

изготовлении гетероструктур с тонкими сильно напряженными полупроводниковыми слоями InGaAs/InAlAs методом МПЭ является необходимость одновременного выполнения условий точного соответствия мольной доли индия в составе тройного раствора и толщины слоя заданным значениям в течение долговременного ростового процесса для исключения возникновения структурных дефектов и шероховатости поверхности [16]. Калибровка ростовых параметров, таких как скорости потоков материалов, температура источников материалов, температура подложки во время эпитаксиального роста является неотъемлемой частью подготовки к ростовому процессу итоговой гетероструктуры. Однако калибровка данных параметров в общем случае производится с помощью эпитаксиального роста объемных слоев толщиной несколько сотен нанометров, обеспечивающих возможность произвести точные расчеты и измерения с использованием методов дефектометрии, фотолюминесценции и рентгенодифракционного анализа [17]. Как показывает практика, при полной калибровке ростовых параметров с использованием гетероструктур объемных слоев InGaAs и InAlAs во время эпитаксиального роста тонких сильно напряженных слоев данных твердых растворов возникает несоответствие мольной доли и толщины, а следовательно, необходимость дальнейшей корректировки параметров.

В настоящей работе приведены результаты исследования особенностей эпитаксиального роста методом молекулярно-пучковой эпитаксии сверхрешеток на ос-

нове сильно напряженных тонких слоев InGaAs/InAlAs на подложке InP.

1. Эксперимент, результаты и их обсуждение

Для проведения экспериментов по эпитаксиальному выращиванию использовалась установка МПЭ Riber49. Установка Riber49 была оснащена источниками трех типов — ABN160 (источник Si), ABN700 (источник Al) и ABI1000 (источник Ga, In). Источник ABN700 имеет два нагревательных элемента. Два нагревателя используются для прецизионного поддержания температуры основного объема тигля и апертуры тигля. Сам тигель имеет коническую форму. Источник ABI1000 имеет схожую конструкцию, но в отличие от ABN700 оснащен цилиндрическим тиглем, состоящим из трех частей — сам тигель, коническая горловина и кольцо горловины, прикрывающая крепежные элементы. Все части тигля изготовлены из пиролитического нитрида бора. Применение такого тигля позволяет существенно повысить стабильность потоков элементов при длительном эпитаксиальном росте [18,19].

Для исследования ростовых режимов использовались нелегированные полуизолирующие подложки InP „eri-ready“ качества ориентации (100). Молибденовый держатель подложки загружался в загрузочный модуль установки Riber49 и затем передавался в модуль предварительного отжига. В модуле предварительного отжига подложка прогревалась в течение получаса при температуре 300°C для десорбирования атмосферных газов с ее поверхности. После этого держатель подложки передавался в ростовую камеру установки Riber49. Поверхностный окисел десорбировался нагревом подложки до 540°C на 5–10 min [20] в потоке мышьяка с избыточным давлением $2 \cdot 10^{-8}$ Torr (измерения давления паров производилось ионным датчиком). По достижении заданной температуры наблюдалось изменение картины RHEED, связанное с изменением реконструкции поверхности. Полосатая (4×1) RHEED-реконструкция поверхности свидетельствовала об атомно-гладкой и чистой поверхности подложки, без наличия окисла на ее поверхности. В ходе экспериментов было обнаружено, что характерная реконструкция поверхности наблюдается только в случае использования полуизолирующих подложек InP. При использовании сильнолегированных подложек InP ($N \sim (1-3) \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$) картина дифракции быстрых электронов существенно не изменялась в диапазоне температур подложки от 300 до 540°C. Температуры подложек оценивались оптическим пирометром Ircop, а оборудование дифракции быстрых электронов было использовано для наблюдения картины RHEED. Эпитаксиальный рост начинался после полного сгона окисла и установки ростовой температуры подложки, необходимой для данного эксперимента.

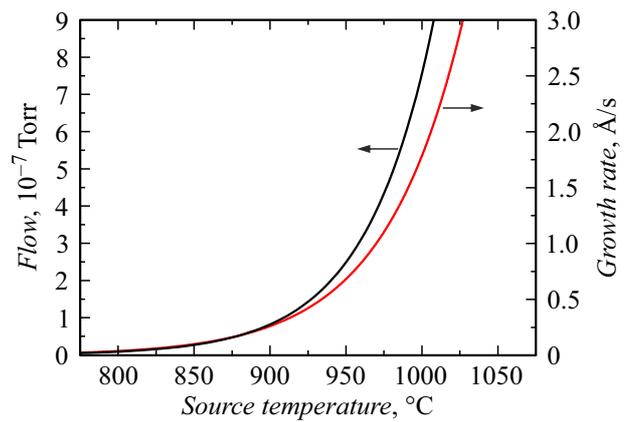


Рис. 1. Зависимости потока и скорости роста от температуры для источника Ga05.

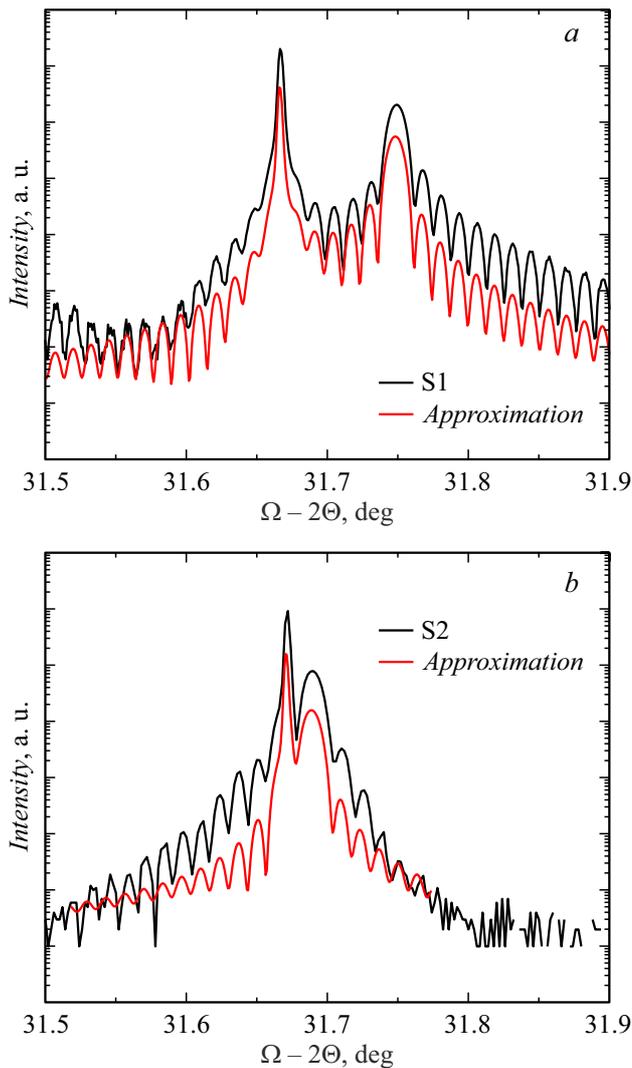
Для прецизионного роста квантово-размерных слоев заданного химического состава необходимо провести предварительные калибровки потоков металлов Ga, Al и In с помощью штатного измерителя потока (ионизационный датчик). Результаты измерений потоков элементов III группы позволяют оценить скорости роста соответствующих бинарных соединений по имеющимся калибровочным зависимостям. Вид такой калибровочной кривой для источника Ga05 представлен на рис. 1. При выбранной скорости роста соединения InAs (в нашем случае 0.1 nm/s) скорость роста GaAs для получения согласованного по параметру решетки с подложкой InP слоя $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ должна быть 0.089 nm/s. Зная скорость роста GaAs, можно определить поток элемента Ga05, который необходимо получить путем изменения температуры соответствующего источника.

Непосредственно перед ростом тестовых гетероструктур была проведена предварительная калибровка скоростей роста по показаниям измерителя потока. Температуры источников были выставлены для получения требуемых скоростей роста бинарных соединений. Результаты предварительной калибровки представлены в табл. 1. В таблице использованы следующие обозначения для параметров: V — скорость роста, F — поток, T — температура нижнего нагревателя источника по показаниям термопары. Для слоев InGaAs, InAlAs приведены требуемые скорости роста и соответствующие им потоки, полученные путем пропорционального увеличения или уменьшения потоков материалов. Также в таблице приведены соответствующие полученным потокам температуры источников.

Были выращены тестовые гетероструктуры S1 и S2, номинально состоящие из слоя $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ и $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ соответственно. Толщина каждого слоя составляла 400 nm. Толщины тестовых слоев определялись путем измерения и анализа периода осцилляции на рентгенодифракционных кривых. Измерения проводились на установке PANalytical x'PertPro с фирменным

Таблица 1. Результаты предварительной калибровки скоростей роста

Слой	GaAs			AlAs			InAs		
	$V, \text{ \AA/s}$	$F, \cdot 10^{-7} \text{ Torr}$	$T, \text{ }^\circ\text{C}$	$V, \text{ \AA/s}$	$F, \cdot 10^{-7} \text{ Torr}$	$T, \text{ }^\circ\text{C}$	$V, \text{ \AA/s}$	$F, \cdot 10^{-7} \text{ Torr}$	$T, \text{ }^\circ\text{C}$
In _{0.53} Ga _{0.47} As	0.88	3.90	904	—	—	—	1.00	7.80	823
In _{0.52} Al _{0.48} As	—	—	—	0.92	1.50	1094	1.00	7.80	823

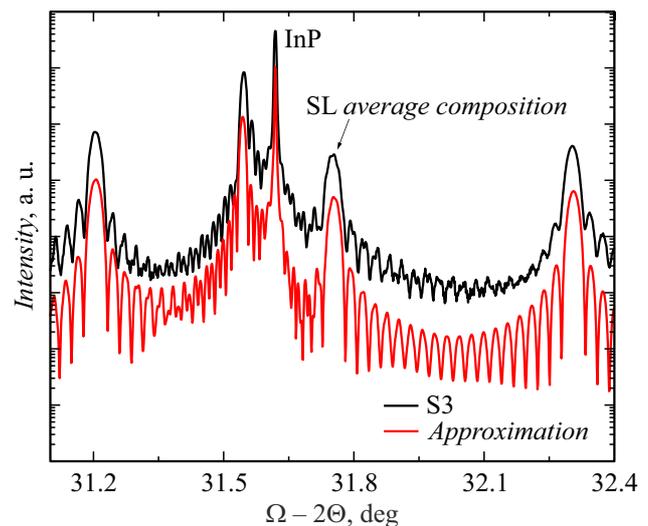
**Рис. 2.** Рентгенодифракционная кривая и результаты ее аппроксимации образцов: *a* — S1, *b* — S2.

программным обеспечением в геометрии $\Omega-2\Theta$. Состав слоев определялся путем моделирования экспериментальной кривой качания с помощью штатного программного обеспечения. Результаты измерения и данные аппроксимации экспериментальных кривых представлены на рис. 2 для структур S1 и S2 соответственно. Толщины и состав тестовых слоев приведены в табл. 2.

Показано, что отклонение в толщине и составе тестового слоя InGaAs составляет 2 и 3% соответственно.

Таблица 2. Результаты рентгенодифракционного анализа

Образец	Параметр	Согласно ростовому дизайну	Результат аппроксимации
S1	Толщина, nm	400	407
	Состав	In _{0.53} Ga _{0.47} As	In _{0.513} Ga _{0.487} As
S2	Толщина, nm	400	390
	Состав	In _{0.52} Al _{0.48} As	In _{0.517} Al _{0.483} As

**Рис. 3.** Рентгенодифракционная кривая тестового образца S3 со CP состава In_{0.36}Al_{0.64}As/In_{0.67}Ga_{0.33}As.

Для структуры S2, содержащей тестовый слой InAlAs, отклонение по толщине и составу тестового слоя составляют 2.5 и 0.6% соответственно. В результате были рассчитаны скорости роста, которые для бинарных соединений составили величины: 0.98 \AA/s — для InAs, 0.93 \AA/s — для GaAs, 0.90 \AA/s — для AlAs. Данные отклонения были учтены, проведена корректировка скоростей роста бинарных соединений с помощью температур соответствующих источников по данным измерителя потоков. Результаты расчетов и корректировки приведены в табл. 3.

После определения скоростей роста всех бинарных соединений была выращена гетероструктура S3, состоящая из 20 периодов сверхрешетки (CP) из напряженных

Таблица 3. Результаты корректировки скоростей роста

Образец	GaAs			AlAs			InAs		
	$V, \text{ \AA/s}$	$F, \cdot 10^{-7} \text{ Torr}$	$T, \text{ }^\circ\text{C}$	$V, \text{ \AA/s}$	$F, \cdot 10^{-7} \text{ Torr}$	$T, \text{ }^\circ\text{C}$	$V, \text{ \AA/s}$	$F, \cdot 10^{-7} \text{ Torr}$	$T, \text{ }^\circ\text{C}$
S1	0.93	3.90	904	—	—	—	0.98	7.80	823
Скорректированные значения	0.89	3.73	902	—	—	—	1.00	7.96	824
S2	—	—	—	0.91	1.50	1094	0.98	7.80	823
Скорректированные значения	—	—	—	0.92	1.52	1094.5	1.00	7.96	824

Таблица 4. Результаты моделирования экспериментальных кривых качания структур S3 и S5

Образец	Мольная доля InAs, %		Толщина, nm	
	InGaAs	InAlAs	InGaAs	InAlAs
S3	65.1	33.9	4.84	4.60
S5	67.6	37.1	5.05	5.07

слоев $\text{In}_{0.36}\text{Al}_{0.64}\text{As}/\text{In}_{0.67}\text{Ga}_{0.33}\text{As}$ толщиной 5 nm каждый. Равные толщины слоев сверхрешетки обеспечивали согласование среднего состава СР с подложкой InP. Рост такой СР позволяет откалибровать скорости роста слоев $\text{In}_{0.36}\text{Al}_{0.64}\text{As}$ и $\text{In}_{0.67}\text{Ga}_{0.33}\text{As}$, которые не согласованы по постоянной решетки с подложкой InP и не могут быть выращены отдельно по аналогии с образцами S1 и S2. Для определения точного состава и толщин слоев тестовой СР $\text{In}_{0.36}\text{Al}_{0.64}\text{As}/\text{In}_{0.67}\text{Ga}_{0.33}\text{As}$ также использовался метод рентгеновской дифракции. Периодические осцилляции на рентгенодифракционной кривой соответствуют периодической структуре сверхрешетки (рис. 3).

Данные по толщине слоев СР и их составу (табл. 4) определялись аппроксимацией измеренной рентгенодифракционной кривой. Измерения проводились в позиции (0,0). Полученные результаты свидетельствуют, что в структуре оба слоя оказались меньше номинального значения по мольной доле InAs. Средний состав СР S3 значительно отстоит от пика подложки. Состав слоев InGaAs оказался на 2.9%, а состав слоев InAlAs — на 6.2% меньше требуемого. Отклонение по толщинам тоже в меньшую сторону составили 3.3 и 8.7% для слоя InGaAs и InAlAs соответственно. Примечательно, что полученные данные свидетельствовали об отличии скоростей роста InAs в слоях InGaAs и InAlAs. Судя по полученным результатам, разница скоростей роста составила 10%. Такой эффект наблюдался нами и при изготовлении менее напряженных слоев, в которых скорости роста отличались на 8%. Для согласованных слоев разница скоростей роста составляла от 2 до 4% в зависимости от разницы температур между источниками Al и Ga. Было выдвинуто предположение, что эффект связан с различием температуры роста

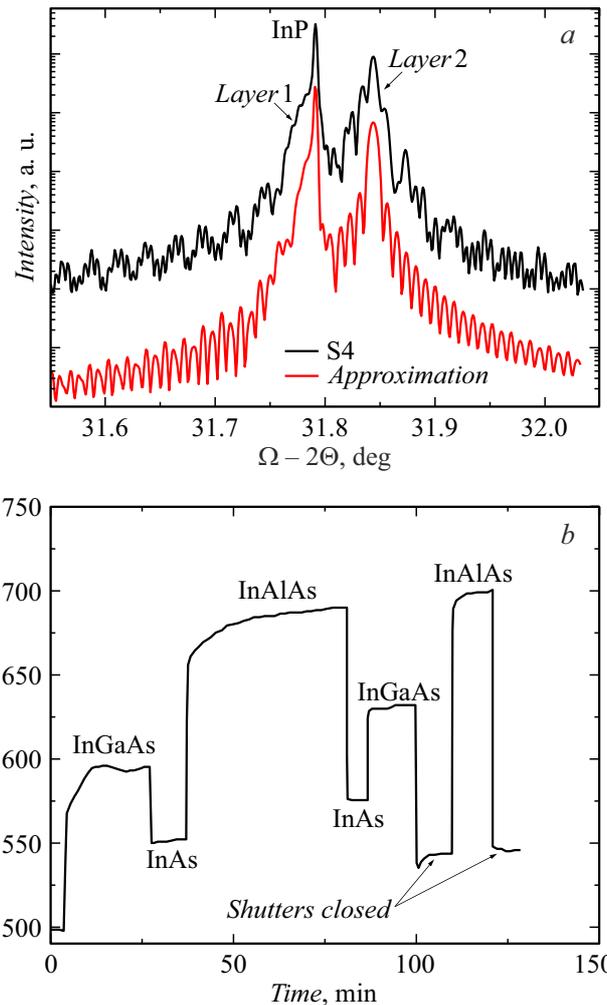


Рис. 4. Рентгенодифракционная кривая тестового образца S4 (a) и экспериментальные данные пирометра при открытии заслонок эффузионных источников (b).

слоев InGaAs и InAlAs, влияющей на интенсивность испарения индия с ростовой поверхности. Дополнительный нагрев ростовой поверхности может происходить от источников Ga и Al при открытии заслонки за счет теплового излучения расплавленного материала. Так как источники разогреты до разных температур, то и влияние излучения при росте различных слоев

отличается. Разница в температуре источников Ga и Al в предыдущем случае составляла 80°C. В нашем случае источник Ga при выбранных скоростях роста был разогрет до температуры порядка 920°C, тогда как источник Al — до 1140°C, т.е. разница увеличилась на 40°C (до 120°C), что и привело к более сильному эффекту. Для оценки влияния разницы температур подложки на скорость роста InAs при росте слоев InGaAs и InAlAs была изготовлена тестовая гетероструктура S4, состоявшая из двух согласованных по кристаллической решетке с подложкой InP слоев InGaAs, сформированных при одинаковых температурах эффузионных источников, но при различающихся на 20°C температурах подложки (500 и 520°C). Согласно проведенному рентгенодифракционному анализу полученной гетероструктуры S4 (рис. 4, а), мольная доля InAs в слое InGaAs, выращенном при температуре 500°C, составила величину 53.1%. Для слоя InGaAs, сформированного при повышенной температуре подложки (520°C), мольная доля InAs уменьшилась до 52.0%, что было эквивалентно уменьшению скорости роста InAs на 4.4%. Таким образом, из проведенного эксперимента следовало, что в линейном приближении изменение скорости роста InAs можно оценить величиной 0.22% на каждый градус изменения температуры подложки. Следует отметить, что полученные данные вступают в противоречие с устоявшимися представлениями, согласно которым в МПЭ десорбция атомов индия с ростовой поверхности становится существенной для температур подложки выше 550–560°C. Однако ранее было экспериментально показано, что изменение температуры подложки в диапазоне 500–550°C также оказывает влияние на скорость роста InGaAs [21,22]. Так, приведенные в работе [21] данные указывают на разницу до 10% в скоростях роста слоев InGaAs, выращенных при температуре подложки 510 и 550°C.

Для анализа реального изменения температур при росте наших гетероструктур были проведены измерения температуры подложки с помощью пирометра непосредственно в процессе роста сильно напряженных слоев InGaAs и InAlAs. Пирометр был откалиброван по температуре начала сгона естественного окисла с поверхности подложки GaAs (590°C) и перед началом ростового процесса его показания соответствовали 500°C (рис. 4, б). Измерения температуры подложки после начала роста показали, что на показания пирометра оказывает сильное влияние засветка от эффузионных источников при открытии их заслонки: происходит резкий скачок температуры. Затем наблюдается этап плавного роста температуры, который мы связываем с нагревом поверхности подложки излучением от источников. Причем изменение температуры подложки на этапе плавного роста больше для наиболее разогретого источника алюминия, для которого оно достигало 31°C, и уменьшается в процессе роста, что, скорее всего, связано с постепенным нагревом подложки и ослаблением влияния теплового излучения источников [23].

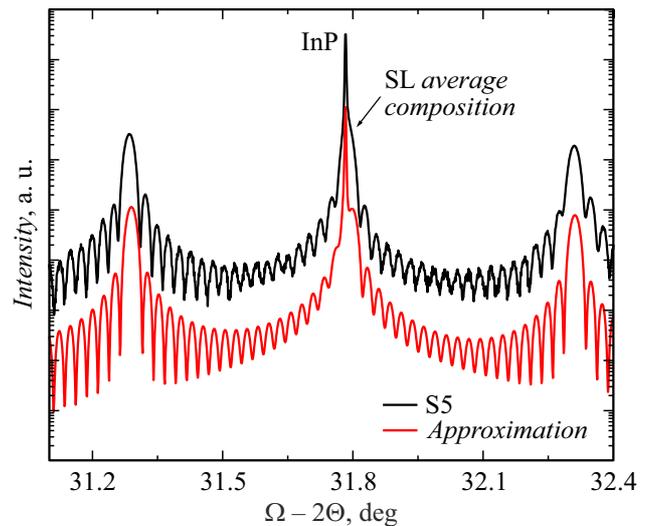


Рис. 5. Рентгенодифракционная кривая тестового образца S5 со CP состава $\text{In}_{0.36}\text{Al}_{0.64}\text{As}/\text{In}_{0.67}\text{Ga}_{0.33}\text{As}$.

Согласно результатам измерений, итоговый нагрев подложки за время эксперимента составил примерно 50°C: от 500°C перед началом роста до 550°C по окончании роста при закрытых заслонках источников металлов. Полученный результат экспериментально подтверждает наше предположение о наличии дополнительного нагрева ростовой поверхности при открытии заслонок эффузионных источников металлов за счет теплового излучения расплавленного материала и может являться причиной различия скоростей роста InAs в слоях InGaAs и InAlAs.

Такую значительную разницу скоростей роста необходимо было учитывать в ростовых программах. При этом надо было иметь в виду, что слои InGaAs и InAlAs осаждаются с использованием одного источника In и нет другой возможности указывать различные скорости роста для этих слоев, кроме как путем изменения скорости роста AlAs или GaAs. Было использовано уменьшение скорости роста AlAs, указанной в ростовой программе, на 10% относительно реальной скорости роста, что позволило скомпенсировать разницу. Проведенные изменения привели к положительному результату, так как следующий тестовый образец со CP $\text{In}_{0.36}\text{Al}_{0.64}\text{As}/\text{In}_{0.67}\text{Ga}_{0.33}\text{As}$ (S5) продемонстрировал значительно более точное соответствие составов и толщин требуемым значениям (рис. 5).

Для корректировки состава слоев в структуре S5 были дополнительно откорректированы (уменьшены) температуры источников Ga05 и Al03 относительно значений, использованных при росте структуры S3. В результате было получено небольшое превышение толщин слоев относительно номинала (не более 1.5%). Средний состав CP практически попал в согласованное значение и был слабо различим на кривых качения на фоне пика от подложки. Составы слоев отличались на 1% для слоя

InAlAs и на 0.9% для слоя InGaAs, оба в сторону большего содержания индия. Выращенные тестовые образцы и полученные по ним данные позволили осуществить корректировки температур источников для последующих ростовых исследований. Учитывая превышение значений толщин и составов, было решено уменьшить температуру источника In06.

Заключение

Проведенное исследование показало, что знание скорости роста объемных слоев InGaAs и InAlAs не позволяет точно определить скорости роста тонких напряженных сверхрешеток типа $\text{In}_{0.36}\text{Al}_{0.64}\text{As}/\text{In}_{0.67}\text{Ga}_{0.33}\text{As}$, а ошибка составляет порядка 10%. Эффект связан с различием температуры роста слоев InGaAs и InAlAs, влияющей на интенсивность испарения индия с ростовой поверхности. Экспериментально доказано, что дополнительный нагрев ростовой поверхности происходит от источников Ga и Al при открытии заслонки за счет теплового излучения расплавленного материала. Разница в температуре источников Ga и Al в наших экспериментах составляла 80–120°C, что и определяло различное влияние теплового излучения на рост различных слоев. Данный эффект может быть универсальным и должен учитываться в различных установках МПЭ.

Финансирование работы

Работа авторов из Университета ИТМО выполнена при поддержке федерального проекта „Передовые инженерные школы“ в части рентгенодифракционного анализа. Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда (проект № 21-72-30020) в части эпитаксиального роста гетероструктур.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] I.I. Novikov, A.V. Babichev, E.S. Kolodeznyi, A.S. Kurochkin, A.G. Gladyshev, V.N. Nevedomsky, S.A. Blokhin, A.A. Blokhin, A.M. Nadtochiy. *Mater. Phys. Mech.*, **29** (1), 76 (2016).
- [2] C. Silvestri, X. Qi, T. Taimre, K. Bertling, A.D. Rakić. *APL Phot.*, **8** (2), 020902 (2023). DOI: 10.1063/5.0134539
- [3] B. Meng, M. Singleton, M. Shahmohammadi, F. Kapsalidis, R. Wang, M. Beck, J. Faist. *Optica*, **7** (2), 162 (2020). DOI: 10.1364/OPTICA.377755
- [4] P. Micheletti, J. Faista, T. Olariu, U. Senica, M. Beck, G. Scalari. *APL Phot. Optica*, **6** (10), 106102 (2021). DOI: 10.1063/5.0063141
- [5] А.Е. Жуков, Г.Э. Цырлин, Р.Р. Резник, Ю.Б. Самсоненко, А.И. Хребтов, М.А. Калитеевский, К.А. Иванов, Н.В. Крыжановская, М.В. Максимов, Ж.И. Алфёров. *ФТП*, **50** (5), 674 (2016). [A.E. Zhukov, G.E. Cirlin, R.R. Reznik, Yu.B. Samsonenko, A.I. Khrebtov, M.A. Kaliteevski, K.A. Ivanov, N.V. Kryzhanovskaya, M.V. Maximov, Zh.I. Alferov. *Semiconductors*, **50**, 662 (2016). DOI: 10.1134/S1063782616050262]
- [6] Г.Э. Цырлин, Р.Р. Резник, А.Е. Жуков, Р.А. Хабибуллин, К.В. Маремьянин, В.И. Гавриленко, С.В. Морозов. *ФТП*, **54** (9), 902 (2020). DOI: 10.21883/FTP.2020.09.49829.21 [G.E. Cirlin, R.R. Reznik, A.E. Zhukov, R.A. Khabibullin, K.V. Maremyanin, V.I. Gavrilenko, S.V. Morozov. *Semiconductors*, **54**, 1092 (2020). DOI: 10.1134/S1063782620090298]
- [7] H.E. Beere, J.R. Freeman, O.P. Marshall, C.H. Worrall, D.A. Ritchie. *J. Cryst. Growth*, **311** (7), 1923 (2009). DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2008.11.053
- [8] L. Consolino, S. Bartalini, H.E. Beere, D.A. Ritchie, M.S. Vitiello, P. Natale. *Sensors*, **13** (3), 3331 (2013). DOI: 10.3390/s130303331
- [9] M. Locatelli, M. Ravaro, S. Bartalini, L. Consolino, M.S. Vitiello, R. Cicchi, F. Pavone, P. Natale. *Sci. Rep.*, **5** (1), 13566 (2015). DOI: 10.1038/srep13566
- [10] N. Rothbart, O. Holz, R. Koczulla, K. Schmalz, H. Hübers. *Sensors*, **19** (12), 2719 (2019). DOI: 10.3390/s19122719
- [11] A. Khalatpour, A.K. Paulsen, C. Deimert, Z.R. Wasilewski, Q. Hu. *Nature Photon.*, **15** (1), 16 (2021). DOI: 10.1038/s41566-020-00707-5
- [12] F. Wang, X. Qi, Z. Chen, M. Razeghi, S. Dhillon. *Micromachines*, **13** (12), 2063 (2022). DOI: 10.3390/mi13122063
- [13] A. Lyakh, R. Maulini, A. Tsekoun, R. Go, S. Von der Porten, C. Pflügl, L. Diehl, F. Capasso, C.K.N. Patel. *PNAS*, **107** (44), 18799 (2010). DOI: 10.1073/pnas.1013250107
- [14] M. Suttinger, R. Kaspi, A. Lyakh. *High-brightness Quantum Cascade Lasers. Mid-Infrared Optoelectronics: Materials, Devices, and Applications* (Woodhead Publ., Cambridge, UK, 181, 2020), DOI: 10.1016/b978-0-08-102709-7.00005-x
- [15] A.Yu. Egorov, A.V. Babichev, L.Ya. Karachinsky, I.I. Novikov, E.V. Nikitina, M. Tchernycheva, A.N. Sofronov, D.A. Firsov, L.E. Vorobjev, N.A. Pikhtin, I.S. Tarasov. *Semiconductors*, **49**, 1527(2015). DOI: 10.1134/S106378261511007X
- [16] А.В. Бабичев, А.Г. Гладышев, В.В. Дюделев, Л.Я. Карачинский, И.И. Новиков, Д.В. Денисов, С.О. Слипченко, А.В. Лютецкий, Н.А. Пихтин, Г.С. Соколовский, А.Ю. Егоров. *ПЖТФ*, **46** (9), 35 (2020). DOI: 10.21883/PJTF.2021.24.51800.19014
- [17] Д.А. Колосовский, Д.В. Дмитриев, А.И. Торопов, А.М. Гилянский, Т.А. Гаврилова, А.С. Кожухов, К.С. Журавлев. Тезисы докладов XIV Российской конференции по физике полупроводников (Новосибирск, Российская Федерация, 2019). 108.
- [18] L. Bouley, T. Maroutian, P. Goulain, A. Babichev, A. Egorov, L. Li, E. Linfield, R. Colombelli, A. Bousseksou. *AIP Adv.*, **13** (1), 015315(2023). DOI: 10.1063/5.0111159
- [19] A.V. Babichev, A.G. Gladyshev, A.V. Filimonov, V.N. Nevedomskii, A.S. Kurochkin, E.S. Kolodeznyi, G.S. Sokolovskii, V.E. Bugrov, L.Ya. Karachinsky, I.I. Novikov, A. Bousseksou, A.Yu. Egorov. *Tech. Phys. Lett.*, **43**, 666 (2017). DOI: 10.1134/S1063785017070173

- [20] G.J. Davies, R. Heckingbottom, H. Ohno, C.E.C. Wood, A.R. Calawa. *Appl. Phys. Lett.*, **37** (3), 290 (1980). DOI: 10.1063/1.91910
- [21] T. Mozume, I. Ohbu. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **31** (10R), 3277(1992). DOI: 10.1143/JJAP.31.3277
- [22] K. Radhakrishnan, S.F. Yoon, R. Gopalakrishnan, K.L. Tan. *J. Vac. Sci. Technol. A.*, **12**, 1124 (1994). DOI: 10.1116/1.579176
- [23] P. Thompson, Y. Li, J.J. Zhou, D.L. Sato, L. Flanders, H.P. Lee. *Appl. Phys. Lett.*, **70**, 1605 (1997). DOI: 10.1063/1.118629