

УДК 621.315.592

ИОННО-ЛУЧЕВОЕ ОСАЖДЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛОВ И НАНОПЛЕНОК InGaAs НА ПОДЛОЖКАХ АРСЕНИДА ГАЛЛИЯ

© 2019 г. М. Л. Лунина^{1,*}, Л. С. Лунин^{1,3}, И. А. Сысоев², Д. А. Гусев², А. Е. Казакова³

¹ Федеральный исследовательский центр Южный научный центр РАН, Ростов-на-Дону, Россия

² Северо-Кавказский федеральный университет, Ставрополь, Россия

³ Южно-Российский государственный политехнический университет (НПИ) им. М.И. Платова, Новочеркасск, Россия

*E-mail: lunin_ls@mail.ru

Поступила в редакцию 12.09.2017 г.

После доработки 29.03.2018 г.

Принята к публикации 10.05.2018 г.

Экспериментально показана возможность выращивания массивов нанокристаллов $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ на GaAs-подложках методом ионно-лучевого осаждения. Исследовано влияние энергии ионов, плотности тока, а также времени осаждения распыляемых материалов на высоту, латеральный размер и плотность массивов наноразмерных кристаллов $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$. Исследованы возможности контролируемым образом изменять параметры осаждения нанокристаллов $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}(\text{GaAs})$. Определены технологические параметры выращивания нанопленок InGaAs на GaAs. Исследованы состав, кристаллическое совершенство и фотолюминесценция выращенных нанокристаллов и пленок $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ на GaAs.

DOI: 10.1134/S0023476119040131

ВВЕДЕНИЕ

Достижения в области полупроводниковой оптоэлектроники стимулировали исследования фотоактивных материалов и структур, а также разработку методов их получения [1–4]. В настоящее время наибольший интерес для оптоэлектроники представляют фотоактивные материалы на основе полупроводниковых соединений и твердых растворов $A^{\text{III}}B^{\text{V}}$ [5–9]. Это обусловлено фотоэлектрическими, оптическими, электрофизическими параметрами и характеристиками материалов. К примеру, на основе гетероструктур $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ могут быть изготовлены полупроводниковые лазеры, фотодатчики и светодиоды, работающие в ближнем ИК-диапазоне видимого спектра и позволяющие успешно решать достаточно широкий круг технических задач [10–15].

Твердые растворы $A^{\text{III}}B^{\text{V}}$ и нанопленки на их основе являются основными материалами нового этапа развития оптоэлектроники [16–23]. Для получения твердых растворов $A^{\text{III}}B^{\text{V}}$ и нанопленок на их основе широко применяются методы молекулярно-лучевой, газофазной и жидкофазной эпитаксии. Несмотря на стремительный и долгий путь своего развития, неоспоримые достоинства, данные технологические методы становятся все сложнее. Внимание многих исследовательских

лабораторий приковано к поиску новых, более простых технологических решений.

Одним из таких решений может быть метод ионно-лучевого осаждения (ИЛО). Он является относительно простым и дешевым технологическим решением, позволяющим получать полупроводниковые эпитаксиальные пленки и наноструктуры [24–27].

Суть метода ИЛО заключается в направленном распылении мишени, изготовленной из осаждаемого материала ускоренными частицами. Распыленные частицы мишени образуют поток осаждаемого материала. Более подробно аспекты технологии ИЛО рассмотрены в [22–27]. Несмотря на широкое применение в микроэлектронной промышленности методов ионного распыления, исследование процесса кристаллизации нанокристаллов и нанопленок $A^{\text{III}}B^{\text{V}}$ данным методом изучено слабо. Закономерности и особенности влияния технологических параметров ИЛО на низкоразмерные кристаллы и нанопленки практически не изучены. Исследование возможности управления формой, размерами и плотностью нанокристаллов применительно к данному методу могло бы дать дополнительную гибкость при его использовании. В связи с этим исследование процесса кристаллизации нанокристаллов и нано-

пленок на основе многокомпонентных твердых растворов методом ИЛО представляется весьма актуальным.

В данной работе экспериментально исследуется влияние энергии ионов, плотности ионного тока, а также времени кристаллизации распыляемых материалов при ИЛО на высоту, латеральный размер и плотность массивов низкоразмерных кристаллов и нанопленок $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ на подложках GaAs и их свойства.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Исследуемые нанокристаллы и нанопленки выращены методом ИЛО на подложках арсенида галлия АГЧО (100) с концентрацией носителей заряда n -типа порядка $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-3}$ диаметром 35 мм. Выращивание нанокристаллов $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ на подложках GaAs проводили на экспериментальной установке ИЛО, выполненной на базе стандартной ростовой камеры с двухуровневой вакуумной системой, источником ионов КЛАН-53 М, блоком электропитания СЕФ-53 М, системой газоподдачи и автоматической заслонки.

Получение нанокристаллов и нанопленок $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ на подложках GaAs имело следующую последовательность. Исходные компоненты взвешивали на высокоточных аналитических весах в соответствующих долях, общая масса шихты составляла 10 г. Полученную смесь компонентов измельчали до порошкообразного состояния однородной фракции (размер зерен $\sim 0.2\text{--}0.3 \text{ мкм}$), тщательно перемешивали и спрессовывали. Готовую мишень помещали в ячейку кассеты-источника, ориентированную под углом 45° по отношению к подложке. Устройство ростовой камеры и технологической оснастки установки ИЛО рассмотрено в [25, 26].

Подложки после стандартной предварительной очистки помещали в кассету для выращиваемых соединений, затем в ростовой камере установки ИЛО создавался вакуум (остаточное давление $6 \times 10^{-4} \text{ Па}$). Для более тонкой очистки поверхности подложки проводили дополнительную обработку непосредственно в технологической камере с помощью ионного пучка аргона при рабочем давлении $8 \times 10^{-4} \text{ Па}$. Далее с помощью резистивного нагревателя проводили нагрев подложки до температуры в диапазоне от 500 до 600°C и осуществляли процесс синтеза нанокристаллов и нанопленок.

Также требовалась обработка мишени ионами в камере, параметры которой были следующими: время очистки $t_{\text{оч}} = 15\text{--}30 \text{ мин}$, энергия ионов — 500–800 эВ, ток ионного пучка — 15–20 мА. По окончании ионной очистки распыляемая ми-

шень совмещалась с подложкой и проводился процесс кристаллизации нанокристаллов и нанопленок $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ на GaAs.

В серии экспериментов по исследованию влияния скорости кристаллизации на параметры массивов нанокристаллов $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ значение энергии ионного пучка устанавливали в диапазоне 700–1200 эВ, что соответствовало диапазону величины тока ионного пучка 18–30 мА, так как в ионном источнике КЛАН-53 М эти параметры взаимосвязаны.

При исследовании характера влияния времени кристаллизации на формирование нанокристаллов и нанопленок длительность технологического процесса выращивания составляла 1, 2, 4, 6 и 8 мин. Температура осаждаемой подложки, энергия ионов и ток ионного пучка в серии экспериментов имели одинаковое значение и составляли 550°C , 1000 эВ, 25 мА соответственно.

Исследование поверхности образцов после кристаллизации нанокристаллов твердого раствора $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ на GaAs проводили на атомно-силовом микроскопе NM-MDT Ntegra и сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Quanta 200.

Оценка кристаллического совершенства нанокристаллов и пленок осуществлялась методом рентгеновской дифракции на дифрактометре ТРС-1 в двухкristальной геометрии с использованием линий излучения меди $\text{CuK}_{\alpha 1,2}$.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Установлено, что при сохранении постоянной температуры роста 550°C , времени выращивания 3 мин в диапазоне значений энергии ионов 700–800 эВ и ионного тока до 18–20 мА на поверхности подложки GaAs кристаллизуются нанокристаллы твердого раствора InGaAs с характерными латеральными размерами 30–50 нм. Их высота составляла 10–14 нм, поверхностная плотность — $7 \times 10^9 \text{ мм}^{-2}$. При увеличении энергии ионов до значений 800–900 эВ и соответственно ионного тока 20–23 мА размеры нанокристаллов увеличиваются незначительно и составляют 50–60 нм, высота 14–16 нм. На поверхности подложки наблюдается некоторое уменьшение плотности нанокристаллов. В данном случае она составляет $5 \times 10^9 \text{ мм}^{-2}$.

В диапазоне значений энергии 900–1000 эВ (23–25 мА) наблюдается несколько иная картина. Размеры нанокристаллов увеличиваются, а их плотность уменьшается. При этом уменьшается разброс по размерам и высоте, наблюдается более равномерное распределение нанокристаллов по поверхности. Размеры их составляют 60–65 нм, высота около 30 нм, поверхностная плотность $5 \times$

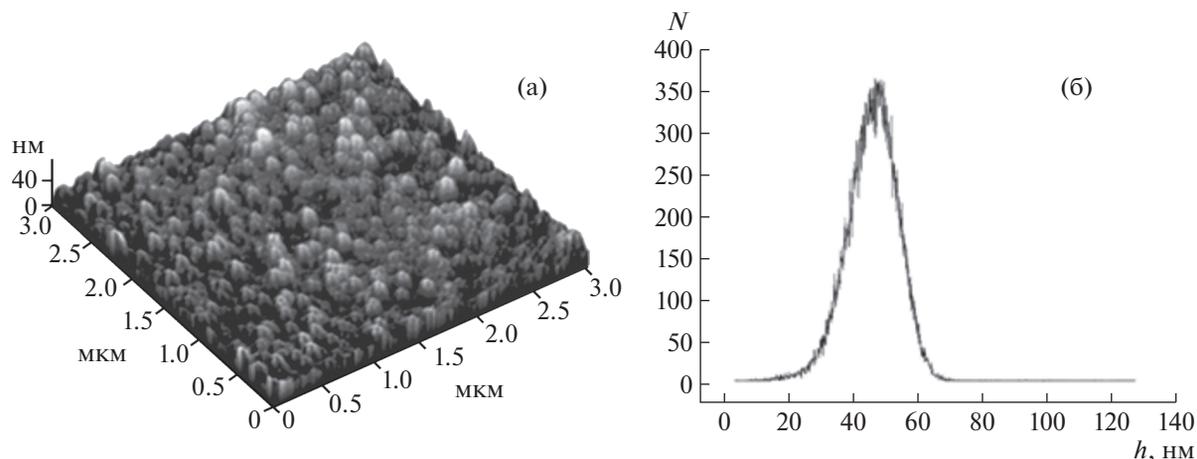


Рис. 1. 3D АСМ-изображение нанокристаллов $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}(\text{GaAs})$, полученных методом ИЛО (а); зависимость количества островков (N) от их размера (h) (б).

$\times 10^9 \text{ мм}^{-2}$. Нанокристаллы имеют форму, близкую к сферической.

На рис. 1 представлены результаты атомно-силовой микроскопии (АСМ) исследований образца, полученного при температуре подложки 550°C , времени кристаллизации 3 мин, энергии 1000 эВ и значении тока пучка 25 мА .

Исследования по выращиванию нанокристаллов $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ при увеличении энергии ионов в диапазоне $1100\text{--}1200 \text{ эВ}$, тока ионного пучка $28\text{--}30 \text{ мА}$ показали, что распределение нанокристаллов по размерам становится больше в диапазоне от 25 до 80 нм . При этом уменьшаются их плотность, разброс по высоте и расположение нанокристаллов становится менее однородным. Ширина оснований нанокристаллов и островков имеет диапазон $40\text{--}80 \text{ нм}$.

При уменьшении скорости роста нанокристаллы, получаемые методом ИЛО, характеризуются меньшим разбросом по размерам, высоте и более равномерным расположением на поверхности. По-видимому, данный факт связан с тем, что энергия распыленных частиц при ИЛО заметно превосходит тепловую энергию и они более подвижны. Уменьшение скорости кристаллизации при ИЛО приводит к увеличению роли диффузионных процессов на поверхности осаждаемого слоя, что ведет к улучшению структурных свойств формируемых нанокристаллов. Следовательно, в случае уменьшения скорости роста методом ИЛО возможно получать нанокристаллы с требуемыми параметрами. Однако скорость их роста при этом существенно снижается.

Характер влияния величины энергии ионов на размеры нанокристаллов представлен на рис. 2.

В проведенной серии исследований установлено, что оптимальное значение энергии ионов для кристаллизации $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ на GaAs лежит в пределах $700\text{--}1000 \text{ эВ}$, значение тока пучка – $20\text{--}25 \text{ мА}$. При указанных значениях скорость роста составляет примерно $0.5\text{--}1 \text{ мкм/ч}$.

Выращивание нанокристаллов $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ на GaAs можно проводить при меньших энергиях и значениях тока пучка для получения более упорядоченных массивов нанокристаллов, но скорость роста при этом существенно снижается. Увеличение энергии ионов нежелательно, так как увеличивается вероятность распыления мишени преимущественно в виде кластеров, что негативно

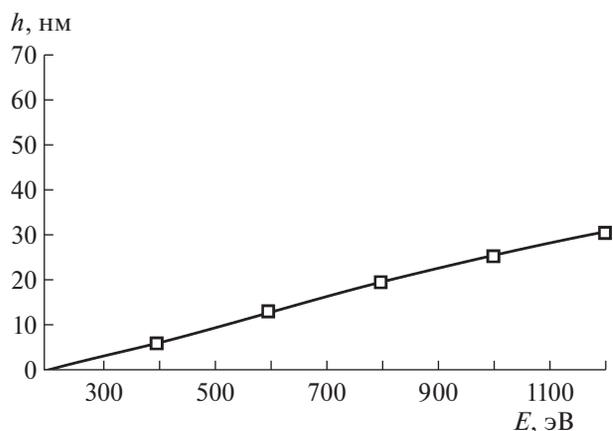


Рис. 2. Влияние энергии ионов на размер нанокристаллов $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}(\text{GaAs})$ при ИЛО.

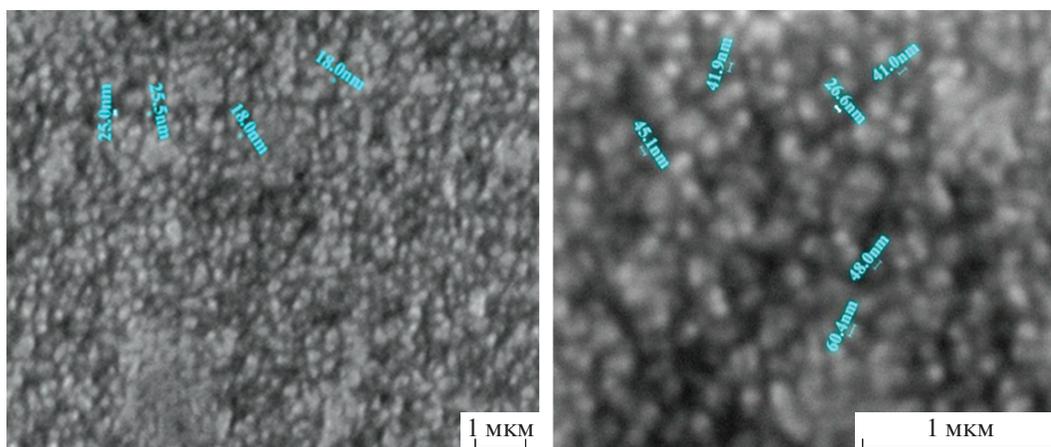


Рис. 3. СЭМ-изображение поверхности нанокристаллов InGaAs, выращенных за 4 (а) и 6 мин (б).

отражается на параметрах выращиваемых наноразмерных кристаллов.

Исследовано влияние времени кристаллизации в условиях ИЛО на параметры массивов нанокристаллов $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$. Первоначально время кристаллизации в серии исследований составляло 1 и 2 мин, затем было увеличено до 4, 6 и 8 мин. Энергия ионов в пучке, ток ионного пучка и температура в серии экспериментов также имели одинаковое значение: 1000 эВ, 25 мА, 550°C соответственно.

По результатам исследования образцов, выращенных при длительности роста в 1 мин, сделан вывод о полном отсутствии нанокристаллов на поверхности подложки. Следовательно, толщина образовавшегося смачивающего слоя недостаточ-

на для достижения упругой релаксации поверхностных состояний. При большей длительности ростового процесса, равной 2 мин, на поверхности наблюдаются незначительные образования нанокристаллов с характерными размерами 7–14 нм, расположение которых является крайне неоднородным. Величина упругих напряжений в системе растет по мере увеличения толщины смачивающего слоя.

На рис. 3а приведено изображение системы нанокристаллов, сформировавшихся на поверхности подложки при увеличении времени роста до 4 мин. При указанной длительности ростового процесса характерные размеры нанокристаллов составляют 18–25 нм, средняя высота – около 5–7 нм. Общая поверхностная плотность нанокристаллов составляет $8 \times 10^9 \text{ мм}^{-2}$.

Результаты исследований при увеличении времени выращивания до 6 мин представлены на рис. 3б. При данной продолжительности ростового процесса на поверхности подложки наблюдается некоторое уменьшение числа нанокристаллов и их плотности в массиве.

Согласно приведенным результатам в данном случае увеличивается количество нанокристаллов, имеющих более крупные размеры. Видно, что чем больше время процесса, тем менее выраженным является островковый рост. Размеры нанокристаллов увеличиваются, а их количество уменьшается. Большая часть крупных нанокристаллов образовалась, вероятно, за счет коалесценции. В пространстве между сформировавшимися крупными нанокристаллами наблюдаются мелкие нанокристаллы более поздних поколений. Размеры нанокристаллов составляют при-

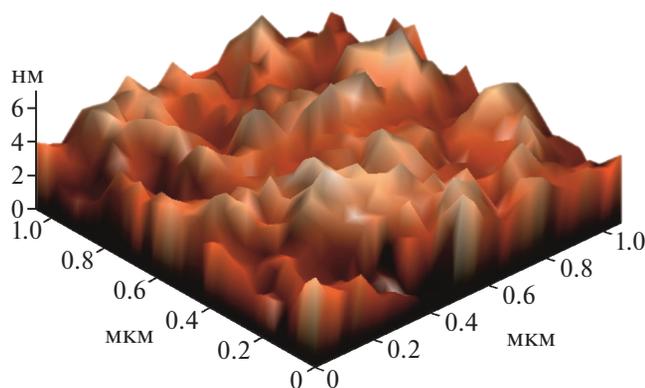


Рис. 4. АСМ-изображение поверхности нанопленки InGaAs, выращенной за 8 мин.

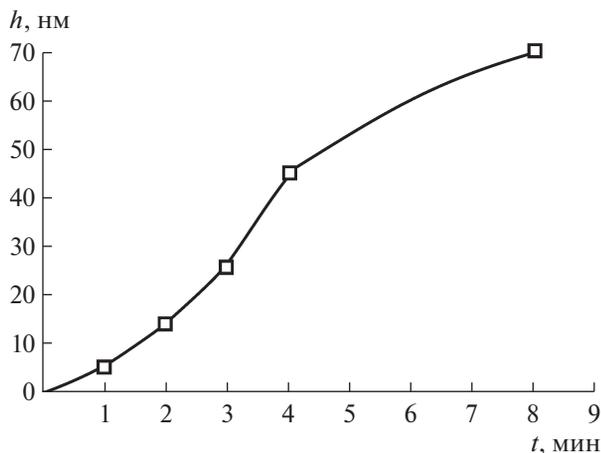


Рис. 5. Зависимость времени осаждения на размер нанокристаллов $\text{Ga}_x\text{InAs}_{1-x}$ (GaAs) при ИЛО.

мерно 26–60 нм. Общая поверхностная плотность нанокристаллов составляет $5 \times 10^{10} \text{ мм}^{-2}$.

При увеличении времени процесса роста до 8 мин на поверхности подложки GaAs образуется практически сплошная нанопленка твердого раствора $\text{Ga}_x\text{InAs}_{1-x}$ с шероховатостью не более 6 нм (рис. 4).

На рис. 5 показан характер влияния времени кристаллизации на размеры нанокристаллов $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ на GaAs в условиях ИЛО.

В итоге можно утверждать, что для выращивания массивов наноразмерных кристаллов $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ на GaAs методом ИЛО при указанных выше параметрах технологического процесса продолжительность должна составлять не более 6 мин, а для получения нанопленок InGaAs на GaAs время процесса должно составлять более 8 мин.

Характерные спектры фотолюминесценции нанопленок $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ представлены на рис. 6. Хорошо видно, что с изменением состава нанослоев изменится и положение пика фотолюминесценции. Так, при увеличении индия в составе пик смещается в сторону меньших энергий. А для третьего состава фотолюминесценция разбивается на два пика. Пик с меньшей энергией соответствует нанопленкам $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ($h\nu = 1.336 \text{ эВ}$), а с большей подложечному материалу – арсениду галлия $h\nu = 1.435 \text{ эВ}$.

Отметим, что при исследовании влияния энергии ионов и продолжительности ростового процесса на размеры и количество нанокристаллов состав необходимо поддерживать постоянным. Эксперименты показали, что состав получаемых пленочных твердых растворов $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ (GaAs)

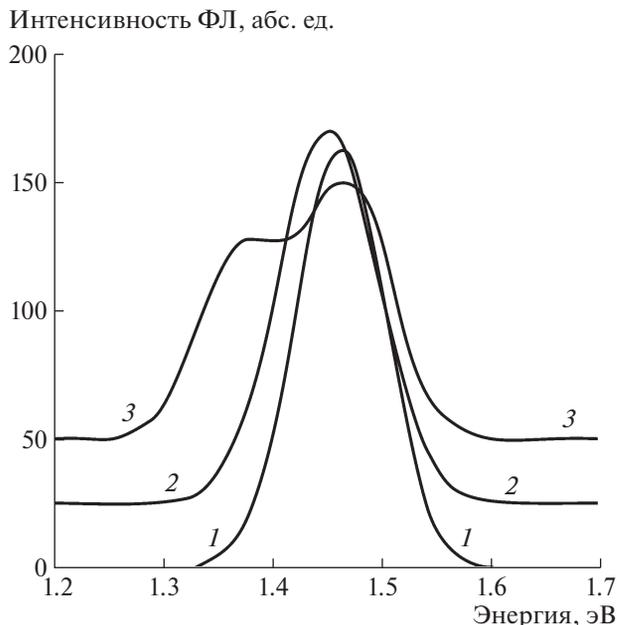


Рис. 6. Спектры фотолюминесценции наноструктур $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ (GaAs). Состав и размеры нанокристаллов соответственно: 1 – $\text{In}_{0.021}\text{Ga}_{0.979}\text{As}$ $h = 125 \text{ нм}$; 2 – $\text{In}_{0.047}\text{Ga}_{0.953}\text{As}$ $h = 83 \text{ нм}$; 3 – $\text{In}_{0.097}\text{Ga}_{0.903}\text{As}$ $h = 60 \text{ нм}$.

всегда соответствовал составу распыляемой мишени при различных условиях ее распыления (энергия ионов, ионный ток, температура подложки). Определение состава нанокристаллов прямыми методами с помощью воздействия сфокусированных электронных пучков с целью получения характеристического рентгеновского излучения не представляется возможным, так как размер пучка в десятки раз больше исследуемого объекта нанокристаллов. Поэтому используются косвенные методы, например фотолюминесценция.

Исследования элементного химического состава полученных нанопленок показали, что все три компонента In, Ga, As входят в их состав: $\text{In}_{0.021}\text{Ga}_{0.979}\text{As}$; $\text{In}_{0.047}\text{Ga}_{0.953}\text{As}$; $\text{In}_{0.097}\text{Ga}_{0.903}\text{As}$ (рис. 7).

Изучение структурного качества исследуемых нанокристаллов и нанопленок проводили методом регистрации рентгеновской дифракции. Видно, что на кривых дифракционного отражения (КДО) присутствуют пики, отвечающие плоскостям, ограничивающим нанокристаллы (рис. 8). Ограниченный набор таких пиков говорит о том, что существует преимущественное направление плоскостей огранки нанокристаллов.

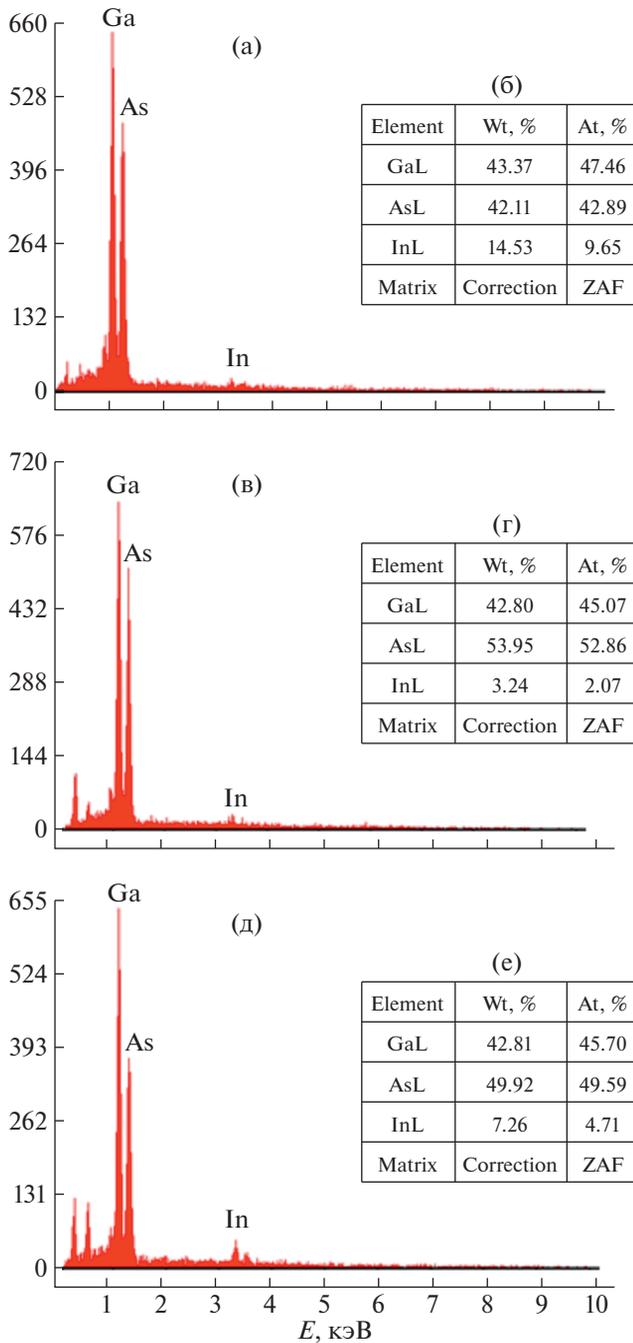


Рис. 7. Результаты рентгеновского энергодисперсионного микроанализа нанокристаллов InGaAs(GaAs), выращенных при энергии, токе ионов, температуре подложки, состав соответственно: 1000 эВ, 25 мА, 550°C, $\text{In}_{0.021}\text{Ga}_{0.979}\text{As}$ (а, б); 1000 эВ, 25 мА, 550°C, $\text{In}_{0.047}\text{Ga}_{0.953}\text{As}$ (в, г); 1000 эВ, 25 мА, 550°C, $\text{In}_{0.0907}\text{Ga}_{0.903}\text{As}$ (д, е); а, в, д – графическое изображение элементного состава полученного соединения; б, г, е – соответствие атомных и весовых долей полученного состава.

Полуширина КДО ($V_{H/2}$) подложки всегда меньше, чем сплошной нанопленки (рис. 9), причем с увеличением полуширины КДО эпитакси-

ального слоя росла аналогичная величина для подложки. Это связано с тем, что ухудшение структуры слоя приводит к появлению в нем дополнительных напряжений, воздействующих на подложку. При малой толщине полученных эпитаксиальных слоев InGaAs возрастание полуширины их КДО не приводило к увеличению полуширины КДО подложки. Уменьшение полуширины переходного слоя (неоднородного по составу) на границе раздела или его отсутствие приводят к улучшению кристаллического совершенства нанопленки в целом. Вследствие низкой плотности ростовых дефектов сохраняется однородность эпитаксиальных пленок InGaAs, о чем свидетельствует присутствие четко наблюдаемых толщинных осцилляций на КДО, обусловленных интерференцией излучения, дифрагируемого эпитаксиальной пленкой с планарным верхним и нижним ограничением (между прямой волной и двукратно отраженной).

Отметим, что интерференционная картина дифрагируемого рентгеновского излучения в силу реализуемых в условиях дифракции четких фазовых соотношений оказывается наиболее чувствительной к минимальным нарушениям кристаллического совершенства, возникающим на начальной стадии релаксации упругих напряжений. Увеличение значения рассогласования параметров решетки слоя InGaAs и подложки GaAs ведет к уменьшению амплитуды, увеличению $V_{H/2}$ и количества толщинных осцилляций, что в свою очередь указывает на ухудшение планарности эпитаксиальных слоев и гладкости границ (рис. 8, 9).

Кристаллическое совершенство нанопленок InGaAs/GaAs также оценивалось по электронограммам, снятым на отражение, путем анализа наличия кикучи-линий. Для изопериодных структур InGaAs/GaAs с несоответствием решеток $\Delta a/a \times 10^{-3}$ кристаллическая структура (по данным электронограмм) поверхностного слоя высокосовершенна, кристаллические плоскости строго параллельны, о чем свидетельствует наличие на электронограммах сетки штрихов и кикучи-полос. При увеличении несоответствия до 2.5×10^{-3} структура верхнего слоя мозаична, а более глубоких слоев (свыше 10 нм) совершенна. При еще большем увеличении несоответствия (до 0.25%) структура остается мозаичной на всю глубину эпитаксиального слоя, что свидетельствует о наличии неомогенности состава.

Анализ электронограмм показал, что для всех составов $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$, изопериодных с GaAs, выросшие слои были монокристаллическими. Электронограммы содержат сетку штрихов от плоскости (110), ось зоны [110] и кикучи-полосы. Нали-

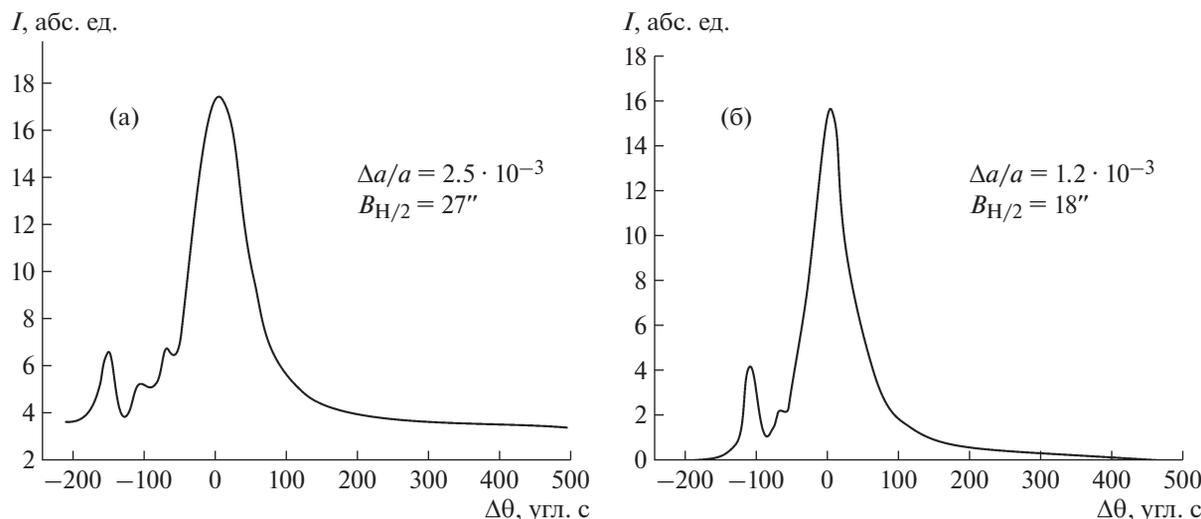


Рис. 8. Дифракционные кривые изопериодных нанокристаллов $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}(\text{GaAs})$ при $x < 0.2$ (а) и неизопериодных нанокристаллов $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}(\text{GaAs})$ при $x > 0.2$ (б).

чие вытянутых к центру рефлексов (штрихов) свидетельствовал о высокой степени совершенства исследуемого слоя (монокристалличности). Присутствие кичуи-линий указывает на удовлетворительное кристаллическое совершенство более глубоких слоев.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате экспериментальных исследований выявлено влияние технологических условий: энергии ионов, ионного тока и продолжительности ростового процесса — на параметры осаждения нанокристаллов $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ на GaAs (плотность, латеральный размер, высоту). Значения энергии ионов 1000 эВ, тока пучка 25 мА и времени 8 мин являются оптимальными параметрами для выращивания однородных нанопленок $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ на GaAs. Выращивание нанокристаллов InGaAs можно проводить при меньших энергиях и значениях тока пучка для получения более упорядоченных массивов островков, но скорость роста при этом существенно снижается. Увеличение энергии ионов нежелательно, поскольку расплываться компоненты мишени будут преимущественно в виде кластеров, что негативно отражается на параметрах выращиваемых наноразмерных кристаллов и нанопленок. Для получения требуемого массива наноразмерных островков InGaAs с минимальными размерами методом ИЛО продолжительность технологического процесса кристаллизации должна составлять 4–6 мин.

Проведенные рентгеноструктурные и микроскопические исследования подтверждают, что нанокристаллы и нанопленки $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$, изопериодные с GaAs, полученные методом ИЛО, обладают достаточно высоким структурным совершенством.

Работа выполнена в рамках госзадания (грант № 16.4757.2017/8.9), при финансовой поддержке

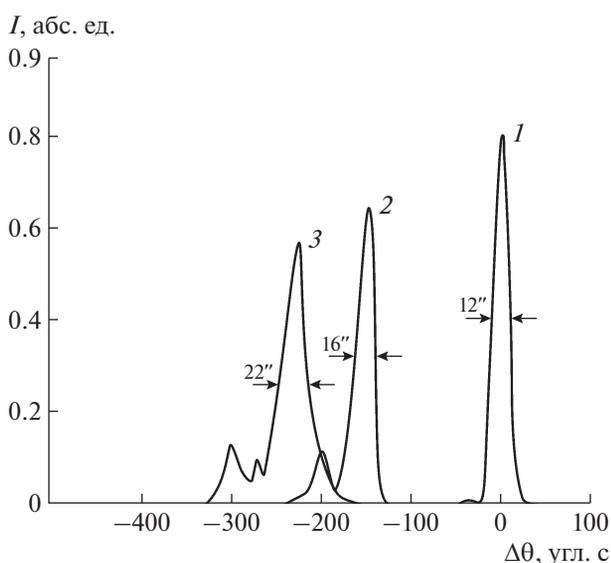


Рис. 9. КДО от подложки GaAs (1), изопериодной эпитаксиальной пленки $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}$ (2), неизопериодной эпитаксиальной пленки $\text{In}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}$ (3).

Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 17-08-01206 А).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Seredina P.V., Glotova A.V., Lenshina A.S. et al.* // Semiconductors. 2014. V. 48. № 1. P. 21.
2. *Song H.Z., Hadi M., Zheng Y. et al.* // Nanoscale. Res. Lett. 2017. V. 12. P. 128.
3. *Gulebaglan S.E., Dogan E.K., Aycibin M. et al.* // Cent. Eur. J. Phys. 2013. V. 11. № 12. P. 1680.
4. *Gladysheva A.G., Novikova I.I., Karachinskaya L.Ya. et al.* // Semiconductors. 2016. V. 50. № 9. P. 1186.
5. *Vinokurov D.A., Kapitonov V.A., Lyutetskiy A.V. et al.* // Semiconductors. 2012. V. 46. № 10. P. 1321.
6. *Shamakhov V.V., Nikolaev D.N., Lyutetskiy A.V. et al.* // Semiconductors. 2014. V. 48. № 3. P. 373.
7. *Schättiger F., Bauer D., Demsar J. et al.* // Appl. Phys. B. 2012. P. 605.
8. *Rumyantsev V.D., Davidyuk N.Y., Chekalin A.V. et al.* // IEEE J. Photovoltaics. 2015. V. № 5. 6. P. 1715.
9. *Luque A., Panchak A., Ramiro I. et al.* // IEEE J. Photovoltaics. 2015. V. 5. № 4. P. 1074.
10. *Mintairov M.A., Kalyuzhnyy N.A., Evstropov V.V. et al.* // IEEE J. Photovoltaics. 2015. V. 5. № 4. P. 1229.
11. *Levin R.V., Marichev A.E., Shvarts M.Z. et al.* // Semiconductors. 2015. V. 49. № 5. P. 700.
12. *Алфимова Д.Л., Лунин Л.С., Лунина М.Л. и др.* // Физика и техника полупроводников. 2016. Т. 58. Вып. 9. С. 1695.
13. *Khvostikov V., Kalyuzhnyy N., Mintairov S. et al.* // AIP Conference Proceedings. 2014. P. 21.
14. *Kalyuzhnyy N.A., Evstropov V.V., Lantratov V.M. et al.* // Int. J. Photoenergy. 2014. V. 2014. Article number 836284.
15. *Кузнецов В.В., Лунин Л.С., Ратушный В.И.* “Гетероструктуры на основе четверных и пятерных твердых растворов соединений $A^{III}B^V$ ”, Ростов-на-Дону: СКНЦВШ, 2003. 375 с.
16. *Алферов Ж.И.* // Физика и техника полупроводников. 1998. Т. 32. № 1. С. 3.
17. *Долгинов Л.М., Елисеев П.Г., Исмаилов И.* // Итоги науки и техники. Сер. Радиотехника. М.: ВИНТИ, 1980. Т. 21. С. 3.
18. *Хвостиков В.П., Лунин Л.С., Кузнецов В.В. и др.* // Письма в ЖТФ. 2003. Т. 29. Вып. 20. С. 33.
19. *Rogalski A.* // Opt.-Electron. Rev. 2008. V. 16. № 4. P. 458.
20. *Wang C.A., Choi H.K., Ransom S.L.* // Appl. Phys. Lett. 1999. V. 75. № 9. P. 1305.
21. *Карандашев С.А., Матвеев Б.А., Ременный М.А. и др.* // Физика и техника полупроводников. 2007. Т. 41. Вып. 11. С. 1385.
22. *Чеботарев С.Н., Лунина М.Л., Алфимова Д.Л.* // “Наноструктуры $A^{IV}B^{IV}$ и $A^{III}B^V$ для устройств оптоэлектроники”, Ростов-на-Дону: ЮНЦ РАН, 2014. 275 с.
23. *Чеботарев С.Н., Калинин В.В., Лунин Л.С.* Полупроводниковые наногетероструктуры с промежуточной подзоной. М.: Физматлит, 2016. 192 с.
24. *Lunin L.S., Chebotarev S.N., Pashchenko A.S., Bolobanova L.N.* // Inorg. Mater. 2012. V. 48. № 5. P. 439.
25. *Lunin L.S., Sysyov I.A., Alfimova D.L. et al.* // J. Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. 2011. V. 5. № 3. P. 559.
26. *Лунин Л.С., Сысоев И.А.* // Изв. вузов. Северо-Кавказский регион. Техн. науки. 2003. Спец. вып. С. 53.
27. *Chebotarev S.N., Pashenko A.S., Lunin L.S., Irkha V.A.* // Nanotechnologies in Russia. 2016. V. 11. № 7–8. P. 435.