

**САМООРГАНИЗУЮЩИЕСЯ КВАНТОВЫЕ ТОЧКИ ИЗ МАТЕРИАЛА
С КОЛОССАЛЬНЫМ МАГНИТОСОПРОТИВЛЕНИЕМ $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$,
ВЫРАЩИВАЕМОГО НА КРИСТАЛЛАХ MgO**

© 2021 г. Е. А. Степанцов^{1,*}

¹ *Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН, Москва, Россия*

**E-mail: stepantsov@crys.ras.ru*

Поступила в редакцию 30.09.2020 г.

После доработки 02.12.2020 г.

Принята к публикации 03.12.2020 г.

На кристаллах MgO ориентации (100) лазерным импульсным осаждением выращены пленки в виде сверхрешеток из чередующихся слоев материала $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$, обладающего свойством колоссального магнитосопротивления, и диэлектрических слоев MgO . Определены условия роста таких пленок, которые необходимы для получения слоев $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$ в виде наноструктур, представляющих собой квантовые точки. Показано, что данные наноструктуры, несмотря на очень большую для эпитаксиального роста разницу в 8% в размерах элементарных ячеек осаждаемых материалов, характеризуются монокристаллической структурой. При этом кристаллическая решетка магнитных слоев однозначно связана по кристаллографической ориентировке с кристаллической решеткой кристалла MgO , на котором они выращивались. Помимо этого, установлено, что данные наноструктуры проявляют явную тенденцию к самоорганизации с образованием кластеров, в рамках которых они образуют элементы двумерной кристаллической решетки.

DOI: 10.31857/S0023476121060400

ВВЕДЕНИЕ

В течение прошедших 30 лет основное развитие полупроводниковой электроники происходило вследствие достижения успехов в выращивании гетероэпитаксиальных пленочных структур, таких как сверхрешетки, квантовые ямы, квантовые точки (КТ) и т.д. [1, 2]. В последнее время интенсивное развитие наблюдается в области получения спиновых сверхрешеток [3], в которых чередуются слои магнитных полупроводников, отличающихся направлением спина носителей заряда. Интерес к таким гетероструктурам связан с развитием спинтроники, предполагающей использование в качестве носителя информации не заряд электрона, как в полупроводниковой электронике, а его спин [4]. Особый интерес представляют сверхрешетки из полупроводниковых слоев, значительно различающихся по параметрам кристаллических решеток (на 5–8%). Это обусловлено тем, что в процессе их роста могут образоваться КТ [5], представляющие собой наноструктуры, в которых носители заряда ограничены в пространстве по всем трем координатам. Происходит это вследствие того, что при превышении толщиной слоев некоторого критического значения наблюдается изменение морфологии роста этих слоев. А именно, релаксация напряже-

ний на межфазных границах осуществляется в результате коагуляции материала с образованием малодефектных наноструктур. Помимо этого, в таких сверхрешетках наблюдается возникновение порядка во взаимном расположении данных объектов, находящихся как в плоскости отдельных слоев, так и в различных слоях. Изменение эффективной толщины этих слоев в сверхрешетке приводит к трансформации строения наноструктур от неупорядоченной конфигурации к самоорганизованным комплексам КТ. Наиболее известным примером такого поведения является упорядочение при эпитаксиальном росте сверхрешеток типа Ge/Si и InAs/GaAs [6, 7].

Самоорганизующиеся КТ наблюдались и нашли широкое применение в электронике при использовании полупроводниковых материалов. В то же время такие структуры на основе других проводящих, но не полупроводниковых материалов, например материалов, обладающих колоссальным магнитосопротивлением, до настоящего времени не синтезировались. Подобные структуры представляют по меньшей мере научный интерес, так как самоорганизованные КТ из такого материала, учитывая его специфику, как и в случае с полупроводниками, могли бы проявить новые, характерные только для них электрические и

магнитные свойства. Это обуславливает цель настоящей работы – создание сверхрешеток с самоорганизованными квантовыми точками из материала с колоссальным магнитосопротивлением, а именно из $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$.

ПРИГОТОВЛЕНИЕ ОБРАЗЦОВ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МЕТОДИКИ

Для выращивания сверхрешеток на основе оксида с металлической проводимостью $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$, обладающего свойством колоссального магнитосопротивления, используются подложки из кристаллов MgO . Эти кристаллы куплены в коммерческой организации, в которой они выращивались из расплава гарнисажным способом. Структурное совершенство этого материала характеризовалось плотностью дислокаций $\sim 1 \times 10^6 \text{ см}^{-2}$ и присутствием малоугловых дислокационных стенок в количестве 10 см^{-2} . При изготовлении подложек для выращивания эпитаксиальных пленок в виде сверхрешеток кристаллы MgO подвергались кристаллографической ориентировке рентгенодифракционным методом с выведением кристаллографической плоскости (100). Параллельно данной грани кристаллы разрезались алмазной пилой на квадратные пластинки толщиной 1.0 мм и обтачивались по бокам под размер $10.0 \times 10.0 \text{ мм}^2$ также параллельно плоскостям типа {100}. Кристаллические заготовки для получения из них подложек, пригодных для осаждения эпитаксиальных пленок, подвергались химико-механической полировке по заказу на коммерческом предприятии.

Пленки $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$ выращивались на данных подложках методом лазерного импульсного осаждения [8, 9]. В качестве залечивающих слоев, разделяющих слои этого магнитного материала, использовались пленки MgO , которые выращивались по той же методике и в одном процессе. С этой целью использовано импульсное УФ-излучение эксимерного лазера частотой 10 Гц с длиной волны 248 нм KrF для поочередного облучения вращающихся мишеней стехиометрического состава, соответственно $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$ и MgO . В результате такого облучения в окрестности поверхности мишеней образовывались плазменные факелы. У их вершин размещалась подложка, приклеенная серебряной пастой к резистивному нагревателю. Непосредственно перед началом лазерного осаждения в той же камере, что и для выращивания пленок, подложка в течение одного часа отжигалась в вакууме $\sim 1 \times 10^{-8}$ мбар при температуре 800°C . Это осуществлялось в связи с тем, что кристаллы MgO отличаются высокой гигроскопичностью. В контакте с атмосферой их полированные поверхности активно адсорбируют из окружающей среды пары воды с образова-

нием гидроксидной пленки. Отжигом осуществлялось ее удаление. После окончания вакуумного отжига камера заполнялась кислородом до давления 0.1 мбар и температура нагревателя с подложкой снижалась до 730°C .

Непосредственно на поверхность подложки путем лазерной абляции от керамической мишени стехиометрического состава $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$ осаждался слой этого материала со скоростью 0.01 нм за один импульс до получения эффективной толщины в 1 нм, что достигалось за 100 импульсов. После этого от другой керамической мишени состава MgO при тех же условиях и при той же скорости осаждения выращивался слой оксида магния эффективной толщиной 9 нм. Скорость осаждения заранее определялась в результате выращивания монослойных и не очень тонких пленок $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$, а также MgO делением их толщин на количество сделанных импульсов при их осаждении. Таким образом, определялась эффективная толщина пленки, соответствующая каждому лазерному импульсу. При осаждении многослойных пленок толщины всех слоев задавались количеством таких импульсов по соответствующей мишени.

Оба типа слоев выращивались в едином процессе, без разгерметизации рабочей камеры. Описанная процедура осаждения повторялась 10 раз с образованием 10 одинаковых по толщине пар слоев, образующих периодическую гетероструктуру. Для исследования морфологии слоев $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$ с помощью атомно-силового микроскопа (АСМ) на поверхность сверхрешетки осаждался 11-й, последний слой этого материала, который оставался незакрытым слоем MgO . Смена мишеней в позицию под облучение лазерным импульсом проводилась автоматически. Промежуток времени между осаждениями всех слоев не превышал 0.1 с. Общая толщина пленок на всех образцах составляла 100 нм.

По окончании лазерной абляции камера заполнялась кислородом до давления 1×10^3 мбар и подложка с осажденной на нее пленкой охлаждалась со скоростью 10°C в минуту. Данные параметры осаждения слоев обоих типов были выбраны по следующей причине. В предшествующих исследованиях по выращиванию монослойных пленок $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$ на подложках MgO ориентации (100), а также монослойных пленок MgO на таких же подложках, но на которых предварительно были выращены монокристаллические пленки $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$, было установлено, что при таких условиях пленки $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$ и MgO вырастают монокристаллическими. Это дает основание полагать, что слои $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$ и MgO в описанных многослойных гетероструктурах также должны быть монокристаллическими.

Морфология поверхности исследовалась с помощью АСМ Solver фирмы Park Scientific Instrument в прерывистом контактном режиме.

Кристаллическая структура выращенных пленок изучалась на четырехкружном рентгеновском дифрактометре Philips X'Pert. При этом использовалось рентгеновское излучение с длиной волны 0.154 нм, которое генерировалось от трубки с медным анодом и отфильтровывалось в монохроматоре 4xGe(220), выполненном по схеме Бартельса. Использовались две методики рентгенодифракционного исследования, а именно θ - 2θ - и ϕ -сканирование, описанные в [10].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1а в качестве примера представлен полученный с помощью АСМ снимок поверхности пленки, осажденной на подложке из кристалла MgO ориентации (100) в виде периодической гетероструктуры из чередующихся один за другим 11 слоев $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$ и 10 слоев MgO. При этом первый слой, выращенный на подложке, также как и последний, были из $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$. Этот верхний слой, как и все другие слои $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$, представлял собой не сплошную пленку, а имел островковое строение (рис. 1а). При этом диаметр данных островков ~ 40 нм. Оценка профилометрических кривых, снятых при получении на АСМ снимка, представленного на рис. 1а, показала, что высота островков составляла ~ 10 нм. На рис. 1б представлен тот же снимок, на котором белыми окружностями выделены участки с наноструктурами, расположенными по отношению друг к другу закономерным образом. Видно, что количество наноструктур в каждом таком кластере варьируется от двух до семи. Упорядоченность выражена в том, что, во-первых, расстояние между центрами ближайших (соседних) наноструктур одинаково, а именно равно 70 нм. Во-вторых, воображаемые линии, соединяющие их центры, либо параллельны, либо перпендикулярны друг другу, т.е. образуют квадратную решетку на локальном уровне.

Структура такой пленки без верхнего слоя $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$, содержащая только 10 пар слоев $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$ и MgO, была изучена методом рентгеновской дифракции в режиме малоуглового θ - 2θ -сканирования, результаты которого представлены на рис. 2. На кривой видно, что при значениях углов 2θ , равных 1.7° , 2.5° и 3.3° , наблюдаются три больших пика, отстоящих друг от друга на один и тот же угол, а именно на 0.8° . Между ними просматриваются восемь пиков меньшей высоты, относящихся к толщинным бинениям. Такое строение рентгеновской кривой свидетельствует о том, что пленка представляла собой сверхрешетку из периодически повторяю-

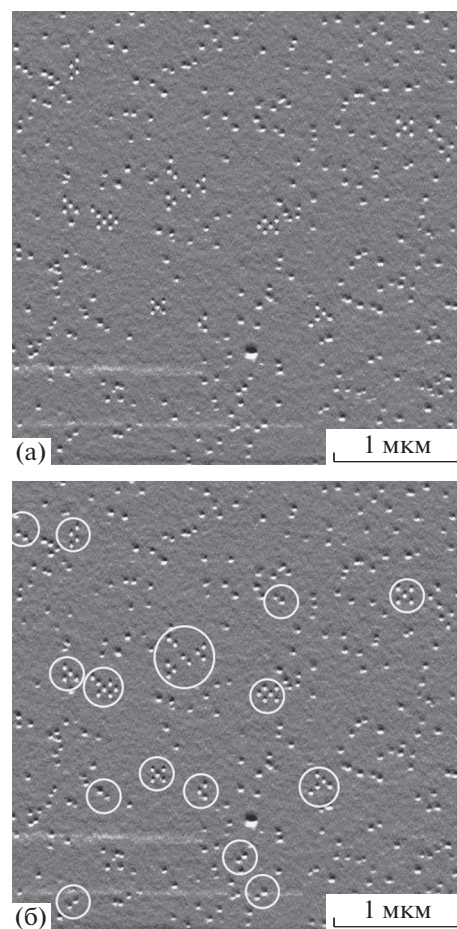


Рис. 1. АСМ-изображение наноструктур из $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$, выращенных на сверхрешетке из 11 слоев $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$ и 10 слоев MgO: а – без выделения областей, включающих самоорганизованные квантовые точки; б – с выделением белыми окружностями кластеров из упорядоченно расположенных наноструктур.

щихся 10 одинаковых пар слоев. В аналогичных пленках, в которых эффективная толщина слоев $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$ была меньше 1 нм, данная периодичность на рентгеновских кривых не проявлялась.

При больших углах 2θ , как это представлено на рис. 3, θ - 2θ -сканирование показало наличие на рентгеновской кривой пиков, соответствующих кристаллографическим плоскостям семейств ($N00$) подложки из MgO и слоям $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$ пленки. Отражения слоев MgO пленки не могли быть выявлены, поскольку они должны сливаться с более интенсивными пиками MgO подложки. На рис. 3 представлен фрагмент такой кривой, соответствующий диапазону углов 2θ от 42.5° до 48.0° . На рисунке видны два пика, относящиеся к отражениям второго порядка (200) MgO подложки при $2\theta = 42.9^\circ$ и (200) $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$ слоев пленки при $2\theta = 46.9^\circ$.

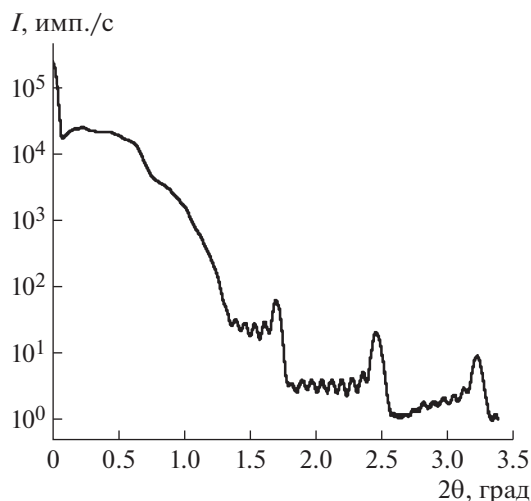


Рис. 2. Кривая рентгеновского θ – 2θ -сканирования, снятая при малых значениях углов 2θ от сверхрешетки из слоев $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$ и MgO .

На рис. 3 представлены две рентгеновские кривые, получение которых отличалось только интенсивностью рентгеновского излучения. Два измерения проводили потому, что эффективные слои магнитного материала были очень тонкими, и для их выявления необходимо было использовать очень большие интенсивности. Фиксировать пики подложки, которые должны быть на много порядков интенсивнее, при таких же условиях измерения не представлялось возможным в связи с опасностью повреждения рентгеновского детектора. Ось ординат, соответствующая кривой с резко выраженным пиком $(200) \text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$, на графике расположена с левой стороны. Пик магнитного материала содержит со стороны меньших углов ступеньку. Ее наличие, по-видимому, связано с присутствием аналогичной ступеньки на пике подложки, что свидетельствует о наличии в ней малоугловой дислокационной стенки в области θ – 2θ -сканирования.

Рентгенодифракционное исследование описанных пленок по методу ϕ -сканирования, проведенное в брэгговских условиях отражения от плоскостей типов $(220) \text{MgO}$ ($2\theta = 62.31^\circ$) и $(110) \text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$ ($2\theta = 32.61^\circ$), показало, что у обеих кривых наблюдаются по четыре разнесенных друг от друга на 90° пика и по азимуту все они попарно совпадают. Этот результат вместе с данными по θ – 2θ -сканированию, которое зафиксировало наличие пика $(200) \text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$, свидетельствует о том, что, несмотря на островковый характер слоев $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$, материал этих островков имеет монокристаллическую структуру. Помимо этого, кристаллическая решетка островков жестко связана с кристаллической решеткой подложки. Это выражается в том, что плоскость (100) на-

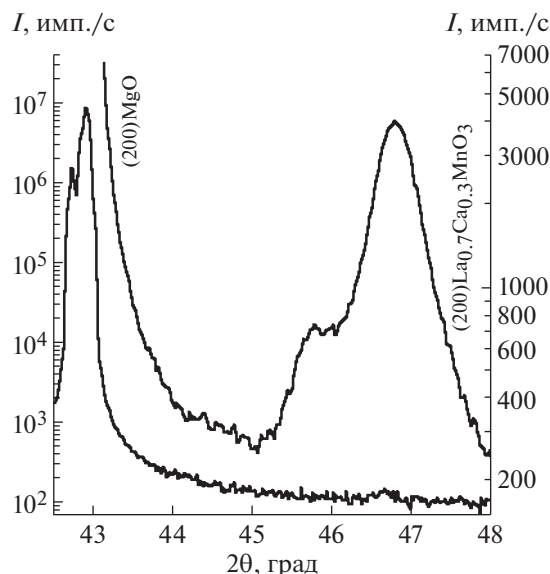


Рис. 3. Кривая рентгеновского θ – 2θ -сканирования, снятая при значениях углов 2θ в диапазоне 42.5° – 48.0° от сверхрешетки из слоев $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$ и MgO .

ноостровков перпендикулярна поверхности подложки, а в плоскости межфазной границы их кристаллографические направления $\langle 100 \rangle$ взаимно параллельны.

Тот факт, что близко расположенные друг к другу островки проявляют тенденцию к самоорганизации в упорядоченные кластеры, как это показано на рис. 1, по-видимому, объясняется большим рассогласованием кристаллических решеток MgO и $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$. Параметры их элементарных ячеек – 0.421 нм у MgO и 0.364 нм у $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$ в квазикубической установке – отличаются на 8.2% . Вследствие этого в плоскости их межфазных границ, аналогично описанным в [6–8] случаям сверхрешеток Ge/Si на подложках $(001) \text{Si}$, а также InAs/GaAs на подложках $(100) \text{GaAs}$, возникают внутренние напряжения высокого уровня. Они делают энергетически невыгодным рост вдоль поверхности зародышевых nanoостровков при превышении некоторой критической величины их диаметра. В случае осаждения чередующихся пар слоев $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3/\text{MgO}$ сверхрешетки на кристалле $(100) \text{MgO}$ для nanoостровков из $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$ критический диаметр, как отмечалось, оказался равным 40 нм . Слои из MgO создавались сплошными, поскольку специально для этого при осаждении их толщину обеспечивали на порядок большей величины по сравнению с эффективной толщиной магнитного материала. Очевидно, что, если внутренние напряжения настолько большие, что останавливали дальнейший рост nanoостровков $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$, то они должны распро-

страняться на значительные расстояния в подложке и слоях MgO за пределами наностроек, как в плоскости межфазных границ, так и в перпендикулярном им направлении. Оба материала характеризуются кубической структурой, но упругость материала как свойство даже для таких высокосимметричных кристаллов отличается высокой анизотропией. Из этого следует, что поля внутренних напряжений вокруг наностроек должны не только соответствовать кубической симметрии, но и состоять из периодически сменяющих друг друга областей растягивающих и сжимающих напряжений в радиальных направлениях. На рис. 4а представлено схематическое изображение полей упругих напряжений сжатия (черные лепестки) и растяжения (серые лепестки) в плоскости межфазной границы. Кружок в центре данной схемы отображает наностройку. Если сближать две такие картинки, то становится очевидным, что существуют такие конфигурации их взаимного расположения, при которых области растягивающих напряжений одного наностройки совмещаются с областями сжимающих напряжений второго, как это представлено на рис. 4б. В этом случае поля упругих напряжений разного знака должны в той или иной степени гасить друг друга и этим обуславливать энергетическую выгоду именно такого взаимного расположения наностроек по сравнению с другими вариантами. При этом чем ближе друг к другу приближаются наностройки, тем в большей степени их поля напряжений разного знака совмещаются и, соответственно, гасят друг друга. Это обуславливает возникновение движущей силы, направленной на сближение данных островков. В то же время, как это изображено на рис. 4в, при чрезмерном уменьшении расстояния между островками возникает конфигурация, при которой области упругих напряжений одного знака одного островка проникают через области противоположного знака второго островка и внедряются в области упругих напряжений одноименного знака. В силу энергетических положений это должно приводить к возникновению силы отталкивания островков друг от друга. Из описанной модели взаимодействия следует, что наностройки должны приблизиться друг к другу только на вполне определенное, оптимальное расстояние и на этом зафиксировать свое взаимное расположение. Если в окрестности одного наностройка, т.е. в поле его упругих напряжений, возникли и стали разрастаться не один, а несколько зародышей, то в результате описанного взаимодействия их полей друг с другом данные островки должны образовывать двумерную упорядоченную периодическую структуру, подобную схематически представленной на рис. 4г.

Рассмотренная модель, во-видимому, схематически объясняет механизм образования класте-

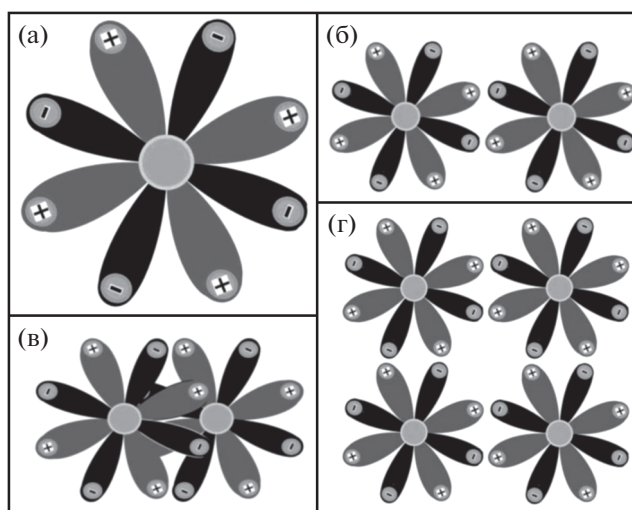


Рис. 4. Схематичное изображение полей упругих напряжений сжатия и растяжения: а – вокруг индивидуального островка; б – вокруг двух островков, расположенных оптимально по конфигурации; в – вокруг двух островков, расположенных оптимально по конфигурации, но чрезмерно близко; г – вокруг четырех самоорганизованных островков, образующих элементарную ячейку двумерной периодической решетки.

ров, которые состоят из нескольких (от двух до семи) наностроек, самоорганизованных в элементы упорядоченной двумерной решетки, как это представлено на рис. 1б. Причина, по которой на поверхности рассматриваемого образца присутствует большое количество наностроек, не выстроившихся в упорядоченную периодическую структуру, вероятно, состоит в том, что расстояние до их ближайших соседей превышает протяженность действия их полей упругих напряжений. Не очень частые случаи, когда данное расстояние достаточно мало, но, несмотря на это, самоорганизации не произошло, можно объяснить тем, что наностройка на стадии своего зародышеобразования попал на какой-либо вышедший на поверхность структурный дефект, например дислокацию. Закрепившись на нем, данный зародыш утратил подвижность и, как следствие, возможность участия в какой-либо самоорганизации. Как отмечалось в методической части, кристаллы MgO, на которых осаждались рассматриваемые пленки, выращивались гарнисажным способом, который не позволял получать кристаллы MgO с низкой, менее 10^6 см^{-2} , плотностью дислокаций. Данная величина являлась усредненным значением по всей площади поверхности подложек. Вероятно, что локально в них присутствовали небольшие участки со значительно более низкой плотностью дислокаций, и именно там реализовывались возможности для самоорганизации наностроек. Помимо этого, процессу

самоорганизации препятствовало то, что осаждение слоев пленки происходило при относительно высоком давлении остаточного газа кислорода, а именно при 0.1 мбар, что в значительной степени ограничивало атомную подвижность осаждаемых материалов по поверхности. Понизить величину этого давления не представлялось возможным, поскольку при использовании метода лазерного импульсного осаждения стехиометрический состав пленки обеспечивается при проведении процесса только в очень узком диапазоне давления газа.

Тем не менее полученные результаты демонстрируют принципиальную возможность синтеза самоорганизующихся в виде упорядоченной двумерной решетки КТ из неполупроводниковых материалов, а именно из материала с колоссальным магнитосопротивлением — $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$. По-видимому, при использовании для создания подложек малодислокационных кристаллов MgO , по крайней мере с плотностью дислокаций не выше 10^4 см^{-2} , а также при осаждении слоев пленки при более низких давлениях, например методом молекулярно-лучевой эпитаксии, можно ожидать включения в процесс самоорганизации практически всех КТ и получения из них сплошной двумерной решетки.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Показано, что на поверхности кристаллов MgO кристаллографической ориентации (100) возможно выращивание сверхрешеток из парных слоев типа $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3/\text{MgO}$ с образованием квантовых точек материала с колоссальным магнитосопротивлением, $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$. Установлено, что данные точки представляют собой наноструктуры диаметром 40 нм. Материал наноструктур имеет монокристаллическое строение, а их кристаллическая решетка по кристаллографической ориентации однозначно связана с кристаллической решеткой подложки из MgO . Показано, что ~15% наноструктур самоорганизованы в элементы двумерной периодической квадратной решетки с параметром элементарной

ячейки 70 нм и сгруппированы в кластеры размером от двух до семи штук.

Автор выражает благодарность главному научному сотруднику Физико-технологического института РАН А.А. Ломову за предоставление возможности проводить эксперименты на его оборудовании по осаждению тонких пленок и атомно-силовой микроскопии их поверхности.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках выполнения работ по государственному заданию ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Chang L.L., Esaki L., Howard W.E., Ludeke R.* // J. Vac. Sci. Technol. 1973. V. 10. P. 11. <https://doi.org/10.1116/1.1317919>
2. *Esaki L., Tsu R.* // IBM J. Res. Dev. 1970. V. 14. P. 61.
3. *Von Ortenberg M.* // Phys. Rev. Lett. 1982. V. 49. P. 1041. <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.49.1041>
4. *Prinz G.A.* // Science. 1998. V. 282. P. 1660. <https://doi.org/10.1126/science.282.5394.1660>
5. *Madhukar A., Xie Q., Chen P., Konkar A.* // Appl. Phys. Lett. 1994. V. 64. P. 2727. <https://doi.org/10.1063/1.111456>
6. *Mo Y.-W., Savage D.E., Swartzentruber B.S., Lagally M.G.* // Phys. Rev. Lett. 1990. V. 65. P. 1020. <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.65.1020>
7. *Moison J.M., Houzay F., Barthe F. et al.* // Appl. Phys. Lett. 1994. V. 64. P. 196. <https://doi.org/10.1063/1.111502>
8. *Grundmann M., Ledentsov N.N., Heitz R. et al.* // Phys. Status Solidi. B. 1995. V. 188. P. 249. <https://doi.org/10.1002/pssb.2221880122>
9. *Brorsson G., Olsson E., Ivanov Z.G. et al.* // J. Appl. Phys. 1994. V. 75. № 12. P. 7958. <https://doi.org/10.1063/1.356557>
10. *Степанцов Е.А., Казаков С.М., Беликов В.В. и др.* // Кристаллография. 2013. Т. 58. № 5. С. 735. <https://doi.org/10.7868/S0023476113050159>
11. *Степанцов Е.А., Казаков С.М., Беликов В.В. и др.* // Кристаллография. 2014. Т. 59. № 5. С. 809. <https://doi.org/10.7868/S002347611405018X>