

12,13,16

Морфология наноструктур, сформированных на ван-дер-ваальсовой поверхности слоистых кристаллов GaSe, отожженных в парах серы

© А.П. Бахтинов¹, З.Р. Кудринский¹, О.С. Литвин²¹ Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины (Черновицкое отделение), Черновцы, Украина² Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарева НАН Украины, Киев, Украина

E-mail: kudrynskiy@gmail.com

(Поступила в Редакцию 21 февраля 2011 г.)

Методом атомной силовой микроскопии исследована морфология наноструктур, которые были выращены на ван-дер-ваальсовой поверхности (0001) слоистых кристаллов GaSe после отжига в термодинамически равновесных условиях при высоких давлениях паров серы. Морфология и фазовый состав наноструктур определяются деформационным и химическим взаимодействием между паровой фазой и поверхностью кристалла и термодинамическими условиями отжига. Формирование элементов наноструктур в виде мелких нанокристаллитов Ga₂S₃, пирамидальных квантовых точек и квантовых колец происходит на дефектной ван-дер-ваальсовой поверхности (0001), которая содержит наноразмерные углубления (нанополости) и жидкий галлий.

1. Введение

Слоистые полупроводниковые кристаллы (СК) обладают анизотропными свойствами, которые обусловлены наличием двух видов связей между атомами в кристалле [1]. Каждый слой СК, например GaSe, содержит четыре атомные плоскости Se–Ga–Ga–Se, расположенные перпендикулярно оси симметрии C гексагонального кристалла. Внутри слоев связь имеет ионно-ковалентный характер, соседние слои связаны слабыми силами типа Ван-дер-Ваальса (ВдВ). Низкая плотность оборванных связей на ВдВ-поверхности СК позволяет применять их в качестве подложек для выращивания молекулярных [2,3] и металлических [4] наноструктур, а также наногетероструктур на основе полупроводниковых материалов с различной симметрией и периодом кристаллической решетки методом некогерентной связи („квази-ВдВ“) эпитаксии [5,6]. В условиях слабого ВдВ-взаимодействия, которое имеет место между осаждаемым материалом и подложкой, и при отсутствии протекания химических реакций на ВдВ-поверхности рост nanoобразований (НО) на этой поверхности происходит по механизму Фолмера–Вебера [4–6]. Наноструктуры, которые имеют различную морфологию и фазовый состав НО, могут быть созданы на дефектных поверхностях, сформированных путем самоорганизации базисных дефектов (вакансий халькогена в плоскостях, перпендикулярных оси C) и скольжением дислокаций в наклонных к плоскости слоев СК пирамидальных плоскостях [6,7]. Наноструктуры на основе СК могут быть выращены по механизму пар–жидкость–кристалл (ПЖК) при наличии металлического катализатора — наноразмерных капель Ga или Au в наноразмерных полостях на ВдВ-поверхности в виде квантовых точек (КТ) [6] или в виде нанопроволок, наноразмерных

плоских полос и нанотрубок на планарных поверхностях [8]. Наноструктуры на основе оксидов Ga₂O₃ и In₂O₃ могут быть изготовлены путем окисления дефектных ВдВ-поверхностей СК при протекании химических реакций на этих поверхностях [7,9,10]. В результате деформационного и химического взаимодействия между осаждаемым материалом и ВдВ-поверхностью СК, которое происходит в верхних связанных между собой слабой молекулярной связью слоях СК, можно сформировать на этой поверхности, как и в двумерной (2D) углеродной структуре — графене (rippled graphene [11]), гофрированные периодические структуры (складки) с периодом от десятков [7] до тысяч нанометров [12,13]. Наноструктуры на основе разных материалов на ВдВ-поверхностях СК выращивались при помощи разных технологий: путем вакуумного осаждения ферромагнитного металла [12], введением ферроэлектрического материала в ВдВ-щели СК из расплава [14], а также нанесением материалов из кислотосодержащих растворов при помощи центрифуги (spin coating [13]). Физические свойства этих наноструктур определяются квантово-размерными эффектами и зависят от их морфологии. Термодинамически равновесная форма НО, поверхностная плотность и характер распределения НО на поверхности подложки, статистические параметры ансамблей НО определяются распределением и формой дефектов на ВдВ-поверхности, а также кинетическими процессами и термодинамическими условиями в зоне зарождения и роста НО [15]. Влияние кинетических и термодинамических процессов на морфологию наноструктур при вакуумной технологии можно эффективно исследовать в условиях роста, близких к термодинамическому равновесию [6,16]. Формирование различных по морфологии структур (тонких стержней, слоистых структур с разной политипной кристаллической струк-

турой и дефектных монокристаллов) возможно при выращивании слоистых кристаллов A_3B_6 из паровой фазы в вакууме [1]. Для формирования наноструктур на ВдВ-поверхности СК может быть также применен отжиг этих кристаллов в парах различных химических элементов при определенных термодинамических условиях. Проведенные ранее рентгеновские и электрические исследования отожженных в термодинамических равновесных условиях в парах серы кристаллов GaSe показали, что в процессе отжига на ВдВ-поверхности (0001) GaSe формируются слои Ga_2S_3 n -типа проводимости с кристаллической структурой типа сфалерита (цинковой обманки) [17]. В настоящей работе представлены результаты исследования морфологии ВдВ-поверхности слоистых кристаллов GaSe после формирования на ней наноструктур по технологии [17].

2. Образцы и методика эксперимента

Для температурного отжига использовались нелегированные кристаллы GaSe (ϵ -политип), которые были выращены методом Бриджмена. Удельное сопротивление этих кристаллов при $T = 300$ К составляло $\sim 10^3 - 10^4 \Omega \cdot \text{см}$, концентрация дырок $p \sim 10^{14} \text{ см}^{-3}$. Размер исследованных образцов в базисной плоскости (0001) GaSe не превышал $0.2 \times 0.3 \text{ см}$, толщина $\sim 0.1 \text{ см}$. Образцы вместе с навесками серы помещались в кварцевые ампулы, которые откачивались до 10^{-6} мм Hg . Отжиг образцов проводился в термодинамических равновесных условиях при температуре $T = 400^\circ\text{C}$ на протяжении различных периодов времени. Время температурного отжига не превышало 10 ч. Рентгеноструктурный анализ отожженных структур проводился с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-3 в CuK_α -излучении ($\lambda = 1.5418 \text{ \AA}$). Морфология ВдВ-поверхности (0001) GaSe изучалась с помощью атомного силового микроскопа (АСМ) Nanoscope IIIa Dimension 3000SPM (Digital Instruments) в режиме периодического контакта (tapping mode). Радиус острия зонда составлял не более 10 nm. Измерения проводились на воздухе (*ex situ*) до и после температурного отжига образцов.

3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

Морфология и фазовый состав наноструктур, которые сформированы на ВдВ-поверхностях СК путем температурного отжига в атмосфере паров различных химических элементов при высоких температурах, связаны с особенностями протекания процессов зарождения и взаимодействия дефектов на этих поверхностях. Они определяются процессами адсорбции и поверхностной диффузией адсорбированных атомов паровой фазы на подложках СК и термодинамическими условиями, в которых происходит рост этих структур. Низкая тепло-

проводность СК GaSe в перпендикулярном слое направлении и практическое отсутствие диффузии адсорбируемых на ВдВ-поверхностях атомов паровой фазы в глубину СК обусловлены наличием ВдВ-щелей между слоями. При таком способе формирования наноструктур процессы деформационного и химического взаимодействия между ВдВ-поверхностью и осаждаемым материалом охватывают всего несколько слоев СК. Они протекают в приповерхностной области этих кристаллов, которая распространяется в глубину СК на расстояния порядка нескольких нанометров от верхней атомной плоскости халькогена [6]. Для выращенных СК GaSe характерно наличие дефектов (вакансий халькогена) в базисных плоскостях анионов. Зарождение базисных дефектов связано с малой энергией образования этих вакансий. Они образуются при выращивании СК [1], при их нагреве до температур выше 300°C в вакууме [6], температурном отжиге при высоком давлении H_2 [18] или при термическом окислении СК [9,10], а также при выращивании наноструктур на ВдВ-поверхности из жидкой фазы [13]. Эти вакансии перемещаются с высокой скоростью в базисной плоскости (0001) СК, взаимодействуют между собой, коалесцируют и образуют кластеры (наноразмерные полости) на этой поверхности [18]. Одиночные вакансии и их кластеры наблюдались на ВдВ-поверхности СК при исследованиях морфологии этой поверхности методами АСМ на воздухе и сканирующей туннельной микроскопии в высоком вакууме [7], а также после окисления дефектных поверхностей GaSe и InSe на воздухе [7,9,10,18].

При нагревании кристалла GaSe в вакууме происходит разрыв химических связей на ВдВ-поверхности и испарение атомов. При температурах ниже 1000 К GaSe испаряется конгруэнтно. Пар состоит в основном из Ga_2Se и Se_2 [8]. При этих температурах молекулы Ga_2 в паре практически отсутствуют. Низкое давление паров Ga приводит к тому, что атомы Ga образуют наноразмерные капли и выпадают в нанополости на ВдВ-поверхности и в междуслоевое пространство СК. Наноразмерные капли Ga образуются на ВдВ-поверхности GaSe при температурах выше 300°C [6]. Давление паров серы при температуре термического отжига более высокое, чем равновесное давление паров над поверхностью GaSe. Анализ химических реакций, которые могут иметь место на поверхности при температуре $\sim 400 - 500^\circ\text{C}$ с участием соединений химических элементов Ga, Se, S, показывает, что более выгодным с точки зрения химической термодинамики является протекание реакций между галлием и серой с образованием соединения Ga_2S_3 [19]: $2\text{Ga} + \text{S} \rightarrow \text{Ga}_2\text{S}$ (-53.3 kcal/mol), $\text{Ga}_2\text{S} + \text{S} \rightarrow 2\text{GaS}$ (-35.8 kcal/mol), $2\text{GaS} + \text{S} \rightarrow \text{Ga}_2\text{S}_3$ (-21.2 kcal/mol). Об этом свидетельствуют значения изменения свободной энергии Гиббса, приведенные выше для этих реакций в скобках. В системе Ga-S существуют два термодинамически устойчивых соединения: GaS и Ga_2S_3 . При температуре отжига $T = 400^\circ\text{C}$ и избытке халькогена (S) в зоне роста НО происходит

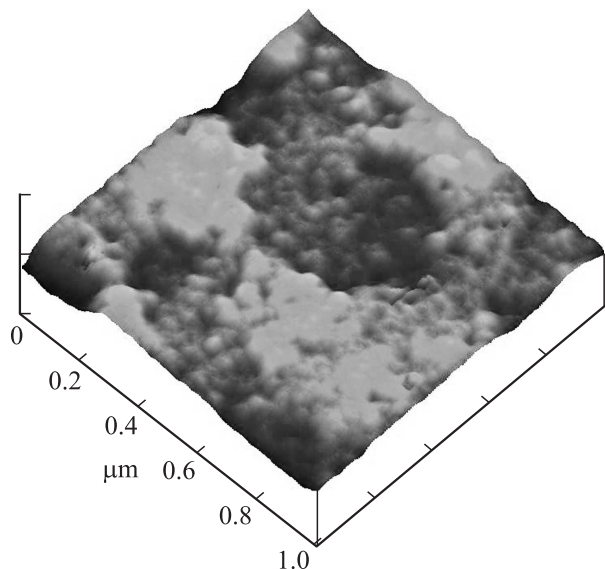


Рис. 1. Трехмерное АСМ-изображение ВдВ-поверхности (0001) GaSe после отжига кристалла в термодинамических равновесных условиях при температуре 400°C в атмосфере паров серы. Время отжига 2 h.

формирование фазы Ga_2S_3 . Это следует из термодинамической $P-T-x$ -диаграммы состояния и подтверждается результатами рентгеновских исследований [17]. На дефектной поверхности (0001) GaSe формируется большое количество НО, как это видно на трехмерном (3D) АСМ-изображении поверхности GaSe, отожженного в парах S_2 в течение 2 h (рис. 1). Этот процесс имеет место при высокой поверхностной плотности наноразмерных капель жидкого Ga. Поверхность недеформированного кристалла GaSe до температурного отжига характеризуется среднеквадратичным значением шероховатости $\sim 0.053 \text{ nm}$ [6]. Анализ распределения отклонений поверхности отожженного в парах S_2 кристалла по высоте вдоль выделенного направления на 2D АСМ-изображении (рис. 2) показывает, что размер малых НО составляет $\sim 0.8-2.4 \text{ nm}$. Они образуют

скопления, которые имеют большие латеральные размеры порядка сотен nm и высоту менее 10 nm . Такие изменения „атомарно плоской“ [7] ВдВ-поверхности СК после отжига наблюдаются в результате релаксации напряжений на этой поверхности, которая происходит при охлаждении СК от температуры отжига до комнатной температуры. Они наблюдаются при наличии НО, которые встроены в верхние слои СК и были сформированы в результате протекания химических реакций на ВдВ-поверхности [9,10,12,13]. Термодинамическая равновесная форма НО в общем случае определяется принципом Гиббса-Кюри и законом Вульфа с учетом энергии взаимодействия между НО и подложкой. Нанообразования на рис. 1 имеют куполообразную форму, на которой отсутствует кристаллографическая огранка. Отметим, что кристаллографическая огранка не наблюдалась также на АСМ-изображениях НО, которые имели высоту менее 10 nm и были сформированы методом когерентной эпитаксии (при малом рассогласовании параметров кристаллических решеток осаждаемого материала и подложки) [15]. Этот эффект связывался с искажениями АСМ-изображений и проявлялся при искажениях НО, высота которых сравнима с радиусом кривизны зонда АСМ. Кристаллическая огранка геометрической формы НО наблюдалась при АСМ-исследованиях ансамблей НО, сформировавшихся в результате освальдовского созревания [15,16] или после протекания процессов рекристаллизации на ВдВ-поверхности окисленных СК [10]. Отклонение формы НО от термодинамической равновесной и формирование большого количества граней может также происходить при анизотропной поверхностной диффузии адсорбированных атомов на поверхности подложки [15,16]. Исследование процессов эволюции морфологии ансамбля НО при отжиге GaSe в атмосфере паров S_2 показало, что их формирование происходит, как и в случае окисления ВдВ-поверхности СК [7,10], в результате коалесценции и рекристаллизации нанокристаллитов, а также протекания деформационных процессов в верхних слоях этого кристалла. На АСМ-изображении поверхности СК GaSe,

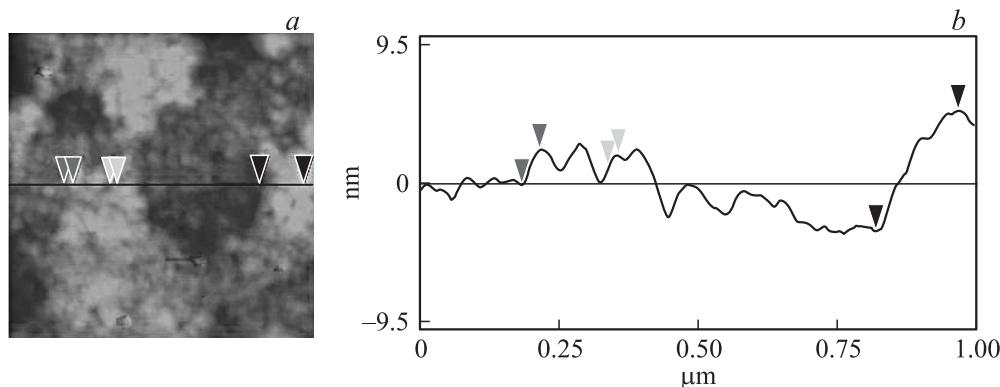


Рис. 2. Двумерное (2D) АСМ-изображение поверхности (0001) GaSe после отжига кристалла в течение 2 h при $T = 400^{\circ}\text{C}$ в атмосфере паров серы (a) и распределение нанообразований по высоте вдоль горизонтальной линии на 2D-изображении (b).

отожженного в течение 4 h в парах S_2 , наблюдаются раздельно стоящие большие НО (рис. 3). Они имеют пирамидальную форму с шестиугольником в основании в базисной плоскости (0001) GaSe (например, НО, расположенное в правом нижнем углу рис. 4), а также форму усеченного конуса с отверстием, расположенным вдоль его оси. Поперечное сечение конического НО в базисной плоскости (0001) GaSe имеет форму кольца. Латеральные размеры этих НО порядка сотен nm, а высота более 50 nm. Большая скорость их роста (по сравнению со скоростью роста мелких нанокристаллитов на ВдВ-поверхности) и их форма свидетельствуют о том, что они формируются в нанополостях на этой поверхности в присутствии жидкого Ga [6]. Нанополости с гексагональной формой (формой шестиугольника) в базисной плоскости (0001) GaSe формируются в результате взаимодействия дефектов халькогена между собой при деформации СК в этой плоскости (базисной деформации [1]). Глубина таких нанополостей не превышает значения периода C кристаллической решетки СК [6,7]. Низкое значение энергии поверхности раздела между наноразмерными каплями Ga и подложкой (например, Si [8], GaAs [20]) позволяет использовать этот металл при выращивании нанопроволок и нанополосок по механизму ПЖК [8], а также массивов раздельных квантовых точек (КТ), спаренных КТ, молекул КТ, квантовых колец (КК) способом „капельной эпитаксии“ („droplet epitaxy“) [20]. Применение этого способа, как и метода квази-ВдВ эпитаксии [5,6], позволяет выращивать свободные от напряжений КТ материалов с различным параметром кристаллической решетки. Это обстоятельство является особенно важным, поскольку остаточные механические напряжения в НО сильно влияют на энергетический спектр квантово-размерных структур. При осуществлении технологии способом „капельной эпитаксии“ на поверхность кристалла методом молекулярно-лучевой эпитаксии осаждаются молекулы Ga, которые на этой поверхности собираются в кластеры и формируют наноразмерные капли жидкого Ga. Формирование наноструктур GaAs происходит путем кристаллизации при экспозиции этих капель в молекулярном потоке паров As. Морфология КТ и КК определяется диффузией Ga на поверхности подложки и может изменяться в зависимости от времени экспозиции нанокнопель в атмосфере As, температуры подложки, давления паров As. Форма КК связана с процессами кристаллизации при разном характере поверхностной диффузии Ga внутри и снаружи КК. Удлиненная форма КК обусловлена анизотропным характером диффузии Ga вдоль направлений $[0\bar{1}1]$ на поверхности (001) GaAs [20] при формировании его наружного диаметра. С легким перемещением нанокнопель Ga (катализатора) по прямой линии по поверхности Si или с их зигзагообразным движением связана морфология одномерных наноструктур GaSe (нанопроволок, плоских полосок с зубчатыми краями), сформированными на этой поверхности при ПЖК-механизме роста [8].

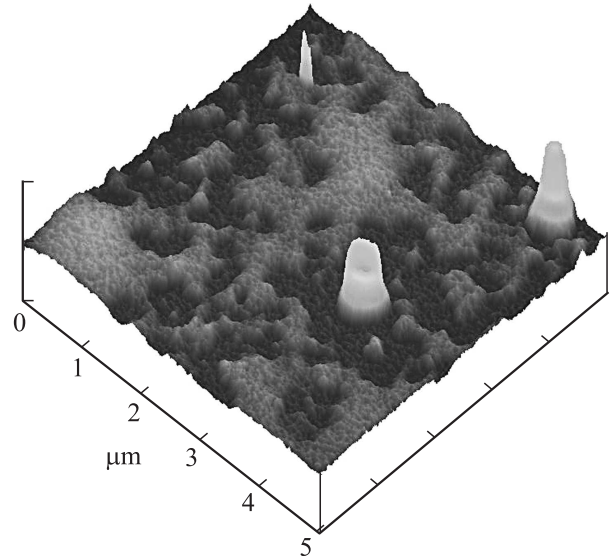


Рис. 3. Трехмерное АСМ-изображение ВдВ-поверхности (0001) GaSe после отжига кристалла в термодинамических равновесных условиях при температуре 400°C в атмосфере паров серы. Время отжига 4 h.

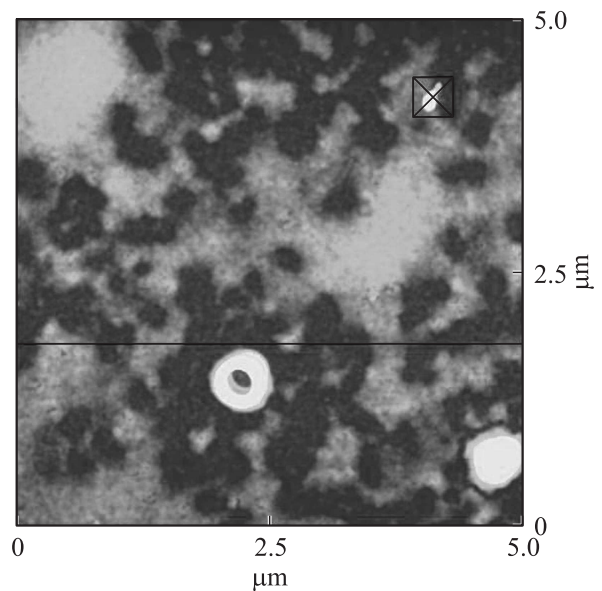


Рис. 4. Двумерное АСМ-изображение поверхности (0001) GaSe после отжига кристалла в течение 4 h при температуре 400°C в атмосфере паров серы.

Механизм формирования квантовых колец и КТ в наноразмерных полостях на ВдВ-поверхности при отжиге GaSe в парах S_2 имеет свои особенности. Наноструктуры в виде КК наблюдались ранее на АСМ-изображениях поверхности (0001) GaSe, отожженных при температурах менее 400°C при высоком давлении молекулярного водорода [18]. Молекулы H_2 при такой технологии входят как в межслоевое пространство, так и в структуру отдельных слоев GaSe, где они оказывают деформационное

воздействие на матрицу СК. Поверхностные дефекты, образовавшиеся при разрыве химических связей между атомами GaSe в результате этого воздействия, содержат металлический Ga. Этот элемент может существовать в виде наноразмерных жидких капель при температурах выше 300 K [21]. КТ и КК на основе полупроводникового материала Ga₂Se₃ или широкозонных оксидов галлия и селена формировались при температурном отжиге дефектных ВдВ-поверхностей GaSe в атмосфере паров селена или при их окислении [18]. КК имели правильную неискаженную форму, что свидетельствует об изотропном характере поверхностной диффузии на ВдВ-поверхности (0001) GaSe. Формирование этих наноструктур осуществлялось при взаимодействии между парами селена и кислорода с атомами галлия, которые поступают в зону роста нанокристаллов Ga₂Se₃ или оксидов из нанополостей [7]. Скорость поверхностной диффузии атомов на ВдВ-поверхности GaSe очень высокая [2]. Жидкий галлий, который образовался после разрыва химических связей между элементами на этой поверхности, попадает в наноразмерные полости с ВдВ-поверхности верхнего слоя кристалла и из ВдВ-щелей, расположенных между слоями. Морфология наноструктур, сформированных при отжиге GaSe в парах S₂ (рис. 3, 4), обусловлена количеством и распределением жидкого Ga в наноразмерных полостях на ВдВ-поверхности GaSe. Этот фактор определяет форму и геометрические размеры КК при капельной эпитаксии [20]. Формирование КК происходит, если Ga не покрывает полностью дно нанополости и сосредоточен в области границы раздела между вертикальными стенками и дном этой полости, с которыми он связан молекулярными силами. Гетерогенное зарождение и формирование критических зародышей нанокристаллической фазы в этой области, образованной пересечением кристаллических плоскостей СК, является энергетически выгодным с точки зрения термодинамики. Рост больших трехмерных КТ происходит, если жидкий Ga полностью покрывает дно нанополости, расположенное в базисной плоскости (0001) GaSe. В этом случае имеет место их быстрый рост, который происходит в результате зарождения и формирования большого количества критических зародышей нанокристаллов на дне нанополости в условиях высокого пересыщения газовой фазы [6].

КК можно представить как одномерную структуру (нанопроволоку), которая свернута в кольцо радиуса R [22]. В КК, которые имеют малые размеры, носители заряда испытывают пространственное ограничение при радиальном и при вращательном движении. Значения энергии дискретных уровней для такой структуры при пространственном квантовании определяются квантовым числом N , которое связано с радиальным и вертикальным движением носителей заряда, а также азимутальным квантовым числом L , которое соответствует угловому моменту. Оптические исследования наноструктур с формой КК в инфракрасной области спектра показывают, что при приложении магнитного поля в пер-

пендикулярном плоскости КК направлении в этих структурах при увеличении напряженности магнитного поля происходит изменение основного состояния полного углового момента от $L = 0$ к $L = -1$ [22]. Значения энергии размерных уровней экситонов в КК определяются их радиусом R , размерами и формой поперечного сечения КК [20]. В наноструктурах, состоящих из концентрических КК [20] или спаренных КТ [23], может иметь место туннелирование носителей заряда между различными КК или КТ. Интерес к таким структурам обусловлен возможностью применения бездефектных КК и КТ на основе разных материалов для создания нанозмиттеров и элементов полупроводниковых оптоэлектронных квантовых информационных устройств. Такие элементы (например КК, КТ или комбинации типа „КТ внутри КК“) на основе соединений A_4B_6 могут быть выращены вакуумным осаждением на ВдВ-поверхности (0001) GaSe в условиях, близких к термодинамическому равновесию [6]. Использование полученных в настоящей работе результатов расширяет возможности применения этого метода для управляемого синтеза наноструктур с различной морфологией на основе полупроводниковых материалов A_4B_6 и A_3B_6 на ВдВ-поверхностях СК.

4. Заключение

Морфология и фазовый состав наноструктур, которые сформированы на ВдВ-поверхности (0001) СК GaSe после их температурного отжига в термодинамических равновесных условиях в парах серы, определяются процессами деформационного и химического взаимодействия между атомами СК и паровой фазой, а также термодинамическими условиями отжига. В результате протекания этих процессов при высоком давлении паров S₂ на ВдВ-поверхности (0001) GaSe выращены наноструктуры в виде мелких нанокристаллитов Ga₂S₃, пирамидальных квантовых точек и квантовых колец. Формирование таких наноструктур происходит в результате их самоорганизации на дефектной ВдВ-поверхности, которая содержит наноразмерные впадины (нанополости) и жидкий галлий.

Список литературы

- [1] I.C.I. Terhell. *Prog. Cryst. Growth Charact.* **7**, 55 (1983).
- [2] K. Ueno, K. Sasaki, K. Saiki, A. Koma. *Jpn. J. Appl. Phys.* **38**, 511 (1999).
- [3] S.I. Drapak, A.P. Bakhtinov, S.V. Gavrylyuk, I.T. Drapak, Z.D. Kovalyuk. *Appl. Surf. Sci.* **253**, 279 (2006).
- [4] W. Jaegermann, C. Pettenkofer, B.A. Parkinson. *Phys. Rev. B* **42**, 7487 (1990).
- [5] N. Wisotzki, A. Klein, W. Jaegermann. *Thin Solid Films* **380**, 263 (2000).
- [6] А.П. Бахтинов, В.Н. Водопьянов, Е.И. Слынько, З.Д. Ковалюк, О.С. Литвин. *Письма в ЖТФ* **33**, 2, 80 (2007).
- [7] А.И. Дмитриев, В.В. Вишняк, Г.В. Лашкарев, В.Л. Карбовский, З.Д. Ковалюк, А.П. Бахтинов. *ФТТ* **53**, 579 (2011).

- [8] H. Peng, S. Meister, C.K. Chan, X.F. Zhang, Y. Cui. *Nano Lett.* **7**, 199 (2007).
- [9] Z.D. Kovalyuk, V.M. Katerynychuk, A.I. Savchuk, O.S. Lytvyn. *Superlatt. Microstruct.* **44**, 416 (2008).
- [10] А.П. Бахтинов, З.Д. Ковалюк, О.Н. Сидор, В.Н. Катеринчук, О.С. Литвин. *ФТТ* **49**, 1497 (2007).
- [11] A. Isacsom, L.M. Jonsson, J.M. Kinaket, M. Jonson. *Phys. Rev. B* **77**, 035 423 (2008).
- [12] А.П. Бахтинов, В.Н. Водопьянов, З.Д. Ковалюк, В.В. Нетяга, О.С. Литвин. *ФТП* **44**, 180 (2010).
- [13] S.I. Dyrak, A.P. Bakhtinov, S.V. Gavrylyuk, Z.D. Kovalyuk, O.S. Lytvyn. *Superlatt. Microstruct.* **44**, 563 (2008).
- [14] А.П. Бахтинов, В.Н. Водопьянов, З.Д. Ковалюк, В.В. Нетяга, Д.Ю. Коноплянко. *ФТП* **45**, 348 (2011).
- [15] A. Rastelli, M. Stoffel, J. Tersoff, G.S. Kar, O.G. Schmidt. *Phys. Rev. Lett.* **95**, 026 103 (2005).
- [16] В.Н. Водопьянов, А.П. Бахтин, Е.И. Слынько. *Письма в ЖТФ* **32**, 4, 62 (2006).
- [17] М.З. Ковалюк, В.И. Витковская, М.В. Товарницкий. *Письма в ЖТФ* **23**, 10, 22 (1997).
- [18] З.Д. Ковалюк, А.П. Бахтинов, В.Н. Водопьянов, А.В. Заслонкин, В.В. Нетяга. *Материалы XI Междунар. конф. ICHMS'2009 (Carbon nanomaterials in clean energy hydrogen systems)*. Ялта, Украина (2009). С. 1102.
- [19] G.M. Hanket, W.N. Shafakman, B.E. McCandless, R.W. Birkmire. *J. Appl. Phys.* **102**, 074 922 (2007).
- [20] T. Kuroda, T. Mano, T. Ochiai, S. Sanguinetti, K. Sacoda, G. Kido, N. Koguchi. *Phys. Rev. B* **72**, 205 301 (2005).
- [21] Г.Н. Макаров. *УФН* **180**, 185 (2010).
- [22] A. Lorke, R.J. Luyken, A.O. Govorov, J.P. Kotthaus, J.M. Garcia, P.M. Petroff. *Phys. Rev. Lett.* **84**, 2223 (2000).
- [23] M. Yamagiva, T. Mano, T. Kuroda, T. Tateno, K. Sakoda, G. Kido, N. Koguchi, F. Minami. *Appl. Phys. Lett.* **89** 113 115 (2006).