

## Морфология поверхностей (001) и (110) кристаллических слоев твердых растворов соединений II–VI с большим содержанием ZnSe в атмосферных условиях

© А.В. Анкудинов, М.С. Дунаевский, В.А. Марущак, А.Н. Титков, С.В. Иванов, С.В. Сорокин, Т.В. Шубина, П.С. Копьев, А. Ваар\*, Г. Ландвер\*

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

\*Physikalisches Institut der Universität Würzburg, D-97074 Würzburg, Germany

(Поступила в Редакцию 10 марта 2000 г.  
В окончательной редакции 31 марта 2000 г.)

Методом атомно-силовой микроскопии исследовалось влияние атмосферных условий на морфологию ростовых поверхностей (001) и сколов (110) слоев соединений II–VI с высоким содержанием ZnSe. Впервые непосредственно показано, что формирование нанокластеров на таких поверхностях сопровождается коррозией всей поверхности и происходит за счет накопления продуктов коррозии. Коррозия поверхности насыщается на глубине уже в несколько монослоев (2–3 монослоя), что задает предел суммарного объема нанокластеров на поверхности. Дальнейшее увеличение размера нанокластеров во времени происходит за счет уменьшения их числа. Глубина коррозии может локально сильно возрастать в местах поверхности со значительными внутренними напряжениями и, в частности, развиваться глубоко внутрь напряженных интерфейсов в приборных структурах.

Работа выполнена при поддержке Фонда Фольксваген и Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 00-02-16948).

В последние годы очень актуальны исследования полупроводниковых гетероструктур на основе твердых растворов соединений II–VI с большим содержанием ZnSe. Это обусловлено перспективами применения таких структур для создания светодиодов и лазеров для сине-зеленой области спектра. Одно из интересных направлений в этой деятельности — изучение процесса формирования квантовых точек (КТ) и наностроек на основе CdSe в активном ZnSe-слое излучающих структур [1]. По аналогии с приборами на основе соединений III–V (например, полупроводниковые лазеры с InAs-КТ в активной области GaAs [2,3]), ожидается, что и для структур на основе соединений II–VI создание КТ в активной области должно приводить к улучшению параметров приборов. К настоящему времени островковые образования, состоящие из тройного раствора ZnCdSe, были получены в ряде работ методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МВЕ) путем вставки нескольких монослоев CdSe в матрицу ZnSe [4–6]. Получение наностроек CdZnSe было подтверждено в экспериментах по просвечивающей электронной микроскопии (ТЕМ) [7], а также в результате анализа спектров локальной катодолуминесценции [8], микролюминесценции [9] и спектров фотолюминесценции субмикронных мез [10], формируемых из изучаемых структур. Рентгеновские исследования [11] показали, что характерное размытие наностроек в направлении роста (их высота) составляет 1.5 nm, в то время как размеры в плоскости роста, регистрируемые ТЕМ, варьируются в диапазоне от одного до нескольких десятков нанометров.

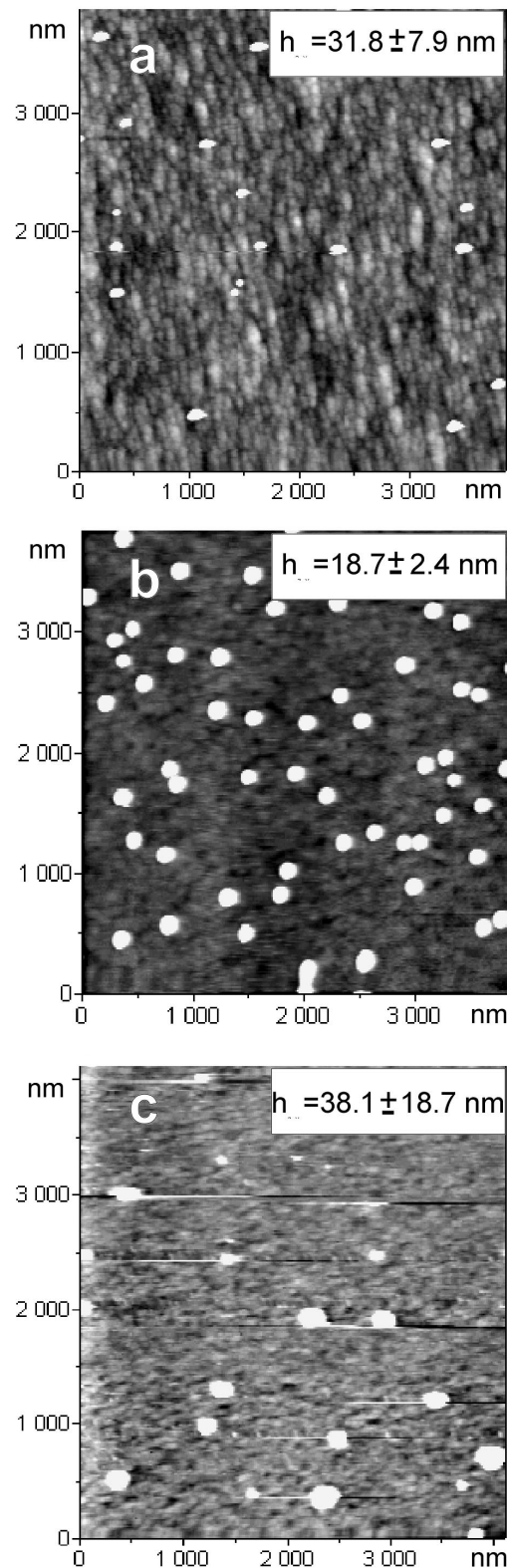
При проведении работ по получению КТ в соединениях III–V большую помощь в определении размеров, формы и плотности КТ, а также зависимости этих параметров от технологических условий роста оказали исследования морфологии незарощенных КТ методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) в атмосферных условиях [12]. Аналогичные АСМ-исследования были предприняты и для незарощенных CdZnSe-КТ на поверхности ZnSe [13,16]. Оказалось, что морфология поверхностей с незарощенными наностройками Cd(Zn)Se сильно отличается от того, что можно было ожидать на основании данных ТЕМ-исследований [7]. В атмосферных условиях на таких поверхностях действительно наблюдаются некие образования (нанокластеры), однако очень крупные, с высотами и диаметрами, превышающими десятки нанометров. Более того, за характерное время в несколько недель и даже дней число нанокластеров значительно уменьшается, а размеры оставшихся еще более увеличиваются. Кроме того, возникновение подобных нанокластеров со сходной временной трансформацией наблюдалось на поверхности ZnSe даже без нанесения монослоев CdSe [17,18]. Исследования состава нанокластеров методом рентгеновской фотоспектроскопии показывают повышенное содержание в них селена [18] и, возможно, кислорода [17]. Все эти наблюдения позволяют предположить, что наблюдаемые на незарощенных поверхностях нанокластеры не являются наностройками CdZnSe, и, скорее всего, свидетельствуют о достаточно активной коррозии поверхностей ZnSe в атмосферных условиях. Для лазерных структур на основе слоев твердых растворов II–VI с высоким

содержанием ZnSe эффект коррозии поверхности может иметь особое значение, так как зеркала лазера представляют собой открытые атмосферному воздействию поверхности сколов.

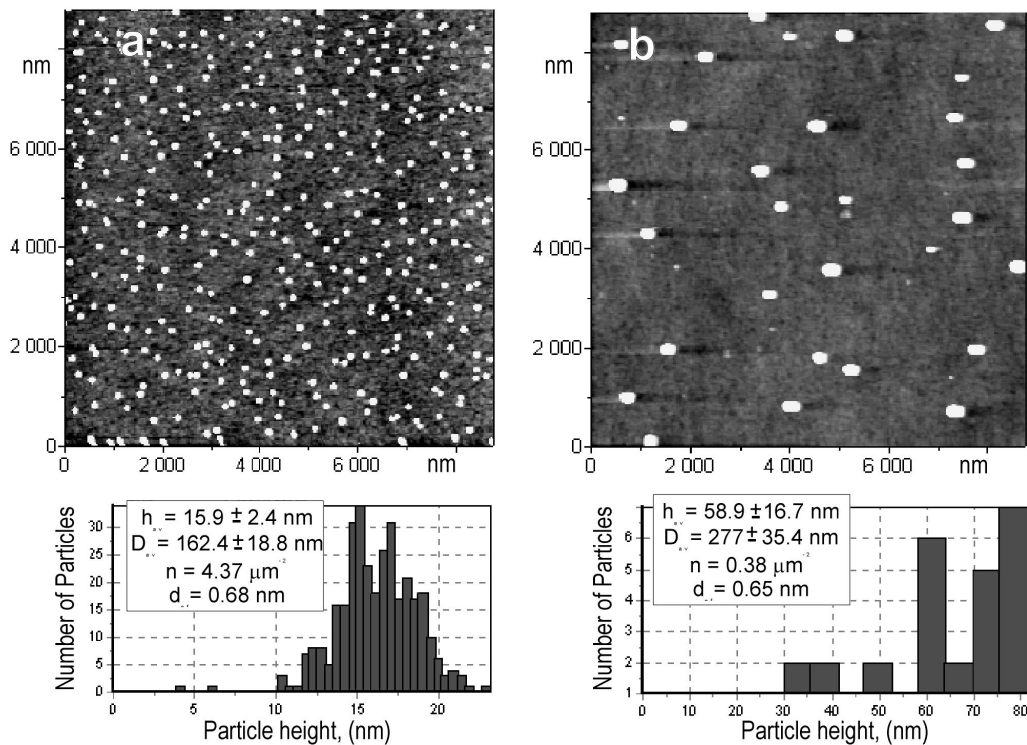
Несмотря на неоднократное наблюдение подобных нанокластеров, до настоящего времени не сообщалось о наблюдении сопутствующей коррозии всей поверхности ZnSe. Соответственно отсутствовали и сведения о соотношении процессов коррозии поверхности и развития на ней ансамблей меняющихся во времени нанокластеров. С целью выяснения этих вопросов в настоящей работе были предприняты детальные АСМ-исследования в атмосферных условиях морфологии ростовых поверхностей ZnSe как с осажденным CdSe, так и без него, а также поверхностей скола лазерных структур на основе твердых слоев II–VI с высоким содержанием ZnSe.

Исследовавшиеся в работе структуры были выращены методом МВЕ на подложках GaAs. Режимы роста и основные характеристики структур сообщались ранее в работе [19]. АСМ-исследования морфологии поверхностей структур проводились в атмосферных условиях на отечественном приборе Р4 компании НТ-МДТ с использованием в качестве зонда  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -микроконсалей с коэффициентом жесткости 0.16 и 0.68 N/m и радиусом кривизны кончика иглы зонда менее 40 nm. Градуировка пьезосканера прибора и тест формы иглы проводились с помощью набора калибровочных решеток TGS01 и решетки TGT01, поставляемых компанией НТ-МДТ. Для подсчета количества нанокластеров и определения их распределений по размерам использовалась программа SPM Image Magic [20].

На рис. 1 представлены АСМ-топографии ростовых поверхностей слоя ZnSe (a), слоя ZnSe с наращенными двумя монослоями CdSe (b) и слоя ZnSe с двумя монослоями CdSe, прикрытыми слоем ZnSe толщиной 10 nm (c). Белые пятна в топографии соответствуют нанокластерам, шкала серого подобрана так, чтобы была видна и структура относительно ровных участков поверхности нанокластерами. Обращает на себя внимание одинаковый характер наблюдаемых морфологий поверхностей. Во всех случаях присутствует заметное число нанокластеров, несколько отличающихся своими размерами и плотностью. Средние значения высот нанокластеров, указанные на вставках к рисункам, попадают в известный интервал величин, наблюдавшихся ранее [13–18]. Основным фактором, определяющим разброс размеров нанокластеров, является разное время выдержки образцов в атмосфере. Влияние времени выдержки можно лучше рассмотреть на рис. 2, где показано изменение морфологии поверхности слоя ZnSe с двумя монослоями CdSe после нахождения в атмосфере в течение четырех месяцев. Для лучшей статистики здесь представлены и обработаны изображения АСМ существенно большей площади. Для каждого изображения получены средние значения высот ( $h_{av}$ ), диаметров основания ( $D_{av}$ ), плотностей ( $n$ ) и суммарного объема нанокластеров ( $d_{ef}$ ). За четыре месяца число нанокласте-



**Рис. 1.** АСМ-исследование в атмосферных условиях морфологии ростовых поверхностей (001). Топографии поверхностей слоя ZnSe (a), слоя ZnSe с наращенными двумя монослоями CdSe (b) и слоя ZnSe с двумя монослоями CdSe, прикрытыми слоем ZnSe толщиной 10 nm (c). В верхнем правом углу каждого изображения приведены значения средней высоты ( $h_{av}$ ) нанокластеров.



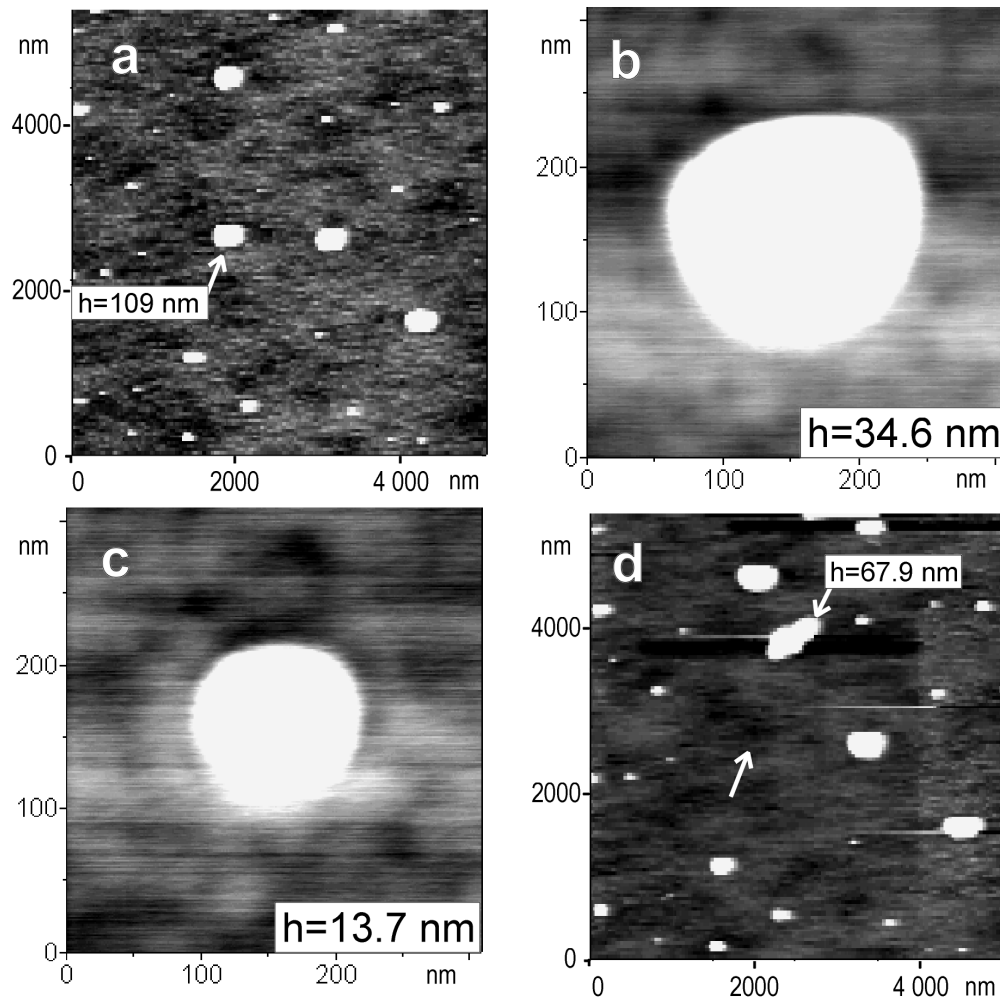
**Рис. 2.** Коалесценция нанокластеров на поверхности слоя ZnSe с нарощенными двумя монослоями CdSe в зависимости от времени выдержки в атмосферных условиях. Морфология поверхности свежевыращенного образца (*a*) и поверхности этого же образца через четыре месяца (*b*). Под рисунками приведены статистические распределения нанокластеров по высоте, а также средние значения высот ( $h_{av}$ ), диаметров основания ( $D_{av}$ ), плотностей ( $n$ ) и суммарного объема ( $d$ , в толщинах равного по объему поверхностного слоя при предположении о равномерном распределении материала нанокластеров по поверхности).

ров на поверхности уменьшилось на порядок. При этом их средняя высота возросла в 3.7, а радиус — в 1.7 раз. Новыми и особенно интересными результатами являются данные, характеризующие объем нанокластеров. Во-первых, для их формирования требуется относительно мало материала, примерно 0.68–0.65 nm равномерно покрывающего поверхность слоя (т.е. толщиной около двух монослоев). Во-вторых, эта величина практически не меняется со временем экспонирования в атмосфере. Объем нанокластеров определялся непосредственно по данным рельефа изображения численным интегрированием [20]. Постоянство объема нанокластеров во времени указывает на важную особенность их формирования. Они формируются в начальный период экспозиции поверхности в атмосферных условиях, а затем имеет место только перераспределение материала между уже существующими нанокластерами. При этом, исходя из определенного объема нанокластеров, можно предположить, что в формировании нанокластеров могут быть задействованы только самые верхние слои поверхности на уровне нескольких монослоев (один монослой на поверхности ZnSe (001) имеет толщину 0.28 nm).

Перераспределение материала между кластерами на поверхности при сохранении их объема постоянным (коалесценция) было рассмотрено теоретически в работе [21], где было показано, что за счет "поедания" мелких

кластеров крупными распределение по размерам перемещается со временем в сторону больших размеров и размывается. Такое поведение действительно наблюдается в нашем случае. Как видно из данных количественного анализа на рис. 2, первоначально поверхность имеет достаточно узкое распределение нанокластеров по высоте (дисперсия 15%). Через четыре месяца распределение сдвигается вправо (высоты растут) и расплывается (дисперсия около 30%). Похожая динамика прослеживается и в латеральных размерах нанокластеров.

Нами были также получены интересные данные о пониженной механической прочности наблюдаемых нанокластеров. На рис. 3 приведены несколько АСМ-изображений, полученных при последовательном сканировании одних и тех же участков поверхности с нанокластерами. Топография на рис. 3, *a* измерялась при силе воздействия иглы АСМ на поверхность около 7 nN. Нанокластер, форма которого изучалась в последующих изображениях, помечен стрелкой. Оказалось, что в серии топографий, полученных при силе, увеличенной до 60 nN, размеры этого нанокластера последовательно уменьшались. Изменения размеров нанокластера особенно хорошо видны при сравнении рис. 3, *b* и *c*. В конечном счете, нанокластер исчезает из изображения полностью (на рис. 3, *d* стрелкой помечено начальное положение нанокластера). Данные топографий свидетель-



**Рис. 3.** АСМ-исследование механических свойств нанокластеров. Изображения (a)–(d) получены при последовательном сканировании участка поверхности с разными средними силами давления зонда АСМ на поверхность: 7 ((a) и (d)) и 60 нН ((b) и (c)). На рисунках приведены значения максимальной высоты нанокластера в момент получения изображения. На рисунках (a) и (d) стрелки указывают на исходный нанокластер и соответственно на его остатки. На рисунке (d) отдельной стрелкой также помечено начальное положение нанокластера.

ствуют, что материал нанокластера постепенно срезается иглой АСМ и перемещается за пределы кадра, оставаясь на поверхности. На изображении рис. 3, d видны помеченные стрелкой остатки материала нанокластера, перемещенные примерно на полтора микрона вверх от его первоначального положения. Их объем приблизительно равен исходному объему нанокластера.

Можно оценить напряжения, которые испытывает материал нанокластера во время разрушения

$$\sigma_d = F/S, \tag{1}$$

где  $F$  — сила воздействия иглы на поверхность,  $S$  — площадь контакта между иглой и поверхностью.  $S$  можно определить из формулы Герца [22] для двух контактирующих сфер

$$S = (F \times R^*/E^*)^{2/3}, \tag{2}$$

$R^* = R_t R_s / (R_t + R_s)$  и  $E^* = E_t E_s / (E_t + E_s)$  — приведенные радиус кривизны и модуль Юнга в точке контакта,

выраженные через соответствующие параметры иглы и образца, помеченные индексами  $t$  и  $s$ . Выражение (1) можно также записать как

$$\sigma_d \approx E_s, \tag{3}$$

поскольку разрушение материала происходит при напряжениях, близких по величине его модулю Юнга. Форма иглы практически не менялась до и после работы, что проверялось по тесту на решетке TGT01. Следовательно, материал иглы значительно тверже материала нанокластера и в выражении (2)  $E^* \approx E_s$ . Комбинация (1), (2) и (3) дает

$$\sigma_d \approx F/R^{*2}.$$

Приведенный радиус кривизны определяется с помощью выражения  $R^* = R_t - R_t^2/R_i$ ;  $R_t$  и  $R_i$  — радиусы кривизны соответственно иглы и изображения нанокластера в точке касания — измеряемые величины (если не учитывать

латеральный размер контакта игла–кластер, то условие  $R_i = R_s + R_t$  [23] позволяет исключить из выражения для приведенного радиуса вклад  $R_s$ ). Используя значения для силы 60 nN и оценивая по данным топографии  $R^* = 30$  nm, получаем порядок напряжения разрушения  $10^7$  N/m<sup>2</sup>. Учитывая, что модуль Юнга кристаллов соединений II–VI больше  $10^{10}$  N/m<sup>2</sup> [24], изучаемые нанокластеры не могут быть монокристаллами и должны представлять собой менее сильносвязанный материал, обладающий пластичностью.

Аналогичные результаты относительно размеров, общего объема нанокластеров и заметной пластичности были получены и при изучении морфологии ростовых поверхностей структур с верхним ZnSe-слоем, показанных на рис. 1, а–с. Таким образом, наши наблюдения согласуются с результатами работ [17,18] и также указывают на то, что формирование наблюдаемых нанокластеров не связано с осаждением монослоев CdSe. Об этом же свидетельствует отсутствие корреляции интенсивности фотолюминесценции с плотностью подобных образований, наблюдаемое ранее [8]. Происхождение нанокластеров, скорее всего, обуславливается общей коррозией поверхности и объединением материалов коррозии в кластеры на поверхности. На это указывает и обнаруженное ранее повышенное содержание Se и O в нанокластерах [17,18], а также впервые найденное в работе [8] и исследованное более подробно здесь уменьшение их механической прочности. Отметим, что мы наблюдали предпочтительную локализацию нанокластеров на дефектах поверхности. Возможно, что и присутствующие на поверхности маленькие nanoостровки ZnCdSe, найденные ранее на заросших поверхностях [4–11], тоже являются зародышевыми центрами образования больших коррозионных нанокластеров на поверхностях, открытых атмосфере. Сильная трансформация рельефа поверхности за счет коррозии и возможное декорирование ZnCdSe-наноостроек кластерами делает практически недоступным наблюдение собственно nanoостроек ZnCdSe на открытых поверхностях методом АСМ.

Для понимания морфологических изменений изучаемых поверхностей принципиальное значение имеет непосредственное наблюдение вызванной коррозией модификации рельефа поверхности между нанокластерами. К сожалению, выраженная шероховатость ростовых поверхностей, отчетливо наблюдаемая на рис. 1 и 2, делает невозможным поиск коррозионных изменений поверхности на уровне нескольких монослоев. С целью наблюдения общей коррозии мы предприняли АСМ-исследования морфологии сколов слоистых лазерных структур, поскольку первоначально поверхности сколов являются атомарно гладкими.

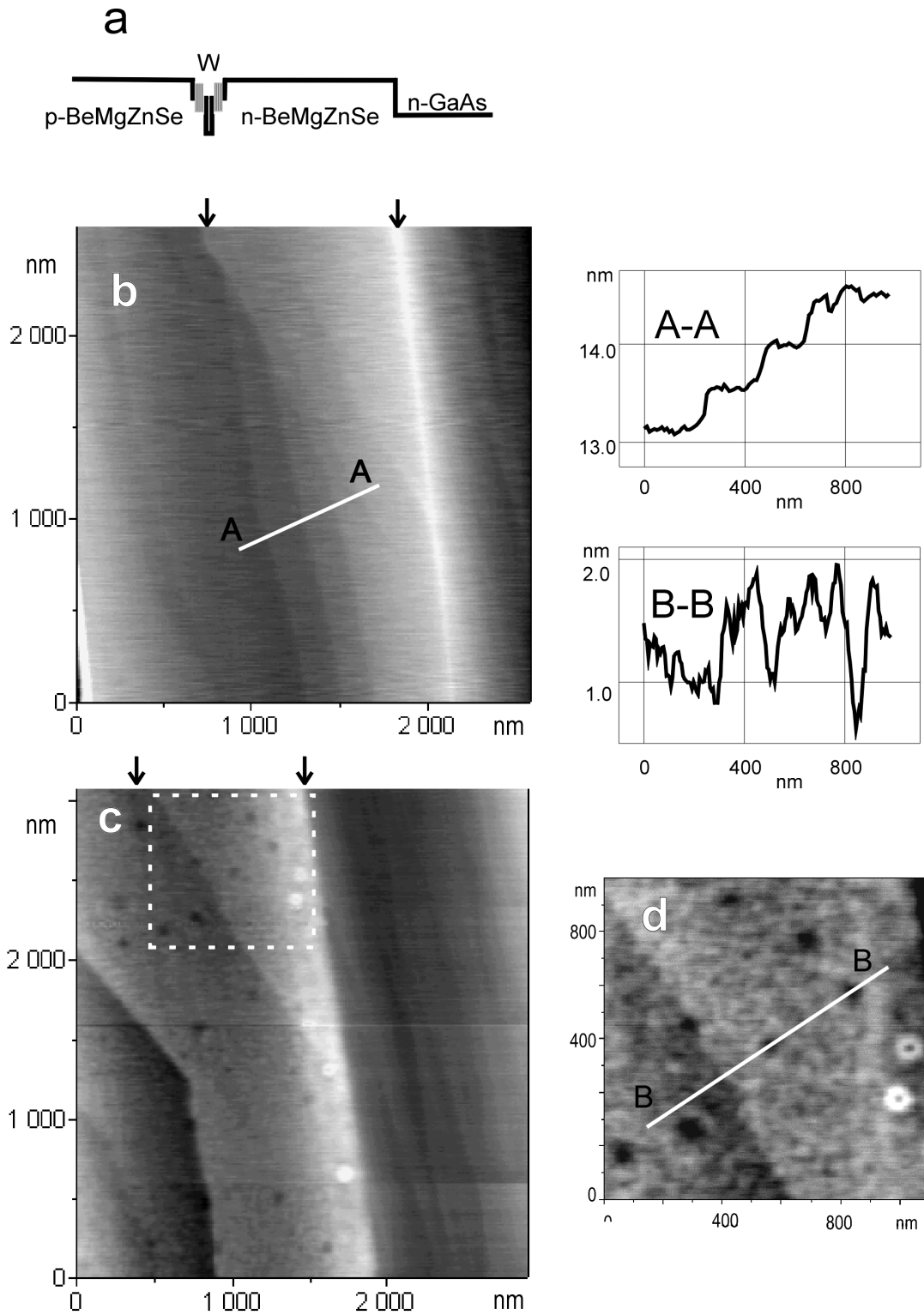
Исследовались сколы II–VI-лазерных структур на подложке GaAs (см. энергетические диаграммы на рис. 4, а и рис. 5, а), в которых окружающие волновод (W) *n*- и *p*-области были представлены слоями  $\text{Be}_{0.03}\text{Mg}_{0.03}\text{ZnSe}$ . На рис. 4, б представлено АСМ-топографическое изображение свежего скола одной из таких структур. Свет-

лый гребень в топографии соответствует границе слоя *n*-BeMgZnSe с подложкой GaAs. В области слоев II–VI и подложки GaAs наблюдается некоторое число ступенек скола, бегущих под углом к границе с подложкой. Террасы между ступеньками являются атомарно гладкими, как можно видеть, в частности, из профиля А–А, представленного на вставке. Высота ступенек составляет 0.4 nm, что соответствует толщине двух монослоев на поверхности скола (110). На рис. 4, с представлена топография этого же скола образца, но полученная после экспозиции скола в атмосфере в течение пяти месяцев. Отчетливо наблюдается развитие коррозии поверхности слоев II–VI, не затрагивающее подложку GaAs (см. профиль В–В на рис. 4). Можно выделить три элемента коррозии: развитие общей шероховатости поверхности слоев II–VI глубиной 2–3 монослоя, появление некоторого числа нанокластеров (белые пятна и кольца), а также появление некоторого числа относительно глубоких одиночных ямок. На рис. 5 показано развитие коррозии поверхности еще одной похожей лазерной структуры. Можно отметить сохранение двух основных элементов коррозии поверхности: развитие шероховатости всей поверхности на уровне нескольких монослоев и появление нанокластеров. Повторные исследования морфологии сколов после хранения в атмосферных условиях еще в течение года не выявили дальнейшего усиления коррозии поверхности, что свидетельствует о стабилизации процесса на уровне модификации буквально 2–3 верхних монослоев.

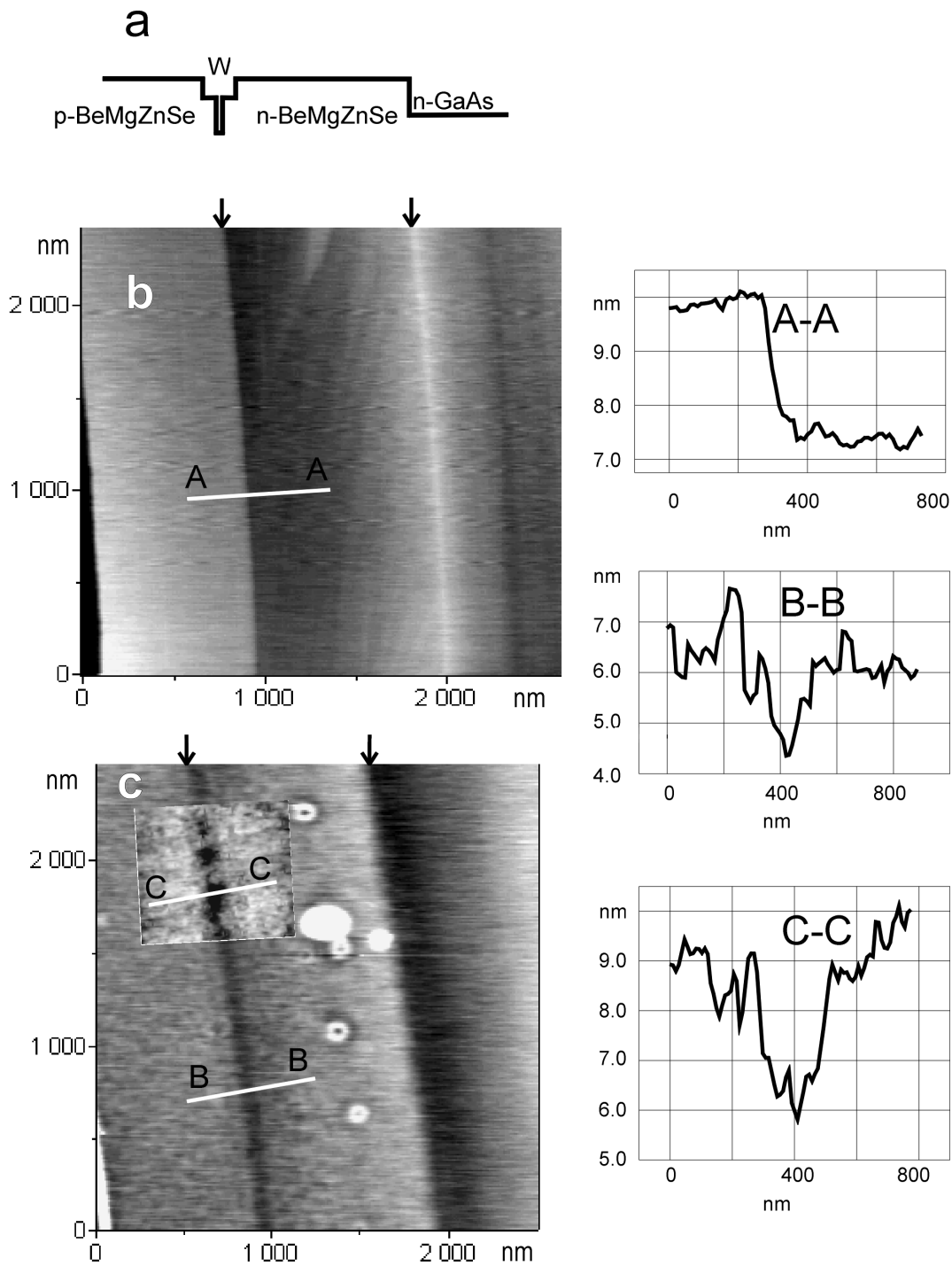
Этот результат для сколов хорошо согласуется с нашими наблюдениями для ростовых поверхностей, которые показали, что суммарный объем нанокластеров стабилизируется на уровне, соответствующем примерно двум монослоям поверхностного слоя и больше не увеличивается.

Интересно отметить, что в случае лазерной структуры на рис. 5 одиночные коррозионные ямки на поверхности не развиваются. При этом обращает на себя внимание и более высокое начальное качество скола второй структуры, поверхность которого практически свободна от ступенек скола. Поэтому можно предположить, что появление одиночных коррозионных ямок, скорее всего, связано с образованием приповерхностных дефектов при формировании грубых сколов со ступеньками.

Важное подтверждение влияния локальной дефектности поверхности II–VI на степень и глубину коррозии было получено при сопоставлении эффектов коррозии в области волновода (W) у структур, представленных на рис. 4 и 5. Лазерная структура на рис. 4 отличается своим устройством: волновод структуры имеет по обе стороны от активной области сверхрешетки чередующихся слоев положительно и отрицательно напряженных  $\text{Be}_{0.05}\text{Zn}_{0.95}\text{Se}$  и ZnSe. Наличие этих сверхрешеток позволяет перераспределить упругие напряжения, существующие в активной области, на значительно более широкий слой волновода, и тем самым уменьшить их величину. Структура на рис. 5 была выращена без сверхрешеток в волноводной области, и в ней высокие



**Рис. 4.** АСМ-исследование морфологии поверхности (110) слоев II-VI, выходящих на скол лазерной структуры со сверхрешеточным волноводом, перераспределяющим механические напряжения активной области на весь волновод: (a) — энергетическая диаграмма лазерной структуры, (b) — топография свежесколотой поверхности лазера, (c) — топография этого же скола образца через пять месяцев, (d) — изображение с более высоким разрешением участка поверхности, ограниченного на рисунке (c) белыми штриховыми линиями. Стрелки над изображениями (b) и (c) указывают на положение первого интерфейса лазера и активной области.



**Рис. 5.** АСМ-исследование морфологии поверхности (110) слоев II-VI, выходящих на скол лазерной структуры с объемным волноводом и напряженной активной областью: (a) — энергетическая диаграмма лазерной структуры, (b) — топография свежесколотовой поверхности лазера, (c) — топография этого же скола образца через пять месяцев. Вставка на рисунке (c) представляет данные о морфологии поверхности вблизи напряженной активной области, полученные через полтора года после скола. Развитие рельефа вблизи активной области с течением времени иллюстрируется также на сечениях А-А (свежий скол), В-В (пять месяцев) и С-С (полтора года). Стрелки над изображениями (b) и (c) указывают на положение первого интерфейса лазера и активной области.

упругие напряжения локализовались в узкой активной области. Различный характер распределения напряжений в этих двух структурах был показан нами в предыдущей работе [25] при АСМ-исследовании топографий свежих сколов. Концентрация напряжений в активной области приводит к перескоку на ней плоскости скола, проявляющемуся в АСМ-изображении в виде ступеньки, бегущей вдоль положения активной области (рис. 5, *b* и профиль А–А). В лазере со сверхрешетками в волноводе никакой ступеньки вдоль активной области не развивается (рис. 4, *b*). Сравнение топографий корродированных поверхностей рассматриваемых структур на рис. 4, *c* и рис. 5, *c* показывает сильную коррозию активной области структуры с напряженной активной областью. В лазере с распределенными напряжениями коррозия не выявляет активной области на фоне скола всей структуры. Ускорение коррозии более напряженных областей, очевидно, связано с облегчением здесь разрыва химических связей в решетке за счет высвобождения механической энергии.

Итак, в работе были выполнены АСМ-исследования изменения в атмосферных условиях морфологии ростовых поверхностей (001) и сколов (110) кристаллических слоев соединений II–VI с высоким содержанием ZnSe. Исследования на первоначально атомарно гладких поверхностях сколов показали, что формирование нанокластеров на поверхности в атмосферных условиях сопровождается коррозией всей поверхности, которая, однако, насыщается при развитии шероховатости поверхности на уровне 2–3 монослоя. Одновременно для ростовых поверхностей было показано, что общий объем возникающих островков также насыщается на уровне, эквивалентном объему примерно двух монослоев материала. Совокупность полученных результатов позволяет предположить следующую модель развития в атмосферных условиях нанокластеров на поверхностях слоев II–VI с высоким содержанием ZnSe. Формирование нанокластеров происходит за счет продуктов коррозии на глубину 2–3 монослоя, а затем коррозия поверхности насыщается и суммарный объем nanoостровков перестает расти. В дальнейшем увеличение средних размеров нанокластеров происходит за счет поглощения меньших кластеров большими при сохранении их суммарного объема постоянным. Отмечена предпочтительная локализация подобных образований вблизи структурных неоднородностей. Выполненные исследования механической прочности нанокластеров показали ее снижение на несколько порядков относительно значений для кристаллических слоев ZnSe. Непосредственно продемонстрирована высокая пластичность материала кластеров. Последние результаты хорошо согласуются с данными других работ, указывающих на обогащение нанокластеров селеном. При исследовании лазерных структур с высоким содержанием ZnSe в слоях обнаружено резкое усиление коррозии на напряженных интерфейсах. В частности, коррозия может являться одной из важных причин деградации активных областей (вблизи зеркал) лазерных структур, плохо согласованных по параметру решетки.

Авторы выражают благодарность А.К. Крыжановскому за предоставление в пользование программы статистической обработки изображений SPM Image Magic [20].

## Список литературы

- [1] S.V. Ivanov, A.A. Toropov, S.V. Sorokin, T.V. Shubina, I.V. Sedova, A.A. Sitnikova, P.S. Kop'ev, Z.I. Alferov, A. Waag, H.-J. Lugauer, G. Reuscher, M. Keim, G. Landwehr. *Appl. Phys. Lett.* **74**, 498 (1999).
- [2] Q. Xie, A. Kalburge, P. Chen, A. Madhukar. *Photonics Technol. Lett.* **8**, 965 (1996).
- [3] N. Kirstaedter, O.G. Schmidt, N.N. Ledentsov, D. Bimberg, V.M. Ustinov, A.Yu. Egorov, A.E. Zhukov, M.V. Maximov, P.S. Kop'ev, Zh.I. Alferov. *Appl. Phys. Lett.* **69**, 1226 (1996).
- [4] S.V. Ivanov, A.A. Toropov, T.V. Shubina, S.V. Sorokin, A.V. Lebedev, I.V. Sedova, P.S. Kop'ev, G.R. Pozina, J.P. Bergman, B. Monemar. *J. Appl. Phys.* **83**, 3168 (1998).
- [5] D. Hommel, K. Leonardi, H. Heinke, H. Selke, K. Ohkawa, F. Gindele, U. Woggon. *Phys. Stat. Sol. (b)* **202**, 835 (1997).
- [6] H. Kirmse, R. Schneider, M. Rabe, W. Neumann, F. Henneberger. *Appl. Phys. Lett.* **72**, 1329 (1998).
- [7] A. Sitnikova, S. Sorokin, T. Shubina, I. Sedova, A. Toropov, S. Ivanov, M. Willander. *Thin Solid Films* **336**, 76 (1998).
- [8] T. Shubina, S. Sorokin, A. Toropov, I. Sedova, A. Sitnikova, A. Ankudinov, A. Titkov, S. Ivanov, I. Yamakawa, M. Ichida, A. Nakamura. *Proc. of the 24th International Conference on the Physics Semiconductors, Jerusalem, Israel. Mo-P33* (1998).
- [9] J.C. Kim, H. Rho, L.M. Smith, H.E. Jackson, S. Lee, M. Dobrowolska, J.L. Merz, J.K. Furdyna. *Appl. Phys. Lett.* **73**, 3399 (1998).
- [10] T. Kümmell, R. Weigand, G. Bacher, A. Forchel, K. Leonardi, D. Hommel, H. Seike. *Appl. Phys. Lett.* **73**, 3106 (1998).
- [11] R.N. Kyutt, A.A. Toropov, S.V. Sorokin, T.V. Shubina, S.V. Ivanov, M. Karlsteen, M. Willander. *Appl. Phys. Lett.* **75**, 373 (1999).
- [12] R. Notzel. *Semicond. Sci. Technol.* **11**, 1365 (1996).
- [13] S.H. Xin, P.D. Wang, A. Yin, C. Kim, M. Dobrowolska, J.L. Merz, J.K. Furdyna. *Appl. Phys. Lett.* **69**, 3884 (1995).
- [14] M. Arita, A. Avramescu, K. Uesugi, I. Suemune, T. Numai, H. Machida, N. Shimoyama. *Jpn. J. Appl. Phys. Part 1* **36**, 4097 (1996).
- [15] H.-C. Ko, D.-C. Park, Y. Kawakami, S. Fujita, S. Fujita. *Appl. Phys. Lett.* **70**, 3278 (1997).
- [16] S. Lee, I. Daruka, C.S. Kim, A.-L. Barabasi, J.L. Merz, J.K. Furdyna. *Phys. Rev. Lett.* **81**, 3479 (1998).
- [17] J.B. Smathers, E. Kneeder, B.R. Bennet, B.T. Jonker. *Appl. Phys. Lett.* **72**, 1238 (1998).
- [18] X.B. Zhang, S.K. Hark. *Appl. Phys. Lett.* **74**, 3857 (1999).
- [19] S.V. Ivanov, A.A. Toropov, T.V. Shubina, S.V. Sorokin, A.V. Lebedev, I.V. Sedova, P.S. Kop'ev, G.R. Pozina, J.P. Bergman, B. Monemar. *J. Appl. Phys.* **83**, 3168 (1998).
- [20] <http://members.xoom.com/Alex/Kryzh>.
- [21] И.М. Лифшиц, В.В. Слезов. *ЖЭТФ* **35**, 479 (1958).
- [22] Л.Д. Ландау, Е.М. Лифшиц. *Теоретическая физика. Т. 7. Теория упругости. Наука, М.* (1987). С. 49.
- [23] R. Chicon, M. Ortuno, J. Abellan. *Surf. Science.* **181**, 107 (1987).
- [24] C. Verie. *Journal of Electronic Materials* **27**, 782 (1998).
- [25] A.V. Ankudinov, A.N. Titkov, T.V. Shubina, S.V. Ivanov, P.S. Kop'ev, H.-J. Lugauer, G. Reuscher, M. Keim, A. Waag, G. Landwehr. *Appl. Phys. Lett.* **75**, 2626 (1999).