

Формирование нанообразований на поверхности слоистого полупроводника InSe в процессе термического окисления

© А.П. Бахтинов, З.Д. Ковалюк, О.Н. Сидор, В.Н. Катеринчук, О.С. Литвин*

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича Национальной академии наук Украины,
Черновицкое отделение
58001 Черновцы, Украина

* Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарева Национальной академии наук Украины,
03028 Киев, Украина

E-mail: chimsp@unicom.cv.ua, olytvyn@isp.kiev.ua

(Поступила в Редакцию 22 июня 2006 г.)

В окончательной редакции 22 ноября 2006 г.)

Исследованы морфологические изменения поверхности InSe при окислении на воздухе и влияние особенностей гетерограницы оксид–слоистый полупроводник на фотоэлектрические свойства структуры $\text{In}_2\text{O}_3\text{--InSe}$. Установлено, что в результате окисления слоистого полупроводника InSe может быть сформирована упорядоченная наноразмерная гетерограница, которая определяет высокую фоточувствительность гетероструктуры $\text{In}_2\text{O}_3\text{--InSe}$ в спектральной области экситонного поглощения при комнатной температуре.

PACS: 61.46.Df, 78.68.+m

1. Введение

Благодаря малой плотности оборванных связей поверхности скола слоистых полупроводников (менее чем 10^{10} cm^{-2}) последние могут использоваться в качестве подложек для формирования квантовых точек [1], выращивания фуллеренов [2], полимеров [3], а также для „ван-дер-ваальсовой эпитаксии“ [4]. Известно, что гетероструктуры (ГС) $\text{In}_2\text{O}_3\text{--InSe}$, в которых слой In_2O_3 получен термическим окислением на воздухе селенида индия [5] либо магнетронным напылением [6], имеют высокие фотоэлектрические параметры. Для структуры $\text{In}_2\text{O}_3\text{--}p\text{-InSe}$ было установлено [7], что при определенных температурах на поверхности InSe образуются оксидные структуры, которые имеют вид нанопроволок со средним диаметром 30–100 nm. Морфологические особенности гетерограницы $\text{In}_2\text{O}_3\text{--InSe}$, возникающие в процессе самоорганизации поверхности слоистого полупроводника при окислении, не исследовались. Поскольку фотоэлектрические свойства ГС $\text{In}_2\text{O}_3\text{--InSe}$ определяются физическими процессами, протекающими на границе раздела этих структур, то представляет научный и практический интерес исследование процессов формирования оксидных наноструктурных образований и оксидной пленки на поверхности InSe в процессе термического воздействия на эти кристаллы.

В настоящей работе исследованы эволюция морфологических изменений поверхности InSe при окислении и влияние структуры гетерограницы собственной оксид–слоистый полупроводник на фотоэлектрические свойства ГС $\text{In}_2\text{O}_3\text{--InSe}$.

2. Методика эксперимента

Монокристаллы селенида индия InSe (γ -политип) выращивались вертикальным методом Бриджмена из предварительно синтезированных слитков. Для полу-

чения дырочной проводимости использовался кадмий. Его содержание в количестве 0.1% по массе приводило к концентрации нескомпенсированных акцепторов 10^{14} cm^{-3} . Для изготовления ГС $\text{In}_2\text{O}_3\text{--InSe}$ использовались плоскопараллельные пластинки $p\text{-InSe}$ толщиной 0.3–0.4 mm. Образцы подвергались термической обработке на воздухе при температуре 693 K с различной продолжительностью процесса. Последующее охлаждение осуществлялось со скоростью 40 K/min. Морфология наноструктурных образований 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 после выращивания образцов. Спектры фоточувствительности изготовленных ГС исследовались с помощью монохроматора МДР-3 с разрешающей способностью 2.6 nm/mm при комнатной и азотной температурах. Спектральное распределение относительной квантовой эффективности фотоответа определялось отношением фототока к числу падающих фотонов.

3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

Окисление поверхности InSe необходимо рассматривать как эволюционный процесс, стадии которого при увеличении температуры происходят в такой последовательности: 1) вытеснение селена кислородом из кристаллической решетки; 2) окисление халькогена и последующее испарение летучих соединений; 3) образование кристаллического In_2O_3 ; 4) рекристаллизация In_2O_3 в процессе продолжительного отжига. Особенностью таких процессов является то, что поверхностная окислительная пленка формируется путем последовательных фазовых преобразований, которые сопровождаются измене-

нием кристаллической структуры оксида. При окислении деформация кристалла проходит не только в верхнем слое поверхности InSe, что наблюдается при отжиге в вакууме, а захватывает несколько слоев кристалла. Если окисление проходит на воздухе, то для диффузии кислорода по вакансиям селена необходимо разорвать связь O–O. Атомный радиус кислорода $\sim 0.66 \text{ \AA}$, селена — 1.3 \AA , поэтому при диффузии кислорода в решетку InSe возникает деформация сжатия [8]

$$\varepsilon = -\beta C, \quad (1)$$

где β — коэффициент сжатия, который определяется как изменение периода решетки при сжатии в расчете на процент вакансии; C — концентрация вакансий.

Слоистые полупроводники характеризуются высокой анизотропией упругих свойств, которая обусловлена наличием двух видов связей в кристалле [9]. В InSe каждый слой содержит четыре моноатомные плоскости Se–In–In–Se. Связь атомов внутри слоя сильная (ковалентная), а между слоями — слабая молекулярная (ван-дер-ваальсова). Поэтому деформационные процессы в таких кристаллах имеют свои особенности [10,11]. Значения упругих постоянных для InSe при комнатной температуре равны: $C_{11} = 7.3$, $C_{12} = 2.7$, $C_{13} = 3.0$, $C_{33} = 3.6$, $C_{44} = 1.2$ (в единицах 10^{10} Па) [11]. Слабое межслоевое взаимодействие ($C_{11}/C_{44} = 6.1$) и анизотропия упругих свойств в базисной плоскости (0001) и в перпендикулярном слоем направлении ($C_{11}/C_{33} = 2.03$) возрастают с увеличением температуры. Поэтому напряжения, которые возникают на поверхности InSe при нагреве, могут релаксировать в верхних слоях кристалла. При этом сильное расширение в направлении оси c сопровождается боковым сжатием (пуассоновское сжатие). Известно, что при увеличении температуры возрастает концентрация вакансий халькогена в плоскостях анионов слоистого кристалла (СК) GaSe [12], что приводит к расширению области гомогенности для этих кристаллов [13]. Напряжения, возникающие в результате диффузии кислорода в дефектный верхний слой InSe, приводят к пластическим деформациям в этом слое. Зарождение и скольжение дислокаций в базисной плоскости (0001) энергетически выгодно вследствие малой величины энергии образования дефектов в плоскостях анионов. Форма поверхностных дефектов при таком механизме зависит от взаимодействия между дислокациями в компланарных плоскостях анионов, расположенных в слое InSe на расстоянии 5.36 \AA , и может иметь гексагональную симметрию при изотропном распределении поверхностных напряжений [9]. В случае анизотропного распределения этих напряжений поверхностные дефекты вытянуты в базисной плоскости вдоль направлений $\langle 1\bar{1}00 \rangle$. Известно, что окислительное внедрение в СК легче происходит в областях, содержащих протяженные дефекты [13]. В результате этого процесса разрываются сильные ковалентные связи внутри слоя и структура самого кристалла подвергается химическим преобразованиям. Пластическое

течение в СК может проходить также по пирамидальным (наклонным под углом к слоям) плоскостям. В базисной плоскости полосы скольжения при такой деформации ориентированы вдоль направлений $\langle 11\bar{2}0 \rangle$. Небазисное течение имеет место при наличии внешней деформационной нагрузки, направленной вдоль оси c и сжимающей кристалл перпендикулярно слоям. Поэтому оно наблюдалось в GaSe при снижении температуры до 4.2 К , когда увеличивалось межслоевое взаимодействие [10].

В нашем случае кристалл InSe свободно размещался в плоскости печи. Деформирующие силы, действующие на него при термическом отжиге, возникали только в результате деформационного взаимодействия между СК и оксидным слоем. Такое взаимодействие является определяющим, например, при формировании наноразмерных ступеней и террас на гетерогранице Si(001)–SiO₂ при высокотемпературном отжиге ($T = 1598 \text{ К}$) в кислородсодержащей атмосфере [14], когда гетерограница формировалась вследствие диффузии атомов кремния из атомарно-гладкой поверхности (среднеквадратичная шероховатость $\sim 0.136 \text{ nm}$) в окисел и обратного процесса.

При окислении более мягкого, чем кремний, анизотропного СК InSe зарождение нанокристаллов оксида, их рост и коалесценция происходят на пластически деформированной поверхности, которая очень быстро формируется в базисной плоскости (0001) при нагреве [10].

На рис. 1 приведены АСМ-изображения фрагментов поверхности образцов, полученные до и после окисления кристаллов InSe (0001). Среднеарифметическое значение шероховатости R_a неокисленной подложки составляло $\sim 0.053 \text{ nm}$, т.е. поверхность можно считать атомарно-гладкой (рис. 1, *a*). После окисления в течение 15 min на поверхности InSe образуются скопления кристаллитов оксида (белого цвета) (рис. 1, *b*). Они распределены по периметрам неокисленных наноразмерных участков (темного цвета) с латеральными размерами порядка сотен нанометров. Такая морфология характерна для деформированных поверхностей СК с гексагональной решеткой. Она наблюдалась, например, после окисления GaSe [7] и для кристаллов VSe₂ после осаждения на них меди из паровой фазы [15]. Формирование зерен оксида на поверхности InSe происходит интенсивно в местах локализации поверхностных дефектов. Высота отдельных кристаллитов, определенная методом сечений (section analysis), не превышала 1 nm . Наибольшее отклонение массивов кристаллитов от базисной плоскости подложки по высоте составляло $\sim 7\text{--}8 \text{ nm}$, что соответствует значению четырех периодов решетки ($c = 16.7 \text{ \AA}$ для InSe [16]). Значение R_a при этом увеличилось до $\sim 0.422 \text{ nm}$.

На АСМ-изображении поверхности окисленного в течение 1 h InSe (рис. 1, *c*) латеральные размеры неокисленных участков уменьшаются. На поверхности образуется большое количество кристаллитов оксида (поверхностная плотность $\sim (6\text{--}8) \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$).

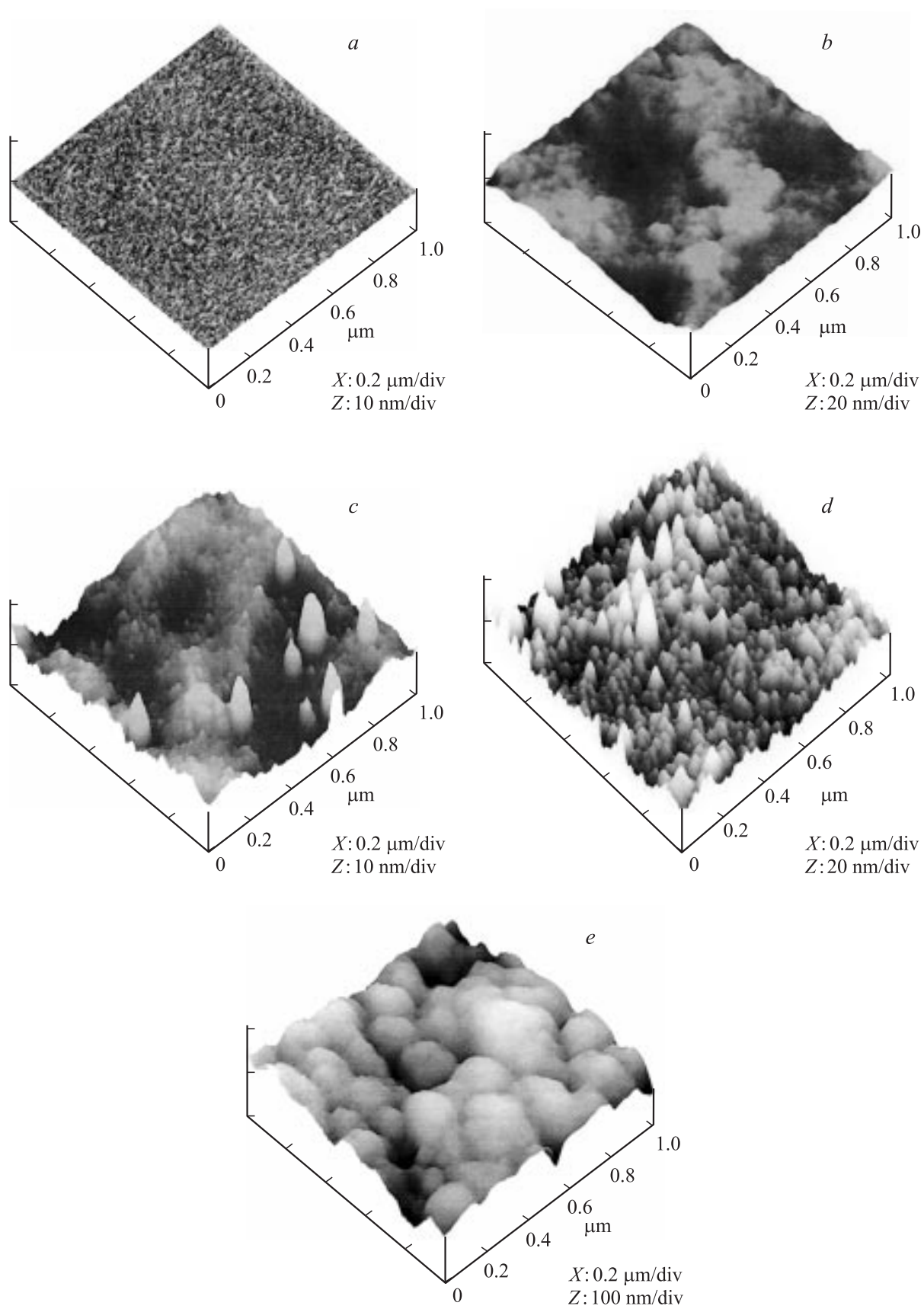


Рис. 1. АСМ-изображения неокисленной (a) и окисленной на протяжении 0.25 (b), 1 (c), 5 (d) и 20 h (e) поверхности InSe (0001).

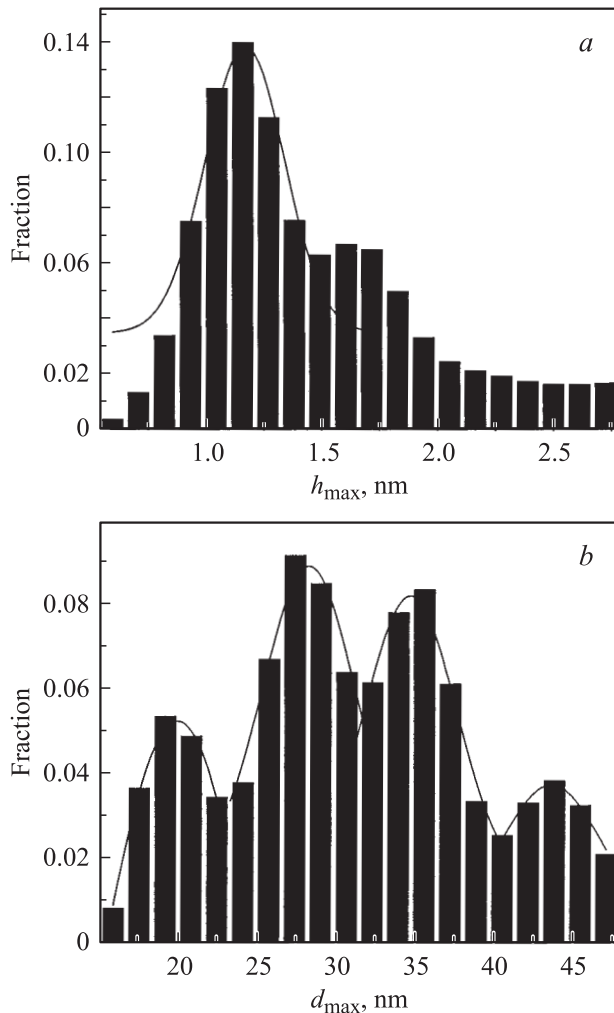


Рис. 2. Гистограммы распределения наноструктурных образований по высоте (а) и латеральным размерам (b) на поверхности InSe (0001), окисленной на протяжении 1 h.

Значение R_a составляет ~ 0.631 nm. Статистический анализ АСМ-изображения показывает, что высота подавляющего числа кристаллитов оксида находится в пределах 0.8–2.5 nm (рис. 2, а) (исключая отдельные „островки“ с высотой ~ 10 nm). Гистограмма распределения этих кристаллитов по латеральным размерам d (рис. 2, b) показывает наличие в общем ансамбле отдельных групп кристаллитов с размерами $d_1 = 19.2 \pm 10.7$ nm (среднеквадратичное отклонение $\sigma_{d1} \sim 56\%$), $d_2 = 27.4 \pm 5.74$ nm ($\sigma_{d2} \sim 21\%$), $d_3 = 35.6 \pm 5.44$ nm ($\sigma_{d3} \sim 15\%$), $d_4 = 43.8 \pm 6.23$ nm ($\sigma_{d4} \sim 14\%$). Для каждой из групп распределение описывается нормальным законом (сплошная линия на рис. 2). Наличие таких групп кристаллитов может быть связано с различным временем их зарождения на дефектной поверхности InSe и с особенностями протекания процессов рекристаллизации на этой поверхности. Особенности деформирования СК связаны с наличием межфазных границ (границ слоев), вблизи которых возможно торможение, отражение и поглощение дислокаций [17].

Аннигиляция дислокаций в таких системах связана со сдвигом отдельных слоев (или групп слоев) относительно друг друга в латеральной плоскости СК при достижении критических значений деформирующих напряжений. Такая особенность пространственно-временной эволюции системы взаимодействующих дислокаций при пластической деформации СК приводит к тому, что скопления дефектов зарождаются на их поверхности в различные моменты времени. Мы наблюдали образование поверхностных наноразмерных дефектов при термическом отжиге GaSe в вакууме в результате течения дислокаций по пирамидальным плоскостям скольжения при температуре выше 723 K [18]. Пластическое течение при этом сопровождалось сдвигом отдельных слоев в базовой плоскости (0001) GaSe и распространялось в глубину кристалла на определенное количество слоев от поверхности в зависимости от приложенной нагрузки. Поскольку упругие постоянные C_{11} и C_{12} , характеризующие модуль Юнга и коэффициент Пуассона, в плоскости слоя для InSe меньше, чем для GaSe, то селенид индия деформируется легче по сравнению с селенидом галлия. Пластическое течение в пирамидальных плоскостях при одинаковых условиях деформирования мы наблюдали в InSe при термическом отжиге в вакууме уже при температурах $T > 650$ K.

Формирование кристаллитов оксида на поверхности InSe (рис. 1, с) происходит также в результате процессов рекристаллизации. Они протекают особенно интенсивно в пластически деформированных материалах и приводят к возникновению новых неискаженных кристаллитов за счет деформированных. В результате таких процессов кристаллиты оксида приобретают размеры и форму, соответствующие их наибольшей термодинамической устойчивости. Действительно, кристаллиты In_2O_3 с кубической симметрией имеют форму трехгранной пирамиды. Такая равновесная форма характерна для нанокристаллов с кубической симметрией кристаллической решетки и ориентацией (111) в базовой плоскости (0001) GaSe. Она наблюдалась, например, при выращивании наноструктурных образований ZnSe на GaSe [4] и PbTe и SnTe на GaSe [18].

При увеличении времени окисления до 5 h на поверхности InSe (рис. 1, d) формируется достаточно однородный ансамбль кристаллитов In_2O_3 , который покрывает всю поверхность СК. В результате статистического анализа АСМ-изображения установлено, что поверхностная плотность кристаллитов меньше, чем на рис. 1, с, и составляет $\sim 4 \cdot 10^{10}$ cm $^{-2}$. Это означает, что при ограниченном доступе кислорода к поверхности InSe после завершения зарождения на ней кристаллитов In_2O_3 морфология поверхности определяется в основном процессами рекристаллизации. Как видно из гистограмм распределения кристаллитов In_2O_3 по геометрическим размерам (рис. 3, а, b) кристаллиты характеризуются значениями средней высоты $h = 5.2 \pm 2.44$ nm ($\sigma_h \sim 47\%$) и латерального размера $d = 50.6 \pm 7.2$ nm ($\sigma_d \sim 14\%$).

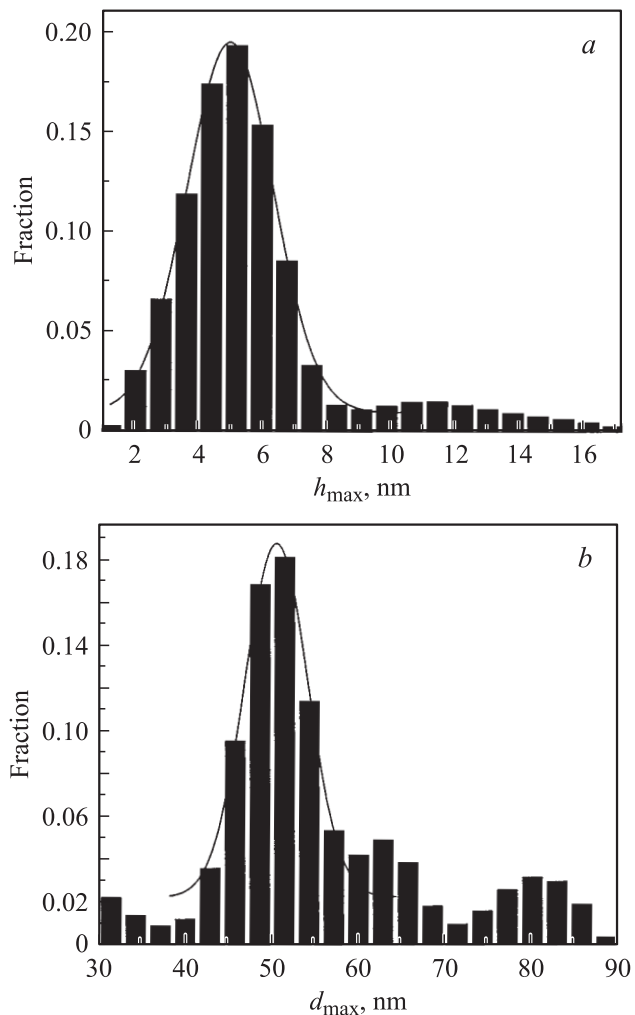


Рис. 3. Гистограммы распределения наноструктурных образований по высоте (а) и латеральным размерам (b) на поверхности InSe (0001), окисленной на протяжении 5 h.

После окисления на протяжении 20 h кристаллиты оксида приобретают куполообразную форму (рис. 1, e). В результате их коалесценции начинает формироваться сплошной слой оксида с эффективной толщиной ~ 50 nm.

Из анализа Фурье АСМ-изображений установлено, что начало упорядочения элементов поверхности наступает при времени окисления 1 h. Максимальное упорядочение элементов наблюдалось при окислении в течение 5 h. В этом случае гетерограница In_2O_3 –InSe сформирована в результате контакта СК и достаточно однородной системы кристаллитов оксида In_2O_3 , взаимодействующих между собой через подложку. Формирование этой гетерограницы происходит также под действием термически индуцированных напряжений, возникающих при охлаждении от температуры $T_1 = 693$ K до комнатной температуры T_2 . Период решетки изотропного кубического кристалла In_2O_3 составляет 10.11 \AA , линейный коэффициент термиче-

ского расширения равен $\alpha = 7.2 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ [19]. Для анизотропного кристалла γ -InSe значения коэффициентов термического расширения в базисной плоскости составляют $\alpha_a = (9.5 \pm 1) \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, а в направлении оси C $\alpha_c = (16.79 \pm 1.5) \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ [20]. Такое различие в коэффициентах термического расширения ($\Delta\alpha$) для In_2O_3 и InSe приводит к тому, что под действием термически индуцированных напряжений [8]

$$\sigma \sim \int_{T_1}^{T_2} \Delta\alpha(T) dT \quad (2)$$

происходит пластическая деформация InSe, которая может распространяться в базисной плоскости и в глубину кристалла InSe [18].

Упорядоченная наноразмерная гетерограница In_2O_3 –InSe может быть сформирована путем оптимизации технологических режимов: концентрации кислорода в камере, температуры окисления, режимов нагрева и охлаждения СК и времени окисления.

Фотоэлектрические свойства ГС In_2O_3 –InSe имеют свои особенности. На спектральном распределении относительной квантовой эффективности фототока таких структур при комнатной температуре в области энергии фотонов $h\nu$, меньших, чем энергия межзонных переходов ($E_g \sim 1.23$ eV), наблюдается резкий максимум, соответствующий экситонному поглощению (рис. 4). Увеличение фоточувствительности при $h\nu > 1.23$ eV свидетельствует о высокой эффективности сбора фотогенерированных на поверхности InSe носителей заряда и, следовательно, о малой поверхностной рекомбинации на гетерогранице окисел–полупроводник. При азотной температуре на спектральной характеристике $\eta = f(h\nu)$ для структуры, окисленной в течение 5 h, наблюдаются дополнительные экстремумы с меньшей интенсивностью

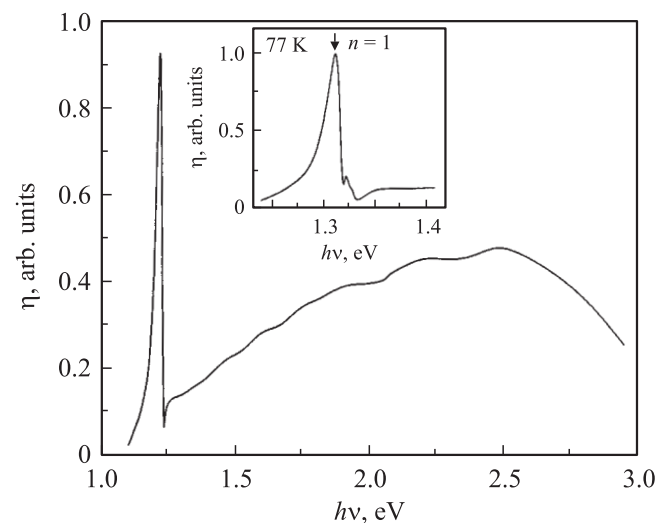


Рис. 4. Спектральное распределение фототока ГС In_2O_3 –InSe, окисленной на протяжении 5 h. $T = 295$ K. На вставке — экситонные максимумы этой структуры при 77 K.

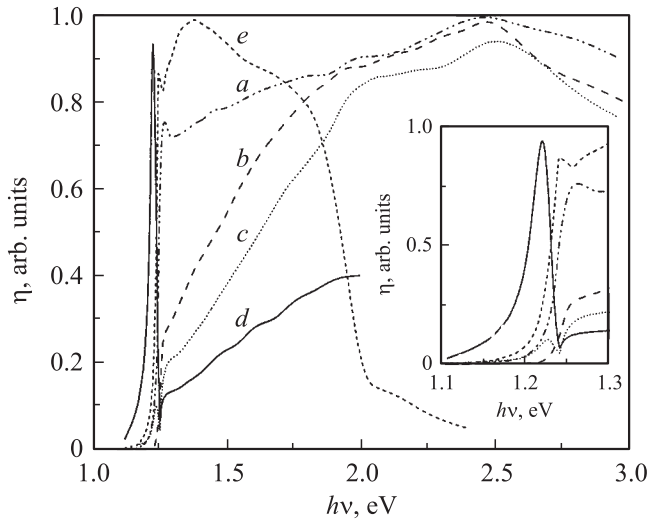


Рис. 5. Спектральное распределение фотоответа ГС $\text{In}_2\text{O}_3\text{-InSe}$, полученное при различной продолжительности окисления: 0 (a), 0.25 (b), 1 (c), 5 (d) и 20 h (e). На вставке показаны детальный ход кривых в области экситонного поглощения.

(рис. 4, вставка). Они расположены при больших энергиях, чем максимум экситонного поглощения ($n = 1$). Следует отметить, что тонкая структура экситонных спектров наблюдалась ранее при исследовании оптического поглощения в InSe только при температуре 1.6 К [21].

Динамика изменений спектрального распределения фотоответа ГС $\text{In}_2\text{O}_3\text{-InSe}$ представлена на рис. 5. Широкополосный спектр с коротковолновым спадом при $h\nu > 3.0$ eV характерен для структур со временем окисления 0–5 h (рис. 5, кривые a–d).

Фотопроводимость в СК в области экситонного поглощения осуществляется путем генерации электрон-дырочных пар, связывания электронов и дырок в экситоны и последующей их диссоциации на фонах и дефектах решетки. Большие значения этой фотопроводимости обычно связывают с высоким структурным совершенством кристаллов и малой концентрацией содержащихся в них примесей. Наличие примесей, преципитатов, скоплений дислокаций на поверхности слоев (планарных дефектов) приводит к уменьшению времени жизни фотовозбужденных носителей заряда и экситонов [22]. Уширение лоренцевой полосы экситонного поглощения в оптических спектрах возрастает с ростом температуры [23]:

$$\Gamma(T) = \Gamma(0) + \frac{\Gamma_{LO}}{\exp(\theta_{LO}/T) - 1}, \quad (3)$$

где первое слагаемое $\Gamma(0)$ описывает вклад в уширение кристаллических нарушений, деформаций и неионизированных примесей. Второе слагаемое в этой формуле описывает уширение экситонной полосы вследствие взаимодействия экситонов с продольными оптическими (LO) фонами. Величина Γ_{LO} характеризует уширение

при экситон-фонном взаимодействии, а θ_{LO} — температура Дебая LO -фона. Для InSe : $\Gamma_{LO} = 19 \pm 2$ meV, $\theta_{LO} = 262 \pm 10$ К [22]. Параметр уширения лоренцевой полосы связан с временем жизни экситона

$$\tau \sim \hbar/2\Gamma. \quad (4)$$

Для InSe он увеличивается от значения $\Gamma = 2$ meV при $T = 1.6$ К до 17.2 meV при $T = 293$ К [17]. Энергия связи экситона равна 14.5 meV при $k = 0$, поэтому экситонное поглощение в InSe наблюдается только при низких температурах (до 200 К) [21]. Увеличение интенсивности и уменьшение уширения полосы экситонного поглощения в спектрах оптического поглощения InSe , легированных редкоземельными элементами Er [22] и Dy [24], связывалось с уменьшением структурных дефектов в этих кристаллах и соответственно величины параметра $\Gamma(0)$. Однако вследствие наличия экситон-фонного взаимодействия экситонное поглощение в форме лоренцевой полосы при $T \cong 300$ К в этих кристаллах не наблюдалось.

Наличие экситонного пика в спектрах фоточувствительности ГС, полученных методом посадки на оптический контакт различных полупроводников и СК GaSe и InSe , обычно свидетельствует о малом количестве структурных нарушений на гетерогранице [25]. Фотопроводимость InSe в области экситонного поглощения при комнатной температуре мы наблюдали только на отдельных кристаллах, обладающих высоким структурным совершенством (рис. 5, кривая a). На начальных стадиях формирования кристаллитов оксида (рис. 1, b) происходит ухудшение поверхности селенида индия и экситонного пика в спектрах фотоответа не наблюдается (рис. 5, кривая b). Фоточувствительность в области экситонного поглощения наблюдается при появлении упорядочения элементов поверхности окисленного InSe (рис. 5, кривая c). Величина фоточувствительности в этой области возрастает при дальнейшем упорядочении распределения кристаллитов оксида на поверхности и улучшении их однородности по латеральным размерам, а максимум спектрального распределения при этом сдвигается в длинноволновую область оптического спектра (рис. 5, кривая d). Наличие такого интенсивного узкого пика фоточувствительности в области экситонного поглощения при комнатной температуре может быть связано с увеличением времени жизни экситонов вследствие уменьшения экситон-фотонного взаимодействия при трехмерном ограничении движения экситонов в наноразмерных областях [26,27]. В нашем случае такие области наноразмерной границы имеют средний латеральный размер ~ 50 nm, который превышает характерный размер экситона в InSe (диаметр экситона в InSe распространяется на 11.3 слоя и составляет ~ 9.5 nm).

В работе [10] показано, что центры рекомбинации экситонов в СК GaSe локализованы в базисных плоскостях, где собираются структурные дефекты. Спектр фотолуминесценции при пластическом течении деформации в базисной плоскости лежит в коротковолновой

области спектра и обуславливается распадом связанных экситонов. При пластическом течении деформации в пирамидальных плоскостях, когда разрываются сильные ковалентные связи внутри слоев, спектр фотолюминесценции GaSe смещался в длинноволновую область спектра. С точки зрения современных представлений о квантово-размерных эффектах в полупроводниках такой сдвиг может быть связан с ограничением латерального движения экситонов в ультратонких участках [28]. Такие участки образованы пересечением пирамидальных плоскостей течения деформации с тонкими слоями GaSe.

Наблюдаемые особенности в спектрах фотоответа ГС $\text{In}_2\text{O}_3\text{-InSe}$ с наноразмерной упорядоченной границей свидетельствуют об изменении генерационно-рекомбинационных процессов в этих структурах по сравнению с процессами, которые протекают в гетеропереходах со сплошным слоем оксида (рис. 5, кривая *e*). После начала формирования сплошной оксидной пленки (рис. 1, *e*) в результате перераспределения деформаций между оксидом и верхними слоями СК разрушается нанограница, происходит сдвиг слоев относительно друг друга в базисной плоскости и образование структурных дефектов в этой плоскости. Слабый по интенсивности экситонный пик смещается в коротковолновую область спектра, где он наблюдался для неокисленного селенида индия.

4. Заключение

Исследованы морфологические изменения поверхности (0001) InSe в процессе формирования оксидного слоя при постоянной температуре и различном времени окисления. Установлено, что возникновение оксидной фазы на наноразмерном масштабном уровне происходит в результате химических реакций, протекающих на пластически деформированной поверхности (0001) InSe. В результате последующего роста нанокристаллов оксида и процессов рекристаллизации в условиях деформационного взаимодействия между оксидным слоем и поверхностью слоистого кристалла сформирована упорядоченная наноразмерная гетерограница $\text{In}_2\text{O}_3\text{-InSe}$. Наблюдаемая высокая фоточувствительность в ГС $\text{In}_2\text{O}_3\text{-InSe}$ с такой гетерограницей в спектральной области экситонного поглощения при комнатной температуре может быть связана с квантово-размерными эффектами в этой гетеросистеме.

Список литературы

[1] А.И. Дмитриев, Г.В. Лашкарев, З.Д. Ковалюк, Г.В. Бекетов. Тез. докл. II Укр. наук. конф. з фізики напівпровідників УНКФН-2. Черновці–Вижниця, Україна (2004). С. 185.
 [2] K. Ueno, K. Sasaki, K. Saiki, A. Koma. Jpn. J. Appl. Phys. **38**, 511 (1999).
 [3] С.И. Драпак, А.П. Бахтинов, С.В. Гаврилюк, Ю.И. Прилуцкий, З.Д. Ковалюк. ФТТ **48**, 1515 (2006).

[4] E. Wisotzki, A. Klein, W. Jaegermann. Thin Solid Films **380**, 263 (2000).
 [5] Z.D. Kovalyuk, V.M. Katerynychuk, A.I. Savchuk, O.M. Sydor. Sci. Eng. B **109**, 252 (2004).
 [6] J. Martinez-Pastor, A. Segura, J.L. Valdés, A. Chevy. J. Appl. Phys. **62**, 1477 (1987).
 [7] О.А. Балитский. Mater. Lett. **60**, 594 (2006).
 [8] К. Рейви. Дефекты и примеси в полупроводниковом кремнии. Мир, М. (1984). 476 с.
 [9] J.C. Terhell. Progr. Cryst. Growth Charact. **7**, 55 (1983).
 [10] Г.А. Беленький, В.А. Гончаров, В.Д. Негрий, Ю.А. Осипьян, Р.А. Сулейманов. ФТТ **26**, 3144 (1984).
 [11] Н.А. Абдулаев. ФТТ **48**, 623 (2006).
 [12] S. Shigetomi, T. Ikari, N. Nishimura. Phys. Stat. Sol. (a) **185**, 341 (2001).
 [13] А.Ю. Завражнов, Д.Н. Турчен. Конденсированные среды и межфазные границы **1**, 190 (1999).
 [14] D.I. Bottomley, H. Omi, Y. Kobayashi, M. Uematsu, H. Kageshima, T. Ogino. Phys. Rev. B **66**, 035 301 (2003).
 [15] R. Adelung, F. Ernst, A. Scott, M. Tabib-Azar, L. Kipp, M. Skibowski, S. Hollensteiner, E. Spiecker, W. Jäger, S. Gunst, A. Klein, W. Jägermann, V. Zaporozhchenko, F. Faupel. Adv. Mater. **14**, 1056 (2002).
 [16] T. Ikari, S. Shigetomi, K. Nashimoto. Phys. Stat. Sol. (b) **111**, 477 (1982).
 [17] Т. Судзуки, Х. Ёсинага, С. Такеути. Динамика дислокаций и пластичность. Мир, М. (1989). 296 с.
 [18] А.П. Бахтинов, В.Н. Водопьянов, Е.И. Слынько, З.Д. Ковалюк, О.С. Литвин. Письма в ЖТФ **33**, 80 (2007).
 [19] Физико-химические свойства оксидов / Под ред. Г.В. Самсонова. Металлургия, М. (1978). 472 с.
 [20] В.Н. Каминский, З.Д. Ковалюк, В.П. Михальченко. УФЖ **29**, 240 (1984).
 [21] J. Camassel, P. Merle, H. Mathieu, A. Chevy. Phys. Rev. B **17**, 4718 (1978).
 [22] B. Abay, H.S. Güder, H. Efeoglu, Y.K. Yogurtçu. J. Phys. D: Appl. Phys. **32**, 2942 (1999).
 [23] P. Lautenschlager, M. Garriga, S. Logothetidis, M. Cardona. Phys. Rev. B **35**, 9174 (1987).
 [24] B. Gürbulak. Solid State Commun. **109**, 665 (1999).
 [25] А.А. Лебедев, А.А. Лебедев, В.Ю. Рудь, Ю.В. Рудь. ФТП **32**, 326 (1998).
 [26] N.N. Ledentsov, I.L. Krestnikov, M.V. Maximov, S.V. Ivanov, S.L. Sorokin, P.S. Kop'ev, Zh.I. Alferov, D. Bimberg, C.M. Sotomayor Torres. Appl. Phys. Lett. **69**, 1343 (1996).
 [27] R. Nötzel, N.N. Ledentsov, L. Däweritz, M. Hohenstein, K. Ploog. Phys. Rev. Lett. **67**, 3812 (1991).
 [28] I.L. Krestnikov, N.N. Ledentsov, A. Hoffman, D. Bimberg. Phys. Stat. Sol. (a) **183**, 207 (2001).