

ВЫРАЩИВАНИЕ ПЛЕНОК ТВЕРДОГО РАСТВОРА (Si₂)_{1-x}(ZnSe)_x (0 ≤ x ≤ 0,01) И ИССЛЕДОВАНИЕ ИХ СТРУКТУРНЫХ И ФОТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

A.C. Саидов¹, Ш.Н. Усмонов¹, М.У. Каланов², К.А. Амонов¹

¹Физико-технический институт НПО «Физика-Солнца» АН РУз
Ташкент, Узбекистан, 100084, ул. Г. Мавлянова, д. 2Б
Тел.: (+998-71)-235-41-04, e-mail: amin@uzsci.net, sh_usmonov@rambler.ru
²Институт ядерной физики АН РУз
Ташкент, Узбекистан, **улица, дом**
Тел.: (+998-71) 289-26-74

Заключение совета рецензентов: 18.09.13 Заключение совета экспертов: 23.09.13 Принято к публикации: 28.09.13

Методом жидкофазной эпитаксии из ограниченного объема оловянного раствора-расплава выращивались эпитаксиальные слои твердого раствора (Si₂)_{1-x}(ZnSe)_x (0 ≤ x ≤ 0,01) *n*-типа проводимости на Si подложках. Исследованы структура эпитаксиальной пленки и спектральные зависимости fotocувствительности гетероструктур *pSi-n*(Si₂)_{1-x}(ZnSe)_x (0 ≤ x ≤ 0,01). Показано, что эпитаксиальная пленка (Si₂)_{0,09}(ZnSe)_{0,01} имеет совершенную монокристаллическую структуру с ориентацией (111) с размером субкристаллитов 52 нм. Наблюдается сдвиг края fotocувствительности гетероструктуры *pSi-n*(Si₂)_{1-x}(ZnSe)_x (0 ≤ x ≤ 0,01) в коротковолновую сторону по сравнению с *pSi-n*Si структурами.

Ключевые слова: полупроводник, рентгенограмма, твердые растворы, жидкофазная эпитаксия, спектральная fotocувствительность.

GROWING SOLID SOLUTION (Si₂)_{1-x}(ZnSe)_x (0 ≤ x ≤ 0.01) FILMS AND RESEARCH OF THEIR STRUCTURAL AND PHOTOELECTRICAL PROPERTIES

A.S. Saidov¹, Sh.N. Usmonov¹, M.U. Kalanov², K.A. Amonov¹

¹Physical-Technical Institute of Scientific Production Association "Physics-Sun" of the Academy of Sciences of the Republic of Uzbekistan
2B Mavlyanov str., Tashkent, 100084, Uzbekistan
Tel.: (+998-71) 235-41-04, e-mail: amin@uzsci.net, sh_usmonov@rambler.ru
²Institute of Nuclear Physics of the Academy of Sciences of the Republic of Uzbekistan
улица, дом Tashkent, 100214, Uzbekistan
Тел.: (+998-71) 289-26-74

Referred: 18.09.13 Expertise: 23.09.13 Accepted: 28.09.13

Epitaxial layers of the solid solution (Si₂)_{1-x}(ZnSe)_x (0 ≤ x ≤ 0.01) *n*-type conductivity were grown on Si substrates by liquid phase epitaxy from limited volume of tin solution-melting. The structure of the epitaxial films and the spectral dependence of photosensitivity of heterostructures *pSi-n*(Si₂)_{1-x}(ZnSe)_x (0 ≤ x ≤ 0.01) were researched. It is shown that the epitaxial film (Si₂)_{0,09}(ZnSe)_{0,01} has perfect monocrystal structure of (111) orientation with the size of subcrystallites 52 nm. A replace of the photosensitivity of the heterostructure *pSi-n*(Si₂)_{1-x}(ZnSe)_x (0 ≤ x ≤ 0.01) toward shorter wavelengths (compared with *pSi-n*Si structures) was observed.

Keywords: semiconductor, X-radiogram, solid solution, liquid phase epitaxy, spectral photosensitivity.



*Амин Сафарбаевич
Саидов*

Сведения об авторе: гл. научный сотрудник ФТИ НПО «Физика-Солнце» АН Республики Узбекистан, д-р физ.-мат. наук, профессор, лауреат Госпремии Республики Узбекистан (2007).

Область научных интересов: взаимодействие примесей в алмазоподобных полупроводниках и физические основы выращивания кремния, арсенида галлия, алюминия-арсенида галлия, высокоомных, однородных и варизонных твердых растворов IV_{1-x}IV_x, (IV₂)_{1-x}(A³B⁵)_x, (IV₂)_{1-x}(A²B⁶)_x, (IV₂)_{1-x-y}(A³B⁵)_x(A²B⁶)_y, а также гетероструктур на их основе. Вопросы растворимости в многокомпонентных растворах и технологии полупроводниковых материалов твердых растворов: Si-Ge, Al-GaAs, Ge-GaAs, Si-GaP, Ge-InP, Ge-CdTe, Ge-ZnSe, GaAs-ZnSe, Sn-InSb, Ge-Sn, Si-Sn, а также гомо-, гетероструктур и приборов на их основе. Им теоретически обоснованы и синтезированы новые классы полупроводниковых варизонных непрерывных твердых растворов: 1 класс IV_{1-x}IV_x: Si_{1-x}Ge_x, Si_{1-x}Sn_x, Ge_{1-x}Sn_x; 2 класс (IV₂)_{1-x}(A³B⁵)_x: (Ge₂)_{1-x}(GaAs)_x, (Si₂)_{1-x}(GaP)_x, (Ge₂)_{1-x}(InP)_x, (Sn₂)_{1-x}(InSb)_x, (Si₂)_{1-x}(GaSb)_x; 3 класс (IV₂)_{1-x-y}(A³B⁵)_x(A²B⁶)_y: (Ge₂)_{1-x-y}(CdTe)_x, (Ge₂)_{1-x}(ZnSe)_x, (Si₂)_{1-x}(ZnS)_x, (Si₂)_{1-x}(CdS)_x, (Si₂)_{1-x}(ZnSe)_x; 4 класс (IV₂)_{1-x-y}(A³B⁵)_x(A²B⁶)_y: (Ge₂)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y, (ZnSe)_{1-x-y}(Si₂)_x(GaP)_y.

Публикации: 2 монографии, более 250 статей и 36 изобретений.



Шукрулло
Негматович
Усмонов

Сведения об авторе: канд. физ.-мат. наук., старший научный сотрудник ФТИ НПО “Физика-Солнце” АН РУз.

Область научных интересов: фотоэлектрические, примесноевольтаические явления в полупроводниках и полупроводниковых структурах; взаимодействие примесей в алмазоподобных полупроводниках.

Публикации: более 45.

ФОТО

Махмуд Умарович
Каланов

Сведения об авторе: зав. лабораторией фазовых переходов ИЯФ АН республики Узбекистан; канд. физ.-мат. наук.

Образование: физический факультет Московского областного педагогического института.

Область научных интересов: рентгенография- и нейтронография, фазовые переходы, в том числе и радиационно-индуцированные в полупроводниках, сплавов внедрения и замещения и высокотемпературных сверхпроводниках.

Публикации: более 150.



Кобил Аирафович
Амонов

Сведения об авторе: аспирант Физико-технического института НПО “Физика-Солнце” АН РУз.

Область научных интересов: фотоэлектрические эффекты в полупроводниках и полупроводниковых структурах; взаимодействие примесей в алмазоподобных полупроводниках.

Публикации: 6.

Введение

Поиск и исследование доступных тонкопленочных полупроводниковых материалов с широкими функциональными и эксплуатационными возможностями представляет как фундаментальный, так и практический интерес. Соединения A^2B^6 и A^3B^5 и их твердые растворы (ТР) считаются основными материалами для создания на их основе полупроводниковых приборов широкого класса. Ряд таких материалов можно значительно расширить, используя их ТР замещения элементарными полупроводниками – $(C_2^4)_{1-x}(A^2B^6)_x$ и $(C_2^4)_{1-x}(A^3B^5)_x$. Принципиальная возможность получения таких ТР была показана в работах [1-5]. В данной работе приводятся результаты исследования по выращиванию, структурным и некоторым электрофизическим свойствам ТР $(Si_2)_{1-x}(ZnSe)_x$.

Теоретический анализ

Наш подход к возможности образования ТР замещения на основе Si_2 и $ZnSe$ связан с условиями образования ТР замещения, основанных на молекулярно-статистических и кристаллохимических представлениях [6, 7]:

$$\Delta z = \sum_{i=1} z_i^m - \sum_{i=1} z_i^n = 0; \quad (1)$$

$$\Delta r = \left| \sum_{i=1} r_i^m - \sum_{i=1} r_i^n \right| \leq 0,1 \sum_{i=1} r_i^m, \quad (2)$$

где z_i^m и z_i^n – валентности; r_i^m и r_i^n – ковалентные радиусы атомов растворяющего m и растворимого n химического элемента или элементов, образующих молекулы растворяющего m и растворимого n соединений соответственно; $i = 1, 2, 3, 4$.



Условие (1) предусматривает электронейтральность растворяемых химических элементов или соединений в растворяющем полупроводниковом материале. Условие (2) предусматривает близость геометрических параметров растворяющего m и растворимого n соединений, исключающих возникновение значительных искажений кристаллической решетки в ТР. Когда отличие суммы ковалентных радиусов атомов молекул раствор образующих компонентов больше, чем 10%, образование ТР этих компонентов незначительно.

Как известно, ZnSe и Si_2 изовалентны и для них выполняется условие электронейтральности (1):

$$z_{\text{Zn}} + z_{\text{Se}} = z_{\text{Si}} + z_{\text{Si}}. \quad (3)$$

Отличие суммы ковалентных радиусов атомов молекул ZnSe и Si_2 составляет

$$\Delta r = |(r_{\text{Zn}} + r_{\text{Se}}) - (r_{\text{Si}} + r_{\text{Si}})| = |2,45 \text{ \AA} - 2,34 \text{ \AA}| = 0,11 \text{ \AA}, \quad (4)$$

что не больше, чем 4,7%; следовательно, они удовлетворяют условию образования ТР замещения (2), их взаимное замещение не сильно деформирует кристаллическую решетку. Наличие на фронте кристаллизации молекулярных образований Si_2 и ZnSe способствует квазимолекулярному замещению в твердой фазе $\text{ZnSe} \rightarrow \text{Si}_2$, предполагающему обязательное существование пар Si-Si и Zn-Se при любом значении x в виде $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$. Замещение двух атомов Si_2 двумя атомами молекулы ZnSe в кристаллической решетке приводит к количественному изменению сил взаимодействия между ближайшими соседями, но при этом ковалентно-тетраэдрический характер связи в кристаллической решетке остается (рис. 1). ТР замещения в виде $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ представляет собой стабильную фазу, однако возможно возникновение локальных микронапряжений ростового характера и небольшого значения энергии упругих искажений кристаллической решетки.

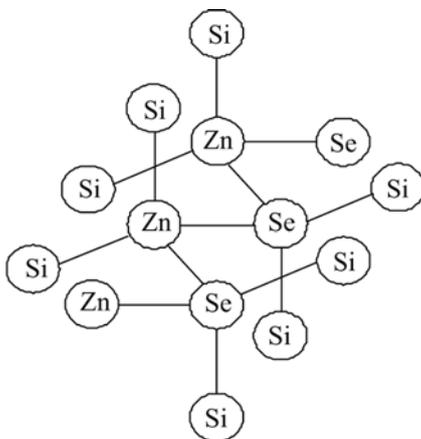


Рис. 1. Пространственная конфигурация тетраэдрических связей твердого раствора замещения $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$

Fig. 1. The spacial configuration of the tetrahedral bonds of substitutional solid solution $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$

Методика эксперимента

ТР $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ выращивались методом жидкофазной эпитаксии из ограниченного объема Sn раствора-расплава принудительным охлаждением в атмосфере очищенного палладием водорода. Состав раствора-расплава был получен на основе результатов предварительных опытов по исследованию растворимости Si и ZnSe в Sn и литературных данных [8, 9]. Для выращивания эпитаксиальных слоев нами был использован кварцевый реактор вертикального типа с горизонтально расположенными подложками. В качестве подложек были использованы пластинки Si с ориентацией (111) диаметром 20 мм и толщиной ~ 400 мкм.

В начальный момент роста пленки из раствора-расплава происходит кристаллизация Si слоя, поскольку при выбранной температуре эпитаксии раствор является насыщенным по отношению к Si . При более низких температурах создаются условия для выращивания ТР $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$. Переходная область, расположенная между подложкой и эпитаксиальной пленкой, представляет собой вариционный слой с изменяющимся составом. Разница между параметрами решеток первого кристаллизующего слоя ТР и подложки появляется из-за того, что первый выращиваемый слой ТР состоит из $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, в котором $x > 0$, а подложка – из Si . С ростом следующих эпитаксиальных слоев эта разница уменьшается за счет того, что атомные слои по содержанию x отличаются между собой незначительно. В результате упругой деформации образующегося слоя, берущего на себя роль подложки, происходит снижение суммарной энергии системы. При кристаллизации следующего слоя без изменения параметра решетки эта энергия оказывается меньше, чем на начальной стадии процесса. Изменяя условия режима роста, можно управлять совершенством гетерограницы.

Образцы выращивались при различных значениях параметров жидкостной эпитаксии. Варьировались состав раствора-расплава, начало температуры кристаллизации от $T_s = 800$ до 1100 °C, скорость охлаждения раствора-расплава $v =$ от 0,5 до 7,5 град/мин, расстояние между верхними и нижними подложками $\delta =$ от 0,25 до 2,5 мм. Эпитаксиальные слои с зеркально гладкими поверхностями и наилучшими параметрами выращивались при $T_s = 1000$ °C, $v =$ 0,85–1 град/мин, $\delta =$ 0,65–1 мм. Скорость кристаллизации слоев составляла 0,12–0,20 мкм/мин. В зависимости от режима роста толщина пленок составляла 5–15 мкм. Выращенные слои имели электронный тип проводимости с концентрацией $n = 10^{15} \text{ см}^{-3}$, удельным сопротивлением $\rho = 5,5$ Ом·см и холловской подвижностью $\mu_x = 1068 \text{ см}^2/(\text{В}\cdot\text{с})$ при комнатной температуре.



Результаты и их обсуждение

Исследования химического состава поверхности и скола выращенных слоев на рентгеновском микроанализаторе «Jeol» JSM 5910 LV-Japan показали, что слои $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ не содержат металлических включений, распределение компонентов по поверхности слоя однородное, а в объеме изменяется в пределах $0 \leq x \leq 0,01$. Поверхность пленки представляет собой твердый раствор состава $(\text{Si}_2)_{0,99}(\text{ZnSe})_{0,01}$.

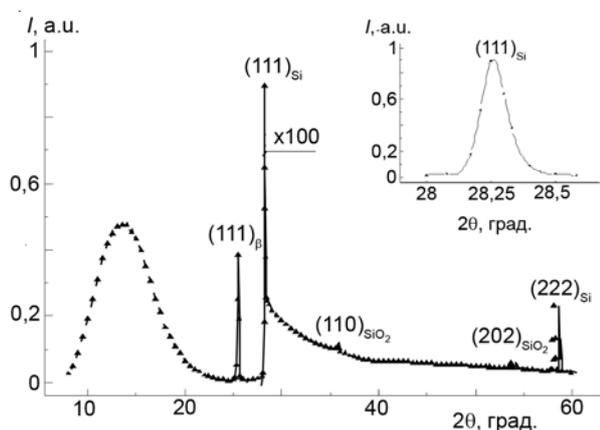


Рис. 2. Рентгенограмма Si подложки. На вставке – форма структурного рефлекса $(111)_{\text{Si}}$ в расширенном масштабе
Fig. 2. X-radiogram of Si substrate. The inset shows the structural form of the reflex $(111)_{\text{Si}}$ in an enlarged scale

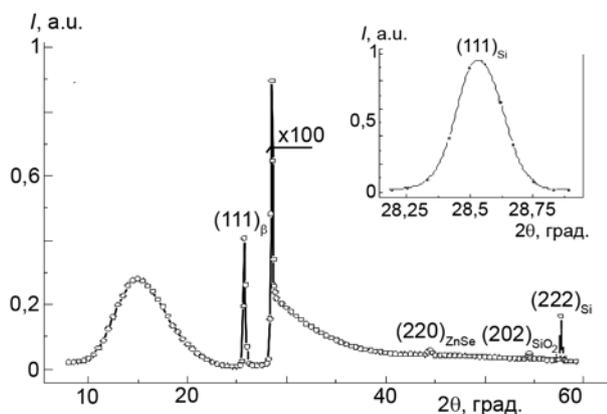


Рис. 3. Рентгенограмма эпитаксиальной пленки твердого раствора $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ ($0 \leq x \leq 0,01$). На вставке – форма структурного рефлекса $(111)_{\text{Si}}$ в расширенном масштабе
Fig. 3. X-radiogram of epitaxial films of the solid solution $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ ($0 \leq x \leq 0,01$). The inset shows the structural form of the reflex $(111)_{\text{Si}}$ in an enlarged scale

Кристаллическое совершенство и параметр решетки ТР изучены рентгенодифрактометрическим методом на установке ДРОН-3М (CuK_α – излучение, $\lambda = 0,15418$ нм) по схеме ω - 2θ с монохроматором из совершенного кристалла кремния (отражение (111), $\text{FWHM} = 6,2''$). На рис. 2 и 3 приведены рентгенодифрактограммы Si подложки и эпитаксиальной пленки $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ ($0 \leq x \leq 0,01$) соответственно, на которых присутствуют несколько структурных

рефлексов селективного характера над уровнем неупругого фона. Анализ рентгенограммы показывает, что подложка кремниевая монокристаллическая с ориентацией (111). Размеры блоков подложки ~ 57 нм. Она содержит примесную фазу SiO_2 с весовой концентрацией меньше, чем 1 вес. %, с ориентациями кристаллитов (110) и (202). Размеры кристаллитов этой фазы ~ 36 нм. Параметр решетки подложки составил $a_{\text{Si}} = 5,441$ Å.

Полученная эпитаксиальная пленка также монокристаллическая с ориентацией (111) и размерами блоков ~ 52 нм. В эпитаксиальной пленке примесная фаза SiO_2 также присутствует, но только с ориентацией кристаллитов (202). В рентгенограмме еще присутствует другой селективный рефлекс (220) от фазы ZnSe. Интенсивный рефлекс (111) от фазы ZnSe по угловому положению совпадает с основным рефлексом (111) подложки, в силу чего разделить их было невозможно. По рефлексу (220) был определен параметр решетки фазы ZnSe, он составил $a_{\text{ZnSe}} = 5,692$ Å, что несколько больше, чем табличное значение (5,661 Å). Форма основного рефлекса (111) подложки и пленки синглетная, но симметричная (вставки на рис. 2 и 3), что свидетельствует о наличии равномерно распределенных микроискажений в их решетках. Следовательно, полученная пленка представляет собой ТР замещения $(\text{Si})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$. Микроискажения в кремниевой решетке эпитаксиальной пленки вызваны различием ковалентных радиусов кремния ($r_{\text{Si}} + r_{\text{Si}} = 2,34$ Å) и селенида цинка ($r_{\text{Zn}} + r_{\text{Se}} = 2,45$ Å), расположенных в узлах замещения.

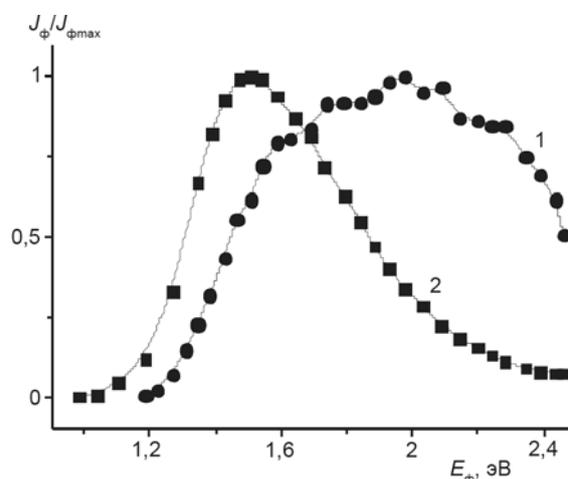


Рис. 4. Зависимости отношения фототока короткого замыкания к его максимальному значению для гетероструктуры $p\text{Si}-n(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ ($0 \leq x \leq 0,01$) (1) и контрольной структуры $p\text{Si}-n\text{Si}$ (2) от энергии фотонов
Fig. 4. Ratio of short-circuit photocurrent to its maximum value for the heterostructure $p\text{Si}-n(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ ($0 \leq x \leq 0,01$) (1) and that for the control structure of $p\text{Si}-n\text{Si}$ (2) of the photon energy

Для исследования спектральной зависимости фоточувствительности ТР $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ были изготовлены гетероструктуры $p\text{Si}-n(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ ($0 \leq x \leq 0,01$) с толщиной эпитаксиального слоя ~ 10 мкм. Для срав-



нения также были исследованы стандартные кремниевые $p\text{Si}-n\text{Si}$ структуры. На рис. 4 показаны зависимости отношения фототока короткого замыкания к его максимальному значению ($J_{\phi}/J_{\phi, \max}$) исследованных структур от энергии фотонов (E_{ϕ}), падающих на лицевую поверхность образцов. Из рис. 4 видно, что спектральная область fotocувствительности гетероструктуры $p\text{Si}-n(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ ($0 \leq x \leq 0,01$) (кривая 1) сдвинута в коротковолновую сторону по сравнению с кремниевой $p\text{Si}-n\text{Si}$ структурой (кривая 2), что свидетельствует об увеличении ширины запрещенной зоны (E_g) ТР по сравнению с E_g кремния. На основе кривых спектральной fotocувствительности была оценена E_g ТР $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ ($0 \leq x \leq 0,01$), которая составляла $E_{g, \text{SiZnSe}} \approx 1,24$ эВ.

Зависимость $J_{\phi}/J_{\phi, \max}$ от E_{ϕ} гетероструктуры $p\text{Si}-n(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ ($0 \leq x \leq 0,01$) начинает резко возрастать с энергии фотонов 1,18–1,46 эВ и достигает своего максимального значения при $E_{\phi} = 1,97$ эВ. После чего она уменьшается. В этой области зависимости $J_{\phi}/J_{\phi, \max}$ от E_{ϕ} четко наблюдаются изгиб в интервале энергии фотонов 1,58–1,63 эВ и 2,14–2,28 эВ, полка в интервале 1,74–1,84 эВ, а также максимумы при 1,97 и 2,1 эВ, которые, вероятно, обусловлены различным составом твердого раствора $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ по глубине эпитаксиального слоя. Подъем fotocувствительности структуры при энергиях фотонов

$E_{\phi} \geq 2,2$ эВ, по-видимому, обусловлен Zn-Se связями, находящимися в узлах тетраэдрической решетки ТР в окружении кремния (рис. 1). Как известно, энергия ионизации Zn-Se связи в материале ZnSe, выражаемая шириной запрещенной зоны селенида цинка, составляет 2,7 эВ, однако когда молекула ZnSe замещает два атома Si в тетраэдрической решетке кремния, ковалентная связь Zn-Se ослабевает под влиянием окружающих ее атомов Si. В ТР $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ молярное содержание молекул ZnSe составляет $\sim 10^{20} \text{ см}^{-3}$, следовательно, подъем чувствительности гетероструктуры $p\text{Si}-n(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ при энергиях фотонов $E_{\phi} \geq 2,2$ эВ обусловлен Zn-Se связями.

Заключение

Таким образом, выращенные эпитаксиальные слои ТР $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ ($0 \leq x \leq 0,01$) из оловянной жидкой фазы являются совершенными монокристаллами с ориентацией (111) и размером субкристаллитов ~ 52 нм. Гетероструктуры на основе ТР $p\text{Si}-n(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ ($0 \leq x \leq 0,01$) имеют широкий диапазон чувствительности – от 1,2 до 2,6 эВ. ТР $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ ($0 \leq x \leq 0,01$) могут быть применены как фотоактивные области оптоэлектронных приборов, работающих в ближней инфракрасной и видимой области спектра излучения.

Список литературы

1. Саидов А.С., Кошчанов Э.А., Раззаков А.Ш. О возможности улучшения структурного совершенства новых гетеропар $\text{GaAs}-(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $\text{Ge}-(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $\text{GaP}-(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $\text{Si}-(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ // Письма в ЖТФ. 1998. Т. 24, вып. 2. С. 12-16.
2. Saidov A.S., Razzakov A., Risaeva V., Koshchanov E. Liquid-phase epitaxy of solid solutions $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ // Minerals Chemistry and Physics. 2001. Vol. 68. P. 1-6.
3. Саидов А.С., Усмонов Ш.Н., Холиков К.Т., Сапаров Д. Получение и исследование непрерывного твердого раствора $(\text{Si}_2)_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs})_y$ // Письма в ЖТФ. 2007. Т. 33, вып. 16. С. 59-64.
4. Усмонов Ш.Н., Саидов А.С., Лейдерман А.Ю., Сапаров Д., Холиков К.Т. Возможность получения пленок $(\text{GaSb})_{1-x}(\text{Si}_2)_x$ на кремниевых подложках методом жидкофазной эпитаксии // ФТП. 2009. Т. 43, вып. 8. С. 1131-1136.
5. Саидов А.С., Саидов М.С., Усмонов Ш.Н., Асатова У.П. Выращивание пленок $(\text{InSb})_{1-x}(\text{Sn}_2)_x$ на арсенид-галлиевых подложках методом жидкофазной эпитаксии // ФТП. 2010. Т. 44, вып. 7. С. 970-977.
6. Саидов М.С. Кремниевые твердые растворы и возможности их применения в каскадных солнечных элементах // Гелиотехника. 1997. № 5-6. С. 57-67.
7. Saidov M.S. Possible Semiconductor Continuous Solid Solutions for Thermophotovoltaic Cells // Applied Solar Energy. 1999. Vol. 35, No. 3. P. 48-53.
8. Андреев В.М., Долгинов Л.М., Третьяков Д.Н. Жидкостная эпитаксия в технологии полупроводниковых приборов. М.: Советское радио, 1975.
9. Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов. М.: Металлургиздат, 1962.

References

1. Caidov A.S., Koščanov È.A., Razzakov A.Š. O možnosti ulučeniã strukturnogo soveršenstva novyh getepar $\text{GaAs}-(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $\text{Ge}-(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $\text{GaP}-(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $\text{Si}-(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ // Pis'ma v ŽTF. 1998. T. 24, vyp. 2. S. 12-16.
2. Saidov A.S., Razzakov A., Risaeva V., Koshchanov E. Liquid-phase epitaxy of solid solutions $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ // Minerals Chemistry and Physics. 2001. Vol. 68. P. 1-6.
3. Saidov A.S., Usmonov Š.N., Holikov K.T., Saparov D. Polučenie i issledovanie nepreryvnogo tverdogo rastvora $(\text{Si}_2)_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs})_y$ // Pis'ma v ŽTF. 2007. T. 33, vyp. 16. S. 59-64.
4. Usmonov Š.N., Saidov A.S., Lejderman A.Û., Saparov D., Holikov K.T. Vozmožnost' polučeniã plenok $(\text{GaSb})_{1-x}(\text{Si}_2)_x$ na kremnievyyh podložkah metodom židkofaznoj èpitaksii // FTP. 2009. T. 43, vyp. 8. S. 1131-1136.
5. Saidov A.S., Saidov M.S., Usmonov Š.N., Asa-tova U.P. Vyrãšivanie plenok $(\text{InSb})_{1-x}(\text{Sn}_2)_x$ na arsenid-gallievyh podložkah metodom židkofaznoj èpitaksii // FTP. 2010. T. 44, vyp. 7. S. 970-977.
6. Saidov M.S. Kremnievye tverdye rastvory i vozmožnosti ih primeneniã v kaskadnyh solnečnyh èlementah // Geliotehnika. 1997. № 5-6. S. 57-67.
7. Saidov M.S. Possible Semiconductor Continuous Solid Solutions for Thermophotovoltaic Cells // Applied Solar Energy. 1999. Vol. 35, No. 3. P. 48-53.
8. Andreev V.M., Dolginov L.M., Tret'ãkov D.N. Židkostnaã èpitaksiã v tehnologii poluprovodnikovyyh priborov. M.: Sovetskoe radio, 1975.
9. Hansen M., Anderko K. Struktury dvojnyh splavov. M.: Metallurgizdat, 1962.

Транслитерация по ISO 9:1995

