

06;12

О возможности улучшения структурного совершенства новых гетеропар

**GaAs–(Ge₂)_{1–x}(ZnSe)_x, Ge–(Ge₂)_{1–x}(ZnSe)_x,
GaP–(Ge₂)_{1–x}(ZnSe)_x, Si–(Ge₂)_{1–x}(ZnSe)_x**

© А.С. Саидов, Э.А. Кошчанов, А.Ш. Раззаков

Физико-технический институт НПО "Физика–Солнце" АН РУз, Ташкент

Поступило в Редакцию 30 апреля 1997 г.

На основе морфологических исследований, а также изучения растровых картин и дифракционных спектров гетероструктур GaAs–(Ge₂)_{1–x}(ZnSe)_x, Ge–(Ge₂)_{1–x}(ZnSe)_x, GaP–(Ge₂)_{1–x}(ZnSe)_x, Si–(Ge₂)_{1–x}(ZnSe)_x показано, что кристаллическое совершенство указанных структур зависит от подбора условий жидкофазной эпитаксии. Показано, что зеркально-гладкие эпитаксиальные слои (Ge₂)_{1–x}(ZnSe)_x с наименьшими напряжениями можно получить на подложках GaAs (100) и Ge (111).

Поскольку пригодность для практического применения той или иной гетероструктуры прежде всего определяется ее кристаллическим совершенством, то изучение дефектообразования в полученных гетеропереходах как в области гетерограницы, так и в объеме эпитаксиального слоя является одним из важных этапов в технологии полупроводниковых приборов.

В настоящем сообщении приводятся результаты исследований структурного совершенства гетеропереходов GaAs–(Ge₂)_{1–x}(ZnSe)_x, Ge–(Ge₂)_{1–x}(ZnSe)_x, GaP–(Ge₂)_{1–x}(ZnSe)_x, Si–(Ge₂)_{1–x}(ZnSe)_x в зависимости от условий их изготовления. Исследуемые гетеропереходы были получены впервые нами выращиванием эпитаксиальных слоев твердых растворов (Ge₂)_{1–x}(GaAs)_x из оловянного раствора-расплава, ограниченного двумя горизонтально расположенными подложками, методом принудительного охлаждения [1]. Подложками служили монокристаллические пластины GaAs, Ge, GaP, Si, ориентированные по направлениям (111) и (100).

Предварительные эксперименты показали, что те "особые условия", которые предъявляются к раствору-расплаву при выращивании твердых

растворов класса $(C_2^{IV})_{1-x}(A^{III}B^V)_x$ [2,3], необходимо создать и при выращивании твердых растворов класса $(C_2^{IV})_{1-x}(A^{II}B^{VI})_x$. Поэтому процессу роста слоев указанных твердых растворов предшествовал тщательный подбор соответствующего растворителя, состава раствора-расплава, температурного интервала роста, а также предварительные эксперименты по растворимости ZnSe в многокомпонентной жидкой фазе. Морфологические исследования скола структур и поверхности эпитаксиальных слоев, которые производились при помощи металлографического микроскопа МИМ-8М, показали, что зеркально-гладкие эпитаксиальные слои $(Ge_2)_{1-x}(ZnSe)_x$ растут на подложках GaAs, ориентированных по направлению (100), и на подложках Ge, ориентированных по направлению (111). Как и следовало ожидать (поскольку несоответствие решеток составляет 4%), получить сплошные эпитаксиальные слои $(Ge_2)_{1-x}(ZnSe)_x$ удовлетворительного качества на подложках GaP не удалось. При температуре начала эпитаксии $T_{н.к.} = 660^\circ\text{C}$ на GaP получены только островки роста. Хотя с увеличением температуры начала эпитаксии островки роста сливались между собой, образуя сплошной слой, однако такие слои имели матовую поверхность и множество трещин. Такая же ситуация наблюдалась и при попытке вырастить слои твердых растворов $(Ge_2)_{1-x}(ZnSe)_x$ на подложках из кремния.

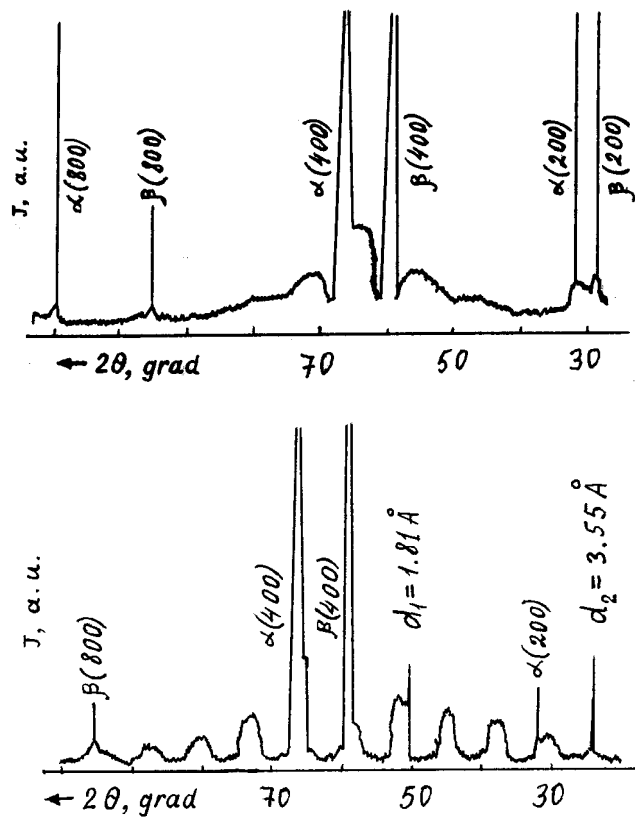
Качества эпитаксиальных слоев $(Ge_2)_{1-x}(ZnSe)_x$, выращиваемых на подложках GaAs и Ge, зависело также от скорости принудительного охлаждения, значение которой варьировалось в интервале 1–5 grad/min. Наиболее оптимальной скоростью охлаждения для получения зеркально-гладких слоев твердого раствора $(Ge_2)_{1-x}(ZnSe)_x$ оказалась 1–1.5 grad/min, что соответствовало фактической скорости кристаллизации слоев 0.17–0.2 $\mu\text{m}/\text{min}$. Структурное совершенство выращиваемых слоев, при прочих равных условиях, зависело также от величины зазора (δ) между горизонтально расположенными подложками, значение которых можно варьировать в интервале 0.25–2.5 mm при помощи специальных графитовых подпорок. При значениях зазора $\delta < 0.35$ mm рост эпитаксиальных слоев вообще не наблюдался, вероятно, из-за отсутствия смачиваемости подложек раствором-расплавом. Наиболее совершенные по структуре слои твердых растворов как на верхних так и на нижних подложках, выращены при значениях зазора (δ), лежащих в интервале 0.35–0.8 mm. При значениях $\delta > 0.8$ mm качество слоев, выращенных на нижних и верхних подложках, сильно

различалось. Качество эпитаксиальных слоев, выращенных на нижних подложках, оказывалось всегда выше, чем у слоев, выращенных на верхних подложках. Это отражалось также на поверхностной плотности дислокации выращенных слоев. Такое различие росло с увеличением δ . На наш взгляд, это связано с преобладанием в механизме массопотока на фронт кристаллизации конвекционных потоков по отношению к молекулярной диффузии с увеличением зазора, что было установлено нами ранее [4].

Спектр рентгенофлуоресценции поверхности слоев содержал пики, соответствующие германию ($\lambda = 1244 \text{ m\AA}$), цинку ($\lambda = 1306 \text{ m\AA}$) и селену ($\lambda = 1105 \text{ m\AA}$), а определение состава слоев по толщине при помощи рентгеновского микроанализатора показало, что содержание ZnSe в слое увеличивается вдоль направления роста. Быстрота изменений x по толщине зависела от технологических факторов (температурный интервал роста, величина зазора между подложками, состав раствора-расплава, скорость кристаллизации и т.д.). Кроме того, обнаружено, что содержание ZnSe в области границы раздела увеличивается с увеличением температуры начала кристаллизации ($T_{\text{н.к.}}$) от 46 mol.% при $T_{\text{н.к.}} = 580^\circ\text{C}$ до 72 mol.% при $T_{\text{н.к.}} = 680^\circ\text{C}$.

Растровые картины скола структуры и поверхности слоев, снятые на характеристических рентгеновских излучениях $K_\alpha(\text{Ge})$, $K_\alpha(\text{Zn})$, $K_\alpha(\text{Se})$, $K_\alpha(\text{Ga})$, $K_\alpha(\text{As})$, показали, что как на границе раздела, так и в объеме слоя макроскопические дефекты и металлические включения отсутствуют, распределение компонентов твердого раствора Zn, Se, Ge по поверхности эпитаксиального слоя однородное.

Исследования структурного совершенства выращенных слоев производились даже методом рентгеновской дифракции на установке ДРОН-УМ1. Дифракционные спектры получались путем непрерывной записи на излучениях медного анода ($\lambda_\alpha = 1.5418 \text{ \AA}$, $\lambda_\beta = 1.3922 \text{ \AA}$). Напряжение и ток анода составляли 30 kV и 10 mA соответственно. Время экспозиции варьировалось в интервале 1–3 h. Обнаружено, что форма и расположение дифракционных пиков на спектре зависят от условий роста твердых растворов (см. рисунок, *a*, *b*). Постоянные кристаллических решеток, оцененные по значениям углов дифракционных максимумов, лежат в интервале $(5.655\text{--}5.662) \pm 0.005 \text{ \AA}$. Если допустить справедливость закона Вегарда, то для твердых растворов $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ при составе $x = 0.5$ получим $a = 5.662 \text{ \AA}$.



Дифрактограммы гетероструктур GaAs-(Ge₂)_{1-x}(ZnSe)_x, выращенных на верхних (a) и нижних (b) подложках.

Поскольку постоянные решеток подложки GaAs (5.654 Å) и твердого раствора (Ge₂)_{1-x}(ZnSe)_x в пределах ошибки измерения почти совпадают между собой, то можно предположить, что отдельные максимумы соответствующие кристаллическим решеткам подложки и эпитаксиального слоя, в дифракционном спектре совмещены. Следует также отметить, что эпитаксиальные слои твердых растворов (Ge₂)_{1-x}(ZnSe)_x, выращенные на нижних подложках, отличаются хорошей монокристаллическостью и наименьшими напряжениями, о чем свидетельствует отсутствие

в дифрактограмме пиков, соответствующих фазам, отличающихся от исходных. В то же время на дифракционном спектре (см. рисунок, *b*) слоев, выращенных на верхних подложках (т. е. при ускоренном росте), обнаружены дополнительные пики, соответствующие межплоскостным расстояниям $d_1 = 1.81 \text{ \AA}$, $d_2 = 3.55 \text{ \AA}$, а также пологие максимумы, расположенные симметрично относительно максимумов $\alpha(400)$ и $\beta(400)$ исходных фаз. Дополнительные пики, по-видимому, можно связать с возможным образованием фаз также вюрцитной модификации твердых растворов. Аналогичные симметричные пологие максимумы, число которых достигало 14, были наблюдаемы также авторами работы [5] в многослойных GaAs–ZnSe структурах. Однако, согласно работе [5], связь пологих максимумов ни со структурой кристалла, ни с химическим составом многослойных структур не обнаружена.

В заключение отметим, что подбором условий жидкофазной эпитаксии можно получить структурно-совершенные варизонные эпитаксиальные слои твердых растворов $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ на подложках GaAs и Ge.

Список литературы

- [1] Саидов А.С., Сапаров Д.В., Кошчанов Э.А., Раззаков А.Ш., Рысаева В.А. // Тез. докл. Междунар. науч.-техн. конф. "Новые неорганические материалы". Ташкент, 18–20 сентября 1996 г. С. 98.
- [2] Саидов А.С., Кошчанов Э.А., Сапаев Б., Ковардакова Г.Н. // ДАН Уз ССР. 1988. № 2. С. 26–27.
- [3] Алферов Ж.И., Жингарев М.З., Конников К.Г. и др. // ФТП. 1982. Т. 16. № 5. С. 831–839.
- [4] Саидов А.С., Кошчанов Э.А., Раззаков А.Ш., Сапаров Д.В., Рысаева В.А. // Узб. физ. жур. 1997. № 1. С. 16–17.
- [5] Абдикамалов Б.А., Аташов Б., Дуйсенбаев М.Д., Ерназаров У.К. // Тез. док. II Междунар. конф. "Многослойные, варизонные, периодические полупроводниковые структуры и приборы на их основе". Нукус, 28–30 сентября 1993 г. С. 17–18.