

06.2; 12

© 1991

ЖИДКОФАЗНАЯ ЭПИТАКСИЯ АРСЕНИДА ГАЛЛИЯ
НА ПОДЛОЖКАХ ИЗ КРЕМНИЯА.М. Журба, В.Ф. Коваленко,
В.А. Краснов, Б.В. Лисовой,
С.В. Шотов

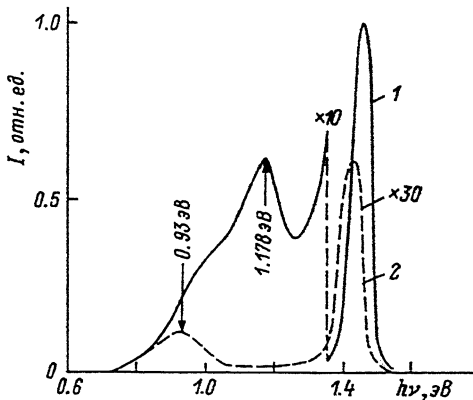
Интерес к эпитаксиальным структурам арсенида галлия на подложках из кремния в первую очередь связан с возможностью интеграции на одном кристалле оптоэлектронных устройств приема-передачи информации на основе арсенида галлия с высокоэффективными кремниевыми процессорными элементами.

Широкое применение данные структуры могут найти также для создания каскадных солнечных фотоэлементов и батарей. Именно в этом случае для получения эпитаксиальных слоев арсенида галлия на кремнии требуются простые в реализации, малозатратные технологии, на практике базирующиеся преимущественно на методе жидкофазной эпитаксии (ЖФЭ).

Однако в традиционных вариантах использования метода ЖФЭ в системе металл-растворитель-арсенид галлия-кремний возникают проблемы, связанные, с одной стороны, с отсутствием растворителя, нейтрального к кремнию и одновременно растворяющего арсенид галлия, а с другой стороны, с высокими значениями энергии Гиббса в данной системе, приводящими к преимущественно объемной кристаллизации арсенида галлия.

Одним из вероятных путей преодоления указанных трудностей является, на наш взгляд, обеспечение условий принудительного образования на фронте кристаллизации при сравнительно низких температурах ЖФЭ (менее 800 °С) максимально большой в данных термодинамических условиях концентрации мелких центров кристаллизации — „засев“ фронта кристаллизации зародышами новой фазы.

Для этого нами разработан метод, аналогичный предложенному в [1] методу зонной перекристаллизации гравитационным полем. Сущность метода заключается в следующем. Горизонтальный ростовой зазор, образованный пластиной-источником (арсенид галлия) и подложкой (кремний), при температуре начала эпитаксии заполняют насыщенным раствором арсенида галлия и кремния в металле-растворителе (галлий, олово, индий и т.п.) и начинают периодический процесс подъема-снижения температуры по „пилообразному“ закону. Известно, что при жидкофазной эпитаксии в горизонтальном зазоре, если величина зазора превышает некоторое критическое значение, толщина эпитаксиального слоя, выращенного на верхней подложке, превышает толщину слоя, полученного при этом на ниж-



Спектры фотолуминесценции эпитаксиальных слоев $GaAs$ при 77 К: на подложках 1 - $GaAs$; 2 - Si .

ней подложке. Это явление обусловлено концентрационной конвекцией, вызванной различием плотностей растворителя и растворенного вещества [1, 2]. Поэтому, если задать промежуток повышения температуры „пилы“ таким, что величина подрастворения слоев будет превышать толщину эпитаксиального слоя, выросшего на нижней подложке на предыдущем этапе снижения температуры, но в то же время будет меньше толщины слоя на верхней подложке, то, многократно повторяя подобранные таким образом этапы снижения и повышения температуры, можно перекристаллизовать полностью нижнюю подложку (источник) на верхнюю. В этом случае массоперенос вещества от источника на подложку позволяет также, что и наблюдалось в наших экспериментах, осуществить низкотемпературный „засев“ фронта кристаллизации большой концентрацией зародышей кристаллизуемого вещества.

Осаждение эпитаксиальных слоев арсенида галлия на кремниевую подложку осуществлялось из раствора-расплава толщиной 1.1–1.7 мм, ограниченного кремниевой подложкой сверху и подложкой арсенида галлия снизу. В качестве подложек использовались монокристаллические пластины АГЧО (100) ($n = 1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$) и КДБ-20 (111), растворителя - галлий ПЛ 0000. Кристаллизация эпитаксиальных слоев, кроме того, происходила при общем принудительном охлаждении системы с периодическими колебаниями относительно линии ликвидуса в интервале температур 750–650 °С, при этом скорость снижения температуры „пилы“ составляла 1–1.5 °С/мин, а скорость повышения - 0.3–0.5 °С/мин. Таким образом, были получены сплошные эпитаксиальные слои арсенида галлия на кремниевых подложках толщиной 1.0–1.5 мкм.

Спектры фотолуминесценции эпитаксиальных слоев арсенида галлия, выращенных на подложках арсенида галлия и кремния в одном технологическом процессе (рис. 1, кривые 1 и 2 соответственно), содержат в коротковолновой области полосу излучения

с энергией максимума $h\nu_m$, меньшей ширины запрещенной зоны легированного арсенида галлия и полушириной 0,06–0,09 эВ. Особенности поведения максимума этой полосы при изменении уровня возбуждения обусловлены рекомбинацией носителей с участием «хвостов плотности состояний» у краев разрешенных зон [3], связанных с амфотерным поведением кремния в арсениде галлия. Интенсивность этой полосы в спектре автоэпитаксиального арсенида галлия в 70–100 раз превышает ее интенсивность в спектре слоя арсенида галлия на кремниевой подложке, что объясняется существенно большей дефектностью гетероэпитаксиального материала.

Полоса излучения в длинноволновой области спектра с $h\nu_m = 0,93\text{--}0,99$ эВ в спектрах слоев, выращенных на подложках арсенида галлия и кремния, обусловлена рекомбинацией с участием комплекса $V_{Ga}V_{As}$ [4]. Наблюдаемая в спектре автоэпитаксиального $GaAs$ полоса с $h\nu_m = 1,178$ эВ является типичной для $n\text{-}GaAs$, легированного до средних и высоких уровней примесями У1 и 1У групп, в частности, полоса излучения с $h\nu_m = 1,180$ эВ наблюдалась в арсениде галлия, легированном кремнием [5]. В исследуемом слое полоса с $h\nu_m = 1,178$ эВ обусловлена комплексом $Si_{Ga}V_{Ga}$.

Предполагается, что отсутствие полосы с $h\nu_m = 1,178$ эВ в спектре гетероэпитаксиального слоя $GaAs$ может быть связано с тем, что существующие в слое напряжения, обусловленные различием коэффициентов термического расширения подложки и слоя, препятствуют образованию комплекса $Si_{Ga}V_{Ga}$ либо способствуют его разрушению.

С п и с о к л и т е р а т у р ы

- [1] Литвин А.А., Марончук И.Е. // Кристаллография. 1977. Т. 22. № 2. С. 425–428.
- [2] R o d e D.L. // J. Cryst. Growth. 1973. V. 20. N 1. P. 13–23.
- [3] Алферов Ж.И., Андреев В.М., Гарбузов Д.З., Трупан М.К. // ФТП. 1972. Т. 6. № 10. С. 2015–2026.
- [4] Вовненко В.И., Глинчук К.Д., Прохорович А.В. // ФТП. 1977. Т. 11. № 6. С. 1150–1153.
- [5] W i l l i a m s E.W. // Trans. Metal. Soc. AIME. 1967. V. 239. N 3. P. 387–394.

Поступило в Редакцию
6 августа 1990 г.
В окончательной редакции
20 февраля 1991