

05.3;06.2;12

©1993

ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ СЛОЕВ GaAs, ВЫРАЩЕННЫХ НА ПОДЛОЖКАХ Si МЕТОДОМ ЖИДКОФАЗНОЙ ЭПИТАКСИИ

*А.В.Абрамов, Н.Г.Дерягин,
Д.Н.Третьяков, Н.Н.Фалеев*

Несмотря на показанную возможность получения сплошных планарных слоев GaAs на Si методами молекулярно-пучковой и газофазной эпитаксий [1,2] в последнее время для решения этой задачи начал применяться метод жидкофазной эпитаксии (ЖФЭ), известные преимущества которого обеспечили его широкое использование в технологии полупроводниковых материалов и приборов.

К настоящему времени наметились два пути, позволяющие преодолеть действие негативных факторов, связанных с большим (~ 3.7%) различием в параметрах решеток и разными кристаллохимическими свойствами GaAs и Si, которые препятствуют образованию сплошных слоев GaAs на Si. Один — последовательное выращивание на подложке Si слоев GaP, твердых растворов GaAsP, а затем GaAs [3]. В другом способе, за счет сверхвысоких скоростей охлаждения, которые поддерживают в жидкой фазе во время кристаллизации пересыщения, близкие к предельным создаются условия для прямого осаждения GaAs на Si [4,5].

В данной работе приведены результаты исследования характеристик слоев GaAs/Si (111), полученные при использовании сверхвысоких скоростей охлаждения.

Повышенные скорости охлаждения достигались путем кратковременного контакта (~ 0.1 с) “холодной” подложки с раствором-расплавом, перегретым относительно нее на 200° С и выше. Кратковременный контакт происходил в процессе быстрого (10 см/с) перемещения подложки под раствором-расплавом. Измерение температуры, проведенное с использованием специально разработанной методики, показало, что уже в начальный период контакта (< 0.1 с) температура раствора-расплава у границы с подложкой резко снижается на величину более 100° С, и скорость охлаждения достигает значений более 10³° С/с.

Исследование особенностей роста слоев GaAs на Si(111) проводилось в диапазоне температур 800 – 300° С. При выращивании использовались растворы-расплавы Sn-Ga-As с

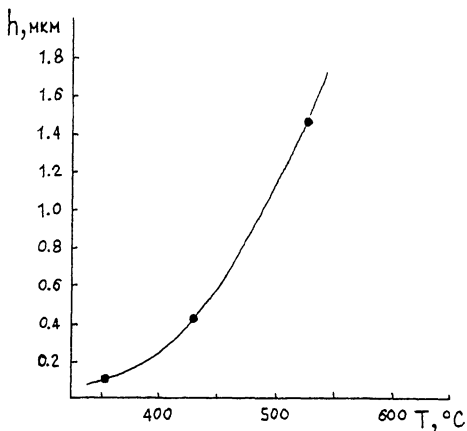


Рис. 1. Зависимость толщины слоя GaAs от температуры роста.

содержанием Ga и As в соотношениях, близких к стехиометрическому. Кристаллизация из растворов-расплавов, обогащенных галлием, приводила к ухудшению морфологии эпитаксиальных слоев, представляющих собой в этом случае метастабильные твердые растворы $(\text{Si}_2)_x(\text{GaAs})_{1-x}$ [6]. В слоях же, выращенных из растворов-расплавов, где содержание Ga и As было близко к стехиометрическому наличие Si при измерении с поверхности методом микрорентгеноспектрального анализа не было обнаружено. Изучение морфологии показало, что вне зависимости от выбранного температурного режима слои имеют ярко выраженную ячеистую структуру и микронарушения сплошности. Эти микронарушения были устранены путем введения в жидкую фазу Ge в качестве компонента, снижающего равновесную концентрацию кремния и скорость растворения подложки в момент начала роста слоя. Наличие Ge в жидкой фазе не только обеспечило сплошность слоя по всей площади структуры $S = 1.5 \text{ см}^2$, но и улучшило морфологию.

Слои, выращенные из растворов-расплавов с содержанием германия в жидкой фазе $X_{\text{Ge}}^1 > 2.0\%$ ат., представляли собой метастабильные твердые растворы $(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs})_{1-x}$ *n*-типа проводимости, толщина которых составляла 0.1–1.5 мкм. Максимальное содержание Ge в них было получено при $X_{\text{Ge}}^1 = 20\%$ ат. и достигало 32% ат. При кристаллизации из растворов-расплавов с $X_{\text{Ge}}^1 = 2.0\%$ ат. содержание Ge в твердой фазе не превышало точности измерений метода (0.5% ат.). Следовательно, можно считать, что слои, выращенные из растворов-расплавов с $X_{\text{Ge}}^1 < 2.0\%$ ат., представляют собой легированный GaAs. Исследование параметров таких слоев приводится ниже. При исследова-

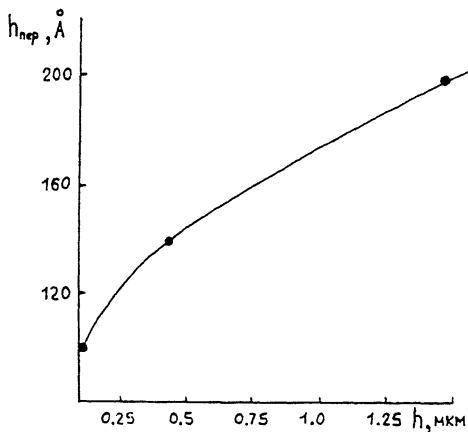


Рис. 2. Зависимость толщины переходной области $(Si_2)_x(GaAs)_{1-x}$ от толщины слоя GaAs.

нии поверхности и скола структур GaAs/Si было обнаружено, что более высокая степень планарности наблюдалась в слоях с малым содержанием Ge. Например, при толщине ~ 0.1 мкм отклонение от планарности не превышало 10% отн. На рис. 1 представлена зависимость изменения толщины слоев GaAs от температуры роста. Интересно отметить, что рост слоя на Si наблюдался вплоть до температуры начала контакта раствора-расплава с подложкой $\sim 300^\circ$ C. Толщина его в этом случае составляла $\sim 20\text{Å}$.

При измерении методом Оже-профилирования гетероструктур GaAs/Si было установлено, что на гетерогранице присутствует переходная область, состоящая из твердых растворов $(Si_2)_x(GaAs)_{1-x}$. Величина этой области зависит от толщины слоя GaAs и при толщине ~ 1.5 мкм не превышает 200Å (рис. 2).

Исследование кристаллического совершенства этих слоев методом двухкристальной рентгеновской дифрактометрии показало, что полуширина кривых дифракционного отражения для $(III)CuK_\alpha$ уменьшается с уменьшением толщины слоя и температуры контакта и при толщинах ~ 0.1 мкм составляет $400''$. Как показали оценки, такая полуширина кривых дифракционного отражения указывает на блочную структуру выращенного слоя, которая возникает из-за наличия дислокаций несоответствия на гетерогранице GaAs/Si. Размеры этих блоков достигают величины $\sim 1000\text{Å}$, а степень их разориентации относительно друг друга $5 - 10'$.

Излучательные свойства слоев GaAs на Si исследовались с помощью фотолуминесцентных измерений. Излуче-

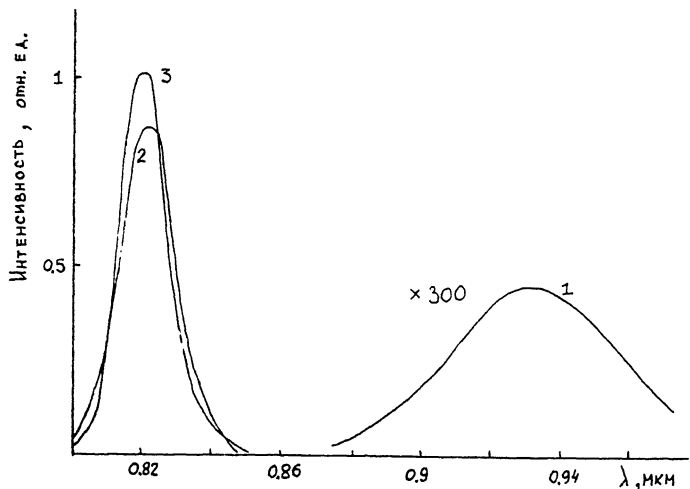


Рис. 3. Типичные спектры фотолюминесценции слоев GaAs, измеренные при температуре 77 К.

1 — слой GaAs на подложке Si(КЭФ-2.0), выращенный из раствора-расплава Sn+As+Ga при сверхвысоких скоростях охлаждения ($T = 620^\circ \text{C}$); 2 — слой GaAs, выращенный из раствора-расплава Ga+As в условиях обычной ЖФЭ (скорость охлаждения 2°C/мин , температура начала роста 700°C , температурный интервал роста 30°C) на структуре GaAs/Si, которая выращена из раствора-расплава Ga+As+Sn при сверхвысоких скоростях охлаждения; 3 — слой GaAs на подложке GaAs (АГЧ $n \sim 10^{15} \text{ см}^{-3}$), выращенный в условиях обычной ЖФЭ при тех же технологических режимах.

ние в полупроводнике возбуждалось криптоновым лазером с $\lambda = 0.676 \text{ мкм}$ при $T = 77 \text{ К}$. Измерения проводились не только на образцах, полученных при использовании сверхвысоких скоростей охлаждения раствора-расплава, но и на слоях GaAs толщиной 2–3 мкм, выращенных на поверхности этих образцов из растворов-расплавов Ga+As в условиях обычной ЖФЭ. Оценка излучательных свойств полученных слоев осуществлялась путем сравнения спектров фотолюминесценции со спектрами слоев GaAs, выращенных на подложках GaAs в тех же самых технологических режимах. Результаты измерений представлены на рис. 3.

Как видно из рисунка, излучательные свойства слоев GaAs, выращенных на структурах GaAs/Si, полученных в условиях сверхвысоких скоростей охлаждения, практически не отличаются от свойств обычного эпитаксиального GaAs (кривые 2, 3).

Измерение параметров зарощенных слоев показало, что отклонение от планарности у них не больше, чем у обычного эпитаксиального слоя GaAs, а плотность дислокаций $10^6 - 10^7 \text{ см}^{-2}$.

Таким образом, подводя итог вышесказанному, можно сделать вывод, что в результате сочетания сверхвысоких скоростей охлаждения с последующим заравниванием в условиях обычной ЖФЭ, можно получить слои GaAs/Si по своим люминесцентным свойствам не отличающиеся от слоев, выращенных в стандартных режимах ЖФЭ.

В заключение авторы выражают благодарность А.Г.Дерягину и О.В.Корняковой за помощь в проведении измерений.

Список литературы

- [1] *Nishi S., Inomata H., Akiyama M., Kaminishi K.* // J. J. Appl. Phys. 1985. V. 24. N 6. P.L391-L393.
- [2] *Akiyama M., Kawarada Y., Ueda T., Nishi S., Kaminishi K.* // J. Cryst. Growth. 1986. V. 77. P. 490-497.
- [3] *Андреев В.М., Корнякова О.В., Минтауров А.М., Сулима О.В., Хаммедов А.М., Якимов А.Ю.* // Тез. докл. I Всес. конференции по физическим основам твердотельной электроники. Л., 1989. Т. V. С. 56-57.
- [4] *Абрамов А.В., Алфёров Ж.И., Долганов А.В., Ильясов Т.Б., Мизеров М.Н., Селиверстов О.В., Третьяков Д.Н.* // Тез. докл. IV Всес. конференции по физическим процессам в полупроводниковых гетероструктурах. Минск, 1986. Т. 1. С. 148-149.
- [5] *Абрамов А.В., Дерягин Н.Г., Долганов А.В., Зеленова О.В., Коробов В.А., Мизеров М.Н., Селиверстов О.В., Третьяков Д.Н., Фалеев Н.Н.* // Тез. докл. I Всесоюз. конференции по физическим основам твердотельной электроники, Л., 1989, т. V, с. 56-57.
- [6] *Абрамов А.В., Алфёров Ж.И., Дерягин Н.Г., Долганов А.В., Мизеров М.Н., Селиверстов О.В., Третьяков Д.Н., Чернева Т.Б.* // Расширенные тез. докл. VII Всес. конференции по росту кристаллов, М., 1988. Т. 2. С. 264-266.

Поступило в Редакцию
22 октября 1993 г.