

ПОЛОСА ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ 1.44 эВ В GaAs, ИМПЛАНТИРОВАННОМ АЗОТОМ И КРЕМНИЕМ

Акимченко И. П., Дымова Н. Н., Чалдышев В. В.,
Шмарцев Ю. В.

Исследована низкотемпературная фотолюминесценция арсенида галлия, совместно имплантированного кремнием и азотом. Обнаружено, что имплантация азота стимулирует образование структурно чувствительного дефекта (возможно, Ga_{As}), дающего полосу фотолюминесценции вблизи 1.44 эВ. Высказано предположение, что образование этого дефекта и уменьшение эффективности активации имплантированного кремния связаны с отклонением от стехиометрии в сторону недостатка элемента V группы из-за ухода атомов азота из узлов мышьяка при высокотемпературном отжиге.

Имплантация ионов кремния в полуизолирующий арсенид галлия является распространенным методом создания каналов *n*-типа проводимости при производстве полевых транзисторов и интегральных схем. Кремний, проявляющий в арсениде галлия амфотерные свойства, при отжиге после имплантации встраивается в основном в подрешетку галлия, образуя мелкие донорные состояния. Ранее было установлено [1, 2], что концентрацию электронов, т. е. эффективность активации кремния, можно увеличить путем совместной имплантации кремния и изовалентной примеси фосфора. Подобного эффекта можно было ожидать и при использовании другой изовалентной примеси V группы — азота. Оказалось, однако, что при совместной имплантации Si и N эффективность активации кремния уменьшается [1, 2].

Особенность примеси азота состоит в том, что при выращивании объемных монокристаллов и эпитаксиальных пленок арсенида галлия не удается получить материал с достаточно высокой концентрацией этой примеси; напротив, при ионной имплантации могут быть получены слои с весьма высокой концентрацией азота (до 10^{21} см⁻³) [1-4]. Исследования ИК поглощения показали [5], что при отжиге после имплантации при температурах ниже 570 °C азот занимает места в анионной подрешетке. При более высоких температурах отжига полоса 480 см⁻¹, связанная с локальными колебаниями N_{As} , исчезает из спектра ИК поглощения GaAs.

В данной работе для дальнейшего выяснения особенностей дефектообразования при имплантации азота исследовались электрофизические параметры, спектры оптического пропускания вблизи края фундаментального поглощения и спектры низкотемпературной фотолюминесценции (ФЛ) образцов GaAs, имплантированных совместно или раздельно азотом и кремнием. Для выявления особенностей, связанных с легированием азотом, были исследованы также образцы, имплантированные инертной примесью — неоном, обладающим массой, близкой к массе атомов N.

Ионы Si, N, Ne с распределенной энергией (в интервале 20—580 кэВ) внедрялись при комнатной температуре в пластины GaAs без защитного покрытия, что приводило к образованию однородно легированного слоя толщиной около 0.5 мкм. Постимплантационный отжиг осуществлялся в атмосфере Ag при температурах 300—800 °C в течение 10—30 мин под защитным покрытием из SiO₂, нанесившимся на обе поверхности пластины GaAs методом плазмохимического осаждения. Перед нанесением SiO₂ пластины GaAs кипятились в толуоле, затем

в спирте с последующей промывкой в дистиллированной воде. Температура, при которой осаждался слой SiO_2 , не превышала 200°C .

Электрофизические параметры образцов исследовались методом Ван-Дер-Пау. Использовались омические контакты, полученные при выжигании при 410°C в течение 5 мин двух последовательно нанесенных путем напыления в вакууме слоев сплава $\text{Au}_{0.88}\text{Ge}_{0.12}$ и Ni толщинами 30 и 5 нм соответственно. Толщины слоев AuGe и Ni определялись при помощи кварцевых весов. Измерения показали, что имплантированные слои являются высокоомными, сильно компенсированными, с низкой подвижностью носителей.

Исследования оптического пропускания проводились при 300 К в диапазоне $0.9\text{--}2.5$ мкм. Исследования ФЛ проводились при 4.2 К с разрешением не хуже 0.1 мэВ. Условия возбуждения и регистрации спектров ФЛ для всех образцов были строго идентичными.

На рис. 1 представлены спектральные зависимости оптической плотности αd (α — коэффициент поглощения, d — толщина имплантированного слоя) образцов с совместно имплантированными ионами N и Si (кривые 2, 5), N (кривые 1, 5) и Ne (кривые 3, 6) до отжига. Как следует из рисунка, оптическая плотность тем выше, чем больше масса иона (кривые 1 и 3) и растет с дозой облучения (кривые 1—3 и 4—6). Добавление легирующей примеси (Si) практически не влияет на оптическую плотность, что обусловлено, по всей вероятности, существенно меньшей ее концентрацией, чем концен-

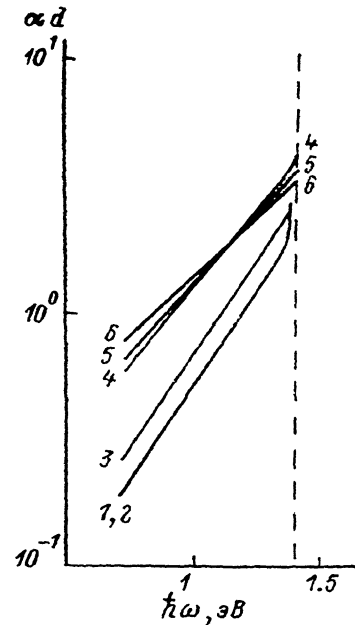


Рис. 1. Спектральные зависимости оптической плотности арсенида галлия, имплантированного ионами N, Si и Ne, до отжига.

[N], cm^{-2} : 1, 2 — $1 \cdot 10^{18}$, 4—6 — $5 \cdot 10^{18}$; [Si], cm^{-2} : 2, 5 — 5×10^{18} ; [Ne], cm^{-2} : 3 — $1 \cdot 10^{19}$.

трация изовалентной примеси. В соответствии с моделью Веша [5] котангенс угла наклона кривых αd от $h\omega$ отражает степень разупорядочения решетки. В случае N и Ne эти значения больше величины, соответствующей аморфной фазе. После отжига при 300°C «хвосты» поглощения исчезают.

Спектр ФЛ исходного GaAs, представленный на рис. 2, а, содержит ряд линий, характерных для материала, выращенного методом Чохральского. Линия D (1.514 эВ) обусловлена рекомбинацией носителей заряда на мелких донорах. Линия C (1.49 эВ), сопровождаемая фоновными повторениями, связана с рекомбинацией носителей заряда на мелких акцепторах (переходы донор—акцептор и зона проводимости—акцептор). По энергетическому положению этой линии можно заключить, что основным мелким акцептором в исследованных образцах является углерод. Линия Cu (1.36 эВ) обусловлена рекомбинацией носителей заряда на глубоком акцепторе меди. При увеличении температуры отжига интенсивность этой линии по отношению к интенсивности краевого излучения увеличивалась, по-видимому, вследствие диффузии меди в приповерхностный слой GaAs.

Спектры ФЛ образцов GaAs, имплантированных азотом и отожженных при температурах 300 и 500°C , были качественно подобны спектру исходного материала и не содержали каких-либо новых линий. Однако интенсивность ФЛ этих образцов была более чем на порядок ниже, что, вероятно, связано с высокой концентрацией дефектов решетки.

На рис. 2, б, в приведены спектры ФЛ образцов, имплантированных совместно N и Si (б), Ne (в) и отожженных 10 мин при 800°C . Видно, что при этих условиях отжига интенсивности краевых линий ФЛ D и C приближаются к значениям, характерным для исходного материала. Особенностью спектра ФЛ

GaAs : Si, N по сравнению с GaAs : Ne и исходным материалом является возникновение новой линии с $\hbar\omega \sim 1.44$ эВ. Из рис. 3 видно, что при увеличении дозы N интенсивность этой полосы ФЛ увеличивается, а максимум несколько сдвигается в область больших энергий. При этом отмечается также увеличение интенсивности ФЛ на длинноволновом крыле линии Cu в области 1.28—1.32 эВ. Следует отметить, что влияние азота, стимулирующего образование дефектов,

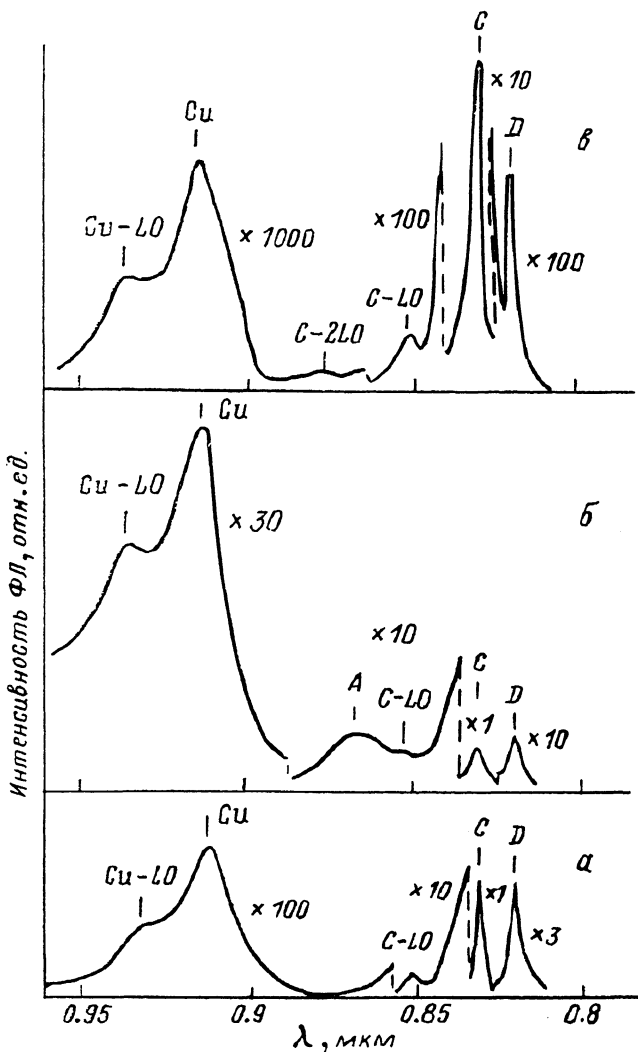


Рис. 2. Спектры ФЛ при 4.2 К арсенида галлия, отожженного при 800 °С, имплантированного азотом и кремнием (б), неоном (в) и неимплантированного (а).

ответственных за полосы ФЛ 1.44 и 1.28—1.32 эВ, прямо противоположно действию другой изовалентной примеси V группы — фосфора.

Исследованию линии ФЛ 1.44 эВ и ее сателлитов при 1.28—1.32 эВ посвящены многочисленные исследования (см., например, [6]). Обычно в имплантированном кремнием и отожженным GaAs линию 1.44 эВ связывают с антиструктурным дефектом Ga_{As}, а линию 1.28—1.32 эВ — со вторым зарядовым состоянием этого акцептора.

Увеличение концентрации акцепторов Ga_{As} уже само по себе должно вызывать увеличение степени компенсации слоев n-GaAs, а в некоторых случаях (например, при имплантации ионов Ga) может вызывать инверсию типа проводимости [7]. С другой стороны, исходя из физической модели дефекта, можно ожидать, что его концентрация в образцах, отожженных при достаточно высо-

кой температуре, будет отражать отклонение от стехиометрии, существенно влияющее на распределение амфотерной примеси Si по подрешеткам кристалла.¹ Действительно, при совместной имплантации в арсенид галлия Si и P интенсивность полосы ФЛ 1.44 эВ уменьшается, а концентрация донорного Si_{Ga} возрастает [1]. В случае совместной имплантации в арсенид галлия Si и N возрастание интенсивности полосы ФЛ 1.44 эВ должно сопровождаться уменьше-

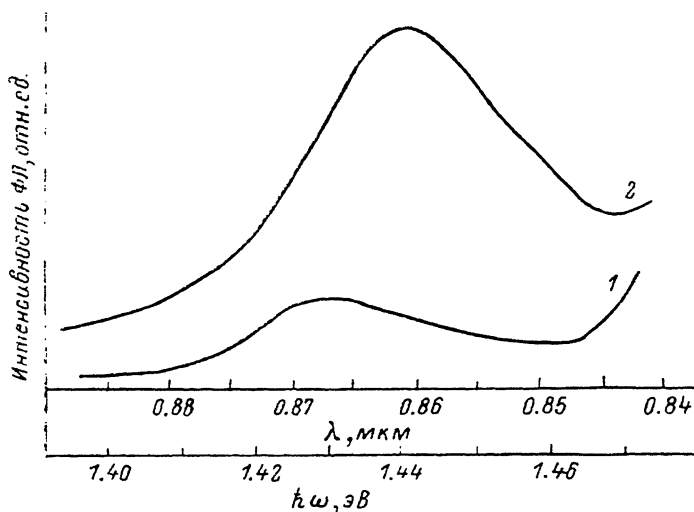


Рис. 3. Полоса ФЛ 1.44 эВ в арсениде галлия, имплантированном азотом и кремнием и отожженном при 800 °С.

Концентрация азота в слое, см⁻³: 1 — 1·10¹⁸, 2 — 5·10¹⁷.

нием концентрации донорного Si_{Ga}, что соответствует нашим результатам и экспериментальным данным [1, 2].

В работе [10] было высказано предположение, что имплантированные в GaAs атомы азота проявляют акцепторные свойства, частично компенсируя мелкие доноры Si_{Ga}. Поскольку при имплантации в GaAs только ионов азота мы не наблюдали образования слоев *p*-типа проводимости, а линия 1.44 эВ, согласно литературным данным [6], не связана с азотом, гипотеза о влиянии азота на отклонение от стехиометрии представляется нам более предпочтительной.

Таким образом, изменения интенсивности полосы ФЛ 1.44 эВ и эффективности активации кремния в GaAs : Si, N и GaAs : Si, P позволяют заключить, что изовалентные примеси N и P, принадлежащие одной и той же V группе периодической системы элементов, скорее всего, по-разному влияют на отклонения от стехиометрии. Причина того, что азот стимулирует образование дефектов в анионной подрешетке (что и приводит к образованию акцепторных состояний типа Ga_{As} или Si_{As}), возможно, состоит в том, что в процессе отжига при температуре выше 570 °С азот покидает узлы As.

Список литературы

- [1] Nuyga F., Yamazaki H., Watanabe K., Osaka J. // Appl. Phys. Lett. 1987. V. 50. N 22. P. 1592 — 1594.
- [2] Morrow R. A. // J. Appl. Phys. 1988. V. 64. N 4. P. 1889 — 1896.

¹ Помимо изложенного предположения о том, что полоса ФЛ 1.44 эВ связана с антиструктурным дефектом Ga_{As}, в ряде работ (см. ссылки в [6]) высказывается также предположение, что линии ФЛ в области 1.4 эВ могут быть обусловлены центрами, включающими в себя собственные дефекты решетки и кремний (например, Ga₁-Si_{As} или V_{As}-Si_{As} [6]). Однако нетрудно видеть, что концентрация таких центров, так же как и антиструктурного дефекта Ga_{As}, должна быть весьма чувствительной к отклонению от стехиометрии и возрастать при избытке галлия или недостатке мышьяка в кристалле. Вследствие этого приведенные в статье рассуждения и выводы не зависят от выбора конкретной модели центра, ответственного за полосу ФЛ 1.44 эВ. Сильная зависимость интенсивности линии ФЛ 1.44 эВ от отклонения от стехиометрии наблюдалась, в частности, при молекулярно-лучевой эпитаксии арсенида галлия [9].

- [3] Kachare A. H., Spitzer W. G., Kahan A., Euler F. K., Whatley T. A. // J. Appl. Phys. 1973. V. 44. N 10. P. 4393—4399.
- [4] Акимченко И. П., Алещенко Ю. А., Дымова Н. Н., Заветова М., Краснопецев В. В. // ФТП. 1989. Т. 23. В. 6. С. 1093—1095.
- [5] Wesch W., Gotz G. // Phys. St. Sol. (a). 1986. V. 94. N 2. P. 745—766.
- [6] Hiramoto T., Mochizuki Y., Ikoma T. // Japan. J. Appl. Phys. 1986. V. 25. N 10. P. L830—L832.
- [7] Тигвилян И. М., Пышная Н. Б., Спицын А. В., Урсаки В. В. // ФТП. 1988. Т. 22. В. 10. С. 1814—1817.
- [8] Bindal A., Wang K. L., Chang S. L., Kaller M. A., Stafsudd O. M. // J. Appl. Phys. 1989. V. 65. N 3. P. 1246—1252.
- [9] Лубышев Д. Н., Мигаль В. П., Преображенский В. В., Чалдышев В. В., Шмарцев Ю. В. // ФТП. 1989. Т. 23. В. 10. С. 1913—1916.
- [10] Duncan W. M., Matteson S. // J. Appl. Phys. 1984. V. 56. N 4. P. 1059—1062.

Физико-технический институт
им. А. Ф. Иоффе АН СССР
Ленинград

Получена 25.06.1990
Принята к печати 27.06.1990