

УДК 621.315.592

## РАЗЛИЧИЯ В РАДИАЦИОННОМ ПОВРЕЖДЕНИИ GaAs ПРИ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ P И Al

Дж. Дэвис,<sup>1</sup> И. С. Ташльков, Д. А. Томпсон<sup>2</sup>

Представлены и обсуждаются результаты исследования методом обратного рассеяния каналированных ионов дефектообразования в кристаллах арсенида галлия, имплантированных при низкой (40 К) и комнатной (293 К) температурах ионами фосфора и алюминия с энергией 60 кэВ в широком интервале доз от  $10^{12}$  до  $10^{16}$  ион/см<sup>2</sup>.

При 40 К динамика радиационного повреждения GaAs ионами P и Al весьма подобна. Полное разупорядочение имплантированного слоя достигается при дозе  $\sim 5 \cdot 10^{13}$  см<sup>-2</sup>.

В дозовых зависимостях повреждения GaAs ионами P и Al, вводимых при  $T_{\text{комн}}$ , наблюдаются три стадии, характеризующиеся разными скоростями накопления дефектов. Аморфизация имплантированного слоя наступает при введении потоков ионов P<sup>+</sup> и Al<sup>+</sup> соответственно при дозах  $\sim 3 \cdot 10^{14}$  и  $\sim 4 \cdot 10^{15}$  см<sup>-2</sup>.

Впервые полученные дозовые зависимости повреждения кристаллов при разных температурах позволяют считать различия в химической природе атомов фосфора и алюминия, имплантированных в арсенид галлия, одним из основных факторов, которыми обусловлены существенные различия в уровне повреждения данного материала ионами P и Al.

*Введение.* Все возрастающее внимание ученых привлекают возможности ионно-лучевой технологии для создания на полупроводниковых кристаллах слоев требуемых соединений с заданными свойствами [1]. Известно, в частности, что при введении ионов P и Al в кристаллы GaAs при определенных условиях получаются тройные соединения типа GaAs<sub>1-x</sub>P<sub>x</sub> и Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As [2-4].

Продолжение исследований внедрения P<sup>+</sup> и Al<sup>+</sup> в GaAs обусловлено постоянным научным, а также и практическим интересом к изучению структурных превращений при ионной имплантации, особенностям пространственного распределения внедренных атомов, а также радиационных нарушений.

Радиационные нарушения в имплантированном ионами P и Al GaAs изучались с применением разнообразных исследовательских методов: оптических, катодолюминесценции, резерфордовского обратного рассеяния легких каналированных ионов [5-8]. Интерпретация экспериментальных результатов разными авторами зачастую противоречива. Сложный характер радиационных нарушений в GaAs, имплантированном большими потоками ионов, связывается с неравномерным распределением внедренных атомов фосфора и алюминия, распылением и нарушением стехиометрии состава, большим несоответствием параметров кристаллических решеток матрицы и синтезируемого соединения.

Настоящее исследование, выполненное с использованием метода обратного рассеяния каналированных ионов (ОР), раскрывает новые качественные особенности в динамике радиационного повреждения GaAs ионами P и Al, вводимыми при различных температурах в широком интервале доз.

*Методика эксперимента.* Монокристаллы GaAs, ориентированные поверхностью по плоскости (111), имплантировались ионами Al и P с энергией 60 кэВ и интегральными потоками от  $1.2 \cdot 10^{12}$  до  $8 \cdot 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup>. Внедрение ионов проводилось в кристаллы, охлажденные до 40 К или находящиеся при комнатной температуре. Плотность ионного тока на мишени составляла десятки наноам-

<sup>1</sup> Чолк Риверские ядерные лаборатории, Канада.

<sup>2</sup> МакМастерский университет, Канада.

пер на  $\text{см}^{-2}$ . Равномерность имплантации ионов обеспечивалась сканированием пучка. Типичная частота сканирования пучка ионов по оси  $x$  была 400—500, по оси  $y$  60—70 отклонений в секунду.

Имплантация и исследование методом ОР выполнялись в одной мишенной камере. Для исследования использовались ускоренные до энергии 1 МэВ ионы гелия. Обратное рассеянные на угол  $150^\circ$  ионы He регистрировались поверхностно-барьерным детектором с энергетическим разрешением не хуже 15 кэВ. Спектры ОР снимались после каждой ступени облучения последовательно по мере увеличения интегрального потока внедренных ионов. Расчет числа радиационных дефектов по спектрам ОР выполнялся в приближении линейного деканалирования.

*Экспериментальные результаты и их обсуждение.* На рис. 1 приведены типичные спектры ОР имплантированных в различных условиях кристаллов GaAs. В случае имплантации GaAs при температуре 40 К уровень и характер повреждения кристаллов при внедрении ионов Al и P в основном подобны. Например, ход осевого спектра ОР кристалла, имплантированного потоками ионов Al  $1.4 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$  (спектр 3, рис. 1), лишь со стороны границы матрица — имплантированный слой незначительно отличается от спектра ОР кристалла GaAs, облученного таким же потоком ионов P (кривая 4), что, на наш взгляд, связано с меньшей массой и, следовательно, большим пробегом ионов Al. Однако если глубина залегания пика дефектов  $\sim 500 \text{ \AA}$  согласуется с теоретическими оценками проекции пробега ионов ( $\bar{R}_p = 529$  и  $464 \text{ \AA}$  для ионов Al и P с энергией 60 кэВ соответственно [9]), то наблюдаемый страгглинг профиля дефектов, составляющий  $\sim 800 \text{ \AA}$ , приблизительно в 3 раза превышает теоретически ожидаемый (для  $\text{Al}^+ \Delta \bar{R}_p = 326$  и  $\text{P}^+ \Delta \bar{R}_p = 282 \text{ \AA}$  [9]). Следует заметить, что для невысоких доз внедрения  $\text{Al}^+$  и  $\text{P}^+$  при низких температурах имеется хорошая корреляция с теоретическими предсказаниями глубины расположения пика дефектов и его полуширины.

Картина повреждения кристаллов GaAs в результате имплантации  $\text{Al}^+$  и  $\text{P}^+$  при  $T_{\text{комн}}$  значительно отличается от рассмотренной выше.

Несмотря на то что доза ионов  $\text{Al}^+$ , внедренных в GaAs, на порядок превышает дозу ионов  $\text{P}^+$  (кривые 5 и 6 на рис. 1), величина «пика» дефектов при имплантации ионов Al значительно меньше. Особенностью при внедрении  $\text{Al}^+$  при  $T_{\text{комн}}$  является также меньшая глубина залегания «пика» дефектов (он по существу находится на поверхности или вблизи ее), чем при имплантации  $\text{P}^+$ . Вместе с тем в области малых и средних доз и при внедрении  $\text{P}^+$  максимум концентрации дефектов в GaAs расположен на меньшей глубине, чем  $\bar{R}_p^{\text{теор}}$ . С увеличением дозы ионов обоих сортов для профилей дефектов в кристаллическом GaAs характерно смещение «пика» дефектов на большую глубину.

При имплантации ( $T = T_{\text{комн}}$ ) высоких интегральных потоков ионов, когда достигается уровень аморфизации имплантированного слоя (при внедрении  $\text{Al}^+$  для этого необходимы потоки ионов, превышающие более чем на порядок потоки  $\text{P}^+$ ), ход осевых спектров ОР, а следовательно, и характер повреждения в приповерхностной области опять весьма подобны (спектры 7 и 8 на рис. 1).

Чтобы понять причины столь существенных различий в повреждении GaAs, облученного малыми и средними потоками ионов Al и P, имеющих, с точки зрения кинематики взаимодействия с атомами Ga и As, близкие параметры (при высоких потоках ионов и температурах внедрения различия в дефектообразовании отмечались ранее [8, 10]), проследим за динамикой накопления дефектов при увеличении потока имплантируемых ионов (рис. 2).

Рассмотрим имплантацию ионов в кристаллы, охлажденные до 40 К. В этом случае, когда процессы отжига в значительной мере заторможены, накопление дефектов с дозой при внедрении обоих сортов ионов весьма подобно (кривые 1 и 2 на рис. 2). Дефекты накапливаются с одинаковой скоростью  $dN_d/d\Phi$ , близкой к единице, а при дозе  $5 \cdot 10^{13} \text{ ион/см}^2$  достигается насыщение повреждения, т. е. полное разупорядочение облученного слоя. Но заметим, что количество дефектов в слое, созданных  $\text{Al}^+$  при сравнимых дозах, всегда ниже, чем при внедрении  $\text{P}^+$ , что может быть обусловлено меньшей массой атомов алю-

миния и, по-видимому, имеющем место даже при 40 К несколько более активным отжигом во время имплантации алюминия.

В динамике повреждения GaAs, имплантируемого Al<sup>+</sup> и P<sup>+</sup> при T<sub>комн</sub>, различаются три стадии. На первом этапе (интервал доз до 1·10<sup>14</sup> P<sup>+</sup>/см<sup>2</sup> и 1·10<sup>15</sup> Al<sup>+</sup>/см<sup>2</sup>) происходит накопление дефектов с несколько отличающимися скоростями, меньшими, чем при низкой температуре внедрения, что объясняется отжигом дефектов в процессе внедрения и снятия спектров ОР. Затем при достижении и превышении числа дефектов в слое величин ~ 8·10<sup>16</sup>

и ~ 4·10<sup>16</sup> см<sup>-2</sup> для P<sup>+</sup> и Al<sup>+</sup> соответственно скорость накопления повреждения резко увеличивается. По сути дела на данном этапе при дозах 3·10<sup>14</sup> P<sup>+</sup>/см<sup>2</sup> и 3·10<sup>15</sup> Al<sup>+</sup>/см<sup>2</sup> происходит перекрытие разупорядоченных областей кристаллической структуры и наступает аморфизация имплантированного слоя мат-

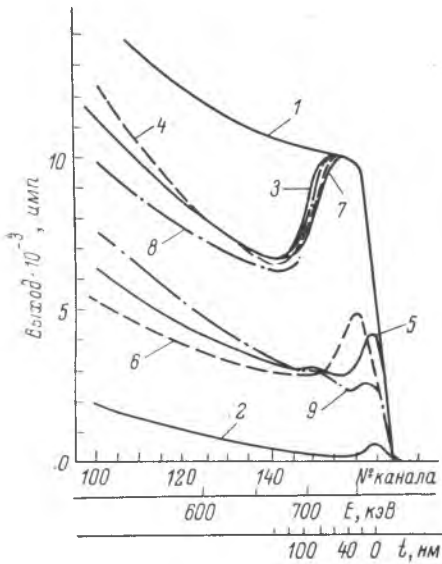


Рис. 1. Спектры обратно рассеянных ионов He<sup>+</sup> с E=1 МэВ от кристаллов GaAs.

1 — случайный спектр исходного кристалла. (111)-осевые спектры: 2 — исходного кристалла и кристаллов, имплантированных различными ионами. Доза Al<sup>+</sup>, см<sup>-2</sup>: 3 — 1.4 × 10<sup>14</sup> (T=40 К), 5 — 1.4·10<sup>15</sup>; 7 — 8.1 × 10<sup>15</sup> (T=T<sub>комн</sub>); P<sup>+</sup>: 4 — 1.35·10<sup>14</sup> (T=40 К), 6 — 1.4·10<sup>14</sup>, 8 — 4.1·10<sup>15</sup> (T=T<sub>комн</sub>); N<sup>+</sup>: 9 — 2·10<sup>15</sup> (T=T<sub>комн</sub>).

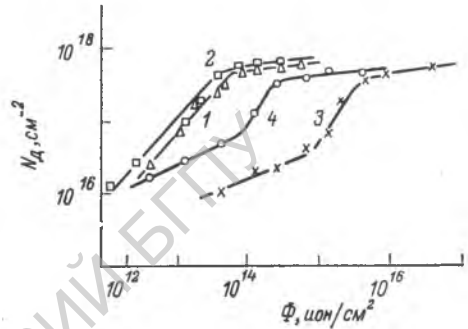


Рис. 2. Дозовая зависимость повреждения GaAs, ориентированного перпендикулярно к плоскости (111), имплантированного ионами с E=60 кэВ.

1 — Al<sup>+</sup>, 2 — P<sup>+</sup> (T=40 К), 3 — Al<sup>+</sup>, 4 — P<sup>+</sup> (T=T<sub>комн</sub>).

рицы. На третьей стадии идет медленный рост числа дефектов в слое при увеличении дозы ионов из-за постоянного утолщения имплантированного слоя.

Качественно подобная дозовая зависимость повреждения GaP, имплантированного Te<sup>+</sup> с E=40 кэВ, наблюдалась в [11]. При достижении уровня повреждения ~25% при дозе 6·10<sup>13</sup> см<sup>-2</sup> концентрация радиационных нарушений резко увеличивается с дозой и при потоке (8—9)·10<sup>13</sup> см<sup>-2</sup> имплантированный слой становится полностью разупорядоченным. Хотя в этой же работе получено линейное накопление дефектов при внедрении Te<sup>+</sup> в GaAs, аморфизация в этом случае происходит при дозе (2—3)·10<sup>14</sup> см<sup>-2</sup>. К сожалению, природа различных дозовых зависимостей накопления нарушений в GaP и GaAs при внедрении Te<sup>+</sup> авторами не обсуждается.

Таким образом, во время имплантации при T<sub>комн</sub> отмеченные выше на осевых спектрах ОР (рис. 1) различия радиационного повреждения проявляются особенно отчетливо на рис. 2. Число дефектов, создаваемое в GaAs ионами Al, становится сравнимым с числом дефектов, оставшихся от внедрения ионов P, при дозах Al<sup>+</sup>, больших на 1—1.5 порядка.

Анализ дозовой зависимости повреждения GaAs при 40 и 293 К свидетельствует о решающей роли температуры в протекании процессов, приводящих к столь существенному различию уровня повреждения при внедрении ионов P и Al.

При больших потоках ионов P и Al, когда формируются слои соединений типа Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As и GaAs<sub>1-x</sub>P<sub>x</sub>, наблюдаются разные уровни дефектности им-

плантированных слоев [8, 10]. Основной причиной этого считается большое несоответствие параметров кристаллических решеток GaAs ( $a_0=5.6532 \text{ \AA}$ ) и GaP ( $a_0=5.4512 \text{ \AA}$ ). В то же время для любых  $x$  параметры решеток в соединении, содержащем Al, не изменяются. По-видимому, разная интенсивность радиационно стимулированных процессов отжига дефектов является следствием химической природы внедряемых в GaAs атомов P и Al даже при низких и средних дозах, когда атом примеси окружен несколькими тысячами или десятками тысяч атомов матрицы. Добавим к этому, что в результате разной интенсивности диффузионных процессов в кристаллах, облученных  $\text{Al}^+$  и  $\text{P}^+$ , возможен не только разной степени отжиг дефектов, но также формирование дефектов и дефектных образований разных типов. В этом случае необходимо принимать во внимание избирательную чувствительность метода исследования к дефектам разного типа. В ряде работ [12, 13] показано, что дефекты разных типов способны эффективно изменять характер взаимодействия анализирующих ионов с матрицей. Так, например, протяженные дефекты, расположенные определенным образом, играют в основном роль деканализирующих центров, а не обратно рассеивающих, как межузельные атомы. Более того, контролируя зависимость деканализирования анализирующих ионов от энергии, метод ОР позволяет определять тип дефектов в имплантированных слоях [14].

Для уточнения последнего предположения о роли типов дефектов при определении числа нарушений были сняты спектры ОР от кристаллов GaAs, имплантированных с целью создания отличных типов дефектов более легкими ионами азота, энергия которых выбиралась равной 30 кэВ с тем, чтобы пробег  $\text{N}^+$  был сравним с пробегом  $\text{Al}^+$  и  $\text{P}^+$  (для  $\text{N}^+$  с  $E=30 \text{ кэВ}$   $\bar{R}_p=458 \text{ \AA}$  [9]). Осевой спектр кристалла GaAs, облученного дозой  $2 \cdot 10^{15} \text{ N}^+/\text{см}^2$ , представлен на рис. 1 (кривая 9).

О преимущественном образовании дефектов, обладающих свойством деканализировать анализирующие ионы, свидетельствуют некоторые результаты выполненных ранее работ. Так, при внедрении  $\text{N}^+$  в GaAs ( $E_{\text{N}^+}=60 \text{ кэВ}$ ) при дозах выше  $1 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$  обнаруживаются значительные деформации решетки [15]. При имплантации азота в GaP ( $E_{\text{N}^+}=200 \text{ кэВ}$ ) в имплантированных слоях формируются напряжения решетки [16].

Сравнивая спектры 5, 6 и 9 на рис. 1, снятые при одинаковой энергии  $\text{He}^+$ , можно судить о справедливости нашего предположения о наличии дефектов разных типов в облученных ионами P и Al кристаллах GaAs. В слоях GaAs, имплантированных азотом и алюминием в большей мере, чем при внедрении  $\text{P}^+$ , формируются дефекты, которые более значительно деканализируют ионы гелия, а не рассеивают их обратно. Так, в области пика повреждения величины выхода намного меньше для спектров полученных от GaAs, имплантированного  $\text{Al}^+$  и  $\text{N}^+$ , а в области за пиком дефектов для этих же ионов уровень деканализирования ионов  $\text{He}^+$  выше.

Несомненно планируемое исследование типов дефектов с применением пучков ионов  $\text{He}^+$  разных энергий поможет еще глубже понять закономерности накопления дефектов и процессов структурных превращений в GaAs, облучаемом ионами Al и P.

*Выводы.* Выполненные исследования имплантации ионов N, Al и P в кристаллы GaAs позволили выявить некоторые закономерности в накоплении радиационных нарушений, а также установить наличие существенных различий в повреждении, вызванном ионами Al и P при температуре внедрения, равной  $T_{\text{комн}}$ .

При 40 К динамика радиационного повреждения GaAs ионами Al и P весьма подобна. Концентрация дефектов в слое растет пропорционально с дозой, и при потоке  $\sim 5 \cdot 10^{13} \text{ ион}/\text{см}^2$  наступает полное разупорядочение имплантированного слоя. Вместе с тем во время имплантации  $\text{Al}^+$  при 40 К в GaAs протекают процессы отжига дефектов. В результате число дефектов в слое при всех дозах меньше в кристаллах, имплантированных  $\text{Al}^+$ .

Повреждение GaAs ионами Al и P, внедряемыми при  $T_{\text{комн}}$ , происходит в три стадии. На первом этапе идет накопление дефектов со скоростью, характерной для каждого иона. При достижении доз  $2 \cdot 10^{14} \text{ P}^+/\text{см}^2$  и  $1 \cdot 10^{15} \text{ Al}^+/\text{см}^2$

скорости накопления повреждения резко увеличиваются и при дозах  $3 \cdot 10^{14}$  P<sup>+</sup>/см<sup>2</sup> и  $4 \cdot 10^{15}$  Al<sup>+</sup>/см<sup>2</sup> имплантированные слои становятся полностью разупорядоченными. На третьем этапе число дефектов в слое увеличивается с ростом дозы внедряемых ионов из-за утолщения аморфизованного слоя.

Внедрение ионов P и Al в GaAs при  $T_{\text{ком}}$  характеризуется весьма существенными различиями в уровне повреждения кристаллов в области доз до  $\sim 1 \cdot 10^{15}$  ион/см<sup>2</sup>. При внедрении одинаковых потоков ионов содержание дефектов в слое в 5—10 раз меньше при имплантации Al<sup>+</sup>. Данный эффект качественно объясняется более активным отжигом дефектов при внедрении Al<sup>+</sup> из-за химической природы атомов вводимой в GaAs примеси. Последнее также способствует формированию в слоях имплантированных Al<sup>+</sup> дефектов, обладающих свойством больше деканализировать анализирующие ионы гелия, чем рассеивать их обратно, внося, таким образом, дополнительный вклад в уменьшение определяемой по существующей методике обработки спектров ОР концентрации радиационных нарушений в кристаллах GaAs.

#### Л и т е р а т у р а

- [1] Proc. Int. Conf. on Ion Beam Modification of Materials, 1978, 49, № 1—3. Publ. in Rad. Eff., Budapest, Hungary (1980).
- [2] R. G. Hunsperger, O. J. Marsh. J. Appl. Phys. Lett., 19, 327 (1971).
- [3] К. Ито. Эрекутороникусу. Electron. Mag., 15, 1140 (1970).
- [4] И. М. Белый, Г. А. Гуманский, В. И. Карась, В. М. Ломоко, И. С. Ташлыков, В. С. Тишков. ФТП, 9, 2024 (1975).
- [5] L. H. Skolnik, W. G. Spitzer, A. Kahan, R. G. Hunsperger. J. Appl. Phys., 42, 5223 (1971).
- [6] F. F. Komarov, I. S. Tashlykov. Rad. Eff., 49, 151 (1980).
- [7] О. Н. Кузнецов, Л. В. Лежейко, Е. В. Любопытова, Л. Н. Сафронов. ФТП, 11, 1449 (1977).
- [8] И. И. Новак, В. В. Баптизманский, Н. С. Смирнов, А. В. Суворов. ФТТ, 20, 2134 (1978).
- [9] А. Ф. Буренков, Ф. Ф. Комаров, М. А. Кумахов, М. М. Темкин. Таблицы параметров пространственного распределения ионно-имплантированных примесей. БГУ, Минск (1980).
- [10] И. С. Ташлыков. В сб.: Взаимодействие заряженных частиц с твердым телом, 125. Ротапринт МРТИ, Минск (1978).
- [11] G. Carter, W. A. Grant, J. D. Haskell, G. A. Stephens. Rad. Eff., 6, 277 (1970).
- [12] G. Foti, L. Csepregi, E. Kennedy, P. Pronko, J. W. Mayer. Phys. Lett., 64A, 265 (1977).
- [13] S. T. Picraux. Phys. Rev. B, 18, 2078 (1978).
- [14] G. Götz, B. Gruska, H. Hedler. Forschungsergebnisse, № 42 (N), 1. FSU, Jena (1978).
- [15] T. Hanazawa, J. Yamaguchi, K. Gamo, N. Itoh. Japan. J. Appl. Phys., 13, 1487 (1974).
- [16] T. Shimada, Y. Kato, Y. Shiraki, K. F. Komatsubara. J. Phys. Chem. Sol., 37, 305 (1976).

Научно-исследовательский  
институт прикладных  
физических проблем  
им. А. Н. Севченко при БГУ  
Минск

Поступило в Редакцию  
15 декабря 1980 г.