

АКАДЕМИЯ НАУК СССР

Ф И З И К А
И
Т Е Х Н И К А
ПОЛУПРОВОДНИКОВ

Т О М 14

— ОТДЕЛЬНЫЙ ОТТИСК



«НАУКА»
ЛЕНИНГРАДСКОЕ ОТДЕЛЕНИЕ
1980

УДК 621.315.592

ДЕФЕКТООБРАЗОВАНИЕ В АРСЕНИДЕ ГАЛЛИЯ ПРИ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ ФОСФОРА

И. С. Ташлыков

Исследована имплантация ионов фосфора в арсенид галлия. Обнаружены зависимости образования дефектов от температуры внедрения, плотности тока и величины интегрального потока ионов.

При комнатной температуре внедрения величина проекции пробега превышает на 20—30% теоретически оцениваемую по теории ЛШШ \bar{R}_p . В области температур имплантации выше 150°С глубина залегания максимума на профилях радиационных нарушений может превышать $\bar{R}_{p(\text{теор.})}$ в несколько раз.

При больших интегральных потоках внедренных ионов на спектрах обратного рассеяния отмечаются «хвосты» дефектов до глубин в несколько сот нанометров.

Основной причиной превышения глубины залегания радиационных дефектов в имплантированном ионами фосфора арсениде галлия считается ускоренная радиацией диффузия атомов фосфора и дефектов в процессе облучения, дополнительно стимулированная температурой при «горячем» легировании или разогревом самим потоком ионов при высоких плотностях ионного тока.

Ионно-лучевой синтез полупроводниковых материалов представляет интерес в связи с исследованиями структурных превращений и возникновением новых фаз при ионном внедрении. Хорошие возможности в этой связи имеет имплантация ионов P^+ и Al^+ в GaAs [1-3].

В данной работе исследовались профили дефектов в кристаллах GaAs, имплантированных при различных условиях ионами фосфора.

Применение неразрушающего метода обратного резерфордского рассеяния легких ионов (ОР) позволило получить ряд новых результатов, касающихся распределения смещенных атомов решетки по глубине и процесса аморфизации материала.

Выявлено, что при комнатных температурах внедрения пик дефектов находится на глубине, превышающей на 20—30% рассчитываемой по теории ЛШШ \bar{R}_p . Глубина залегания дефектов в GaAs, имплантированном при повышенных температурах, может достигать значений, превышающих \bar{R}_p (теор.) в несколько раз. Показано, что экспериментально наблюдаемое превышение глубины залегания дефектов обусловлено не проявлением эффекта каналирования, а ускоренной радиацией диффузией дефектов, дополнительно стимулированной температурой при «горячем» легировании.]

В в е д е н и е

Внедрение ионов в GaAs приводит к образованию радиационных нарушений, концентрация и распределение по глубине которых не всегда согласуются с ожидаемыми. Например, при внедрении в GaAs ионов Zn^+ и Cd^+ с энергией 20 кэВ толщина легированных слоев превышает расчетные значения, хотя при внедрении Ge ($E=30$ кэВ) пик поврежденных несколько ближе к поверхности, чем предсказывает теория ЛШШ [4]. Изучая фотолуминесценцию и эффект Холла в кристаллах GaAs, имплан-

тированных ионами Mg^+ и Cd^+ с $E=50$ кэВ, авторы [6] установили аномально глубокое распределение дефектов даже при комнатных температурах внедрения. Наличие дефектной области, содержащей «лишние» атомы замещаемого компонента в облученном ионами Al^+ и P^+ GaAs, отмечено в работе [3].

В данной работе приводятся новые результаты по исследованию профилей дефектов в GaAs, облученном ионами фосфора при различных энергиях, температурах, дозах, мощностях дозы [6, 7]. Обсуждаются особенности нарушений структуры, связанные не только с распределением смещенных атомов, но и с образованием фазы тройного соединения при внедрении P^+ в GaAs.

Условия эксперимента

Монокристаллы GaAs n -типа, разрезанные по плоскости (111), механически, а затем химически полированные, облучались ионами P^+ с $E=30, 40, 60$ кэВ и интегральными потоками от $3 \cdot 10^{15}$ до $7 \cdot 10^{17}$ ион/см². Внедрение ионов проводилось в кристаллы, находящиеся при комнатной температуре или подогреваемые до 150, 300, 350, 400 и 450° С.

Имплантированные кристаллы исследовались методом ОР ускоренных до $E_0=1.4$ МэВ ионов He^+ . Обратно рассеянные на угол 160° ионы гелия регистрировались поверхностно-барьерным детектором с разрешением по энергии не хуже 15 кэВ, что позволило получать разрешение по глубине имплантированного слоя 18 Å/кэВ. Снимались энергетические спектры рассеянных ионов гелия при ориентировании оси (111) кристаллов в направлении пучка анализирующих ионов — «осевые» спектры и для неориентированной мишени «случайные». При построении шкалы глубин использовались значения фактора тормозного поперечного сечения ионов He^+ в неориентированных кристаллах GaAs [8]. При этом учитывалось изменение тормозной способности имплантированного слоя, обусловленное уменьшением концентрации атомов матрицы, с одной стороны, и добавлением атомов фосфора — с другой. Расчет профилей дефектов проводился итеративным методом. В качестве функции деканализации бралась функция распределения вероятности деканализации на тепловых колебаниях атомов решетки [9].

Экспериментальные результаты

Случайные спектры ОР ионов He^+ от кристаллов GaAs, имплантированных ионами фосфора высокими интегральными потоками, имеют характерные особенности. Приподнятые в области каналов 160 и меньше обусловлено дополнительным числом частиц гелия, рассеянных атомами фосфора, и по существу представляет распределение имплантированного фосфора. Уменьшение выхода случайных спектров вблизи поверхности (201 канал и меньше) связано с уменьшением концентрации атомов матрицы в имплантированном слое (поэтому при обсуждении профилей дефектов мы говорим об аморфизованном слое даже тогда, когда концентрация дефектов на профилях ниже, чем концентрация атомов в исходном кристалле).

Рассматривая спектры ОР кристаллов, облученных ионами P^+ с $E=60$ кэВ при $T_{\text{комн.}}$, представленные на рис. 1, заметим, что только при дозе $8 \cdot 10^{16}$ ион/см² наступает аморфизация всего имплантированного слоя (осевой спектр 8 совпадает со случайным 7 до глубины 70—80 нм). При дозах $3 \cdot 10^{15}$ и $3.2 \cdot 10^{16}$ ион/см² аморфизованный слой толщиной 15—30 нм лежит на глубине 50—60 нм. При этом сам приповерхностный слой толщиной 50—60 нм остается сильно нарушенным.

На рис. 2 показаны профили дефектов в кристаллах GaAs, имплантированных ионами P^+ при $T_{\text{комн.}}$ с $E=30$ кэВ (кривые 1, 2). При внедрении в GaAs ионов P^+ с $E=30$ кэВ аморфизованный слой образуется непосред-

ственно с поверхности, толщина его оценивается в 30—35 нм. Заметно расширение аморфизованного слоя с увеличением дозы.

Повышение температуры имплантации при внедрении ионов P^+ в арсенид галлия приводит к существенным изменениям в концентрации и распределении дефектов по глубине, что непосредственно отражается на ходе осевых спектров ОР. На рис. 3 представлены спектры ОР кристаллов GaAs, имплантированных различными дозами ионов фосфора при температуре $300^\circ C$. Как из них следует, величина выхода на осевых спект-

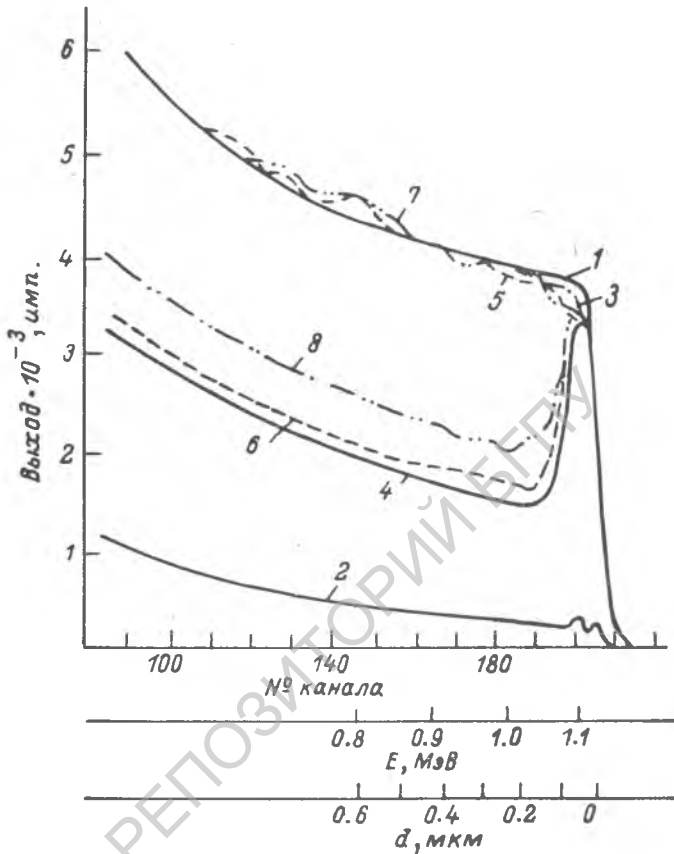


Рис. 1. Спектры ОР ионов He^+ от кристаллов арсенида галлия, имплантированных ионами фосфора с $E=60$ кэВ при $T_{комн.}$.

Случайные спектры: 1 — в исходном состоянии; имплантированные дозами, ион/см²: 3 — $3 \cdot 10^{15}$, 5 — $3.2 \cdot 10^{16}$, 7 — $8 \cdot 10^{16}$; 2, 4, 6, 8 — осевые спектры.

рах не достигает значений выхода случайных спектров даже для самых больших доз.

Рассматривая глубинное распределение дефектов при повышенных температурах имплантации (рис. 2, кривые 4, 3) отметим, что глубина залегания максимума на профилях дефектов составляет 100 нм при $E_{P^+} = 30$ кэВ, что значительно превышает \bar{R}_p (теор.) (расчет по теории ЛПШД дает \bar{R}_p и ΔR_p равными 30, 23; 39.7, 30.5; 59.2, 42.9 нм для энергии 30, 40 и 60 кэВ соответственно [10]).

Другое существенное отличие от облучения при $T_{комн.}$ заключается в том, что с ростом дозы происходит увеличение числа нарушений не столько из-за повышения их концентрации в пике, как в результате расширения дефектной области к поверхности (кривые 4, 6 и 8 на рис. 3).

При этом с ростом дозы, так же как при $T_{комн.}$, на спектрах ОР появляются «хвосты» дефектов, глубина распространения которых достигает нескольких сот нанометров.

Исследование имплантированных ионами P^+ кристаллов GaAs, выполненное методом ОР, подтвердило несоответствие теоретически предсказываемой и экспериментально наблюдаемой глубины залегания радиационных повреждений, образующихся в кристаллах GaAs при имплантации ионов [4, 5].

При комнатной температуре имплантации фосфора в GaAs глубина залегания максимума радиационных нарушений на 20—30% превышает рассчитанную по теории ЛШШ проекцию пробега ускоренных ионов. Более того, на осевых спектрах ОР кристаллов, имплантированных высокими интегральными потоками ионов, отчетливо разрешимы «хвосты» нарушений, обусловленные наличием дефектов на глубине, значительно большей $R_{p(\text{теор.})}$ (зависит от интегрального потока, энергии, например, при $E_{P^+} = 30$ кэВ, $\Phi = 7 \cdot 10^{16}$ ион/см² «хвосты» разрешаются на глубине выше 300 нм).

Можно назвать несколько причин, следствием которых явились бы отмеченные результаты. Прежде всего процессы радиационно-стимулированной диффузии генерируемых нарушений, протекающие во время внедрения, могут вызывать смещение профиля дефектов в глубину. Мы наблюдаем в эксперименте тенденцию смещения профиля дефектов в глубину кристалла с ростом дозы ионов, а следовательно, и продолжительности воздействия (рис. 1 и 2). Вместе с тем такой эффект частично мог бы быть следствием уменьшения тормозной способности имплантированного слоя при внедрении «синтезных» потоков ионов. Например, как следует из данных работы [11], удельные потери энергии ионов алюминия в алюминии в 2 раза меньше, чем в германии. Понятно, что при «синтезных» дозах имплантации фосфора в GaAs, когда достигаются средние значения $x = 0.3-0.5$ в $GaAs_{1-x}P_x$, этот эффект следует учитывать.

Наличие нарушений на больших глубинах (300—400 нм) хотя и можно было бы связать с каналированием ионов в начальный период имплантации, следует все же объяснить стимулированной облучением диффузией атомов фосфора в глубину, а мышьяка к поверхности в процессе внедрения как при $T_{\text{комн.}}$, так и при повышенных температурах.

Для уточнения причин и процессов, ответственных за превышение экспериментально наблюдаемой глубины залегания дефектов по сравнению с теоретическими оценками при «горячей» имплантации, выполнялись дополнительные эксперименты по сравнительному внедрению в предварительно разориентированные на 15° кристаллы GaAs. Глубина залегания профилей дефектов в сравниваемых кристаллах практически не различается. Концентрация дефектов в разориентированных кристаллах даже несколько ниже, чем в обычных кристаллах.

Таким образом, можно определенно считать, что распределение дефектов (наблюдаемых методом ОР) на большие глубины не вызвано каналированием ионов фосфора при «горячей» имплантации. Мы предполагаем, что наблюдаемое при повышенных температурах имплантации распределение нарушений обусловлено в основном упругими напряжениями между имплантированным слоем (содержащим синтезированный компонент GaP)

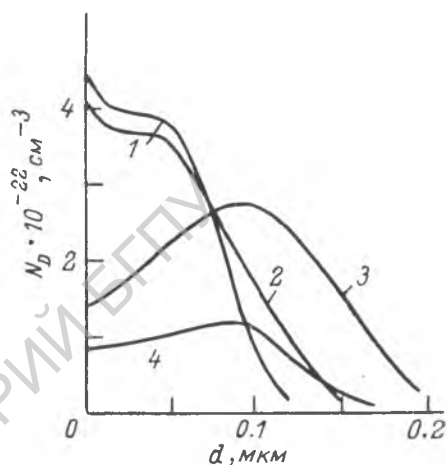


Рис. 2. Профили дефектов в GaAs, имплантированном ионами фосфора.

1, 2 — $T_{\text{комн.}}$, $E = 30$ кэВ; $T_{\text{импл.}}$, °С: 3 — 300, 4 — 350; Φ , ион/см²: 1 — $1.6 \cdot 10^{16}$, 2 — $7 \cdot 10^{16}$, 3 — $8.2 \cdot 10^{16}$, 4 — $3.3 \cdot 10^{16}$.

и матрицей. Большая глубина залегания границы объясняется тем, что при определенных условиях «горячего» легирования внедряемые ионы фосфора имеют возможность распространяться на глубины, значительно превышающие \bar{R}_p (теор.) [12].

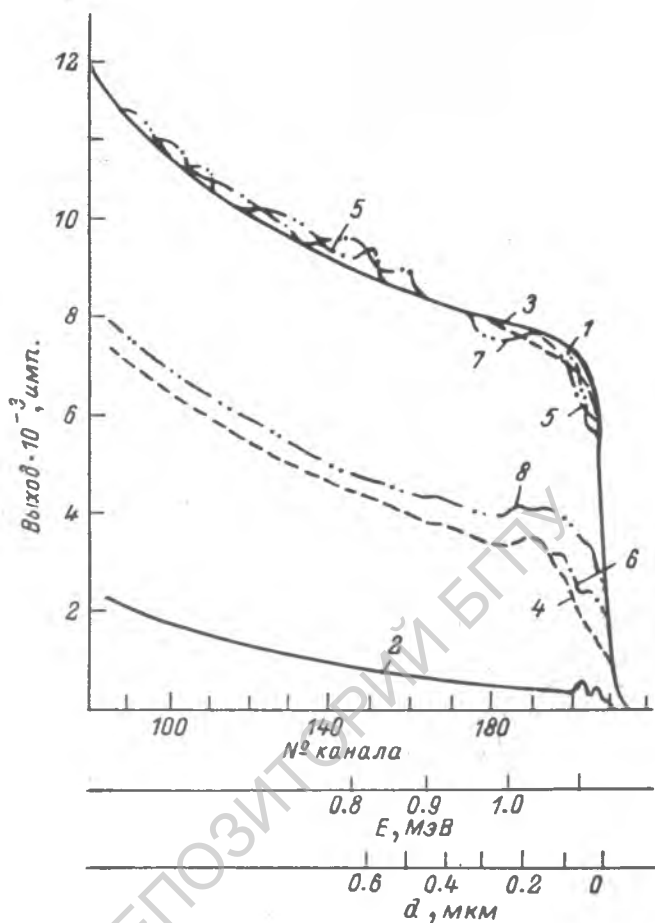


Рис. 3. Спектры ОР ионов He^+ от кристаллов арсенида галлия, имплантированных ионами фосфора с $E=60$ кэВ при $T_{\text{емпл.}}=300^\circ\text{C}$.

Случайные спектры кристаллов: 1 — в исходном состоянии; имплантированные дозы, ион/см²: 3 — $3 \cdot 10^{16}$, 5 — $1.5 \cdot 10^{17}$, 7 — $3.9 \cdot 10^{17}$; 2, 4, 6, 8 — осевые спектры.

Автор выражает признательность М. А. Кумахову и Ф. Ф. Комарову за участие в обсуждении экспериментальных результатов и высказанные при этом полезные замечания и предложения по интерпретации.

Л и т е р а т у р а]

- [1] R. G. Hansperger, O. J. Marsh. Appl. Phys. Lett., 19, 327 (1971).
- [2] И. М. Белый, Г. А. Гуманский, В. И. Карась, В. М. Ломако, И. С. Ташлыков, В. С. Тишков. ФТП, 9, 2027 (1975).
- [3] О. Н. Кузнецов, Л. В. Лежейко, Е. В. Любопытова. ФТП, 11, 1449 (1977).
- [4] В. М. Зелевинская, Г. А. Качурин, Л. С. Смирнов. Микроэлектроника, 2, А13, 252 (1973).
- [5] К. Аоки, Р. Гато, К. Масуда, С. Намба. Japan. J. Appl. Phys., 15, 405 (1976).
- [6] Ф. Ф. Комаров, И. С. Ташлыков. ДАН БССР, 21, 900 (1977).
- [7] Ф. Ф. Комаров, И. С. Ташлыков. ФТП, 11, 1976 (1977).
- [8] J. F. Ziegler, W. K. Chu. Thin Sol. Films, 19, 281 (1973).

- [9] E. Keil, E. Zeitler, W. Zinn. Zts. Naturforsch., 15a, 1031 (1960).
[10] М. А. Кумахов, Б. А. Муралев, Е. Г. Аверьянов, В. А. Симонов, Л. Г. Хавкин. Ст. деп. в ВИНТИ, № 700-75 (1975).
[11] L. C. Northcliffe, R. F. Schilling. Nucl. Data Tables, A7, 233 (1970).
[12] F. F. Komarov, I. S. Tashlykov. Proc. of IBMM Int. Conf. Budapest (1978).

Научно-исследовательский
институт прикладных физических
проблем при БГУ им. В. И. Ленина
Минск

Поступило в Редакцию
2 августа 1979 г.
В окончательной редакции
19 февраля 1980 г.

РЕПОЗИТОРИЙ БГПУ