

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ ОБРАТНОГО РАССЕЯНИЯ
КРИСТАЛЛОВ АРСЕНИДА ГАЛЛИЯ, ИМПЛАНТИРОВАННЫХ
ВЫСОКИМИ ИНТЕГРАЛЬНЫМИ ПОТОКАМИ ИОНОВ ФОСФОРА

И.С. ТАШЛЫКОВ

Научно-исследовательский институт прикладных физических
проблем при Белорусском государственном университете имени
Л. И. Ланько, Минск, СССР

ВВЕДЕНИЕ

Ионно-лучевой синтез полупроводниковых материалов представляет интерес в связи с исследованиями структурных превращений, возможным возникновением новых фаз при ионном внедрении, также как с точки зрения получения собственно интересующих соединений, так и для создания гетеропереходов. Хорошие возможности в этой связи представляет имплантация ионов P^+ и Al^+ в $GaAs$ [1,2,3]. Поэтому исследования изменений физических свойств, например, нарушений структуры кристаллов арсенида галлия при ионно-лучевом легировании фосфора имеет вместе с научной и практическую ценность.

Внедрение ионов в $GaAs$ приводит к образованию радиационных нарушений, концентрация и распределение по глубине которых не всегда согласуется с ожидаемыми. Например, при внедрении в $GaAs$ ионов Zn^+ и Cd^+ с энергией 20 кэВ толщина легированных слоев превышает расчётные значения, хотя при внедрении Ge^+ с $E=30$ кэВ пик повреждений несколько ближе к поверхности, чем предсказывает теория ЛШШ [4]. Изучая фотолюминисценцию и эффект Холла в кристаллах $GaAs$, имплантированных ионами Mg^+ и Cd^+ с $E=50$ кэВ, авторы [5] установили аномально глубокое распределение дефектов даже при комнатных температурах внедрения. Наличие под широкозонным слоем дефектной области, содержащей "лишние" атомы замещаемого компонента в облучённом ионами Al^+ и P^+ $GaAs$, отмечено в работе [3].

В данной работе сопоставляются новые результаты по исследовании профилей дефектов и атомов фосфора в $GaAs$, облучённом

ионами фосфора с различными: энергией, температурой, дозой, мощностью дозы и другими условиями. Обсуждаются особенности нарушений структуры, связанные не только с распределением омеженных атомов, но и с образованием фазы тройного соединения при внедрении P^+ в $GaAs$.

УСЛОВИЯ ЭКСПЕРИМЕНТА

Монокристаллы $GaAs$ n -типа, разрезанные по плоскости (III), механически, а затем, химически полированные, облучались ионами P^+ с $E=30, 40, 60$ кэВ и интегральными потоками от 3×10^{15} до 7×10^{17} ион/см². Внедрение ионов проводилось в кристаллы, находящиеся при комнатной температуре или подогреваемые до 150, 300, 350, 400 и 450°C. Плотность тока ионов оставалась 5-7, 10-15 или 30-40 мкА/см². Для изучения влияния ориентационного фактора на концентрацию и глубину залегания дефектов, распределения атомов фосфора проводились опыты по имплантации ионов фосфора в кристаллы, ось (III) которых предварительно ориентировалась под углом 15° к направлению пучка ионов. В ряде экспериментов осуществлялось ступенчатое легирование. В кристаллы внедрялись ионы с энергией 60 кэВ, а затем в те же кристаллы - с энергией 30 кэВ.

Импантированные кристаллы исследовались методом ОР с помощью ускоренных до энергии $E_0=1,4$ МэВ ионов $^4He^+$. Обратнo рассеянные на угол 160° ионы гелия регистрировались поверхностно-барьерным детектором с энергетическим разрешением не хуже 15 кэВ, что позволяло получать разрешение по глубине импантированного слоя 18 Å/кэВ. Снимались энергетические спектры рассеянных ионов гелия при ориентировании оси (III) кристаллов в направлении пучка анализирующих ионов - "осевые" спектры и для неориентированной мишени - "случайные". При построении шкалы глубин использовались табличные значения фактора тормозного поперечного сечения для ионов He^+ в неориентированных кристаллах $GaAs$ [8]. При этом также учитывалось изменение тормозной способности импантированного 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. Приподнятия в области каналов 100 и меньше обусловлены дополнительным числом частиц гелия, рассеянных атомами фосфора, и по-существу представляют распределение имплантированного фосфора. Уменьшение выхода случайных спектров вблизи поверхности (200 каналов и меньше) связано с уменьшением концентрации атомов матрицы (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 8×10^{16} ион/см² наступает аморфизация всего имплантированного слоя (осевой спектр 8 совпадает со случайным 7 до глубины $70 \sim 80$ нм). При дозах 3×10^{15} и $3,2 \times 10^{16}$ ион/см² аморфизованный слой толщиной $15 - 30$ нм лежит на глубине $50 - 60$ нм. При этом, сам приповерхностный слой размером $50 - 60$ нм, остается только сильно нарушенным.

На рис.2 показаны профили дефектов в кристаллах GaAs , имплантированных ионами P^+ при $T_{\text{комн.}}$ с $E=30$ кэВ (кривые 1 и 2), и при ступенчатом легировании (кривая 3). При внедрении в GaAs ионов P^+ с $E=30$ кэВ аморфизованный слой образуется непосредственно с поверхности, толщина его оценивается в $30 - 35$ нм. Заметно расширение аморфизованного слоя с увеличением дозы (кривые 1 и 2 на рис.2). Выполнение ступенчатого легирования при $T_{\text{комн.}}$ приводит к незначительному увеличению глубины залегания дефектов. Правда, более высокой оказывается концентрация дефектов на сравниваемых глубинах и увеличивается толщина аморфизованного слоя, что, очевидно, связано с величиной энергии ионов при легировании на первой ступени.

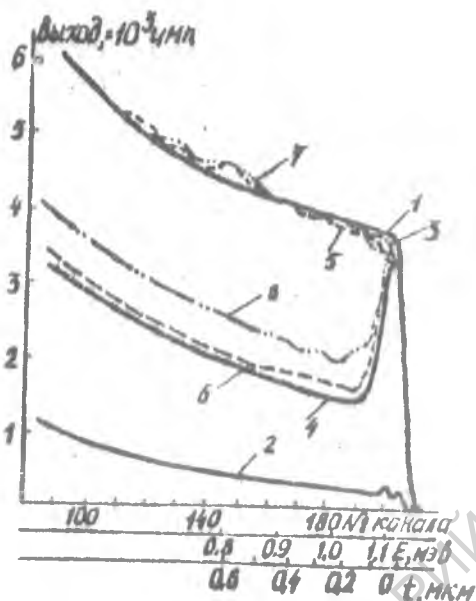


Рис.1. Спектры ОР ионов He^+ от кристаллов арсенида галлия, имплантированных ионами фосфора с $E=60$ кэВ при $T_{\text{комн}}$. Случайные спектры кристаллов: в исходном состоянии - 1; имплантированных дозами 3×10^{15} ион/см² - 3; $3,2 \times 10^{16}$ ион/см² - 5; 8×10^{16} ион/см² - 7. Осевые спектры соответственно - 2, 4, 6 и 8.

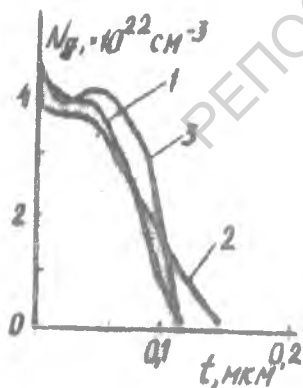


Рис.2. Профили дефектов в GaAs , имплантированном ионами фосфора. $T_{\text{комн}}$, $E=30$ кэВ, $\Phi=1,6 \times 10^{16}$ ион/см² - 1; $\Phi=7 \times 10^{16}$ ион/см² - 2; ступенчатое легирование с параметрами: $E=60$ кэВ, $\Phi=8 \times 10^{16}$ ион/см² и $E=30$ кэВ, $\Phi=3 \times 10^{16}$ ион/см² - 3.

При увеличении дозы имплантируемых ионов фосфора происходят не только изменения профилей дефектов. Вместе с профилями

ми дефектов нами анализировались площадь под пиком нарушений на осевых спектрах (S_y), которая служит интегральной характеристикой степени поврежденности облученных кристаллов, и J_{min} - отношение величины выхода осевого спектра к величине выхода случайного спектра в области за пиком нарушений, служащее в значительной мере характеристикой состояния границы между матрицей и имплантированным слоем.

Как следует из таблицы I, изменения J_{min} отличается от дозовой зависимости S_y .

Таблица I.

Значения S_y и J_{min} для различных интегральных потоков ионов фосфора, имплантированных в арсенид галлия $SE=60$ кэВ при разных температурах.

Т импл.	20 С			300 С		
Φ , $\times 10^{16}$ ион/см ²	0,3	3,2	8	3	15	39
S_y , отн. ед.	4,88	5,98	5,96	2,77	3,6	5,04
J_{min}	0,4	0,43	0,51	0,42	0,43	0,51

Содержание дефектов в имплантированных кристаллах изменяется незначительно при увеличении дозы более, чем на порядок, т.е. при интегральных потоках $3 + 8 \times 10^{16}$ ион/см² практически достигается насыщение дефектами поврежденного слоя. Однако, состояние границы между матрицей и имплантированным слоем матрицы меняется, на что указывает рост значений J_{min} с дозой.

Повышение температуры имплантации при внедрении ионов P^+ в арсенид галлия приводит к существенным изменениям концентрации и распределения 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 С. Как следует

из хода спектров, величина выхода на осевых спектрах не достигает значений выхода случайных спектров даже для самых больших доз.

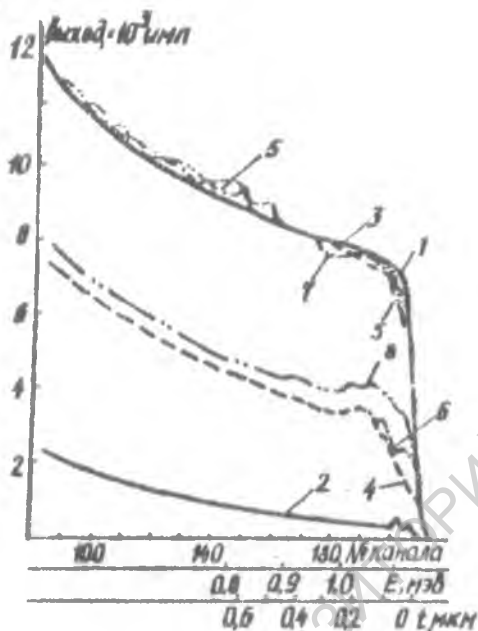
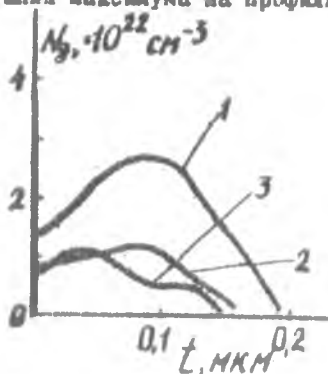


Рис.3. Спектры ОР ионов He^+ от кристаллов GaAs, имплантированных ионами фосфора с $E=60$ кэВ при $T_{\text{импл}}=300$ С. Случайные спектры кристаллов: в исходном состоянии - 1; имплантированных дозами 3×10^{16} ион/см² - 3; $1,5 \times 10^{17}$ ион/см² - 5; $3,9 \times 10^{17}$ ион/см² - 7. Осевые спектры - 2, 4, 6 и 8 соответственно.

Рассматривая глубинное распределение дефектов при повышенных температурах имплантации, рис.4, отметим, что глубина залегания максимума на профилях дефектов составляет 100 нм при



$E_p = 30$ кэВ, что значительно превышает \bar{R}_p теор. [10, 11].

Рис.4. Профили дефектов в арсениде галлия, имплантированном ионами фосфора. $E=30$ кэВ, $T_{\text{импл}}=300$ С, $\Phi=8,2 \times 10^{16}$ ион/см² - 1; $T_{\text{импл}}=350$ С, $\Phi=3,3 \times 10^{16}$ ион/см² - 2; $T_{\text{импл}}=400$ С, $\Phi=2 \times 10^{16}$ ион/см² - 3.

Другое существенное отличие от облучения при $T_{\text{комн.}}$ заключается в том, что с ростом дозы происходит увеличение числа нарушений (см. табл. I) не столько из-за повышения их концентрации в пике, как в результате расширения дефектной области, однако, не в сторону больших глубин, как это замечено при комнатной температуре внедрения, а к поверхности (кривые 4, 6 и 8 на рис. 3).

При этом, с ростом дозы, также как при $T_{\text{комн.}}$ на спектрах ОР присутствуют "хвосты" дефектов, глубина распространения которых достигает нескольких сот нанометров.

В таблице I также показано изменение J_{min} в кристаллах, облученных ионами фосфора при температуре 300 С. Интересно заметить, что изменения J_{min} , как по характеру, так и по величине коррелирует со значениями, представленными в табл. I для имплантации при $T_{\text{комн.}}$. Совпадение следует считать, конечно случайным, но оно говорит о том, что уровень поврежденности в области границы между имплантированным слоем и матрицей, характерный для имплантации при $T_{\text{комн.}}$, достигается при внедрении в подогреваемую мишень потоков ионов в 5 - 10 раз больших.

При проведении исследований изучалось также влияние плотности тока внедренных ионов на профили дефектов и фосфора при различных температурах мишеней во время имплантации. С этой целью исследовалась имплантация ионов P^+ при следующих плотностях ионного тока: $j = 5 - 7, 10 - 15$ и $30 - 40 \text{ мкА/см}^2$. На рис. 5 показаны профили дефектов в арсениде галлия, имплантированном при различных температурах высокими плотностями ионов фосфора ($j = 30 \text{ мкА/см}^2$). Для них характерны как более низкие концентрации дефектов, так и уменьшение глубины их залегания.

Установлено, экспериментально получаемое пространственное распределение фосфора, имплантированного в арсенид галлия, также, как и профили дефектов, существенным образом зависят от условий внедрения. Ниже мы рассмотрим и обсудим профили фосфора, однако заметим, из-за того, что фосфор легче атомов матрицы, в ряде случаев: при малых концентрациях и больших глубинах залегания, разрешение сигнала от атомов фосфора сравнимо с величиной ошибки. Поэтому при анализе профилей фосфора мы остановились только на тех, которые подтверждались статистически.

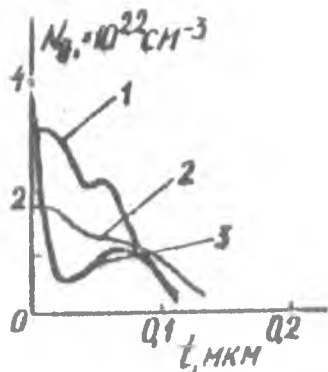


Рис.5. Профили дефектов в GaAs имплантированном ионами P^+ .
 $E=40$ кэВ, $\Phi=4 \times 10^{17}$ ион/см 2 ,
 $T=комн.$ - 1, $T=150$ С - 2,
 $T=400-450$ С - 3, $j=30-40$ мкА/см 2 .

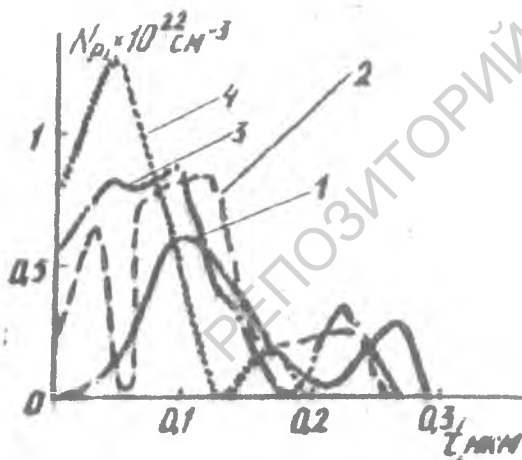


Рис.6. Профили фосфора в арсениде галлия
 $T_{импл.}=комн.$, $E=30$ кэВ
 $j=5-7$ мкА/см 2 , $\Phi=1,6 \times 10^{16}$ ион/см 2 - 1; $\Phi=7 \times 10^{16}$ ион/см 2 - 2; $E=60$ кэВ, $j=5-10$ мкА/см 2 , $\Phi=8 \times 10^{16}$ ион/см 2 - 3; $E=40$ кэВ, $j=30-40$ мкА/см 2 .

На рис.6 представлены профили фосфора, выдренного в арсениде галлия при комнатных температурах. Прежде всего обращает на себя внимания сложный характер профилей. Фосфор распределен не равномерно, его концентрация изменяется не монотонно с глубиной. Профили, как правило, имеют две области с максимумами, глубина залегания которых значительно превышает \bar{R}_p теор.

Для сравнения приводим таблицу 2 со значениями пробегов и страгглингов монов фосфора в арсениде галлия.

Значения проекций пробегов (\bar{R}_p), страгглингов пробегов ($\Delta\bar{R}_p$) и максимальных пробегов хорошо каналированных вдоль оси (III) монов фосфора в арсениде галлия

Е, кэВ	30	40	60	
\bar{R}_p , нм	30,0	39,7	59,2	[10]
	24,8	32,4	47,6	[11]
$\Delta\bar{R}_p$, нм	23,5	30,5	42,9	[10]
	15,7	19,6	27,1	[11]
R_{max} (III), мкм	2,76	3,19	3,90	[12]

Например, глубина залегания основного максимума (при плотностях тока внедряемых монов $j \leq 15$ мка/см²) составляет 80-100 нм, а второй пик залегает на глубине до 280 нм (см. кривые 1, 2, 3 на рис.6). С увеличением дозы монов наблюдается рост концентрации фосфора в области основного пика. При этом нами не установлено значительных отличий в профилях фосфора при изменении энергии монов в интервале 30 кэВ $\leq E \leq 60$ кэВ.

При внедрении фосфора в арсенид галлия высокими плотностями токов ($j = 30 - 40$ мка/см²) глубина распространения фосфора уменьшается. Как следует из рис.6 кривая 4, максимум основного пика залегает на глубине 40 - 60 нм и второй пик расположен на глубине 150 - 180 нм. Наблюдаемый рост концентрации фосфора не так значителен, как можно было бы ожидать при увеличении дозы до 4×10^{17} ион/см².

При повышении температуры мысленно в процессе внедрения монов фосфора мы наблюдаем весьма заметные изменения в концентрации

и глубине распространения фосфора по сравнению с внедрением при комнатной температуре. Некоторые из полученных профилей фосфора, имплантированного в кристаллы арсенида галлия, подогретаемые в процессе облучения, представлены на рис.7. Число максимумов и разрешимая глубина их залегания могут быть еще большими при увеличении дозы (рис.3 в [13]).

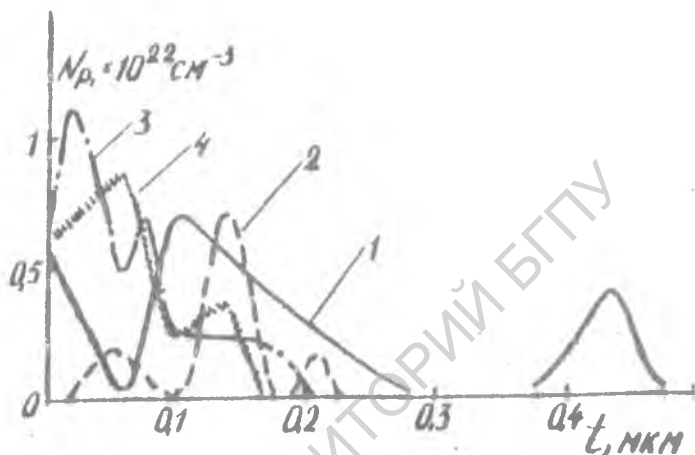


Рис.7. Профили фосфора, имплантированного в арсенид галлия при повышенных температурах. $E = 30$ кэВ, $T = 300$ С, $j = 5-7$ мкА/см², $\Phi = 8,2 \times 10^{16}$ ион/см² - 1; $T = 400$ С, $\Phi = 2 \times 10^{16}$ ион/см² - 2; $T = 450$ С, $j = 10-15$ мкА/см², $\Phi = 2,7 \times 10^{17}$ ион/см² - 3; $E = 60$ кэВ, $T = 450$ С, $\Phi = 4 \times 10^{17}$ ион/см² - 4.

Если температура мишени при облучении еще более высокая, например, 400 или 450 С, то в ряде случаев наблюдается уменьшение числа разрешаемых методом ОР пиков фосфора при тенденции снижения концентрации фосфора в контролируемых пиках. Данные эффекты несомненно обусловлены усилением диффузионных процессов, на чем более подробно мы остановимся ниже.

Отличным образом изменяются профили фосфора при повышении

температури кристаллов арсенида галлия в процессе имплантации, если внедрение осуществляется высокими плотностями тока ионов. На рис.8 показаны профили фосфора, внедренного при различных температурах: $T_{\text{комн.}}$, 150 С, 450 С. Так, концентрация фосфора в области пика на 50% выше, если $T_{\text{импл.}} = 150 \text{ С}$, а не комнатная (см. кривые 1 и 2 на рис.8). При дальнейшем увеличении температуры имплени до 450 С происходит снижение концентрации фосфора по всей глубине распространения. До 90% разрешаемого методом ОР фосфора залегает вблизи поверхности в слое толщиной $\sim 50 \text{ нм}$. Его содержание в слое оценивается $\sim 0,8 \times 10^{17} \text{ ион/см}^2$. Заметим, что внедрялось $\sim 4 \times 10^{17} \text{ ион/см}^2$.

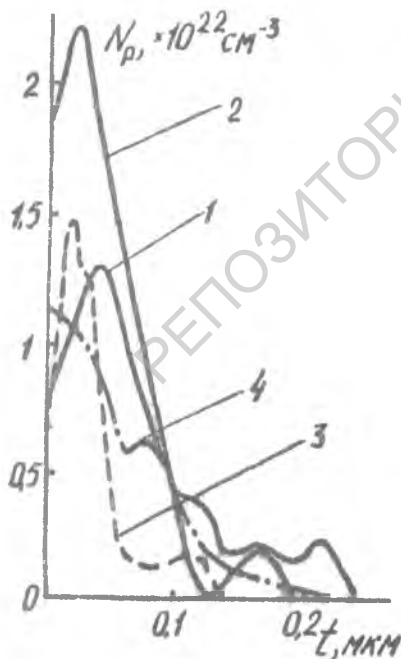


Рис.8. Профили фосфора имплантированного в арсенид галлия при различных температурах высокими плотностями тока ионов. $E=40 \text{ кэВ}$, $j=30-40 \text{ мкА/см}^2$, $\Phi=4 \times 10^{17} \text{ ион/см}^2$. $T=\text{комн.} - 1$; $T=150 \text{ С} - 2$; $T=450 \text{ С}$ и угол разворота $\alpha=0^\circ - 3$; $T=450 \text{ С}$ и $\alpha=15^\circ - 4$.

Исследование имплантированных ионами P^+ кристаллов GaAs, выполненное методом обратного резерфордского рассеяния легчайших ионов, показало несоответствие теоретически предсказываемой и экспериментально наблюдаемой глубин залегания радиационных повреждений.

При комнатной температуре имплантации фосфора в GaAs глубина залегания максимума радиационных нарушений на 20-30% превышает рассчитываемую по теории ЛШМ проекцию пробега ускоренных ионов. Более того, на осевых спектрах ОР кристаллов, имплантированных высокими интегральными потоками ионов, отчетливо разрешены "хвосты" приподнятий, связанных с наличием нарушений на глубине, значительно большей \bar{R}_p (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 может 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 два раза меньше, чем в германии. Понятно, что при синтезных дозах имплантации фосфора в GaAs, когда достигаются средние значения $X = 0,3 \pm 0,5$ в $GaAs_{1-x}P_x$, этот эффект следует учитывать.

Наличие дефектов на больших глубинах (300 - 400 нм) хотя и можно было бы связать с каналированием ионов в начальный период имплантации, следует все же объяснять частично стимулированной облучением диффузией дефектов в процессе внедрения, а также частично это могло бы быть следствием распространения на большую глубину упругих деформаций, возникающих на границе между матрицей и имплантированным слоем, как, например, отмечалось в им-

плантированном различными ионами кремния [14], поскольку в имплантированном слое уже может содержаться такое количество фосфора, которое достаточно для синтеза тройного соединения с отличающимися на $\sim 4\%$ [15] от матрицы параметрами кристаллической решетки.

Вместе с тем, все же, упругие напряжения в решетке приводят, в основном, к повышению общего уровня деканалирования анализирующих ионов при движении их вдоль канала. Этот эффект отчетливо проявился при выполнении настоящих исследований. На рис.9 показан нормированный осевой выход некоторых из кристаллов GaAs, имплантированных фосфором.

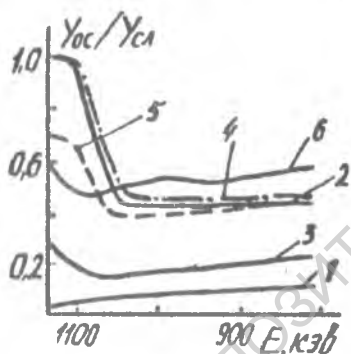


Рис.9. Нормированный осевой выход кристаллов GaAs: исходного — 1, имплантированных ионами фосфора с $E=60$ кэВ при $T_{\text{комн}}$ дозами 3×10^{15} ион/см² — 2; $3,2 \times 10^{16}$ ион/см² — 4; после отжига при 500°C — 3 и 5 соответственно; при $T_{\text{импл}} = 450^\circ\text{C}$ дозой 4×10^{17} ион/см² — 6.

Уровень деканалирования анализирующих ионов He^+ сравним при дозах 3×10^{15} и $3,2 \times 10^{16}$ ион/см², кривые 2 и 4, однако, природа нарушений, приводящих к такому деканалированию, различна. На это указывает изменение в степени деканалирования ионов гелия в этих же кристаллах после термообработки, кривые 3 и 5. В области за пиком нарушений не происходят сколько-нибудь значительные изменения в ходе кривых имплантированного дозой $3,2 \times 10^{16}$ ион/см² и отожженного кристалла, кривые 4 и 5, в то время, как разница между кривыми 2 и 3 составляет 25%. В последнем, путем изменения энергии анализирующих ионов, мы попытаемся определить типы дефектов в имплантированных при $T_{\text{комн}}$ и отожженных кристаллах.

Как отмечено выше, глубина залегания максимума на профилях дефектов и его страгглинг (рис.4) могут в несколько раз превышать расчетные значения проекции пробега и страгглинга ионов фосфора в GaAs (см.Табл.2) при "горячем" легировании.

Для уточнения причин и процессов, ответственных за превышение экспериментально наблюдаемой глубины залегания дефектов по сравнению с теоретическими оценками, выполнялись дополнительные эксперименты.

Поскольку при "горячем" легировании, когда создаются определенные условия для отжига генерируемых дефектов в процессе внедрения, значительная глубина залегания дефектов могла быть связана с каналированием части ионов P^+ при внедрении (при этом хорошо каналированные ионы P^+ с $E=30$ и 60 кэВ могут иметь пробег $R_{max}=2,76$ и $3,90$ мкм соответственно), выполнялось сравнительное внедрение в предварительно разориентированные на 15° кристаллы арсенида галлия. Пример одного из результатов сравнительной имплантации иллюстрируется на рис.10. Глубина залегания профилей дефектов в сравниваемых кристаллах практически не различается. Концентрация дефектов в кристалле, ось которого при облучении ориентировалась под углом 15° к направлению пучка ионов фосфора, даже ниже, чем в обычно ориентированном кристалле.

Таким образом, можно определенно считать, что распределение дефектов (наблюдаемых методом ОР) на большие глубины не связано с каналированием ионов фосфора при "горячей" имплантации. Это позволяет предположить, что распределение дефектов, наблюдаемое при повышенных температурах имплантации обусловлено, в основном, упругими напряжениями на границе между имплантированным слоем и матрицей. Большая глубина залегания границы может быть объяснена тем, что при определенных условиях "горячего" легирования внедряемые ионы фосфора имеют возможность распространяться на глубины, значительно превышающие R_p , теор., что обсуждается ниже.

Ход кривой б на рис.9 свидетельствует о весьма высоком уровне деканалирования ионов гелия в кристалле GaAs, имплантированном при $450^\circ C$, что безусловно вызвано упругими искажениями между ориентированными слоями тройного соединения и матрицей и является дополнительным аргументом в пользу механизма, ответственного за большую глубину залегания максимума профиля дефектов при "горя-

чем легировании, обсужденного выше.

Эксперименты, выполненные при различных плотностях ионного тока, показали, что уровень дефектности имплантированных фосфором кристаллов GaAs может зависеть и от этого параметра. Если при изменении плотности тока внедряемых ионов от 5 до 15 мкА/см² существенных различий в профилях дефектов не выявлено, то при имплантации GaAs ионами фосфора с плотностью тока ≈ 30 мкА/см² происходит уменьшение как концентрации дефектов, так и глубины их распространения, рис. 5. При этом, даже при комнатной температуре внедрения имплантированный слой остается не аморфизованным. По-видимому, при внедрении ионов фосфора в GaAs при $T_{\text{комн}}$ с $j \approx 30$ мкА/см² в имплантируемых слоях процессы синтеза сопровождаются процессами ионно-стимулированной кристаллизации. Заметим, что эффект кристаллизации аморфных слоев при высоких интенсивностях имплантации в кремнии был обнаружен и изучен авторами [16]. Однако, на кремнии ионно-стимулированная кристаллизация разупорядоченных слоев имеет место при $j \approx 100$ мкА/см².

Обсуждая профили дефектов на рис. 3, отметим наличие весьма тонкого слоя на самой поверхности с высокой концентрацией дефектов в нем при 400-450°C внедрения, кривая 3. Как показали электрографические исследования, при высоких интенсивностях ионного тока и высоких температурах на поверхности GaAs, имплантированного фосфором, в ряде опытов образовывались поликристаллические включения островкового типа.

Уменьшение глубины залегания дефектов безусловно связано с сокращением продолжительности имплантации, при этом роль диффузионных процессов ограничивается.

Обсуждая экспериментальные профили фосфора, прежде всего следует отметить имеющуюся корреляцию между обсужденными выше закономерностями изменения профилей дефектов в зависимости от дозы ионов, от температуры имплантации, от мощности дозы.

Так, глубина залегания основного пика выше T_p теор и наблюдается тенденция его распространения на большую глубину с ростом дозы. Разрешаемая методом ОР глубина залегания фосфора существенно больше при "горячем" внедрении (при $j < 30$ мкА/см²), чем при $T_{\text{комн}}$ имплантации, например, профили из рис. 6 и 7.

Значительная глубина расположения основного максимума профиля дефектов и большая, чем ΔR_p теор, полуширина профиля безупорядочно связаны с диффузией внедренных атомов фосфора в процессе имплантации. В контрольных опытах с предварительно разориентированными кристаллами не было получено сколько-нибудь заметных отличий в профилях фосфора, т.е. эффект каналирования не играет заметной роли в распределении фосфора при внедрении его в арсенид галлия. В пользу данного предположения говорят результаты, полученные при имплантации с высокими (≥ 30 мкА/см²) плотностями ионного тока, когда снижается продолжительность легирования, и таким образом, роль диффузионных процессов ограничивается. Представленные на рис. 6 профили фосфора находятся в удовлетворительном согласии с расчетами (для \bar{R}_p и ΔR_p), выполненными по теории ЛНН. Они также согласуются с представленными в работе [17] профилями, которые получены при исследовании распределения радиоактивного фосфора методом послойного удаления тонких слоев.

Чтобы понять и объяснить немонокотность зависимости концентрации внедренного фосфора от глубины, необходимы дополнительные эксперименты. Вместе с тем, известны профили фосфора в тройном соединении на основе арсенида галлия, полученном газотранспортной эпитаксией, также с немонотонным распределением фосфора по глубине [18]. Авторы этой работы считают, что из-за несоответствия параметров решетки GaAs и GaP могут создаваться условия, определяющие выгодность сложного распределения при автоколебательном механизме осаждения в процессе роста эпитаксиальной пленки.

При внедрении фосфора с высокими плотностями ионного тока на спектрах ОР отмечается значительно меньшее количество фосфора в исследуемых кристаллах, чем внедряется. Может быть несколько причин, приводящих к такому несоответствию. Мы полагаем, что это — результат интенсивного распыления поверхности, однако, необходимы специальные исследования, чтобы убедиться в справедливости данного предположения.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, при исследовании имплантации фосфора в арсенид галлия установлены закономерности зависимостей образования дефектов: их концентрации, глубины залегания от температуры внедрения и плотности ионного тока, от величины интегрального потока ионов, внедряемых с энергией $30 \leq E \leq 60$ кэВ.

При комнатных температурах облучения при дозах ионов фосфора равных и выше 3×10^{15} ион/см² происходит аморфизация арсенида галлия. Пик дефектов на профилях находится на глубине, превышающей на 20-30% рассчитываемую по теории ЛЭМ проекцию пробега \bar{E}_p ускоренных ионов фосфора в неориентированной арсениде галлия.

В области температур имплантации $150 \text{ }^\circ\text{C} \leq T \leq 500 \text{ }^\circ\text{C}$ аморфизация кристаллов арсенида галлия в изученном интервале доз до 7×10^{17} ион/см² не происходит. Глубина залегания максимума на профилях радиационных нарушений может достигать значений, превышающих \bar{E}_p в несколько раз.

Как при комнатных температурах внедрения, так и при "горячей" имплантации на спектрах ОР в ряде опытов отмечаются "хвосты" дефектов до глубины в несколько сотен нанометров.

Превышение глубины залегания пика дефектов, а также появление глубинных дефектных "хвостов" обусловлено не проявлением эффекта каналирования ионов фосфора при внедрении, а ускоренной радиацией диффузией атомов фосфора и дефектов в процессе облучения, дополнительно стимулированной температурой при горячем легировании.

Имплантация фосфора в арсенид галлия при плотностях ионного тока выше 30 мкА/см² является эффективным средством снижения концентрации и глубины распространения дефектов.

При имплантации арсенида галлия ионами фосфора характерно весьма сложное распределение внедренной компоненты. Установлено, что глубина распространения фосфора превышает \bar{E}_p теор при комнатных температурах внедрения и особенно при "горячей" имплантации, если внедрение выполняется ионами с плотностью тока $j \leq 15$ мкА/см². При этом профили фосфора изменяются немонотонно с глубиной и имеют несколько максимумов, число которых увеличивается с повышением температуры имплантации.

Внедрение в арсенид галлия ионов фосфора с высокими плотностями пикового тока ($j > 10 \text{ мА/см}^2$) приводит к распределению внедренной компоненты, согласующемуся, в основном, с расчетами по теории ЛНД.

В заключение автор выражает благодарность М.А.Кумахову и Ф.Ф.Комарову за полезные дискуссии при обсуждении результатов, Т.В.Поздееву и Н.Е.Картинюв за оказанную помощь при выполнении и оформлении работы.

Л И Т Е Р А Т У Р А

1. Knappeberger H.G., March O.J. $\text{Ga}_{1-x}\text{Al}_x\text{As}$ produced by Al^+ ion implantation of GaAs. *Carpl. Phys. Lett.* 1971, v. 19, #9, p. 327-329.
2. Белый И.М., Гуманский Г.А., Карась В.И., Ломако Б.М., Ташлыков И.С., Тихов В.С. Синтез соединения $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{P}$ и $\text{GaAs}_{1-x}\text{P}_x$ при внедрении ионов Al^+ и P^+ в GaAs. - "Физ. и тех. полупроводников", 1975, т.9, №10, стр.2027-2029.
4. Зелевинская В.М., Качурич Г.А., Смирнов Л.С. Ионное легирование арсенида галлия. - "Микроэлектроника", 1973, т.2, №3, стр. 252-258.
3. Кузнецов О.Н., Леженко Л.Б., Любопытова Е.В. Синтез твердых растворов при внедрении ионов Al^+ и P^+ в GaAs. - "Физ. и тех. полупроводников", 1977, т.11, №8, стр.1449-1452.
5. Aoki K., Oono H., Masuda K., Namba S. Depth distribution of defects in Mg-ion and Cd-ion implanted GaAs. - "Jap. J. Appl. Phys.", 1976, v. 15, #2, p. 405-406.
6. Комаров Л.Ф., Ташлыков И.С. Исследование образования дефектов в GaAs при ионно-лучевом легировании. - "Докл. АН БССР", 1977, т.21, №10, стр.900-903.
7. Комаров Л.Ф., Ташлыков И.С. Дефектообразование в арсениде галлия при имплантации ионов фосфора при различных температурах. "Физ. и тех. полупроводников", 1977, т.11, №10, стр.1976-1978.
8. Kiegler J.P., Chu F.K. Stepping cross sections and backscattering factors for the He^+ ions in matter Z-1-92, $\text{B}(\text{He})=400-4000 \text{ keV}$. - "Atomic data and nuclear data tables", 1974, v. 13, #5, p. 463-490.

9. Keil B., Zeitler B., Zinn W. Zur Einfach- und Mehrfachstreuung geladener Teilchen. - "Z.f.Naturforsch.", 1960, b.15a, 1031-1038.
10. Кумахов М.А., Муралёв В.А., Аверьянов Е.Г., Симонов Б.А., Хавкин Л.Г. Проективные пробег и разброс пробегов для I240 комбинация ион-мишень в интервале энергия 20 кэВ $\leq E \leq 1000$ кэВ. "Депон. ВИНТИ", 1975, №700-75.
11. Brice D.K. Spatial distribution of ions incident on solid target as a function of instantaneous energy. 1971, "SO-RR-71", SO599.
12. Комаров В.Ф., Кумахов М.А. Electronic energy loss of ions in the modified Birsov theory. - "Phys. Stat. Sol.(b)", 1973, v.58, p.389-400.
13. Белья И.М., Комаров В.Ф., Тамликов И.С., Гетц Г. Ширмер Г. Радиационное повреждения и распределение внедрённой примеси в арсениде галлия при имплантации ионов фосфора. - "Труды УП Международной конференции по атомным столкновениям в твёрдых телах", 1977, Москва.
14. Götz G., Klinge K.D., Schwabe F., Solovjov V.S. Tiefenverteilung von Strahlenschäden in implantierten Siliziumeinkristallen. - "Experimentelle Technik der Physik", 1977, b.25, #1, s.71-79.
15. Берг А., Лин П. Светодиоды. М., Мир, 1973.
16. Dvurechensky A.V., Gerasimenko M.M., Romanov S.I., Smirnov I.D. High dose effects in ion implantation. - "Rad. Eff.", 1976, v.30, p.69-71.
17. Zuk W., Bazylyuk D., Tarnowska E. Influence of the radiation damage on range distribution of ^{32}P atoms implanted in monocrystals GaAs. - "Polia societatis scientiarum Lublinensis" 1976, v.18, Mat.-Fiz.-Chem. 2, 237.
18. Бондаренко Л.А., Лисовая К.К., Максимов С.К., Нагдаев Е.Н. Особенности структуры эпитаксиальных плёнок $\text{GaAs}_{1-x}\text{P}_x$. "Тезисы докладов III Всесоюзного совещания "Дефекты структуры в полупроводниках", часть 2", Новосибирск, репринт НГУ, 1978, стр.247.