

УДК 621.315.592

ПОВРЕЖДЕНИЕ GaAs ПРИ ИМПЛАНТАЦИИ Al^+ И P^+ С РАЗЛИЧНОЙ ПЛОТНОСТЬЮ ИОННОГО ТОКА

Ташлыков И. С., Картер Г., Нобс М.

Представлены и обсуждаются новые результаты исследования с применением метода ОР каналированных ионов в условиях повышенного глубинного разрешения динамики повреждения структуры кристаллов арсенида галлия при имплантации ионов алюминия и фосфора с различной плотностью ионного тока ($j=0.1-5$ мкА/см²).

Показано, что в изученном интервале доз ионов ($10^{14}-10^{16}$ см⁻²) слоевая концентрация дефектов в имплантированных кристаллах и их распределение по глубине существенно зависят от величины ионного тока ионов как фосфора, так и алюминия. Эффект объясняется изменением соотношения формирующихся в арсениде галлия различных типов вторичных дефектов при разных j внедряемых ионов.

В экспериментах по ионно-лучевому легированию полупроводников, а также при практическом применении ионной имплантации (ИИ), как правило, задаются и выдерживаются такие параметры, как энергия и доза ионов, температура мишеней. Однако результаты, получаемые в разных лабораториях, зачастую не совпадают, а в различных опытах невоспроизводимы.

Вместе с тем в моделях дефектообразования в полупроводниках при ИИ, которые развиваются в нашей стране [1-3] и за рубежом [4, 5], к важным параметрам относят плотность ионного тока (ПИТ) j . Действительно, в экспериментах по ИИ B^+ в Si с $E=50$ кэВ получено, что при прочих равных условиях степень разупорядочения структуры кремния тем выше, чем больше j [6]. Этими же авторами при изучении эффекта «дальнодействия» [7] теоретически оценено, что число нарушений, «видимых» на обратной стороне мишени, должно расти со снижением j , так как при этом уменьшается число стабильных вторичных комплексов в области торможения ионов. Как следствие последнего, более эффективны генерация и перестройка дефектной системы за счет распространения энергии упругих столкновений из имплантированного слоя.

В работе [8] отмечалось, что при внедрении в кремний ионов P^+ с $j_{ср}$ от 2 до 10 мкА/см² максимум в распределении примеси смещается к поверхности с ростом $j_{ср}$. ПИТ, начиная с некоторого для конкретных условий порогового значения, играет существенную роль в процессах, протекающих при ИИ, таких как образование новой фазы, инверсия типа проводимости, рекристаллизация аморфного материала и др. [9]. При изучении повреждения структуры GaAs, имплантированного In^+ с $E=40$ кэВ и j от 0.01 до 1.5 мкА/см², было установлено: чем выше j , тем раньше наступает аморфизация и выше ее уровень [10]. Еще раньше Айзенем и др. [11] при изучении имплантации B^+ в Si (200 кэВ, $j=0.06-15$ мкА/см²), Вайсенбергером и др. [12] при внедрении Zn^+ , Xe^+ в GaAs (~ 140 кэВ, $j=0.9, 1.5$ и 85 нА/см²) отмечалось, что повреждение сильно зависит от j (растет с j). При этом эффект ослабевает со снижением температуры мишени.

Имеются публикации, в которых сообщается об отсутствии влияния ПИТ на повреждение структуры кристаллов. Например, это отмечалось при внедрении тяжелых ионов в кремний [13], однако при имплантации N^+ с $E=20$ и 180 кэВ при 80 и 381 К не было замечено влияния мощности дозы (j менялась от 0.16 до 4.8 мкА/см²) на аморфизацию кремния [14].

Нами выполнено исследование влияния j на повреждение структуры GaAs, имплантируемого ионами P^+ и Al^+ . С этой целью (100)-GaAs кристаллы облу-

чались при $T_{\text{комн}}$ ионами P^+ с $E=40$ кэВ, $\Phi=10^{14}$, 10^{15} , 10^{16} см^{-2} и Al^+ с $E=60$ кэВ, $\Phi=1.3$ и $2 \cdot 10^{15}$ см^{-2} . Плотность ИТ составляла 0.5 и 5.0 $\text{мкА}/\text{см}^2$ для P^+ , 0.1–0.15 и 1–3 $\text{мкА}/\text{см}^2$ для Al^+ . Чтобы избежать эффекта каналирования, ИИ выполняли в кристаллы, ось (100) которых была отклонена на 7° от направления пучка ионов.

Повреждение структуры GaAs изучали с применением метода обратного рассеяния (ОР) в сочетании с каналированием ионов He^+ с $E_0=1$ и 2 МэВ. Спектры ОР ионов гелия регистрировались поверхностно-барьерным детектором с $\Delta E=15$ и 22 кэВ в условиях стандартной ($\theta=150$ или 168°) и оптимизированной ($\theta=99^\circ$) геометрии. При этом достигалось разрешение по глубине в 5.96, 8.33 и 2.08 $\text{нм}/\text{канал}$ соответственно.

Как показал анализ энергетических спектров ОР ($\theta=168^\circ$) от кристаллов, имплантированных ионами P^+ в различных условиях [16], при дозе 10^{14} $P^+/\text{см}^2$

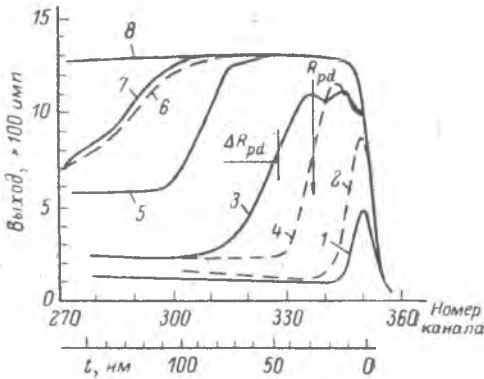


Рис. 1. Осевые спектры ОР ($\theta=99^\circ$) ионов He^+ с $E=2$ МэВ от (100)-GaAs.

1 — исходный, 2, 4, 6 — после имплантации при $T_{\text{комн}}$ ионами P^+ с $E=40$ кэВ, $\Phi=10^{14}$ (2), 10^{15} (4) и 10^{16} см^{-2} (6) при $j=0.5$ (2, 4, 6) и 5 $\text{мкА}/\text{см}^2$ (3, 5, 7); 8 — спектр неориентированного кристалла.

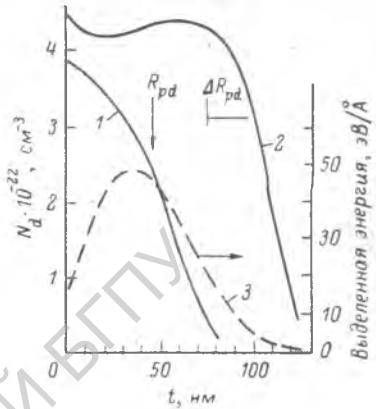


Рис. 2. Профили распределения дефектов по глубине в (100)-GaAs, имплантированном при $T_{\text{комн}}$ ионами Al^+ с $E=60$ кэВ. $\Phi \cdot 10^{-15}$, см^{-2} : 1 — 1.3, 2 — 2; j , $\text{мкА}/\text{см}^2$: 1 — 0.1–0.15, 2 — 1–3; 3 — профиль распределения энергии, выделенной в GaAs при упругих взаимодействиях ионов с $E=60$ кэВ [16].

слоевая концентрация нарушений при $j=0.5$ $\text{мкА}/\text{см}^2$ составляет $(N_d t)_{0.5} = 2.1 \cdot 10^{16}$ см^{-2} , что в ~ 6.2 раза меньше, чем $(N_d t)_5$ при $j=5$ $\text{мкА}/\text{см}^2$. С ростом дозы различие в слоевой концентрации дефектов снижается. Так, при $\Phi=10^{15}$ $P^+/\text{см}^2$ имеем $(N_d t)_{0.5} = 1.6 \cdot 10^{17}$ см^{-2} , а отношение $(N_d t)_5 / (N_d t)_{0.5} = 1.44$. При $\Phi=10^{16}$ $P^+/\text{см}^2$ отношение $(N_d t)_5 / (N_d t)_{0.5} = 1.12$.

Чтобы понять причины столь существенных различий в слоевой концентрации нарушений в ИИ GaAs, рассмотрим на рис. 1 осевые спектры ОР, снятые в геометрии повышенного глубинного разрешения, которые по существу отражают профили распределения дефектов. Если ИИ P^+ выполняют с $j=5$ $\text{мкА}/\text{см}^2$, то при $\Phi=10^{14}$ см^{-2} распределение нарушений близко к ожидаемому как по глубине залегания максимума концентрации дефектов, так и по страгглингу [16] (кривая 3, рис. 1). При увеличении дозы до 10^{15} $P^+/\text{см}^2$ наступает аморфизация приповерхностного слоя толщиной $(R_{pd} + \Delta R_{pd})$, и при $\Phi=10^{16}$ $P^+/\text{см}^2$ аморфный слой (АС) имеет толщину $(R_{pd} + 3.5 \Delta R_{pd})$ (кривые 5, 7, рис. 1). Рост толщины аморфного слоя с Φ отмечался ранее на кремнии [17] и, как подтверждается в настоящем исследовании динамикой изменения спектров, обусловлен накоплением нарушений на «хвостах» профилей дефектов и их диффузией вглубь.

Существенно отлично дефектообразование в GaAs при имплантации P^+ с $j=0.5$ $\text{мкА}/\text{см}^2$. Во-первых, при дозах 10^{14} и 10^{15} $P^+/\text{см}^2$ глубина залегания дефектов меньше R_{pd} , и, во-вторых, уровень повреждения структуры значительно ниже, чем при внедрении P^+ с $j=5$ $\text{мкА}/\text{см}^2$ (кривые 2, 4, рис. 1). Это свидетельствует об интенсивно протекающем отжиге нарушений уже во время имплантации. Только при дозе 10^{16} $P^+/\text{см}^2$ достигается аморфизация, причем профиль распределения дефектов в этом случае близок к профилю нарушений при этой дозе и $j=5$ $\text{мкА}/\text{см}^2$ (кривые 6, 7, рис. 1).

Подобная зависимость повреждения GaAs от j наблюдается при внедрении ионов Al^+ . Как следует из хода кривых на рис. 2, на котором представлены профили нарушений в (100)-GaAs, имплантированном Al^+ с $E=60$ кэВ, при уменьшении j от $1 \div 3$ мкА/см² до $100 \div 150$ нА/см² значительно снижаются уровень повреждения структуры, а также глубина залегания дефектов.

Полученные зависимости повреждения структуры GaAs от дозы ионов в условиях различных j согласуются с действующими моделями разупорядочения полупроводников при ионном внедрении [1-3, 5]. Так, при имплантации в GaAs таких легких ионов, как P^+ и Al^+ , с энергией в десятки кэВ в нем возможно образование простых дефектов (пар Френкеля) и кластеров дефектов. Некоторые из них стабильны, а некоторые нет, поэтому могут, мигрируя при $T_{\text{жог}}$, отжигаться. С дозой число стабильных кластеров увеличивается. Взаимодействуя друг с другом, они образуют области скопления дефектов, которые могут, перекрываясь, формировать зародыши аморфных зон (АЗ). Далее при увеличении плотности зародышей АЗ и их перекрытии образуется сплошной АС.

Понятно, что с увеличением j растет скорость генерации, как простых дефектов, так и стабильных кластеров дефектов. Поэтому предпочтительней представляются процессы агломерации кластеров дефектов с образованием АЗ и затем сплошного АС. В результате для одинаковой дозы слоевая концентрация нарушений больше в кристаллах, имплантированных с более высокой j . При высоких дозах, когда сформированы АС, отжиг простых дефектов становится несущественным и измеряемое нарушение нечувствительно к мощности дозы.

Уместно заметить, что один из выводов теоретического рассмотрения роли j в эффекте «дальнего действия» [7] подтверждается экспериментальными результатами настоящей работы. В частности, при уменьшении j ионов P^+ и Al^+ , внедряемых в GaAs, концентрация стабильных вторичных комплексов в области торможения ионов сравнительно невысока до доз $\sim 10^{15}$ см⁻² (кривые 2, 4, рис. 1; кривая 1, рис. 2). Поэтому действительно следует ожидать большую при таких режимах ИИ концентрацию нарушений на обратной стороне образца, чем при высоких j .

Вместе с тем следует отметить, что имеются исследования, в которых установлено снижение степени разупорядочения структуры имплантируемых кристаллов с ростом j начиная с определенного порогового значения. Так, изучая с применением метода ОР протонов повреждение структуры (111)-Si ионами B^+ с $E=120$ кэВ, $\Phi=5 \cdot 10^{18}$ см⁻² и $j=0.5, 2.5, 25$ и 250 мкА/см², автор [18] заметил, что при $j \geq 25$ мкА/см² происходит резкое уменьшение степени разупорядоченности структуры кремния, что объясняется отжигом нарушений в результате нагрева образца за счет вводимой в него мощности.

Сообщение о сравнительном уменьшении повреждения структуры и повышении электрической активности GaAs, имплантированного ионами Si^{++} с $E=160$ кэВ при $j=0.1$ А/см² (по сравнению с $j=10$ мкА/см²), имеется в [19].

Таким образом, выполненное исследование влияния плотности ионного тока на измеряемое повреждение структуры GaAs (j от 0.1 до 5 мкА/см²) подтвердило важную роль j в процессах дефектообразования, в частности при внедрении ионов P^+ и Al^+ . Эффект важен в практической реализации ионно-лучевой технологии. Например, при верном выборе режимов ионного внедрения с последующим удалением тонкого приповерхностного слоя, в котором сконцентрированы дефекты, но не легирующая примесь, возможно получение совершенных в структурном отношении слоев с заданными параметрами. И наоборот, отсутствие контроля за j объясняет невозпроизводимость получаемых результатов.

Л и т е р а т у р а

- [1] Физические процессы в облученных полупроводниках / Под ред. Я. С. Смирнова. Новосибирск, 1977. 256 с.
- [2] Морозов Н. П., Тетельбаум Д. И., Павлов П. В., Зорин Е. И. Диффузионно-коагуляционная модель накопления радиационных дефектов при ионной бомбардировке кремния. — ФТП, 1975, т. 9, в. 12, с. 2292—2295.
- [3] Baranova E. C., Gusev V. M., Martynenko Yu. V., Starinin C. V., Naibulin L. B. — Rad. Eff., 1973, v. 18, p. 21—26.
- [4] Dennis J. R., Hale E. B. — J. Appl. Phys., 1978, v. 49, N 3, p. 1119—1127.
- [5] Carter G., Elliman R. G. — Rad. Eff. Lett., 1983, v. 68, p. 155—161.

- [6] Васильев В. К., Зорин Е. И., Павлов П. В., Тетельбаум Д. И. О влиянии плотности ионного тока на электропроводность кремния, легированного путем внедрения ионов бора. — В кн.: Физические основы ионно-лучевого легирования. Горький, 1972, ч. II, с. 183—185.
- [7] Морозов Н. П., Тетельбаум Д. И. Глубокое проникновение радиационных дефектов из ионно-имплантированного слоя в объем полупроводника. — ФТП, 1983, т. 17, в. 5, с. 838—842.
- [8] Баранов А. И., Герасименко Н. Н., Двуреченский А. В., Потапова Л. П. Изменение профилей внедренного в кремний фосфора в зависимости от дозы и плотности тока ионов. — Электрон. техн., сер. 2, Полупроводн. приборы, 1978, № 4, с. 33—39.
- [9] Акимченко И. П., Краснопевцев В. В., Милютин Ю. В. Роль плотности тока ионного пучка при внедрении фосфора в $\text{GeO}_2\text{-Ge}$. — Электрон. техн., сер. 2, Полупроводн. приборы, 1976, № 7, с. 40—46.
- [10] Tinsley A. W., Stephens G. A., Nobes M. J., Grant W. A. — Rad. Eff., 1974, v. 23, p. 165—169.
- [11] Eisen F. H., Welch B. — Rad. Eff., 1971, v. 7, p. 143—148.
- [12] Weisenberger W. H., Picraux S. T., Vook F. L. — Rad. Eff., 1971, v. 9, p. 121—125.
- [13] Nagy T., Mezey G., Kotai E., Gyulai J. — In: Proc. Int. Conf. Ion Implant. Semicond., Poland, Lublin, 1974. Swierk, 1974, v. 1, p. 73—79.
- [14] Dennis J. R., Hale E. B. — Rad. Eff., 1976, v. 30, p. 219—225.
- [15] Carter G., Nobes M. J., Tashlykov I. S. — Rad. Eff. Lett., 1985, v. 85, p. 37—43.
- [16] Winterbon K. B. Ion implantation range and energy deposition distributions, v. 2. Low incident ion energy. N. Y., 1975. 341 p.
- [17] Двуреченский А. В., Рязанцев И. А. Диффузионное расширение аморфного слоя при внедрении ионов в Si. — ФТП, 1980, т. 14, в. 1, с. 92—95.
- [18] Диасамидзе Э. М. Распределение примеси и структурные изменения в кремнии, молибдене и ниобии при управляемом большедозном ионном легировании. — Автореф. канд. дис. Тбилиси, 1982.
- [19] Bamba Y., Miyanchi E., Arimoto H., Kuramoto K., Tokamori A., Hashimoto H. — In: 15 Simp. Ion Implant. Submicron Fabrication / Ed. by Rikagaku Kenkyusho. Tokyo, 1984, p. 117—120.

Научно-исследовательский институт
прикладных физических проблем
им. А. Н. Севченко
при БГУ им. В. И. Ленина
Минск
Салфордский университет
Великобритания

Получена 5.05.1985
Принята к печати 1.08.1985