

ДЕФЕКТЫ С ГЛУБОКИМИ УРОВНЯМИ В ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ПЛЕНКАХ GaAs, ОБУСЛОВЛЕННЫЕ ИМПЛАНТАЦИЕЙ ИОНОВ Se И Kr И ОТЖИГОМ ПОД ЗАЩИТНЫМ ПОКРЫТИЕМ Si₃N₄

Е.А. Боброва, Г.Н. Галкин, Т.Н. Кудрявцева, Ю.Н. Свешников, М.Г. Тигишвили

Методом РСГУ установлено, что после имплантации в эпитаксиальные пленки GaAs ионов Se и Kr с дозой $5 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ и отжига под защитным покрытием Si₃N₄ при 800 °С основными являются дефекты с энергиями активации 0,72 и 0,49 эВ. Первый из них обусловлен имплантацией, второй — влиянием отжига под защитным покрытием. Получена практически полная активация примеси Se.

Имплантация ионов (ИИ) Se в GaAs — один из перспективных способов получения тонких слоев с проводимостью n-типа при производстве интегральных схем. В связи с этим изучение дефектообразования, сопровождающего ИИ селена, имеет как научное, так и важное прикладное значение. Количество работ по этому вопросу невелико [1, 2]. Результаты их противоречивы в том, что касается существования специфических для ИИ селена радиационных дефектов. Это может быть связано с влиянием условий отжига после имплантации, типа или способа нанесения защитного покрытия. Наиболее прямой ответ на вопрос о специфических дефектах можно получить, сопоставляя результаты ИИ селена и близкого к нему по массе химически нейтрального элемента криптона. Такие данные в литературе отсутствуют.

В настоящей работе проведено исследование методом релаксационной спектроскопии глубоких уровней (РСГУ) дефектов, возникающих при ИИ отдельно Se или Kr в эпитаксиальные пленки GaAs. При отжиге использовалось защитное покрытие Si₃N₄ с содержанием 0,5% кислорода, нанесенное пиролитическим способом при 760 °С, в отличие от работы [2], где отжиг проводился под Si₃N₄, полученным плазмохимическим способом при 300 °С и содержащим около 2% кислорода.

Эпитаксиальные пленки GaAs с концентрацией электронов 10^{16} см^{-3} были выращены методом газовой эпитаксии (ГФЭ) на n⁺-подложке и имели толщину 3 мкм. ИИ проводилась при комнатной температуре с энергией 400 кэВ и дозой $5 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ через слой Si₃N₄ толщиной 75 нм. После имплантации слой Si₃N₄ удалялся и наносился новый слой толщиной 100 нм, под которым проводилась термообработка (ТО) при температуре 800 или 600 °С. После ТО слой Si₃N₄ удалялся плазменным травлением, и на n⁺-подложках формировались омические контакты (AuGe), а на эпитаксиальных слоях — барьеры Шоттки (TiAl). Приготавливались также контрольные образцы, которые перед изготовлением диодов Шоттки подвергались нанесению и последующему удалению слоя Si₃N₄. Спектры РСГУ измерялись на автоматизированной установке с использованием четырех "временных окон" [2]. Проводились также измерения высокочастотных вольт-фарадных (С-V) и вольт-амперных характеристик.

На рис. 1 показаны для четырех "временных окон" спектры глубоких уровней (ГУ) электронных ловушек, полученные после ТО образцов при 800 °С, и спектр контрольного образца. Обозначения пиков (E2—E6) приняты те же, что в работе [2]. На спектре контрольного образца (рис. 1а) отсутствуют какие-либо пики. Это означает, что концентрация ГУ менее $2 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$. На спектре неимплантированного материала после ТО (рис. 1б) наблюдается пик E3 с энергией активации $E_a = 0,49 \text{ эВ}$, сечением захвата $\sigma = 5 \cdot 10^{-15} \text{ см}^2$, концентрацией соответствующих дефектов $N_T \approx 3 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ и пик E6 ($E_a = 0,82 \text{ эВ}$, $\sigma = 2 \cdot 10^{-13} \text{ см}^2$, $N_T = 2 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$). Последний, как известно, принадлежит дефекту EL2 [3]. После ИИ криптона и ТО (рис. 1в) появляется еще один пик E5 ГУ с $E_a = 0,72 \text{ эВ}$ и $\sigma = 2-5 \cdot 10^{-13} \text{ см}^2$. Концентрации дефектов, соответствующих пикам E5 и E6, в приповерхностном слое на расстоянии от поверхности 0,1—0,3 мкм равны $6 \cdot 10^{14}$ и $2 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$. После ИИ селена и ТО на спектре видны пики E3 и E5 (рис. 1г). Концентрации дефектов для этих пиков равны $6 \cdot 10^{14}$ и $3 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$. Пик E5 несколько уширен со стороны высоких температур, возможно из-за наличия второго неразрешаемого пика не-

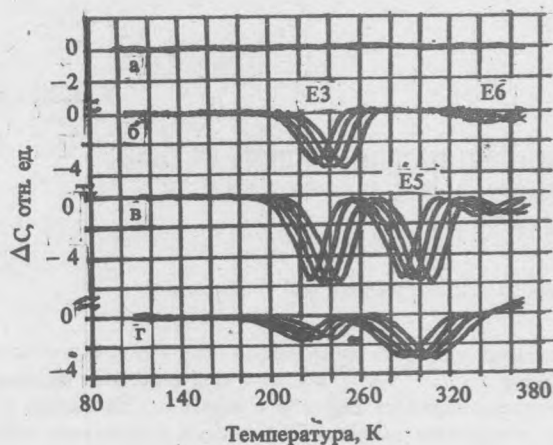


Рис. 1. Спектры РСГУ образцов: контрольного (а) и подвергнутых ТО при 800 °С: без имплантации (б), после ИИ криптона (в), после ИИ селена (г). Режимы измерений (напряжение смещения и импульса на барьере Шоттки в вольтах), ширина области пространственного заряда (ОПЗ) в микрометрах: -1, +1, 0,5 (а); -1, +1, 0,6 (б); -1, +1, 0,6 (в); -2, +2, 0,5 (г).

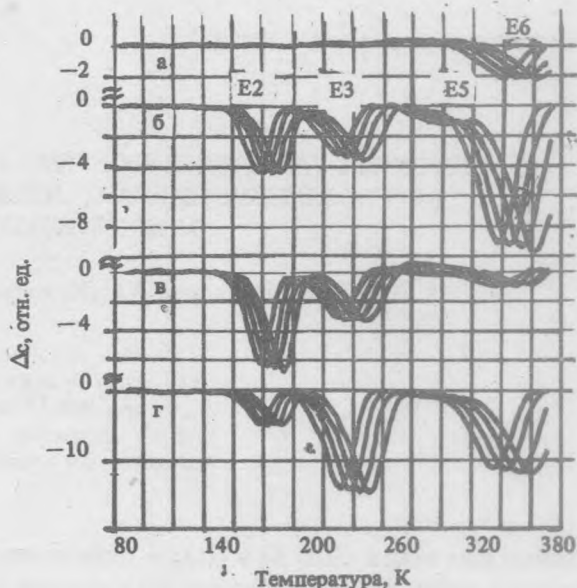


Рис. 2. Спектры РСГУ образцов, подвергнутых ТО при 600 °С, без имплантации (а), после ИИ криптона (б), после ИИ селена (в) и образца с толстой (8 мкм) эпитаксиальной пленкой (г). Режимы измерений (напряжение смещения и импульса на барьере Шоттки в вольтах), ширина ОПЗ в микрометрах: -1, +1, 0,6 (а); -1, +1, 0,6 (б); -1,5, +1,5, 0,6 (в); -2, +2, 2,6 (г).

большой интенсивности. Сопоставление спектров образцов, подвергнутых имплантации Se и Kr, показывает, что пик E5 принадлежит радиационному дефекту, который не является специфическим для примеси Se.

Полученные данные указывают на то, что дефект, имеющий глубокий уровень с $E_a = 0,49$ эВ, возникает в результате ТО. Имплантация практически не влияет на количество дефектов этого типа в пределах некоторого разброса данных, существующего для разных образцов. Измерения пространственного распределения дефектов методом РСГУ показали, что они находятся в слое толщиной не менее 0,8 мкм, что существенно превышает толщину области имплантации (0,2 мкм).

На спектре образца, имплантированного селеном, не наблюдается пик E4 с энергией активации 0,57 эВ, обнаруженный ранее в аналогичных условиях при использовании в качестве защитного покрытия плазмохимического Si_3N_4 /2/.

Дополнительные данные, позволяющие сделать заключение о происхождении и природе наблюдаемых дефектов, получены при исследовании образцов, подвергнутых ТО при 600 °С. Соответствующие спектры представлены на рис. 2. После ТО неимплантированного образца наблюдается только пик дефекта E1 (E6, рис. 2а). В результате ИИ криптона и ТО появляются еще три пика (рис. 2б, E2, E3, E5). Концентрации дефектов в поверхностном слое, соответствующих первым двум пикам, соответственно равны $4 \cdot 10^{14}$ и $1 \cdot 10^{14}$ см⁻³. Интенсивность третьего пика мала. Концентрация дефектов E6 примерно на порядок выше, чем в образцах, отожженных при 800 °С. На спектрах образцов после имплантации Se и ТО (рис. 2в) преобладают пики E2 и E3, соответствующие дефектам с концентрациями $7 \cdot 10^{14}$ и $5 \cdot 10^{14}$ см⁻³. Интенсивность пика E6 мала, что связано, по-видимому, с изменением положения уровня Ферми при активации селена и уменьшением размеров области, в которой идет перезарядка ГУ. Согласно измерениям вольт-фарадных характеристик, концентрация свободных носителей в ионно-легированном слое составляет $2 \cdot 10^{17}$ см⁻³, то есть примесь Se практически полностью активирована.

Сопоставление спектров имплантированных образцов, полученных после ТО при 800 и 600 °С, показывает, что под воздействием ИИ идет образование дефектов Е6, которые не удаляются при низкотемпературной ТО. Более высокотемпературный отжиг приводит к уменьшению их концентрации и увеличению концентрации дефектов с $E_a = 0,72$ эВ. Распад дефекта Е6 (EL2), представляющего собой комплекс антиструктурного дефекта As_{Ga} и междоузельного As, по-видимому, приводит к образованию междоузельного As и участию его в формировании нового дефекта с энергией активации 0,72 эВ.

Данные о пространственном распределении дефектов с $E_a = 0,49$ эВ после ИИ и появлении их в неимплантированных образцах после ТО при 800 °С указывают на то, что дефекты не связаны непосредственно с ИИ. Ранее обсуждалась возможность образования этих дефектов под действием механических напряжений, возникающих в пленках при отжиге под защитным покрытием /2/. Снижение температуры отжига в таком случае приведет к уменьшению напряжений и, следовательно, уменьшению количества дефектов. Это и наблюдается на спектрах образцов, не подвергнутых ИИ (рис. 2а). С другой стороны, известно, что ИИ не только вызывает образование радиационных дефектов, но и создает упругие напряжения в кристаллической решетке, что, в частности, используется для геттерирования /4/. Данные о концентрации дефектов можно объяснить тем, что деформация, связанная с ТО, преобладает при более высоких температурах. При низких температурах отжига деформация, по-видимому, обусловлена имплантацией.

Отметим, что дефект с $E_a = 0,49$ эВ наблюдается и в неимплантированных пленках при достаточно большой их толщине 8 мкм (рис. 2г). Он наблюдался также в полученных методом ГФЭ пленках GaAs толщиной 15 мкм, выращенных на p^+ -подложках в работе /5/. В той же работе при выращивании пленок на полупроводящих подложках дефект не наблюдался. Совокупность этих данных и полученных в настоящей работе указывает на образование дефекта с $E_a = 0,49$ эВ под влиянием механических напряжений. Причиной напряжений при достаточно большой толщине пленок является, по-видимому, несоответствие решеток пленки и подложки. При отжиге под защитным покрытием напряжения возникают из-за различия коэффициентов температурного расширения GaAs и Si_3N_4 /6/.

Уровень с $E_a = 0,37$ эВ и $\sigma = 10^{-14}$ см² (пик E2) принадлежит радиационным дефектам, которые наблюдались ранее при облучении электронами /7/. Концентрация этих дефектов в наших образцах составляла $(4-7) \cdot 10^{14}$ см⁻³. Уровень обнаруживается также в эпитаксиальных пленках, выращенных на подложках, легированных теллуром (рис. 2г), и отсутствует, если подложки легированы кремнием. Дефекты нестабильны и отжигаются при 700 °С.

Проведенные исследования показали, что ИИ селена и ТО при 800 °С приводят к образованию дефектов, не специфических для примеси Se. Основными являются дефекты с $E_a = 0,72$ и 0,49 эВ. Первый из них — радиационный — образуется, по-видимому, в результате распада дефекта EL2 в процессе отжига, второй — из-за механических напряжений, возникающих при отжиге под защитным покрытием Si_3N_4 . Суммарная концентрация наблюдаемых дефектов $\leq 10^{15}$ см⁻³. При использовании пиролитического Si_3N_4 с содержанием кислорода $\leq 0,5\%$ не образуется дефект с $E_a = 0,57$ эВ, который наблюдался в работе /2/, где применялось защитное покрытие Si_3N_4 , нанесенное плазмохимическим способом. Получена практически полная активация примеси Se.

Авторы благодарят А.В. Спицына и В.А. Дравина за проведение имплантации и С.В. Кучаева за оже-анализ пленок Si_3N_4 .

ЛИТЕРАТУРА

1. Allsop D. W. E., Peaker A. R. Solid-St. Electron., 29, 467 (1986).
2. Боброва Е. А. и др. Препринт ФИАН № 179, М., 1989.
3. Bardeleben H. J., Bourgoin J. C., Stevenard D. Materials Science Forum, vol. 38-41, 97 (1989).
4. Мильвидский М. Г., Освенский В. Б. Структурные дефекты в монокристаллах полупроводников. М., Металлургия, 1984, с. 229.
5. Auret F. D., Neil M., Leitch A. W. J. Cryst. Growth., 89, 308 (1988).
6. Barrett N. J., Grange J. O. J. Appl. Phys., 56, 3503 (1984).
7. Fengemei Wu., Oiji L. et al. Materials Science Forum, vol. 10-12, 1039 (1986).

Поступила в редакцию 8 декабря 1989 г.