

ВЛИЯНИЕ ПРОТЯЖЕННЫХ ДЕФЕКТОВ В ИСХОДНЫХ КРИСТАЛЛАХ НА ЭФФЕКТ ДАЛЬНОДЕЙСТВИЯ ПРИ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ

В.Д. С к у п о в, Д.И. Т е т е л ь б а у м,
Г.В. Ш е н г у р о в

В [1] было теоретически показано, что эффект дальнего действия (ЭД) при ионном облучении [2] может усиливаться в кристаллах, содержащих исходные несовершенства, например, кластеры вакансий или междоузельных атомов [3]. При этом в основу была положена модель ЭД, учитывающая влияние генерируемых при ионном облучении упругих волн на перестройку дефектов структуры [4]. В настоящей работе исследовано влияние окислительных дефектов упаковки (ОДУ) на масштаб проявления ЭД при ионном облучении кремния с эпитаксиальными слоями. Использование эпитаксиальных композиций обусловлено тем, что для них ЭД выражен более ярко по сравнению с массивными монокристаллами [5].

Эпитаксиальные композиции представляли собой пленки p -типа с $\rho \approx 1$ Ом·см толщиной 12 мкм, легированные фосфором, на подложках ЭКЭС-0,01 толщиной 250 мкм (ориентация 111). Эти структуры подвергались окислению при 1150 °С в потоке влажного кислорода в течение 45 мин, после чего окисел с обеих сторон удалялся в HF. Плотность ОДУ, измеренная путем селективного травления, составляла $3,5 \cdot 10^6$ см⁻². Затем с половины поверхности пластины (со стороны подложки) снимался слой 20 мкм, в котором наиболее высока концентрация ОДУ [6].

Облучение со стороны подложки проводилось ионами Ar^+ с энергией 40 кэВ дозой $6 \cdot 10^{16}$ см⁻². При этом часть поверхности была заэкранирована фольгой. Со стороны эпитаксиальной пленки проводилось измерение деформации кристаллической решетки на рентгеновском трехкристальном спектрометре (отражение (333)) по приращению периода решетки и ширине дифракционных максимумов; микротвердости на микротвердомере ПМТ-3; распределения концентрации носителей тока методом вольтфарадных характеристик; плотности и распределения (по поверхности) ямок травления путем селективного химического травления.

На рис. 1, а приведены значения деформации решетки, характеризующейся относительным сдвигом межплоскостного расстояния $(\Delta d/d)_{333}$ (по отношению к эталонному образцу), после облучения трех участков эпитаксиальной пленки, расположенных под экранированной (I), подвергнутой предварительному травлению (II) и нетравленной (III) областями пластины соответственно. Видно, что облучение приводит к уменьшению деформации решетки, причем наиболее значительно это уменьшение в области III. Границы между участками I, II и III выражены очень отчетливо.

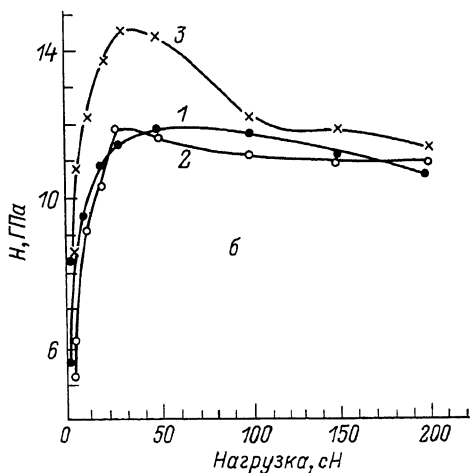
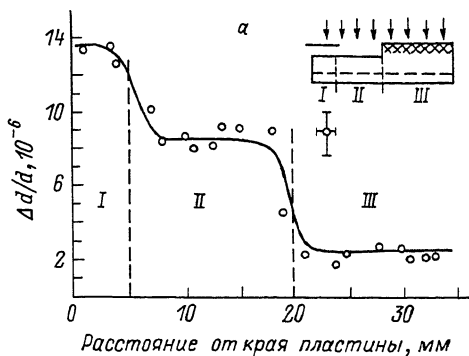


Рис. 1. Распределение деформации решетки по диаметру пластины (а) и зависимость микротвердости от нагрузки для показанных на рис. 1, а областей I, II и III – кривые 1, 2, 3 соответственно (б).

Уменьшение величины $\Delta d/d$ при облучении можно объяснить как уменьшением концентрации междоузельных комплексов [4], так и формированием новых комплексов вакансионного типа. Стравливание насыщенного ОДУ слоя перед облучением приводит к ослаблению ЭД. Это ослабление проявляется и для данных по изменению микротвердости (рис. 1, б). Изменение микротвердости на стороне, противоположной облучаемой, свидетельствует об изменении структурного совершенства эпитаксиальной пленки.

Плотность ямок травления со стороны пленки в результате облучения уменьшается, а их распределение становится более одно-

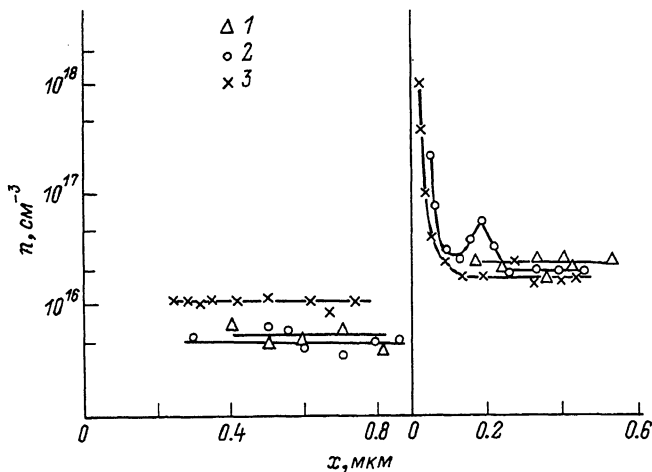


Рис. 2. Распределение концентрации носителей заряда в эпитаксиальных пленках для двух пластин кремния (1, 2, 3 для областей I, II, III соответственно).

родным. Об уменьшении степени дефектности пленки свидетельствует и снижение полуширины дифракционных максимумов ($11\bar{1}$, 8 и 7 угловых секунд для областей I, II и III соответственно).

Менее однозначна ситуация в случае концентрации носителей. На рис. 2 приведены распределения n для двух пластин. Для обеих пластин облучение приводит к изменению профиля распределения n в пленке. Но если для первой пластины это изменение (рост n) в основном выражено только в области III, то для второй в обеих областях наблюдается приповерхностный „всплеск“ концентрации, а в области II, кроме того, наблюдается „всплеск“ на глубине 0.15 мкм.

Изменение n можно объяснить тем, что в пленках, подвергнутых окислению, часть фосфора находится в неактивном состоянии и связана с кластерами дефектов. Под действием упругих волн кластеры распадаются, атомы фосфора освобождаются и, переходя в узлы решетки, повышают концентрацию носителей. „Всплески“ концентрации на профилях связаны с геттерированием фосфора на неоднородностях, имеющих в исходных пленках или образовавшихся при окислении. Различие в поведении профилей для разных пластин, по-видимому, отражает особенности структуры индивидуальных образцов. Детали поведения профилей требуют специального изучения. Так, различие профилей для областей II и III во второй пластине можно объяснить тем, что при относительно малой интенсивности волн (область II) энергии их достаточно только для „растворения“ кластеров и освобождения фосфора, в то время как при более высокой интенсивности дополнительно имеет место сти-

мулированная упругими волнами диффузия фосфора [7], приводящая к расплыванию максимума концентрации в районе 0,15 мкм. Конечно, такая интерпретация — не единственно возможная. Но важно то, что для обеих пластин поведение n различно в областях II и III.

Таким образом, исходные дефекты оказывают существенное влияние на ЭД в полупроводниках, что подтверждает основную идею работы [1]. Согласно ей, одной из причин ЭД является перестройка или „отжиг“ протяженных дефектов в исходном кристалле под влиянием упругих волн, возбуждаемых ионами. При этом наличие вблизи облученной поверхности достаточно высокой концентрации дефектов типа кластеров междоузельных атомов и вакансий должно приводить к тому, что по мере распространения упругой волны она будет усиливаться (за счет вторичных волн, генерируемых при рекомбинации вакансий и междоузельных атомов). А это, в свою очередь, приведет к более сильно выраженному ЭД. В нашем случае роль междоузельных кластеров играют ОДУ, а атмосферы вакансий окружают их.

Результаты данной работы показывают, что одной из причин невоспроизводимости ЭД является различие в структурном совершенстве используемых кристаллов.

С п и с о к л и т е р а т у р ы

- [1] Семин Ю.А., Скупов В.Д., Тетельбаум Д.И. // Письма в ЖТФ. 1988. Т. 14. В. 3. С. 273–276.
- [2] Pavlov P.V., Tettelbaum D.T., Skupov V.D., Semin Yu.A. and Zorina G.V. // Phys. Stat. Sol. (a). 1986. V. 94. N 11. P. 395–402.
- [3] Семин Ю.А., Скупов В.Д., Тетельбаум Д.И., Шенгуров В.Г. Тез. докл. 18 Всес. совещ. по физике взаимодействия заряженных частиц с кристаллами. М., 1988. С. 143.
- [4] Павлов П.В., Семин Ю.А., Скупов В.Д., Тетельбаум Д.И. // ФТП. 1986. Т. 20. В. 3. С. 503–507.
- [5] Павлов П.В., Скупов В.Д., Тетельбаум Д.И. // Физ. и хим. обработки материалов. 1987. № 6. С. 19–24.
- [6] Павлов П.В., Пашков В.И., Скупов В.Д., Чигиринская Т.Ю. // Тез. докл. Всес. совещ. „Высокотемпературные физико-химические процессы на границе раздела твердое тело — газ“. Звенигород. 1984. С. 70–72.
- [7] Иденбом В.Л. // Письма в ЖТФ. 1979. Т. 5. В. 8. С. 489–492.

Поступило в Редакцию
18 июля 1989 г.