

05.1; 05.2; 06.2;12

©1995

ПРОЯВЛЕНИЕ ЭФФЕКТА ДАЛЬНОДЕЙСТВИЯ В ПОЛУПРОВОДНИКАХ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ АЛЬФА-ЧАСТИЦАМИ

В.Д.Скупов, В.А.Перевощиков

Практически все известные на сегодня исследования аномально глубоких структурных превращений при ионном облучении материалов с различным типом межатомных связей (так называемый эффект дальнего действия) проводились с использованием ионов с массами не менее 10. При их внедрении вследствие первичных и вторичных процессов могут возникать достаточно высокие концентрации неравновесных собственных точечных дефектов, статические и динамические (волновые) упругие напряжения, обуславливающие изменения физико-химических свойств материалов вдали от зоны торможения ионов (см., например, [1-3]). Вопрос о существовании эффекта дальнего действия при облучении легкими ионами остается до сих пор открытым, хотя его решение важно как с точки зрения понимания механизмов явления, так и в практическом отношении, например для развития технологий управления примесно-дефектным составом кристаллов [4,5]. Имеется небольшое число работ, в которых либо подтверждается [6,7], либо отрицается [8] наличие эффекта в полупроводниках при облучении высокоэнергетическими α -частицами. В свете результатов работ [4,5,9,10] можно предположить, что противоречивость сделанных в [6-8] выводов связана, в первую очередь, с различием в исходном структурном совершенстве исследованных монокристаллов и эпитаксиальных композиций, определяющим вероятность перестройки дефектов за пределами зоны торможения ионов. В связи с этим цель настоящей работы состояла в выяснении роли исходной степени дефектности кристаллов в процессах проявления эффекта дальнего действия при облучении α -частицами.

Исследования выполнялись на монокристаллических пластинах кремния марки КЭФ-7.5 (111) и арсенида галлия марки АГЧП-1 (001) различной толщины, а также на структурах кремний-диоксид кремния, полученных окислением подложек кремния марки КЛБ-12 (001) толщиной 460 мкм в потоках влажного - сухого кислорода при $T=1220$ К. Толщина пленок SiO_2 составляла 150-350 нм, а измеренная элек-

трохимическим методом плотность пор из-за различия скоростей окисления изменялась в диапазоне от 5 до 40 см⁻². Степень дефектности монокристаллов варьировалась путем механической обработки (шлифованием и полированием) стороны, на которой фиксировался эффект (т. е. стороны, обратной облучаемой). Использовались обработки шлифованием связанным и свободным абразивом и химико-механическое полирование щелочной суспензией аэросила, дающие различные толщины структурно нарушенного слоя, спектр и концентрацию сосредоточенных в нем остаточных дефектов [11]. Образцы полупроводников подвергались облучению различными дозами α -частиц с энергией 4.5 ± 0.2 МэВ при плотности потока $3 \cdot 10^8$ с⁻¹. см⁻² от источника с радионуклидом ²¹⁰Po. Облучение проводилось в вакууме при комнатной температуре. Монокристаллы облучались со стороны поверхности после химико-динамического полирования, а структуры — со стороны подложки. Исследования эффекта проводились с обратной стороны, соответственно на монокристаллах со стороны после различной абразивной обработки и со стороны оксидной пленки на структурах Si-SiO₂. До и после облучения на монокристаллах определялась микротвердость в статическом режиме и в зависимости от длительности вдавливания индентора при постоянной нагрузке по методике [11,12]. Измерения выполнялись на приборе модели ПМТ-3 не менее, чем по 35 отпечаткам при данной нагрузке, что обеспечивало погрешность не выше $\pm 4\%$ при надежности 0.98. На структурах Si-SiO₂ методами стационарной и нестационарной эллипсометрии [13] на эллипсометре модели ЛЭФ-601 определялось влияние α -облучения на показатель преломления пленки SiO₂. Точность измерений была не хуже $\pm 0.6\%$ при надежности 0.98.

На рис. 1 приведены зависимости для трех доз α -облучения относительного приращения микротвердости $\Delta H/H = H_0 - H/H_0$ (где H_0, H — микротвердость до и после облучения соответственно) от среднего размера абразивных частиц, которыми обрабатывалась поверхность кристаллов Si (толщиной ~ 350 мкм) и GaAs (370 мкм). Видно, что эффект дальнего действия, проявляющийся в снижении микротвердости абразивно нарушенных слоев после облучения, выражен тем сильнее, чем выше доза облучения и больше степень дефектности исходного материала. Обусловленные облучением перестройка дефектов и релаксация остаточных напряжений в нарушенных слоях приводят к исчезновению участков аномального возрастания микротвердости на кинетических кривых (рис. 2), которое связано с локальными фазовыми переходами при контактном

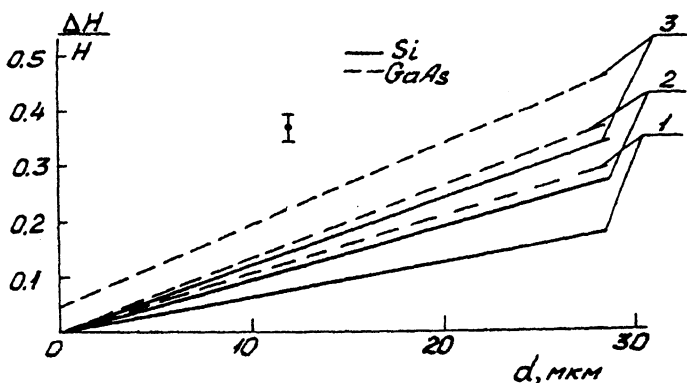


Рис. 1. Относительное изменение микротвердости кристаллов Si и GaAs на стороне, обратной облученной α -частицами дозами: 1 — $5.4 \cdot 10^{11}$; 2 — $1.1 \cdot 10^{12}$; 3 — $1.6 \cdot 10^{12}$ см $^{-2}$, — в зависимости от размеров абразивных частиц, применявшихся при обработке этой стороны.

нагрузении Si и GaAs [12]. Данные таблицы иллюстрируют проявление эффекта на гетероструктурах, где также его величина (изменение показателя преломления SiO $_2$) возрастает с увеличением дозы облучения и коррелирует со степенью дефектности пленок (плотностью пор N_p). Увеличение показателя преломления SiO $_2$ при α -облучении структур со стороны подложки указывает на уплотнение пленок, по-видимому, за счет уменьшения микропористости [14].

Обнаружено, что как микротвердость, так и показатель преломления изменяются вследствие эффекта дальнодей-

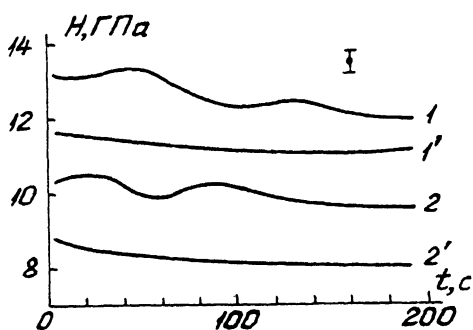


Рис. 2. Изменение микротвердости Si (1, 1') и GaAs (2, 2') в зависимости от длительности вдавливания индентора с нагрузкой 20 сН на стороне кристаллов, обратной облученной α -частицами до (1, 2) и после (1', 2') облучения дозой $1.1 \cdot 10^{12}$ см $^{-2}$. Поверхность обработана суспензией микропорошка ЭБМ-14.

Влияние α -облучения со стороны подложки структур Si-SiO₂ на показатель преломления пленок SiO₂

$N_{\text{п}},$ см^{-2}	Доза облучения, 10^{11} см^{-2}			
	0	5.4	10.8	16.2
	Показатель преломления			
5	1.463	1.463	1.464	1.463
22	1.331	1.362	1.390	1.416
40	1.302	1.336	1.406	1.427

ствия не только в процессе облучения, но и после его прекращения при хранении образцов в нормальных условиях в течение нескольких месяцев. Подобное явление наблюдалось и для электрофизических характеристик GaAs [6].

При сопоставлении величины эффекта дальнего действия по изменениям микротвердости образцов с одинаковой абразивной обработкой исследуемой стороны, но с различными толщинами образцов из диапазона 260–450 мкм было установлено, что непосредственно при α -облучении уменьшение $\Delta N/N$ с ростом толщины (t) происходит по закону $\Delta N/N \sim 1/t$. Согласно [2,10], это означает, что структурные превращения на больших глубинах от облучаемой поверхности (пробег α -частиц с $E = 4.5 \text{ МэВ}$ в Si составляет $\sim 25 \text{ мкм}$, а в GaAs — 20 мкм) инициируются упругими волнами. В отличие от облучения тяжелыми ионами, когда упругие волны возникают в плотных каскадах атомных смещений, в случае α -частиц, теряющих энергию преимущественно за счет ионизации, образование волн, по-видимому, связано с динамическим кулоновским отталкиванием близко расположенных (на расстояниях порядка дебаевского радиуса) ионизированных атомов кристалла, т. е. упругие волны в этом случае возникают вследствие процессов, которые при определенных условиях приводят к подпороговому дефектообразованию в полупроводниках [15]. Низкотемпературная релаксация структурно чувствительных параметров после облучения, вероятнее всего, связана с диффузионным перераспределением неравновесных точечных дефектов, которые возникают непосредственно при облучении в зоне упругих столкновений и вдали от нее под действием упругих волн, а также за счет неконсервативной перестройки исходных структурных нарушений в кристаллах [2,9–11]. В ходе дальнейших исследований эффекта дальнего действия предполагается проведение экспериментов по прямой регистрации упругих волн, возникающих в полупроводниках при облучении легкими ионами.

Список литературы

- [1] Морозов Н.П., Тетельбаум Д.И. // ФТП. 1983. Т. 17. В. 5. С. 838-842.
- [2] Павлов П.В., Семин Ю.А., Скупов В.Д., Тетельбаум Д.И. // ФТП. 1986. Т. 20. В. 3. С. 503-507.
- [3] Быков В.М., Малышкин В.Г., Хмелевская В.С. // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. 1989. В. 3 (50). С. 45-52.
- [4] Борковская О.Ю., Груша С.А., Дмитрук Н.Л. // ЖТФ. 1985. Т. 55. В. 10. С. 1977-1982.
- [5] Прокопенко И.В., Конакова Р.В., Исмаилов К.А., Осадчая Н.В. // Физика и химия обработки материалов. 1994. № 3. С. 12-16.
- [6] Кольченко Т.И., Ломако В.М., Марончук И.Е. // ФТП. 1981. Т. 15. В. 3. С. 580.
- [7] Губская В.И., Кучинский П.В., Ломако В.М., Петрунин А.П. // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. 1981. В. 2 (16). С. 8.
- [8] Витовский Н.А., Лагунова Т.С., Разимов О. // ФТП. 1982. Т. 16. В. 9. С. 1714.
- [9] Скупов В.Д., Тетельбаум Д.И. // ФТП. 1987. Т. 21. В. 8. С. 1495-1497.
- [10] Павлов П.В., Семин Ю.А., Скупов В.Д., Тетельбаум Д.И. // Физика и химия обработки материалов. 1991. № 6. С. 53-57.
- [11] Перевоицков В.А., Скупов В.Д. Особенности абразивной и химической обработки поверхности полупроводников. Н. Новгород, 1992. 198 с.
- [12] Перевоицков В.А., Скупов В.Д., Скупова Т.Н. // Поверхность. 1994. № 10-11. С. 84-89.
- [13] Лашманов В.В., Орловская С.А., Скупов В.Д. // Тез. докл. Российской конф. "Микроэлектроника-94". Звенигород, 1994. Ч. 2. С. 535-536.
- [14] Палатник Л.С., Черемской П.Г., Фукс М.Я. Поры в пленках. М.: Энергоиздат, 1982. 216 с.
- [15] Клингер М.И. // Чтения памяти А.Ф. Иоффе. Л.: Наука, с. 53-72.

Научно-исследовательский
физико-технический институт
Нижегородского государственного
университета им. Н.И. Лобачевского

Поступило в Редакцию
1 июня 1995 г.