

06;10;12

Дальнейшее геттерирование микродефектов в монокристаллах кремния при формировании на их поверхности слоев пористого кремния и ионном облучении

© В.А. Перевощиков, В.Д. Скупов

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

Поступило в Редакцию 12 ноября 1998 г.

Приводятся экспериментальные данные о растворении микродефектов в приповерхностных областях монокристаллов кремния при электрохимическом формировании слоев пористого кремния и последующем облучении ионами аргона. Уменьшение концентрации микродефектов зафиксировано вблизи границы раздела с пористым кремнием и вблизи обратной поверхности образцов.

Цель настоящей работ состояла в исследовании влияния электрохимического формирования и последующего облучения ионами средних энергий структур монокристаллический–пористый кремний (Si_m-Si_{por}) на микродефектную структуру по всей толщине подложек. Результаты таких исследований важны для более глубокого понимания физических механизмов процесса образования Si_{por} и структурных превращений во всей системе Si_m-Si_{por} и имеют принципиальное значение для более полной практической реализации во многом уникальных физико-химических свойств композиций Si_m-Si_{por} [1–3].

Эксперименты выполнялись на структурах, сформированных анодной обработкой кристаллов кремния толщиной $360 \mu\text{m}$ марки КДБ-0.001 (001) в растворе $\text{HF}:\text{H}_2\text{O}:\text{C}_2\text{H}_5\text{OH} = 1:1:2$ (объемных частей v.p.) при плотности анодного тока $10 \text{ mA} \cdot \text{cm}^{-2}$. Поверхность исходных кристаллов подготавливалась по стандартной технологии [3]. Плотность дислокаций в исходных подложках не превышала $4.1 \cdot 10^2 \text{ cm}^{-2}$. Толщина слоев Si_{por} с пористостью $C = 30-33\%$ составляла $d = 2; 10$ и $20 \mu\text{m}$. Структуры со стороны слоев Si_{por}

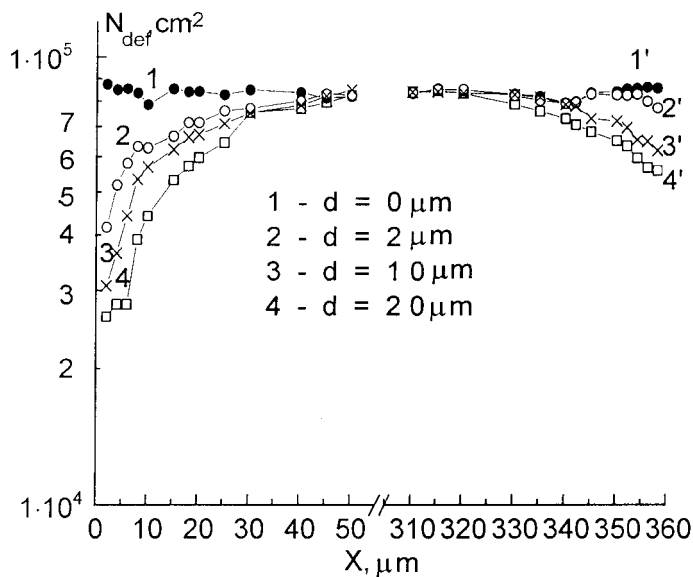


Рис. 1. Профили распределения плотности микродефектов на глубине до (1, 1') и после (2, 2'; 3, 3'; 4, 4') формирования ПК различной толщины; 2, 3, 4 — под слоем ПК; 2', 3', 4' — вблизи обратной стороны образцов.

облучали ионами аргона с энергией 40 keV дозой $6.25 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$. Перед измерениями слои пористого кремния удалялись в 15%-ном растворе КОН. Профиль распределения плотности микродефектов по толщине структур регистрировался по картинам селективного химического травления в растворе $\text{HF}:\text{CrO}_3 = 1:2$ (v. p.) при послойном травлении образцов со скоростью $1 \mu\text{m} \cdot \text{min}^{-1}$. При каждом шаге травления средняя плотность микродефектов N_{def} рассчитывалась по числу ямок травления, зафиксированному не менее чем в 15–18 полях зрения микроскопа Neophot-32 с погрешностью $\pm 8\%$ при доверительной вероятности 0.90.

Экспериментальные профили распределения плотности микродефектов по глубине структур до и после формирования Si_{por} различной толщины приведены на рис. 1. Видно, что в результате электрохимической обработки снижение плотности микродефектов происходит как вблизи границы раздела монокристалла со слоем Si_{por} , так и вблизи

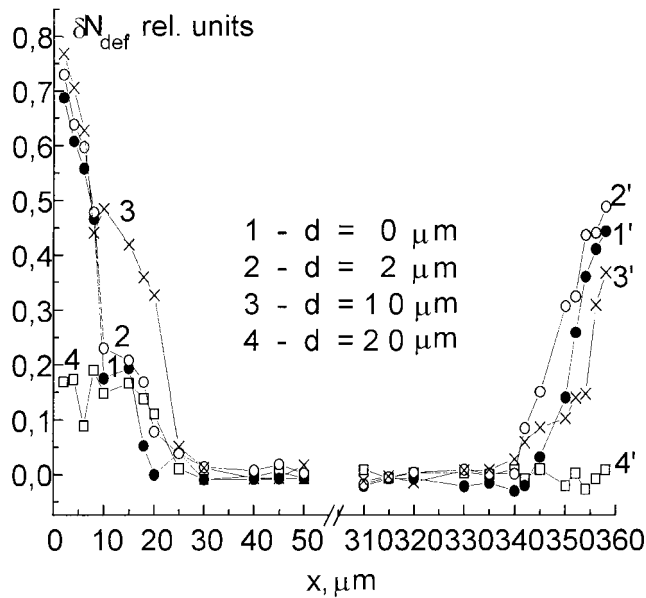


Рис. 2. Профили распределения относительного изменения плотности микродефектов по глубине облученных структур со стороны ПК различной толщины (кривые 1, 2, 3 и 4) и с обратной стороны образцов (кривые 1', 2', 3' и 4').

обратной стороны подложек, т.е. проявляется как дальнедействующее геттерирование [4]. Количество растворившихся дефектов и эффективные глубины очищенных от них областей с обеих сторон структур возрастают с увеличением толщины слоя пористого кремния. Влияние ионного облучения иллюстрирует рис. 2, на котором представлены профили распределения относительного изменения плотности дефектов:

$$\delta N_{def} = N_{def}^0 - N_{def} / N_{def}^0,$$

где N_{def}^0 , N_{def} — плотности микродефектов до и после облучения. На них отчетливо проявляется, с одной стороны, усиление растворения дефектов при облучении, а с другой — немонотонная зависимость эффективности этого процесса от толщины Si_{por} . Вблизи границы раздела $Si_m - Si_{por}$ стимулирующее растворение дефектов действие облучения

заметно снижается при толщинах Si_{por} более $10 \mu\text{m}$, а вблизи обратной стороны структур — при $2 \mu\text{m}$.

Согласно [3–5], образование переходной области в структурах $\text{Si}_m\text{--Si}_{por}$ и растворение микродефектов в бездислокационном кремнии обусловлены взаимодействием с компонентами исходного примесно-дефектного состава неравновесных вакансий, возникающих вблизи реакционной поверхности при локальном растворении Si_m во время формирования Si_{por} и последующем облучении. Источниками вакансий могут быть и примесные атмосферы, окружающие микродефекты и выводимые из равновесия действием знакопеременных механических напряжений упругих волн, генерируемых в зонах протекания электрохимических реакций и торможения внедряемых ионов [4]. Возникновение вакансий при формировании Si_{por} естественно связать с наличием на растворяемой поверхности Si_m локальных активных центров, на которых протекают электрохимические реакции, прежде всего образования SiF_2 и восстановления из него Si . Пусть $U_{act.c.}$ — энергия активного центра, близкая к суммарной энергии активации образования Si_{por} , а $T_{act.c.}$ — локальная температура кристаллической решетки в месте образования активного центра, определяемая как $T_{act.c.} = \frac{U_{act.c.}}{k}$ (k — постоянная Больцмана), тогда величина вакансионного потока определяется выражением:

$$I_\nu = \pi n_0 c \nu_0 \exp\left(-\frac{U_{act.c.}}{kT}\right) \exp\left(-\frac{E_{f\nu}^s}{kT_{act.c.}}\right).$$

Здесь n_0 — плотность атомов Si на реакционной поверхности (ретикулярная плотность); c — объемная пористость Si_{por} ; ν_0 — дебаевская частота; $E_{f\nu}^s$ — энергия образования вакансий вблизи поверхности, которая почти в 2.5 раза меньше, чем в объеме кристалла [6]. Приняв $n_0 \approx 1.4 \cdot 10^{15} \text{cm}^{-2}$, $c \approx 0.3$, $\nu_0 \approx 10^{13} \text{s}^{-1}$, $U_{act.c.} \approx 0.041 \text{eV}$ [1] и $E_{f\nu}^s \approx 1 \text{eV}$, получим $I_\nu \approx 6.4 \cdot 10^{16} \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$. Уменьшение плотности дефектов вблизи обратной стороны структур, как и в случае ионного облучения [3], — результат действия упругих волн [5,7]. Амплитуду упругих волн с периодом колебаний τ , распространяющихся в кристалле на расстояниях от границы раздела $\text{Si}_m\text{--Si}_{por}$, удовлетворяющих условию $z > (2\pi I_\nu \tau)^{-\frac{1}{2}}$, можно оценить из соотношения [4,6]:

$$P = \frac{4G\varepsilon a}{\alpha} (2\pi I_\nu \tau)^{\frac{1}{2}},$$

где ε — деформация решетки при возникновении вакансий; α — координационное число; $a \approx (\alpha\Omega)^{\frac{1}{3}}$ — эффективный радиус источника

упругих волн (Ω — атомный объем); G — модуль сдвига. Положив $\tau = \nu_0^{-1} \exp(\frac{E_{mv}}{kT})$, где E_{mv} — энергия миграции вакансий, и используя известные численные значения параметров для Si $\varepsilon = 0.2$, $\alpha = 4$ и $E_{mv} = 0.33$ eV, для амплитуды волн на обратной стороне структур имеем $P \approx 4.3$ МПа. Волны с такой амплитудой инициируют растворение микродефектов, создавая неравновесные вакансии при возбуждении примесных атмосфер и поверхностных источников [4,6]. В процессе растворения микродефектов участвуют не только генерируемые внедряемыми ионами вакансии и волны, но и возникающие в результате распада вакансионных комплексов, присутствующих в монокристаллических областях слоев Si_{por} . О том, что такие комплексы возникают при электрохимической обработке и затем частично "отжигаются" при облучении, свидетельствуют данные по изменению показателя преломления слоев Si_{por} , измерявшегося на эллипсометре ЛЭФ-601 ($\lambda = 0.63 \mu m$). На исходных структурах среднее по поверхности Si_{por} значение показателя преломления составляло 2.435 ± 0.004 , а после облучения — 2.709 ± 0.001 , т.е. плотность пористого слоя увеличилась [8]. С возрастанием толщины Si_{por} повышается роль стоков для точечных дефектов и демпфирующего влияния пор на процесс распространения упругих волн [8], а следовательно снижается эффективность дальнего действия геттерирования (рис. 2).

Список литературы

- [1] Лабунев В.А., Бондаренко В.П., Борисенко В.Е. // Зарубежная электронная техника. 1978. № 15. С. 3–47.
- [2] Sanhat L.T. // Appl. Phys. Lett. 1990. V. 57. P. 1046.
- [3] Куликов А.В., Перовицков В.А., Скупов В.Д. и др. // Письма в ЖТФ. 1997. Т. 23. В. 13. С. 27–31.
- [4] Павлов П.В., Семин Ю.А., Скупов В.Д. и др. // ФТП. 1986. Т. 20. С. 503–507.
- [5] Перовицков В.А., Скупов В.Д., Шенгуров В.Г. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 1998. № 4. С. 44–46.
- [6] Алехин В.П. Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов. М.: Наука, 1983. 280 с.
- [7] Горшков О.Н., Перовицков В.А., Скупов В.Д. // Поверхность. Физика, химия, механика. 1989. № 7. С. 155–157.
- [8] Палатник Л.С., Черемской П.Г., Фукс М.Я. Поры в пленках. М.: Энергоиздат, 1982. 216 с.