

УДК 539.2:533.9

**СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В КРЕМНИИ И ОЦЕНКА
ОСТАТОЧНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ ПРИМЕСИ**Н.Т. КВАСОВ¹, Л.В. СОЛОГУБ²¹Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники
П. Бровка, 6, Минск, 220013, Беларусь²Минский государственный высший радиотехнический колледж
пр-т Независимости, 62, Минск, 220013, Беларусь*Поступила в редакцию 24 сентября 2007*

Рассмотрены физические основы и применение неразрушающего метода линзовой акустической микроскопии для оценки остаточной деформации в решетке кремния при радиационном облучении, а также механизмы диссипации энергии волны, получена формула расчета деформации кристаллической решетки, модельно представлены этапы структурных изменений в кремнии в результате ионной имплантации примеси.

Ключевые слова: напряженно-деформированное состояние, дефектно-примесная система, ультразвуковая волна, деформация решетки, доза легирования, дислокационные конфигурации, диссипация, релаксация напряжений, дилатация.

Введение

Эффективным методом исследования свойств твердых тел (как оптически прозрачных, так и не прозрачных) является неразрушающий метод линзовой акустической микроскопии. Теоретически задача взаимодействия ультразвуковой волны с напряженно-деформированной областью сводится к установлению зависимости параметров волны от уровня деформации решетки. Дефект кристаллической решетки радиуса r рассматривается нами как центр дилатации значительной области кристалла радиуса R . Под действием внешних факторов, например температуры, область решетки радиуса R изменяет свои энергетические и геометрические параметры. В связи с этим деформация кристалла может служить характеристикой энергии упругой деформации, так как высокий уровень запасенной свободной энергии приводит к деградации электрофизических параметров изделий электронной техники и, как следствие, к снижению их надежности.

Методика проведения эксперимента

Анализ изменения напряженно-деформированного состояния (НДС) в кремнии после ионной имплантации примеси проводился неразрушающим методом линзовой акустической микроскопии. Ультразвуковые колебания (волны Рэлея) в частотном диапазоне 100 МГц — 2,0 ГГц с локальностью от 15 до 0,6 мкм, распространяясь через иммерсионную жидкость по исследуемому образцу на глубину до 200 мкм, взаимодействуют с его пространственно-геометрическими и структурно-механическими неоднородностями. Расчет скорости волны Рэ-

ля и ее коэффициента затухания осуществляется через программное обеспечение акустического микроскопа, включающее обработку результатов с преобразованием Фурье.

Экспериментальная апробация данной методики осуществлялась на примере радиационного облучения подложек кремния КДБ-10 и КЭФ-4,5 ионами фосфора дозами $D=50, 300, 600, 900$ мкКл/см² с энергией $E=30$ кэВ и бора дозами $D=15, 150, 700, 1000$ мкКл/см² с энергией $E=150$ кэВ. После ионной имплантации проводилась термическая активация примеси при температуре $T=900^\circ\text{C}$ в течение $t=15$ мин. Анализ НДС, формируемого при ионной имплантации и отжиге, позволяет проследить кинетику накопления и комплексобразования дефектов и установить зависимость уровня деформации от технологических режимов.

Алгоритм расчета остаточной деформации и его теоретическое обоснование

Если представить реакцию кристаллической решетки (т.е. упругие напряжения) как внешнее воздействие, то, согласно принципу Ле Шателье–Брауна, оно будет вызывать процессы, стремящиеся ослабить результат этого воздействия. Эти процессы представляют собой перестройку в системе дефектов, сопровождающуюся минимизацией свободной энергии. Если дополнительная перестройка невозможна, т.е. для ДПС не имеется больше геометрических и энергетических позиций, в которых свободная энергия была бы минимальной, то следующим процессом, ослабляющим результат реакции решетки, является формирование нового уровня дефектов (например, дислокаций).

При радиационном облучении кристалла, например полупроводника, изменение модулей упругости и, как следствие — параметров ультразвуковой волны, распространяющейся в твердом теле, может быть вызвано рядом факторов: фонон-фононным взаимодействием, рассеянием на дефектах, термоупругим эффектом и т.д. Однако наиболее существенными, приводящими к изменению не только направления волнового вектора k , но и к диссипации энергии волны при ее взаимодействии с кристаллом, является дислокационное трение и внутренняя деформация решетки, т.е.

$$\Delta E = \Delta E_e + \Delta E_d. \quad (1)$$

По механизму Франка–Рида [1] при незначительных внешних нагрузках не наблюдается роста петли дислокации, сопровождающейся ростом напряженно-деформированного состояния в решетке и соответствующим изменением параметров УЗ волны. При больших внешних нагрузках, петли могут отрываться от центров закрепления, созданных точечными дефектами, выгибаться и скользить, что вызывает изменение параметров волны. После отрыва и выгибания петли мгновенное значение упругих напряжений в кристалле снижается до нуля, что позволяет петлям снова сжаться и закрепиться, т.е. кристалл релаксирует. На основании этого можно получить формулу расчета деформации кристаллической решетки, выраженную через изменение скорости и затухания волны Рэлея. Нами установлено, что деформация решетки может быть рассчитана из соотношения:

$$\varepsilon = \left(\frac{E_0}{E} \right)^{1/5} - 1, \quad (2)$$

где E_0 и E — модуль Юнга до и после внешнего воздействия на кристалл.

Принимая во внимание, что изменение модуля упругости, связанное с закреплением дислокации, равно:

$$\Delta E_d = \frac{E_0 \Omega \Delta_0 N L^2}{\pi}, \quad (3)$$

где $\Delta_0 = \frac{8Gb^2}{\pi^3 C_d}$; $C_d = \frac{Gb^2}{(1-\nu)}$; b — модуль вектора Бюргерса; G — модуль сдвига; L — расстояние между точками закрепления дислокации; Ω — ориентационный фактор, учитывающий тип волны; N — концентрация дислокаций.

Суммарное изменение модуля упругости ΔE можно выразить через скорость Рэлея соотношением:

$$\Delta E = \frac{2(1-\nu)^3 \rho}{(0,87 + 1,12\nu)^2} [\nu_R^2 - \nu_{0R}^2], \quad (4)$$

где ρ — плотность материала; ν — коэффициент Пуассона; ν_{0R} и ν_R — скорость Рэлея соответственно до и после внешнего воздействия.

Тогда изменение модуля Юнга, обусловленное деформацией решетки в результате внешнего воздействия, равно:

$$\Delta E_\varepsilon = \left[\frac{(0,87 + 1,12\nu)}{1+\nu} \right]^{-2/3} 2\rho [\nu_R^2 - \nu_{0R}^2] - \frac{E_0 \Omega \Delta_0 N \bar{L}^2}{\pi}. \quad (5)$$

С учетом выражения (2), получаем:

$$\varepsilon = \left[\frac{2(1+\nu)^3 \rho}{(0,87 + 1,12\nu)^2 E_0} (\nu_R^2 - \nu_{0R}^2) - \frac{8\Omega(1-\nu)NL_0 (\beta_3^0/\beta_3)^{1/2}}{\pi^4} + 1 \right]^{-5} - 1, \quad (6)$$

где β_3^0/β_3 — отношение коэффициентов затухания УЗ волны до и после радиационного облучения, равное:

$$\frac{\beta_3^0}{\beta_3} = \frac{\nu_{0R}}{\nu_R} \lg \left[\frac{I_0(x_1)I(x_2)}{I_0(x_2)I(x_1)} \right], \quad (7)$$

где I_0, I — измеренное значение интенсивности волны в точке x_1 и x_2 до и после внешнего воздействия; L_0 — расстояние между точками закрепления дислокации до радиационного воздействия.

Таким образом, для $\rho=2,3 \times 10^3$ кг/м³, $E_0=1,33 \times 10^{11}$ Н/м², $\nu=0,28$, $\Omega=1,3$ (для сдвиговых волн) [1], $L_0=10^{-6}$ м, $N=10^9$ м⁻², $\beta_3^0/\beta_3=0,75$, $\nu_{0R}=4,85 \times 10^3$ м/с, $\nu_R=3,86 \times 10^3$ м/с, по данной методике деформация кристаллической решетки кремния при радиационном облучении ионами бора дозой 150 мкКл/см² и энергией 150 кэВ равна $3,2 \times 10^{-3}$.

Если измерять скорость и затухание волны в твердом теле после, например имплантации примеси, а потом после отжига, то по изменению параметров волны можно описать процесс релаксации упругой энергии в твердом теле.

Результаты и их обсуждение

Полученные значения скорости распространения УЗ колебаний и соответственно деформации решетки при радиационном облучении ионами фосфора и бора представлены в таблице. Графическая зависимость деформации от дозы имплантированной примеси приведена на рисунке.

Сравнительный анализ зависимости деформации решетки от дозы легирования примеси для разного типа ионов до и после активации (см. таблицу и рисунок) показывает, что релаксация упругих напряжений в кремнии при имплантации ионами бора происходит при меньших дозах, чем для ионов фосфора. Это, вероятно, связано с тем фактом, что динамический температурный разогрев при ионной имплантации, определяющий процесс самоотжига, наиболее эффективен для ионов меньших масс.

Приведенные графические зависимости позволяют предположить следующие этапы структурных изменений в кристалле кремния.

До значений дозы легирования порядка 15 мкКл/см^2 идет процесс упругой деформации, связанный с накоплением элементарных дефектов, и деформация предположительно растет пропорционально дозе.

Значения скорости УЗ колебаний и деформации решетки кремния до и после ионной имплантации

Тип подложки	Тип легир. примеси	Режимы ионного легирования D , (мкКл/см^2 , E кэВ)	Скорость УЗ $\times 10^3$, м/с		Деформация $\times 10^{-3}$	
			до отжига	после отжига ($T=900^\circ$, $t=15$ мин)	до отжига	после отжига ($T=900^\circ$, $t=15$ мин)
КДБ-10	P^+	Исходная пластина	5,2	5,4	0,54	0,03
		$D=50, E=30$	4,76	4,8	0,69	0,04
		$D=300, E=30$	4,31	4,4	0,85	0,09
		$D=600, E=30$	3,87	3,88	1,01	0,87
		$D=900, E=30$	2,65	2,66	0,92	0,67
КЭФ-4,5	B^+	Исходная пластина	4,85	4,92	0,72	0,06
		$D=15, E=150$	3,96	3,92	2,8	0,78
		$D=150, E=150$	3,86	3,9	3,2	0,91
		$D=700, E=150$	2,63	2,64	4,27	2,15
		$D=1000, E=150$	3,7	3,72	2,9	1,87

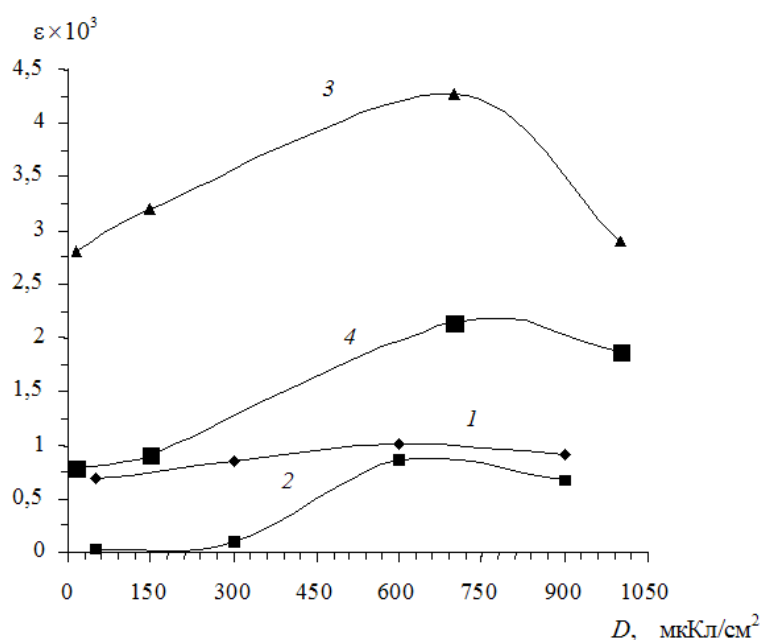


Рис. 1. Зависимость деформации кристаллической решетки кремния от дозы легирующей примеси: 1 — P^+ , до отжига, $E=30$ кэВ; 2 — P^+ , после отжига, $E=30$ кэВ; 3 — B^+ , до отжига, $E=150$ кэВ; 4 — B^+ , после отжига, $E=150$ кэВ

Как видно из рисунка, при определенных дозах начинается генерация дислокаций, процесс накопления которых ведет к дальнейшему росту деформаций. Коллективные эффекты взаимодействия приводят к формированию неоднородных дислокационных конфигураций автономных образований (дефекты второго рода) — дисклинаций. При этом деформация решетки достигает своего максимального значения, поскольку новый тип дефектов перестает быть каналом релаксации упругой энергии. Это предаморфное состояние кристалла, после которого в условиях существенной неоднородности деформации образуется упругая дисторсия, связанная с возникновением кривизны решетки. С этого момента начинает развиваться ротационная

неустойчивость, приводящая к формированию ячеистой структуры, в которой разориентация между фрагментами увеличивается по мере роста дозы. Генерация петель дислокаций, дефектов упаковки с последующим их схлопыванием и миграцией приводит к процессу релаксации напряжений. Кроме того, уменьшение уровня деформации решетки при больших дозах легирования связано, вероятно, с эффектом самоотжига.

Следует отметить, что такая последовательность структурных превращений не обязательна [2], и в других, более интенсивных процессах пластическая деформация может протекать одновременно на нескольких структурных уровнях. Важно, что трансляционное движение должно сопровождаться аккомодационным поворотом на другом структурном уровне, что говорит о вихревом характере пластической деформации.

Заключение

Проблема термодинамического состояния ДПС после имплантации примеси и необходимость управления им при формировании структур интегральных микросхем непосредственно связана с эволюцией напряженного состояния данных структур.

Регистрируя изменение параметров УЗ волны после каждого режима имплантации ионов, а затем после отжига и, сопоставляя полученные значения с результатами исследования исходной кремниевой пластины, можно оценить не только уровень НДС через деформацию кристаллической решетки, но и описать процесс релаксации упругой энергии. Экспериментально установлено, что процесс релаксации обусловлен несколькими стадиями эволюции ДПС, что связано, в свою очередь, с коллективными эффектами.

Таким образом, с помощью предложенной методики оказывается возможным управлять термодинамическим состоянием ДПС, обеспечивая стабильность создаваемых элементов изделий электронной техники.

К основному преимуществу предлагаемой методики можно отнести возможность неразрушающего анализа и расчета НДС и процессов его релаксации по глубине исследуемого образца до 200 мкм с локальностью 0,6÷15 мкм всех оптически прозрачных и непрозрачных материалов.

STRUCTURAL MODIFICATIONS IN THE SILICON AND ESTIMATE DEFORMATION DURING ION IMPLANTATION

N.T. KVASOV, L.V. SOLOGUB

Abstract

Structural modifications in the silicon after ion implantation nondestructive testing technique using the lens acoustic microscopy has been developed and acoustic properties of the samples have been obtained. Velocity of acoustic wave propagation on the sample surface and attenuation factor became the most backing in the estimates of deformation. As a result of the researches the correlation between the conditions of the investigation object and its elastic properties has been determined.

Литература

1. Труэлл Р., Эльбаум Ч., Чик Б. Ультразвуковые методы в физике твердого тела / Пер. с англ.; Под ред. И.Г. Михайлова, В.В. Леманова. М., 1972.
2. Комаров Ф.Ф., Новиков А.П., Соловьев В.С., Ширяев С.Ю. Дефекты структуры в ионно-легированном кремнии. Минск, 1990.