

05;08

Влияние ультразвуковой обработки на внутреннее трение в кремнии

© А.П. Онанко, А.А. Подолян, И.В. Островский

Киевский национальный университет им. Тараса Шевченко, Украина
E-mail: gogi@mail.univ.kiev.ua

Поступило в Редакцию 18 февраля 2003 г.

На бездислокационных монокристаллических образцах кремния, прошедших предварительную ультразвуковую обработку, изучалась температурная зависимость внутреннего трения. Впервые обнаружен доминирующий максимум при $T \approx 510$ К, который можно связать с инициированной ультразвуком перестройкой точечных дефектов структуры, связанных с межузельными атомами кремния.

На современном этапе развития микроэлектроники кремний является наиболее применимым полупроводниковым материалом. В связи с возрастающей степенью интеграции микрочипов как никогда ранее актуален вопрос о дефектной структуре материала. В последнее десятилетие в качестве перспективного метода, который позволяет управлять дефектной структурой полупроводниковых материалов, используется ультразвуковая обработка (УЗО) [1–3]. Однако изучение влияния УЗО ограничивалось в основном поликристаллическим кремнием [1,2]. Для монокристаллического кремния была показана возможность стимулированного УЗО перераспределения примесей [3]. В данной работе нами впервые наблюдалось появление доминирующего устойчивого пика на температурной зависимости внутреннего трения (ВТ) монокристаллического бездислокационного кремния, прошедшего предварительную УЗО. Появление данного пика может быть связано с влиянием УЗО на перестройку комплексов точечных дефектов, связанных с межузельными атомами кремния.

Структурно-чувствительный метод ВТ позволяет обнаруживать точечные дефекты по искажениям, создаваемым в кристаллической решетке. В проведенных исследованиях [4] температурной зависимости ВТ на облученных рентгеном образцах Si наблюдались доминирующие

пики ВТ, обусловленные релаксацией точечных дефектов структуры и их скоплений.

Для измерения ВТ и резонансной частоты образца использовался метод составного пьезоэлектрического вибратора на частоте ~ 117 kHz при знакопеременной деформации $\varepsilon \approx 10^{-6}$ в вакууме $\sim 10^{-3}$ Pa [4].

Изучаемые монокристаллы Si, выращенные методом Чохральского, *n*-типа проводимости с удельным электросопротивлением $\rho \approx 500 \Omega \cdot \text{cm}$ (концентрация донорных примесей $P \sim 10^{13} \text{ cm}^{-3}$), кристаллографической ориентации [111], были бездислокационными. Структурное совершенство кристаллов контролировалось методом селективного травления. Перед обработками поверхность кристалла была шлифованной. После ультразвуковой обработки на частотах 500–1000 kHz в течение ~ 4.5 h (при знакопеременной деформации $\varepsilon \sim 10^{-5}$) в стандартном травителе стравливался приповерхностный нарушенный слой до глубины $\sim 500 \mu\text{m}$.

Следует отметить некоторые особенности методики внутреннего трения.

Отжиг структурных дефектов, скорость которого меняется с температурой, может искажать форму температурного спектра ВТ. Степень искажения зависит от величины параметров релаксации τ_0 , $\tau_0 \cdot \exp(H/k_B T)$, H , отжига структурных дефектов и скорости изменения температуры $\partial T/\partial t$.

На рис. 1 представлены температурные зависимости ВТ, снятые для образца, прошедшего предварительную УЗО. На кривых 1, 2 обнаружен узкий, доминирующий, устойчивый максимум ВТ при $T_{M3} \approx 510$ K. Для образцов, не подвергавшихся УЗО (см. кривую 3), мы не наблюдали подобного доминирующего максимума, высота которого находилась бы в таком же соотношении с фоном ВТ. Характер кривой 2 при повторном нагреве не изменился, высота максимумов ВТ не уменьшилась. Уширение невысоких максимумов ВТ при $T_{M1} \approx 346$ K, $T_{M2} \approx 380$ K, возможно, отражает происходящий процесс релаксации дополнительно возникших в результате ультразвуковой обработки новых типов точечных дефектов.

На рис. 2 приведены температурные зависимости модуля упругости для исследуемого образца в том же диапазоне температур. При повторном нагреве наблюдается возрастание на $\sim 0.1\%$ абсолютной величины модуля упругости E , пропорционального квадрату резонансной частоты

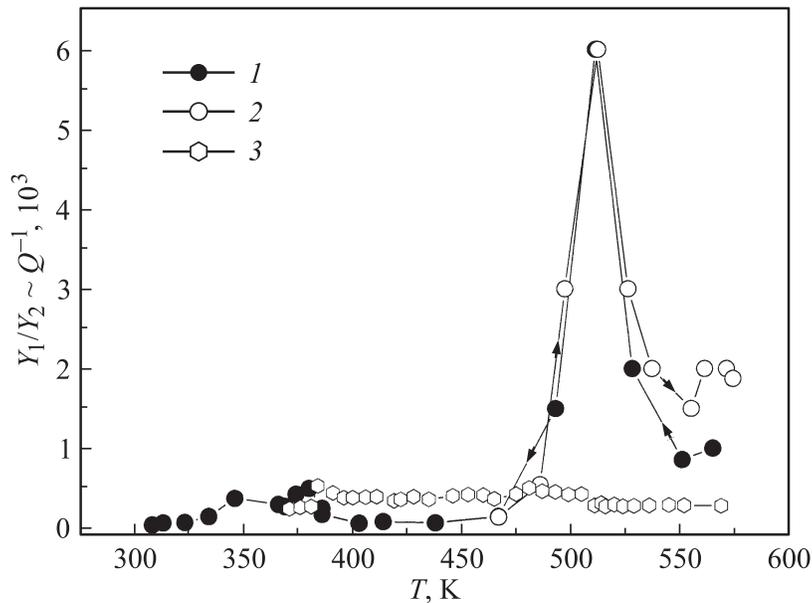


Рис. 1. Температурные зависимости ВТ для образца, прошедшего УЗО: 1 — охлаждение; 2 — повторный нагрев; 3 — для исходного кристалла кремния.

образца f^2 (см. кривую 2, рис. 2), лежащее за пределами погрешности эксперимента. Это свидетельствует об упрочнении монокристалла Si, о стабилизации структурных дефектов.

Отметим общее свойство для всех релаксационных максимумов ВТ, заключающееся в том, что температурная зависимость модуля упругости обнаруживает непрерывный спад, в пределах погрешности эксперимента $\sim 0.01\%$, с ростом температуры до температурного положения максимумов ВТ, после чего тангенс угла наклона кривой зависимости модуля упругости $\partial E/\partial T$, представленной на рис. 2, заметно увеличивается.

Энергия активации релаксационного процесса, обуславливающего появление максимума ВТ, определялась методом Верта–Маркса без

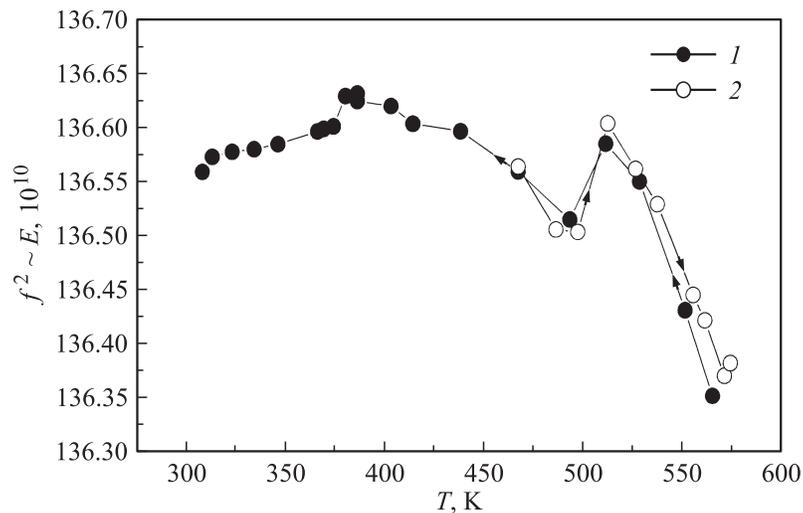


Рис. 2. Температурные зависимости модуля упругости для образца, прошедшего УЗО: 1 — охлаждение; 2 — повторный нагрев.

учета энтропийного члена [5]:

$$H = k_B \cdot T_M \cdot \ln \left(\frac{k_B \cdot T_M}{\hbar \cdot \omega_M} \right),$$

где температурное положение релаксационного максимума $T_M \approx 510$ К, резонансная частота колебаний образца $f_M = 116870$ Hz, k_B — постоянная Больцмана, \hbar — постоянная Планка. После подстановки указанных значений получили величину энергии активации максимума ВТ, равную $H = 0.8 \pm 0.1$ eV.

Энергия активации определялась также независимым методом по тангенсу угла наклона перестроенной зависимости $\ln(Q^{-1} - Q_0^{-1})$ от обратной температуры за вычетом величины фона ВТ Q_0^{-1} и оказалась равной $H = 0.6 \pm 0.2$ eV.

Далее оценивалось значение постоянной времени релаксации τ . Так как релаксационный максимум ВТ наблюдается при условии $\omega_M \cdot \tau = 2 \cdot \pi \cdot f_M \cdot \tau_0 \exp(H/k_B T) = 1$, то, подставляя значение энергии активации максимума ВТ $H \approx 0.8$ eV, определили величину постоянной

времени релаксации $\tau_0 \approx 1.6 \cdot 10^{-12}$ s и частотного фактора релаксации $f_0 = \tau_0^{-1} \approx 6.3 \cdot 10^{11}$ Hz.

Наблюдавшаяся в эксперименте амплитудная независимость ВТ свидетельствует о том, что максимум ВТ не обусловлен дислокационным механизмом [5].

Необходимым условием наблюдения пиков ВТ, создаваемых точечными дефектами, является отсутствие таких стоков, как дислокации и дефекты упаковки.

Близость полученной нами величины энергии активации релаксационного процесса при $T_{M3} \approx 510$ К к энергии миграции для положительно заряженных междоузельных атомов кремния Si_i^+ $H_0 = 0.85$ eV [6] позволяет предположить релаксационный механизм, обусловленный переориентацией междоузельных нейтральных атомов кремния в гангельных конфигурациях.

Таким образом, в данной работе нами впервые наблюдался доминирующий, устойчивый пик на температурной зависимости ВТ в бездислокационном монокристаллическом кремнии, выращенном методом Чохральского, появление которого может быть связано с перестройкой комплексов точечных дефектов структуры, вызванной предварительной ультразвуковой обработкой.

Результаты вычисления динамических характеристик междоузельных атомов кремния Si_i , вакансионных комплексов могут применяться для расчета режима отжига с целью получения заданного состава структурных дефектов в Si.

Список литературы

- [1] *Ostapenko S.S., Jastrzebski L., Lagowski J., Sopori B.* // Appl. Phys. Lett. 1994. V. 65. P. 1555–1557.
- [2] *Koshka Y., Ostapenko S., Ruf T., Zhang J.-M.* // Appl. Phys. Lett. 1996. V. 69. P. 2537–2539.
- [3] *Островский И.В., Надточий А.Б., Подолян А.А.* // ФТП. 2002. Т. 36. В. 4. С. 389–391.
- [4] *Кулиш Н.П., Максимюк П.А., Мельникова Н.А.* и др. // ФТТ. 1998. Т. 40. В. 7. С. 1257–1258.
- [5] *Никаноров С.П., Кардашев Б.К.* Упругость и дислокационная неупругость кристаллов. М.: Наука, 1985. 253 с.
- [6] *Смирнов Л.С.* Физические процессы в облученных полупроводниках. Новосибирск: Наука, 1977. 255 с.