

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА Si—SiO₂ НА ОБРАЗОВАНИЕ И ОТЖИГ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В КРЕМНИИ

Казакевич Л. А., Кузнецов В. И., Лугаков П. Ф.,
Филиппов И. М., Цикунов А. В.

Изучены процессы накопления и отжига радиационных дефектов в структурах, изготовленных из пластин монокристаллического кремния КЭФ-7.5, на которых термическим окислением выращивался слой SiO₂ и затем наносился поликремний. В качестве контрольного материала использовались объемные кристаллы КЭФ-7.5. На различных этапах облучения γ -квантами ⁶⁰Co ($T_{обл} \leq 50$ °C) и 15-минутного изохронного отжига методом Ван-дер-Пау измерялись температурные ($T_{взм} = 80 \div 400$ К) зависимости коэффициента Холла и электропроводности, а методом модуляции проводимости в точечном контакте — инжекционные зависимости времени жизни неосновных носителей заряда. Установлено, что в структурах скорости образования комплексов углерод—кислород—дивакация выше, а А-центров ниже, чем в контрольных образцах кремния. Отжиг этих дефектов в структурах начинается раньше и происходит в более широком интервале температур. Объяснение полученных результатов дано на основе представлений, учитывающих влияние деформационных напряжений и искажения кристаллической решетки вблизи границы раздела Si—SiO₂, а также наличие высокой плотности дислокаций, которые возникают в процессе создания структур и окружены примесной атмосферой.

Присутствие в кремнии структурных нарушений, создающих деформацию кристаллической решетки (дислокации, микродефекты, области скопления дефектов и примесей, поверхность кристалла), приводит к изменению процессов радиационного дефектообразования [1, 2]. Деформационные напряжения возникают и на границе раздела Si—SiO₂ [3, 4], но их роль при накоплении и отжиге радиационных дефектов (РД) в кремнии не совсем ясна, что и определило цель данной работы.

Эксперименты выполнены на структурах, представляющих собой слои монокристаллического кремния на поликристаллических подложках, отделенных от них окислом. Структуры изготавливались из пластин полученного методом Чохральского *n*-кремния КЭФ-7.5, на которых термическим окислением при 1150 °C выращивался слой SiO₂ толщиной ~ 1.5 мкм. На окисел при той же температуре наносился поликремний, после чего снимался слой монокристаллического кремния и его толщина уменьшалась до ~ 25 мкм. В качестве контрольного материала использовались объемные образцы исходного кремния КЭФ-7.5. По подсчету ямок травления после обработки селективным травителем в структурах и кристаллах контролировались плотность дислокаций и их распределение. Структуры и кристаллы облучались γ -квантами ⁶⁰Co при $T_{обл} \leq 50$ °C. Изохронный 15-минутный отжиг проводился в интервале температур $T_{взм} = 100 \div 500$ °C. До и после облучения и на различных этапах отжига методом Ван-дер-Пау измерялись температурные ($T_{взм} = 80 \div 400$ К) зависимости концентрации (*n*) и холловской подвижности (μ) носителей заряда, а методом модуляции проводимости в точечном контакте — инжекционные ($T_{взм} = 300$ К) зависимости времени жизни (τ) неосновных носителей заряда.

Из металлографических экспериментов следует, что структуры (в отличие от контрольных кристаллов) содержат высокую плотность дислокаций ($N_D \approx 1 \cdot 10^7 \div 1 \cdot 10^8$ см⁻²), которые занимают примерно 20 % объема монокристал-

лического кремния и сосредоточены преимущественно у границы раздела Si—SiO₂. Основной причиной появления дислокаций является несоответствие между собой термических коэффициентов линейного расширения монокристаллического кремния, его окисла и поликремния. При охлаждении структур от 1150 °С для компенсации возникающих напряжений образуются дислокации, которые затем сами могут являться источниками упругих напряжений [5]. Дислокации в кремнии обычно окружены атмосферой фоновых примесей [6]. При термической обработке кремния в процессе создания структур примесные атомы вблизи дислокаций участвуют в образовании различного рода ассоциаций, в том числе и кислородосодержащих термодоноров [7], с чем и связано наблюдаемое увеличение n в изготовленных структурах (см. таблицу). С другой стороны, дислокации являются эффективными центрами рассеяния и рекомбинации носителей заряда [5, 6] и из-за их наличия происходит уменьшение μ и τ . Все это приводит к тому, что электрофизические характеристики структур оказываются отличающимися от значений их в контрольных кристаллах n -кремния, как это следует из приведенных в таблице данных.

Исходные характеристики исследуемых материалов

Образцы	n , см ⁻³	μ , см ² /В · с	τ , с
Структуры	$(1.2 \pm 0.5) \cdot 10^{15}$	$(8.50 \pm 0.5) \cdot 10^2$	$(1.5 \pm 1.0) \cdot 10^{-8}$
Кристаллы n -Si	$(6.0 \pm 0.5) \cdot 10^{14}$	$(1.5 \pm 0.01) \cdot 10^3$	$(2.0 \pm 0.5) \cdot 10^{-5}$

При облучении структур и контрольных кристаллов n , μ и τ , как правило, уменьшаются, но степень их изменения различна в исследуемых образцах. Так, коэффициенты радиационного изменения $K_n = (n_0 - n_\Phi) / \Phi$ и $K_\tau = (1/\tau_\Phi - 1/\tau_0) / \Phi$ в структурах имеют значения $1.4 \cdot 10^{-4}$ см⁻¹ и $7.7 \cdot 10^{-11}$ см²/с соответственно, а в контрольных кристаллах — $1.8 \cdot 10^{-5}$ см⁻¹ и $2.9 \cdot 10^{-11}$ см²/с (n_0 , τ_0 — концентрация и время жизни носителей заряда до, n_Φ , τ_Φ — после облучения интегральным потоком Φ).

Анализ температурных зависимостей концентрации носителей заряда показывает, что энергетический спектр уровней, вводимых облучением РД, в исследуемых материалах одинаков, причем наиболее эффективно образуются дефекты, вносящие в запрещенную зону акцепторные энергетические уровни $\sim E_c - 0.17$ и $\geq E_c - 0.40$ эВ. Дозовые зависимости концентрации этих РД приведены на рис. 1. Как видно, во всех случаях имеет место линейное изменение концентрации дефектов с ростом интегрального потока γ -квантов. Вместе с тем эффективность образования РД с уровнем $\sim E_c - 0.17$ эВ выше в контрольных кристаллах, чем в структурах, а дефекты с уровнем $\geq E_c - 0.40$ эВ эффективно вводятся в структурах. Последним и объясняются более высокие (по сравнению с контрольными кристаллами) значения K_n и K_τ в структурах, так как в условиях эксперимента ($T_{\text{нак}} = 300$ К) эффективными компенсирующими и рекомбинационными центрами являются дефекты с заполненными (глубокими, $\geq E_c - 0.35$ эВ) энергетическими уровнями в запрещенной зоне.

Известно, что при облучении γ -квантами ⁶⁰Со в n -кремнии, выращенном методом Чохральского, наиболее эффективно накапливаются А-центры (энергетический уровень $E_c - 0.17$ эВ) и комплексы углерод—кислород—дивакансии ($E_c - 0.45$ эВ) [1, 8-10]. А-центры образуются за счет захвата подвижных вакансий атомами междоузельного кислорода (O_I), а при взаимодействии вакансий с углерод-кислородными ассоциациями C_5O_I (узловой углерод—междоузельный кислород) формируются комплексы углерод—кислород—дивакансии (COW) [8, 9]. Скорость образования А-центров и комплексов COW будет зависеть от концентрационных соотношений между основными конкурирующими стоками для вакансий (атомы O_I и ассоциации C_5O_I). Более эффективное образование комплексов COW в структурах связано, по-видимому, с повышенной концентрацией в них ассоциаций C_5O_I . Последние, на наш взгляд, формируются в процессе окисления кремния, причем вблизи границы раздела Si—SiO₂

Это подтверждают следующие контрольные эксперименты. В образцах кремния, прошедших высокотемпературную обработку без окисления, не наблюдалось изменения скоростей образования РД, тогда как окисление кристаллов при температурах $1000 \div 1200^\circ\text{C}$ приводило к увеличению K_T и скорости введения комплексов COW. Послойное травление окисленных и облученных кристаллов показало, что распределение комплексов COW по глубине неоднородно: их концентрация у поверхности значительно выше, чем в объеме.

Сравнение процессов накопления РД в структурах и контрольных кристаллах (рис. 1) показывает, что суммарные концентрации А-центров и комплексов COW в них различны, т. е. баланс вакансионных комплексов в исследуемых

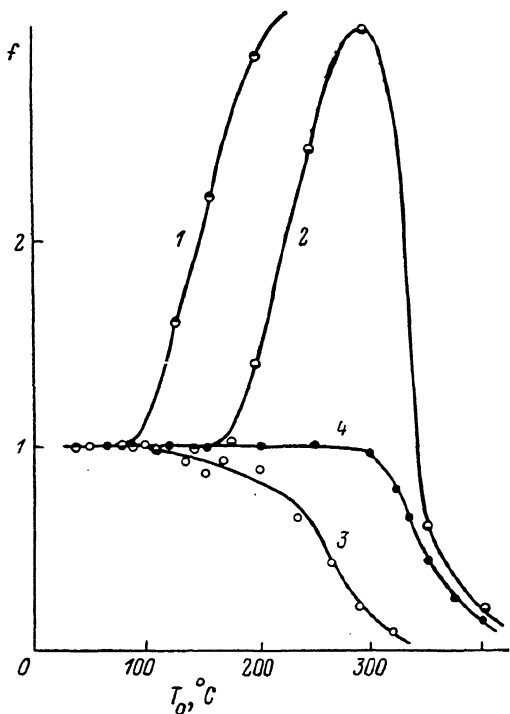
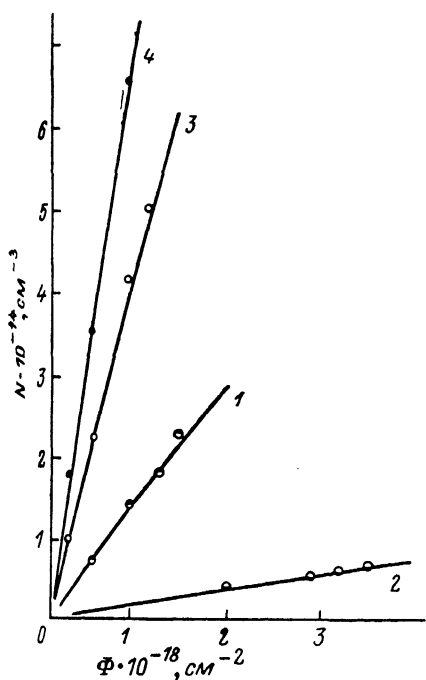


Рис. 1. Дозовые зависимости концентрации комплексов углерод—кислород—дивакансия (1, 2) и А-центров (3, 4) в структурах (1, 3) и контрольных кристаллах (2, 4).

Рис. 2. Зависимости доли неотожженных дефектов для комплексов углерод—кислород—дивакансия (1, 2) и А-центров (3, 4) от температуры отжига в структурах (1, 3) и контрольных кристаллах (2, 4).

Φ , см^{-2} : 1, 2 — $1 \cdot 10^{18}$; 3, 4 — $1 \cdot 10^{19}$.

материалах не сохраняется. Уменьшение скорости образования А-центров в структурах (по отношению к контрольным кристаллам) оказывается более значительным, чем увеличение скорости образования комплексов COW. Объяснение этого факта может быть дано с учетом влияния дислокаций вблизи границы раздела Si—SiO₂ на накопление РД [11]. Под воздействием создаваемых деформационных напряжений к границе раздела мигрируют генерируемые облучением вакансии. При этом часть из них исчезает на дислокациях, а оставшиеся участвуют вблизи границы раздела Si—SiO₂ в комплексообразовании с ассоциациями C₅O₁ и атомами O₁.

Подтверждением влияния возникающих у границы раздела деформационных напряжений на протекание радиационных процессов в структурах могут служить результаты изохронного отжига облученных образцов, приведенные на рис. 2. Здесь показаны зависимости доли неотожженных дефектов для комплексов COW [$f = (1/\tau_T - 1/\tau_0)/(1/\tau_\Phi - 1/\tau_0)$] (τ_0 , τ_Φ , τ_T — времена жизни носителей заряда до, после облучения и на различных этапах отжига соответственно) и А-центров ($f = N_T/N_\Phi$, N_Φ , N_T — концентрации А-центров после облучения и при отжиге) от температуры отжига. Видно, что в контрольных кристаллах

наблюдается характерная стадия отрицательного отжига комплексов COW ($T_{отж} = 200 \div 300$ °C) [9, 10], а полный их отжиг, как и А-центров, заканчивается при $T_{отж} > 400$ °C (рис. 2, кривые 2, 4). Отметим некоторые особенности отжига РД в структурах. Во-первых, дообразование комплексов COW происходит при более низких (примерно на 100 °C) температурах (кривая 1). Во-вторых, А-центры отжигаются (кривая 3) в широком температурном интервале ($T_{отж} = 100 \div 350$ °C), как это обычно имеет место в дислокационном кремнии или вблизи поверхности кристалла [11, 12], т. е. при наличии деформационных полей. Все это позволяет предположить, что уменьшение температуры отжига РД в структурах по сравнению с контрольными кристаллами связано с деформацией и искажением кристаллической решетки кремния у границы раздела Si—SiO₂, поэтому находящиеся здесь А-центры становятся подвижными при существенно меньших температурах. Взаимодействие их с атомами узлового углерода может привести к дообразованию комплексов COW и наблюдаемому на опыте уменьшению температуры отрицательного отжига РД с уровнем $\geq E_g - 0.40$ эВ.

Таким образом, результаты выполненных исследований показывают, что по сравнению с объемными кристаллами в кремниевых структурах с диэлектрической изоляцией процессы образования и отжига РД имеют ряд особенностей, которые можно объяснить влиянием деформационных напряжений и искажений кристаллической решетки вблизи границы раздела Si—SiO₂, а также наличием высокой плотности дислокаций, окруженных атмосферой фоновых примесей и их ассоциаций.

Список литературы

- [1] Физические процессы в облученных полупроводниках / Под ред. Л. С. Смирнов. Новосибирск, 1977. 256 с.
- [2] Колковский И. И., Лугаков П. Ф., Шуша В. В. // ФТП. 1989. Т. 23. В. 5. С. 885—887.
- [3] Першенков В. С., Попов В. Д., Шальнов А. В. Поверхностные радиационные эффекты в элементах интегральных микросхем. М., 1988. 256 с.
- [4] Герасименко Н. Н., Мордкович В. Н. // Поверхность. Физика, химия, механика. 1987. № 6. С. 5—19.
- [5] Матаре Г. Электроника дефектов в полупроводниках. М., 1974. 464 с.
- [6] Бардели У. // УФН. 1961. Т. 73. В. 1. С. 121—167.
- [7] Еременко В. Г., Никитенко В. И., Якимов Е. Б., Ярыкин Н. А. // ФТП. 1978. Т. 12. В. 2. С. 273—279.
- [8] Watkins G. D., Corbett J. W. // Phys. Rev. 1961. V. 121. N 4. P. 1001—1014.
- [9] Lee Y. H., Corbett J. W., Brower K. L. // Phys. St. Sol. (a). 1977. V. 41. N 2. P. 637—647.
- [10] Лугаков П. Ф., Лукашевич Т. А., Шуша В. В. // ФТП. 1979. Т. 13. В. 2. С. 401—404.
- [11] Kazakevich L. A., Lugakov P. F. // Phys. St. Sol. (a). 1982. V. 71. N 1. P. 99—108.
- [12] Кузнецов В. И., Лугаков П. Ф., Цикунов А. В. // ФТП. 1984. Т. 18. В. 6. С. 1007—1010.

Научно-исследовательский институт
прикладных физических проблем
им. А. Н. Севченко БГУ им. В. И. Ленина
Минск

Получена 13.10.1989
Принята к печати 4.11.1989