

го донора в случае ее концентрации $<1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ составляет 0,12 от общего количества серы в кристалле. Установлено, что политропия серы в этих кристаллах связана с тем, что сера растворяется в виде молекул Ga_2S_3 , образуя псевдобинарный твердый раствор $\text{Ga}_{3-x}\text{P}_{1-x}\text{S}_{3x}$. Именно в этом заключается политропия серы.

Показано, что образование МД связано с выделением собственного компонента — галлия.

Библиографический список

1. Белоусова Ю. Е., Ольховикова Т. И., Хашимов Ф. Р., Окунев Ю. А. // Электрон. техника. Сер. Материалы. 1987. № 8 (229). С. 16—20.
2. Бублик В. Т., Мильвидский М. Г. // Материаловедение. 1997. № 1. С. 21.
3. Bond W. L. // Acta crystallogr. 1960. V. 3. P. 814.

4. Лисойван В. И. Измерение параметров элементарной ячейки на однокристалльном спектрометре. — Новосибирск: Наука, 1982. — 124 с.

5. Loxley N., Tanner B. K., Bowen D. K. A Novel Beam-Conditioning Monochromator for High-Resolution X-ray Diffraction. // J. Appl. Cryst. 1995. V. 28. P. 314.

6. Бублик В. Т., Мацнев С. Ю., Щербачев К. Д. и др. Исследование особенностей образования микродефектов в термически обработанных бездислокационных пластинах кремния большого диаметра методом диффузного рассеяния рентгеновских лучей. // ФТТ. 2003. Т. 45. Вып. 10. С. 1825.

7. Филатов П. А., Бублик В. Т., Белоусова Ю. Е. и др. Исследование микродефектов в монокристаллах GaP и GaP(Zn), выращенных методом ЧЖГР. // Кристаллография. 2007. № 2.

8. Горюнова Н. А. Сложные алмазоподобные полупроводники. — М.: Советское радио, 1968.

9. Quadbeck P., Ebert P., Urban K. et al. Effect of dopant atoms on the roughness of III—V semiconductor cleavage surfaces. // J. Appl. Phys. Lett. 2000. V. 76. N 3. P. 300—302.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №.....).

УДК 621.315.592.3

МЕХАНИЗМ ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТИ Si БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЧОХРАЛЬСКОГО

© 2007 г. В. Г. Литовченко, И. П. Лисовский, В. П. Кладько, А. А. Ефремов, С. А. Злобин, Н. В. Слободян
Институт физики полупроводников им. В. Е. Лашкарева НАН Украины

Методами ИК-спектроскопии с компьютерным анализом формы полосы поглощения на Si—O-связях, электронной микроскопии, дифракции рентгеновских лучей и измерения спада нестационарной фотопроводимости проведено экспериментальное исследование процессов создания кислородных преципитатов в результате двухстадийного отжига ($750 \text{ }^\circ\text{C} + 1050 \text{ }^\circ\text{C}$) в слитках кремния разного диаметра (40—300 мм). Показано, что монокристаллический Si большого диаметра, полученный методом Чохральского, содержит относительно низкую концентрацию электрически активных микродефектов, в основном вакансионного типа. Установлено, что это приводит к формированию в результате термообработки слабо напряженной фазы оксида (SiO_2), не содержащей сильно деформированных четырехчленных колец тетраэдров SiO_4 , и, как следствие, к повышенной термостабильности такого кремния.

Ключевые слова:

Введение

В процессе изготовления приборо́в и ИС (в том числе и при формировании так называемой приповерхностной чистой зоны) на основе кремния последний претерпевает несколько высокотемпературных достаточно длительных обработок. При этом, однако, возможны такие негативные процессы, как, например, проявление нестability параметров материала и приборов, возникновение и релаксация распределенных механических напряжений, радиационная нестability и др. [1—4]. В последнее время в различных лабораториях получены результаты, показывающие, что подобные релаксационные (и другие) эффекты можно существенно уменьшить, если использовать слитки кремния большого диаметра (в особенности, легированные азотом), полученные методом Чохральского (Cz—Si). Од-

нако, механизм этого явления не был установлен.

Ниже рассмотрены результаты систематических исследований микроструктуры формируемых при высокотемпературной обработке включений фазы диоксида кремния (преципитированный SiO_2) и механических напряжений вокруг них в зависимости от типа (вакансионные, межузельные) структурных микродефектов (МД) в кристаллах различного диаметра. Предложена модель, объясняющая механизм стабильности кремния, выращенного методом Чохральского.

Методика эксперимента

Исследовали пластины Cz—Si с ориентацией поверхности (100), вырезанные из слитков различного диаметра (40—300 мм) с концентрацией межузельного кислорода $C_i = (9+11) \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$. Для создания кислородных преципитатов исполь-

Таблица 1

Параметры элементарных полос поглощения Cz-Si

Полоса	Положение максимума, см ⁻¹	Полуширина, см ⁻¹	Угол Si—O—Si, угл. град.	Основная структурная компонента
O	1107±1	33±1	162	Межузельный кислород
P1	1085±1	25±1	142	6-членные кольца тетраэдров SiO ₄
P2	1060±3	25±2	132	4-членные кольца тетраэдров SiO ₄
P3	1035±3	25±3	126	Молекулярные комплексы Si—O ₂ —Si ₂

Таблица 2

Дефекты и электрофизические характеристики исходных образцов Cz-Si

Образец	Диаметр слитка, мм	Размеры ямок травления, мкм	Плотность ямок травления, см ⁻²	Время жизни, мкс	Длина диффузии, мкм
1	40	0,05—0,1	$\sim 2 \cdot 10^7$	6—8	85—90
2	300	0,05—0,1	$\sim 5 \cdot 10^6$	20—23	265—270

зовали двухстадийный отжиг (725 °C в течение 20 ч + 1050 °C в течение 5—20 ч) в атмосфере чистого аргона.

Картины травления (травитель Секко) изучали с помощью электронного микроскопа HITACHI S-806. Тип и размеры дефектов определяли из кривых дифракционного отражения (КДО) и по диффузному рассеянию рентгеновских лучей (ДРРЛ) [5], которые измеряли с помощью рентгеновского дифрактометра X'Pert PRO MRD в схеме высокого разрешения.

Для определения концентрации межузельного C_i и преципитированного в фазу SiO₂ кислорода C_p, а также структуры преципитированной фазы применяли ИК-спектроскопию с анализом формы полосы поглощения на валентных колебаниях Si—O-связи [6, 7] (характеристики составляющих полосы поглощения представлены в табл. 1).

По спаду нестационарной фотопроводимости в условиях низкого уровня возбуждения оценивали время жизни τ и длину диффузии L неравновесных носителей заряда.

Результаты и их обсуждение

Результаты измерения степени дефектности исходных образцов приведены в табл. 2.

Слитки малого диаметра характеризуются наличием высокого содержания ($>10^{11}$ см⁻³) МД размером $\sim 0,29$ мкм как вакансионного, так и межузельного типа примерно одинаковой концентрации (рис. 1). Именно эти дефекты являются электрически активными, и приводят к деградации времени жизни и длины диффузии неравновесных носителей заряда.

Материал большого диаметра, напротив, содержит относительно низкую концентрацию ($\sim 5 \cdot 10^{10}$ см⁻³) электрически активных МД сравнительно малого (0,22 мкм) размера. Наблюдается преобладание МД вакансионного типа: их концентрация вдвое превышает концентрацию МД межузельного типа (см. рис. 1).

Следовательно, поведение слитков разного диаметра при проведении термообработок различно.

Так, высокотемпературная (1050 °C) стадия термообработки существенно образом уменьшает концентрацию межузельного кислорода во всех образцах (рис. 2). При этом наиболее подвержены влия-

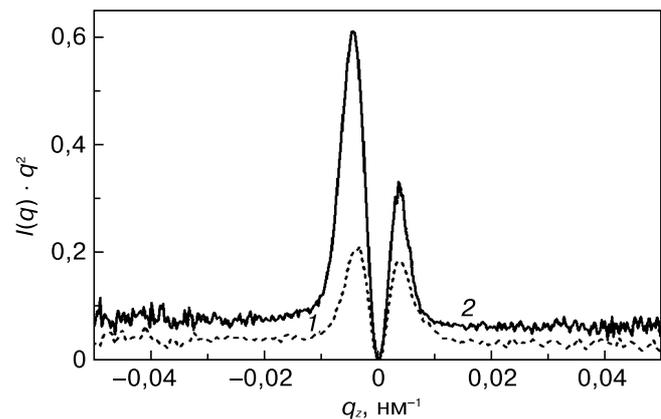


Рис. 1. Интенсивность распределения диффузного рассеяния вдоль поперечного q_z -сечения обратного пространства узла [004] для исходных образцов Cz-Si диаметром 40 (1) и 300 (2) мм

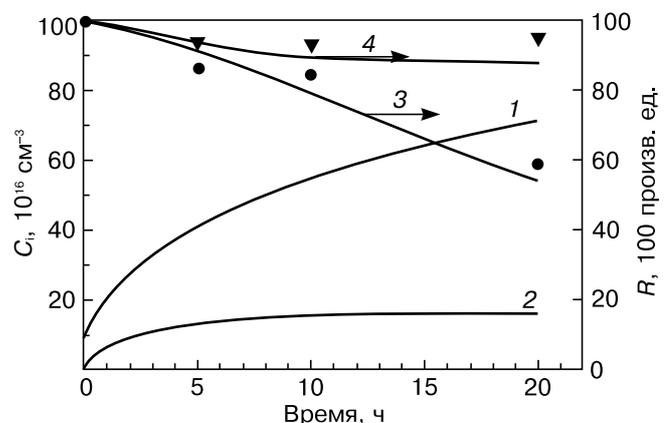


Рис. 2. Зависимости концентрации межузельного кислорода в образцах диаметром 300 мм (▼) и 40 мм (●) от времени отжига при 1050 °C и результаты моделирования кинетики освобождения межузельного кислорода (3, 4) и изменения размеров преципитатов (1, 2) при высокотемпературной стадии отжига:
1, 3 — диаметр пластин 40 мм; 2, 4 — 300 мм

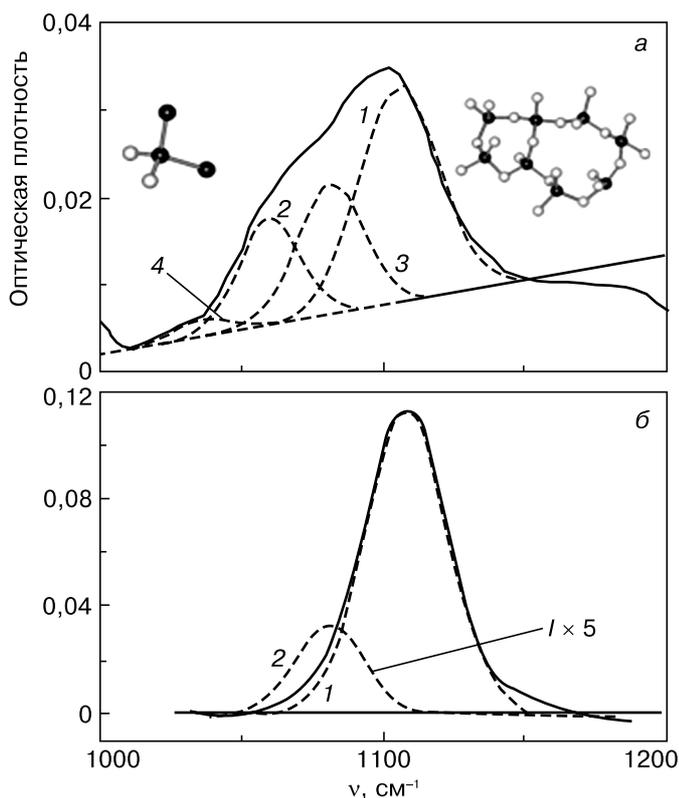


Рис. 3. Полоса поглощения на Si—O-связях (сплошная кривая) и гауссовы составляющие (штриховые) отоженных в течение 20 ч при 1050 °C образцов Cz-Si диаметром 40 (а) и 300 мм (б): а: 1 — межузельный кислород; 2 — 4-членные кольца тетраэдров SiO₄; 3 — 6-членные кольца тетраэдров SiO₄; 4 — комплексы Si—O₂—Si₂; б: 1 — межузельный кислород; 2 — 6-членные кольца тетраэдров SiO₄

нию температуры слитки малого диаметра: в них концентрация межузельного кислорода O_i уменьшается за 20 ч отжига почти вдвое (на 75 %). В слитках большого диаметра отмеченный эффект выражен слабее (~10 %).

Технология производства кремния существенным образом влияет и на процессы преципитации кислорода при высокотемпературной стадии отжига (рис. 3). В случае слитков малого диаметра концентрация атомов преципитированного кислорода существенным образом возрастает и за 20 ч отжига достигает $3,6 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$. При этом в спектре поглощения, наряду с составляющими P1 и P2 (4- и 6-членные кольца тетраэдров SiO₄ соответственно, присутствовавшие в исходных образцах), отмечается появление новой составляющей P3, связанной с молекулярными комплексами Si—O₂—Si₂. Не исключено, что указанные комплексы самостоятельно существуют в решетке кремния.

Однако недавно проведенные авторами исследования систем «кремний — тонкий (10—15 нм) термический

оксид» с использованием ИК-спектроскопии и спектральной эллипсометрии продемонстрировали существование таких комплексов в структуре переходного слоя Si—SiO₂. Можно сказать, что и в случае создания развитых включений кислородных преципитатов в Cz-Si комплексы Si—O₂—Si₂, скорее всего локализованы в областях границы раздела кремний—преципитат.

В слитках большого диаметра высокотемпературная стадия отжига слабо изменяла как содержание преципитированных атомов кислорода, так и структуру преципитированной фазы — она представляла собой взаимосвязанные 6-членные кольца тетраэдров.

Геометрия структуры оксидной фазы преципитатов, определенная на основе данных работы [8], для обоих типов образцов представлена на рис. 4.

Известно, что скорость выращивания и охлаждения кристаллов кремния малого диаметра больше, чем у кристаллов большого диаметра [9]. Это обстоятельство должно вести к появлению большего числа ростовых дефектов в слитках малого диаметра, что и подтверждается результатами измерения как плотности МД, так и электрофизических характеристик образцов Cz-Si. Проведение продолжительной термообработки при 725 °C повышает содержание МД в пластинах соответственно их начальным концентрациям, т. е. контраст между слитками малого и большого диаметров еще больше возрастает. Появление высокой плотности МД должно приводить к появлению относительно высоких полей механических напряжений в таких образцах (по сравнению со слитками большого диаметра). Во время высокотемпературной (1050 °C) стадии отжига кремний довольно пластичен, однако в процессе охлаждения образцов отмеченные напряжения должны стимулировать в слитках малого диаметра

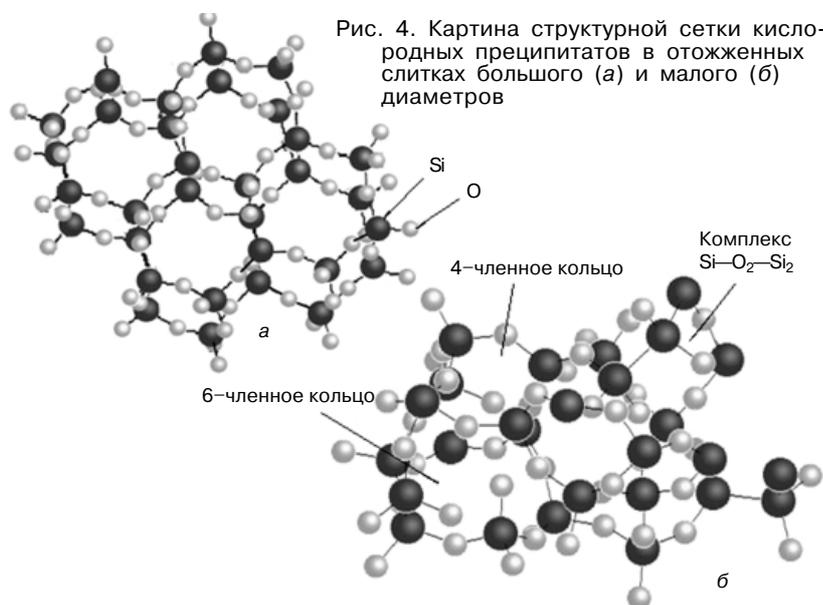


Рис. 4. Картина структурной сетки кислородных преципитатов в отоженных слитках большого (а) и малого (б) диаметров

формирование сильно напряженной преципитированной оксидной фазы, структурная сетка которой содержит деформированные 4-членные кольца тетраэдров SiO_4 .

Рассмотрим более детально кинетику высокотемпературной стадии отжига. Принимая во внимание совокупность полученных экспериментальных результатов, можно предположить следующее.

1. На начальной стадии оба типа образцов Cz-Si содержат практически одинаковое количество как атомарного кислорода, связанного в междоузлиях (bonded interstitials), так и кислорода, образовавшего преципитаты SiO_2 .

2. Если предположить отсутствие прочих стоков для кислорода, помимо уже образовавшихся на структурных дефектах зародышей фазы SiO_2 , то простейшие уравнения массового баланса для подвижного междоузельного C_i и связанного C_p кислорода можно представить в виде

$$\frac{dC_i}{dt} = -\frac{dC_p}{dt} = k_{i \rightarrow b} (C_i - C_{if}) N_p; \quad (1)$$

$$\frac{dR^2}{dt} = 2D \frac{C_i - C_{if}}{C_{pr} - C_{if}},$$

где $k_{i \rightarrow b} = 4\pi DR$ — константа скорости реакции диффузионно-лимитированного роста/распада преципитата радиуса R ; D — коэффициент диффузии; C_{pr} — концентрация кислорода в SiO_2 -фазе; C_i — текущая концентрация междоузельного кислорода в кремнии; N_p — число преципитатов в единице объема матрицы; C_{if} — равновесная концентрация подвижного кислорода вблизи искривленного интерфейса SiO_2/Si . С учетом эффекта Гиббса—Томсона, для последней величины имеем

$$C_{if} = C_{eq} \exp\left(\frac{2\gamma\Omega}{Rk_B T}\right) \approx C_{eq} \left(1 + \frac{2\gamma\Omega}{Rk_B T}\right),$$

где γ — удельная свободная энергия интерфейса; Ω — атомный объем кислорода в новой фазе; T — температура отжига; C_{eq} — равновесная при данной температуре растворимость кислорода в кремнии; k_B — постоянная Больцмана. Вклад кривизны, по-видимому, существенен для первой стадии «созревания» зародышей и относительно невелик для достаточно высоких температур, что имеет место на второй стадии отжига. Однако следует дополнительно учесть (согласно формуле Ван-Хеллемонта—Клайса для критического радиуса R_c) [10] тот факт, что в рассматриваемом случае зародышеобразование и рост зависят от присутствия точечных дефектов обоих знаков. Этот момент учтем в простейшем варианте, полагая, что рост ($C_{if} < C_i$) происходит, если $R > R_c$.

Причем R_c тем меньше, чем больше окрестность преципитата насыщена избыточными вакансиями. Кроме того, на данном этапе не будем учитывать распада субкритических зародышей ($C_{if} > C_i$, $R < R_c$), полагая, что этот, более быстропротекающий процесс, занимает самые начальные стадии отжига и не фиксируется на экспериментальной кинетической кривой.

Таким образом, далее будем полагать, что система состоит из одинаковых надкритических зародышей радиуса R с концентрацией N_p , окруженных междоузельным кислородом с концентрацией C_i , а интерфейсная концентрация C_{if} рассматривается как свободный параметр, подлежащий определению, который качественно отражает дефектную структуру.

Согласно соотношению (1), более быстрая потеря междоузельного кислорода, наблюдаемая для образцов Cz-Si малого диаметра, может быть обусловлена следующей причиной. Тот факт, что для образцов малого диаметра не наблюдается замедления кинетики даже после 20 ч отжига, позволяет заключить, что в этом случае концентрация C_{if} весьма мала. Это можно приписать наличию обогащенных вакансиями атмосфер вблизи интерфейса SiO_2/Si , или переходного слоя типа SiO_x , обогащенного промежуточными комплексами $\text{Si}-\text{O}_2-\text{Si}_2$, обнаруженными в ИК-спектрах. В обоих случаях любой избыточный атом кислорода в матрице кремния, появляющийся в окрестности преципитата, будет активно поглощаться интерфейсной зоной, поддерживая высокий уровень диффузии.

Для образцов Cz-Si большого диаметра процесс высокотемпературной преципитации, по-видимому, полностью завершается после отжига в течение 10 ч. Это можно объяснить высоким значением C_{if} в сочетании с быстрым темпом поглощения кислорода. В конце отжига кремниевая матрица данного типа содержит преципитаты, окруженные достаточно плотной атмосферой незахваченного остаточного кислорода. Можно, таким образом, утверждать, что на определенном этапе пересыщение по кислороду становится недостаточным для дальнейшего роста. В частности, это может произойти из-за недостаточной генерации избыточных вакансий, что характерно для преципитатов SiO_2 с избытком свободного объема. Так как они более податливы к внешним деформациям, то могут легко релаксировать при аккомодации в матрице кремния не за счет генерации дополнительных вакансий кремния, а за счет уменьшения собственного объема. Такой механизм согласуется с данными ИК-спектроскопии по фазовому составу преципитатов (более свободные 6-членные кольца) в пластинах Cz-Si большого диаметра.

Моделирование

Подчеркнем, что суммарная поглотительная способность преципитатов пропорциональна величине DN_pR , тогда как суммарное количество связанного кислорода пропорционально N_pR^3 . Это значит, что с уменьшением размеров преципитата количество связанного кислорода убывает значительно быстрее, чем способность ансамбля собирать невстроенный кислород. С другой стороны, при сопоставлении расчетных кинетических кривых будем оперировать относительными величинами радиуса, выбирая, по возможности, в качестве параметра N_p . Вместе с тем величину N_pR^3 можно определить из эксперимента, полагая, что вся убыль межзельного кислорода соответствует увеличению количества кислорода, связанного в преципитатах. Это позволяет сопоставлять между собой данные для обоих типов образцов Cz-Si, оперируя относительными величинами R и N_p .

На рис. 5 представлены результаты компьютерного моделирования преципитации кислорода для двух разных типов кремния, согласно модели, заданной уравнениями (1).

Кривые 1 и 2 (см. рис. 5, а) соответствуют малым начальным значениям радиуса зародышей. В отличие от кривой 3, начальный темп поглощения кислорода здесь мал, и дальнейший ход зависимостей носит квазилинейный характер без видимого выхода на насыщение. В этом случае наблюдается хорошее качественное согласие с экспериментом. При больших начальных радиусах (кривая 3) более интенсивное связывание происходит именно на начальном этапе. Квазилинейная расчетная кинетика наблюдается здесь практически во всем интервале времени отжига, а согласие с экспериментом также можно считать удовлетворительным. Такой характер кинетики объясняется тем, что в процессе роста константа скорости $k_{i \rightarrow b}$ также увеличивается пропорционально R . В результате разные механизмы компенсируют друг друга, и имеет место не экспоненциальная (как было бы при постоянном $k_{i \rightarrow b}$), а близкая к квазилинейной кинетика поглощения межзельного кислорода.

На рис. 5, б представлены результаты моделирования для случая пластин кремния диаметром 300 мм при разных начальных радиусах зародышей. По сравнению со случаем, изображенным на рис. 5, а, равновесная концентрация на интерфейсе SiO_2/Si выше примерно в 9 раз. Хорошее качественное согласие с экспериментом дает только кривая 2.

Последнее означает, что наблюдаемая кинетика реализуется только при достаточно высоком темпе поглощения, определяемом произведением N_pR , например, при большом количестве малых преципитатов, при условии, что величина N_pR^3 задана.

На рис. 2 сопоставлена кинетика уменьшения концентрации кислорода и увеличения среднего радиуса преципитата для пластин разного диаметра. Параметры расчета, при которых достигается хорошее согласие теории и эксперимента, представлены в табл. 3.

При расчете было принято, что начальные радиусы зародышей соотносятся между собой как $R_{40}/R_{300} = 0,1/0,001$. Концентрации преципитатов заданы как $N_{p300}/N_{p40} = 25$. Равновесная концент-

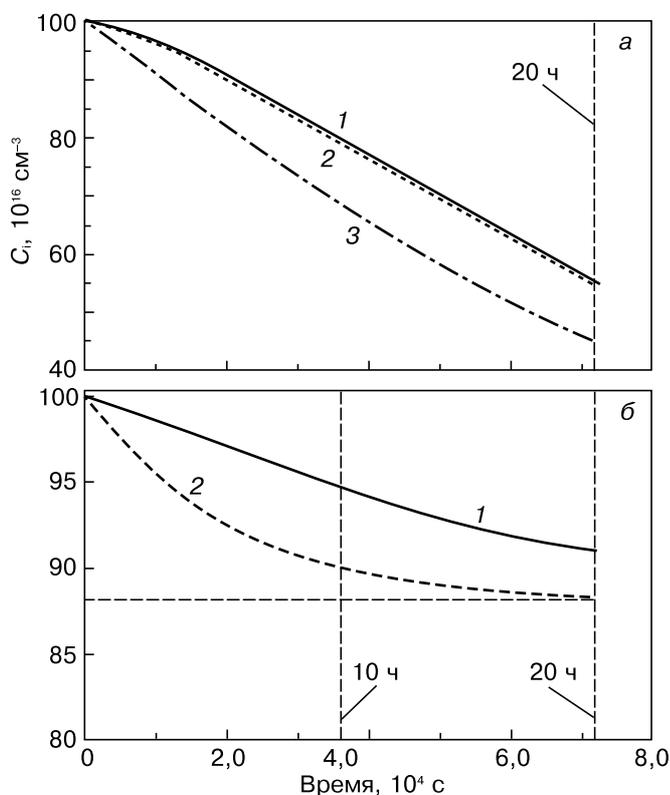


Рис. 5. Расчетная кинетика поглощения межзельного кислорода для 40 (а) и 300 мм (б) пластин Cz-Si при разном начальном радиусе зародышей: а — $R_1/R_2/R_3 = 1/100/500$; б — $R_1/R_2 = 1/5$

Таблица 3

Параметры расчета для кривых, представленных на рис. 2

Диаметр пластины	$C_0, 10^{16} \text{ см}^{-3}$	$C_f, 10^{16} \text{ см}^{-3}$	ΔC	R_0 , пр. ед.	R_f , пр. ед.	P_0 , пр. ед.	P_f , пр. ед.	ΔP
300 мм	100	88,1058	11,8942	0,001	0,1607	0	11,8942	11,8942
40 мм	100	54,7592	45,2408	0,1	0,7144	0,1244	45,3652	45,2408

Обозначения: C_0, C_f — начальная и конечная концентрации межзельного кислорода; R_0, R_f — начальные и конечные (усредненные) радиусы преципитатов; P_0, P_f — начальные и конечные концентрации связанного кислорода.

рация кислорода на интерфейсе SiO_2/Si определена непосредственно из эксперимента, причем $C_{\text{if}300}/C_{\text{if}40} \sim 9$. Это хорошо согласуется с концепцией устойчивости преципитатов малого радиуса при наличии вокруг них достаточно плотной атмосферы атомарного кислорода, препятствующей их распаду. Кинетические кривые хорошо соответствуют экспериментальным. Для пластин диаметра от 300 мм характерно наличие большого количества преципитатов очень малого размера, хорошо состыкованных с матрицей кремния. Количество связанного кислорода в ней после отжига примерно в 4 раза меньше, чем в пластинах малого диаметра (40 мм). Конечные радиусы преципитатов соотносятся между собой примерно как 1 : 5. С точки зрения создания внутреннего геттера преципитаты в пластинах большого диаметра оказываются эффективнее примерно в пять раз по сравнению с пластинами диаметром 40 мм.

Полученные при расчетах результаты позволяют сделать ряд принципиальных выводов:

- для пластин диаметром 300 мм характерно наличие большого количества преципитатов очень малого размера, хорошо связанных с матрицей кремния (конечные радиусы преципитатов соотносятся между собой приблизительно как 1 : 5);
- количество связанного кислорода в таких образцах после отжига приблизительно в 4 раза меньше, чем в пластинах диаметром 40 мм;
- с точки зрения создания внутреннего геттера преципитаты в пластинах большого диаметра являются эффективнее приблизительно в пять раз по сравнению с преципитатами в пластинах малого диаметра.

Таким образом, можно предложить следующий механизм фазово-структурных превращений при термообработках кристаллов Cz–Si большого диаметра. Сравнительно малая плотность относительно малых МД вакансионного типа должна, с одной стороны, обеспечивать низкую концентрацию стоков для освобождающихся атомов межузельного кислорода, а с другой — приводить к появлению относительно слабых полей механических напряжений в таких образцах (по сравнению с ситуацией в слитках малого диаметра). В результате при последующих высокотемпературных обработках создается меньший объем слабodeформированной преципитированной оксидной фазы. Проведенные расчеты кинетики преципитации кислорода в образцах как малого, так и большого диаметра с учетом изложенных выше соображений показали хорошее согласие с полученными экспериментальными результатами. Повидимому, именно такой «сценарий» фазово-структурных превращений и приводит к повышенной стабильности кристаллов кремния боль-

шого диаметра при высокотемпературных термообработках.

Заключение

Показано, что в слитках Cz–Si малого диаметра (40 мм) характерным для преципитированной кислородной фазы является наличие достаточно напряженной конфигурации колец тетраэдров SiO_4 . Облегченный распад последних — одна из причин терморелаксации механических напряжений, а также термо- и других видов нестабильности. Слитки Cz–Si большого диаметра, наоборот, содержат относительно низкую концентрацию электрически активных ростовых МД, которые представляют собой дислокационные петли малого диаметра (0,06—0,1 мкм). Вероятно, именно это обстоятельство приводит к повышенной стабильности такого кремния при термообработках и к формированию слабо напряженной фазы оксида (SiO_2), не содержащей сильно деформированных колец тетраэдров SiO_4 .

Составляющая $\sim 1085 \text{ см}^{-1}$ ИК-спектров, связанная с валентными колебаниями атомов кислорода в составе 6-членных колец тетраэдров SiO_4 , может рассматриваться как свидетельство стабильности матрицы кремния, а ее относительная к другим составляющим интенсивность — как мера стабильности в предложенном неразрушающем методе характеристики материала Cz–Si.

Библиографический список

1. Tempelhoff K., Spiegelberg F., Gleichmann R., Wruck D. Precipitation of oxygen in dislocation-free silicon. // Phys. status solidi (a). 1979. V. 56. N 1. P. 213—223.
2. Pajot B., Stein H. J., Cales B., Naud C. Quantitative spectroscopy of interstitial oxygen in silicon. // J. Electrochem. Soc. 1985. V. 132. N 12. P. 3034—3037.
3. Nakai K., Inoue Y., Yokota H., Ikari A., Takahashi J., Tachikawa A., Kitahara K., Ohta Y., Ohashi W. Oxygen precipitation in nitrogen-doped Czochralski-grown silicon crystals. // J. Appl. Phys. 2001. V. 89. N 8. P. 4301—4309.
4. Efremov A. A., Litovchenko V. G., Saricov A. V., Richter H., Akhmetov V. Computer modeling SiO_2 precipitation in Cz–Si doped by N_2 . // Solid State Phenom. 2004. V. 95—96. P. 405—408.
5. Кривоглаз М. А. Дифракция рентгеновских лучей и тепловых нейтронов в неидеальных кристаллах. — Киев: Наукова думка, 1983. — 402 с.
6. Lisovskii I. P., Litovchenko V. G., Lozinskii V. B., Frolov S. I., Flietner H., Fussel W., Schmidt E. G. IR study of short-range and local order in SiO_2 and SiO_x films. // J. Non-Cryst. Solids. 1995. V. 187. P. 91—95.
7. Лисовский И. П. Анализ структурного состояния кислорода в кремнии методом компьютерной ИК-спектроскопии. // УФЖ. 1997. Т. 42. № 10. С. 1260—1265.
8. Vinter J. G., Davis A., Saunders M. R. J. Strategic approaches to drug design. Pt. I: An integrated software framework for molecular modeling // J. Comput-Aided Mol. Des. 1987. V. 1. P. 31—51.
9. Рейс К. Дефекты и примеси в полупроводниковом кремнии. — М.: Мир, 1984. — 476 с.
10. Van Hellemont J., Clays C. Theoretical study of precipitates and its application to silicon oxide in silicon. // J. Appl. Phys. 1987. V. 62. N 9. P. 3960—3971.