

КРИТИЧЕСКАЯ КОНЦЕНТРАЦИЯ КИСЛОРОДА В Cz-Si И КЛАСТЕРИЗАЦИЯ ПРИМЕСНЫХ АТОМОВ ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ

В. В. Емцев, Г. А. Оганесян, К. Шмальц¹

Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе Российской академии наук, 194021, Санкт-Петербург, Россия

¹ Институт физики полупроводников, Франкфурт (Одер), ФРГ
(Получена 20 апреля 1993 г. Принята к печати 21 апреля 1993 г.)

Приведены экспериментальные данные, относящиеся к процессам кластеризации кислорода, а также к процессам образования и отжига А-центров в термообработанном кремнии, выращенном по методу Чохральского (Cz-Si). Эти результаты могут быть качественно объяснены на основе представлений о наличии двух типов микронеоднородностей в распределении кислорода в исходном материале. Тип доминирующих неоднородностей определяется содержанием кислорода в исходном Cz-Si по отношению к критической концентрации этой примеси.

Монокристаллы кремния Cz-Si, выращенные по методу Чохральского, отличаются тем, что содержание кислорода в них на несколько порядков величины превышает его равновесную растворимость при комнатной температуре. Это приводит к тому, что распад пересыщенного твердого раствора кислорода в Cz-Si экспериментально наблюдается в реальном масштабе времени уже при температурах около 400 °С.

Если термообработка проводится при $T \approx 500$ °С, то образование крупных (микронного масштаба) преципитатов и сопутствующих структурных дефектов не регистрируется даже при длительности термообработки до 300 ч (см., например, обзор [1]). Тем не менее распад твердого раствора вызывает кластеризацию атомов кислорода и появление небольших примесных скоплений, электрически активная сердцевина которых обладает донорными свойствами (термодоноры). При умеренной длительности такой термообработки (до нескольких десятков часов) возникающие термодоноры представлены семейством двойных донорных центров TDD, насчитывающих свыше полутора десятков дискретных мелких и глубоких донорных состояний, соответственно в интервале $E_c - (0.042 \div 0.069)$ и $E_c - (0.10 \div 0.15)$ эВ (см., например, [2, 3]).

При повышении температуры термообработки Cz-Si ($T \approx 600$ °С) характер процессов распада твердого раствора кислорода существенно изменяется: наблюдается образование крупных преципитатов и сопутствующих структурных дефектов (дислокаций, дефектов упаковки и др.) [1, 4]. Одновременно изменяется энергетический спектр термодоноров; так называемые «новые доноры» обладают квазинепрерывным спектром донорных состояний в широком интервале — от $\approx E_c - 0.03$ до $\approx E_c - 0.2$ эВ [5, 6]. Недавно удалось установить, что в действительности квазинепрерывный энергетический спектр новых доноров составной и в нем можно выделить несколько компонентов [7-9]. При этом удивительным был тот факт, что одним из существенных компонентов новых доноров оказались двойные донорные центры TDD, которые до недавнего времени считались в литературе термически неустойчивыми при $T \approx 600$ °С (см., например, обзор

[²]).¹ Совершенно новым обстоятельством, выявленным в ходе изучения новых доноров, оказалась большая чувствительность процессов их образования к содержанию кислорода в исходном Cz-Si: в узком интервале концентрации кислорода $N_{\text{oxy}}^0 = (6 \div 8) \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ энергетический спектр новых доноров сильно изменялся (см. [¹²] и далее). Отмеченный факт мы не можем рассматривать как некую случайность, так как именно в том же интервале концентрации кислорода резко изменяется и ход преципитации кислорода при высокотемпературной термообработке Cz-Si ($T \geq 900^\circ \text{C}$). В связи с последним при описании процессов формирования внутренних геттеров вводится понятие пороговой или критической концентрации кислорода $N_{\text{oxy}}^{\text{crit}} \approx 7 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ в исходном Cz-Si [¹³]. Однако накопленные в настоящее время и на первый взгляд разнородные данные, относящиеся к «низкотемпературной» термообработке ($T \approx 800^\circ \text{C}$), позволяют сделать общее заключение о существенном изменении характера распределения кислорода в исходном Cz-Si вблизи $N_{\text{oxy}}^{\text{crit}}$.

Рассмотрим с этих позиций некоторые явления, наблюдаемые в Cz-Si с различным исходным содержанием кислорода N_{oxy}^0 . Сразу же отметим, что понятие высокой и низкой концентрации кислорода N_{oxy}^0 будет использоваться нами по отношению к $N_{\text{oxy}}^{\text{crit}}$.

1. Начальная скорость образования двойных термодоноров TDD в Cz-Si при $T = 450^\circ \text{C}$ увеличивается с увеличением концентрации кислорода во всем исследованном диапазоне N_{oxy}^0 от $5.5 \cdot 10^{17}$ до $1.1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ [², ¹⁴]. Однако если для Cz-Si с низким содержанием кислорода эта скорость растет примерно по линейному закону [¹⁴], то для Cz-Si с высоким содержанием кислорода она пропорциональна $(N_{\text{oxy}}^0)^4$ (см., например, [²]).

2. Как уже упоминалось ранее, термообработка Cz-Si с высоким содержанием кислорода при $T \geq 600^\circ \text{C}$ приводит к формированию крупных преципитатов и сопутствующих структурных дефектов. Одновременно наблюдается сильное уменьшение концентрации «свободного» кислорода в кристаллической решетке (рис. 1, кривые 1, 2). Однако для Cz-Si с низким исходным содержанием кислорода изменение концентрации «свободного» кислорода очень мало (рис. 1, кривые 3, 4). Тем не менее образование новых доноров в таком материале [¹²] свидетельствует о процессах кластеризации атомов кислорода при термообработке.

3. Как показывают данные [⁷⁻⁹], полученные при исследовании новых доноров в Cz-Si с различным исходным содержанием кислорода, состав новых доноров резко изменяется вблизи $N_{\text{oxy}}^{\text{crit}}$. Так, для материалов с $N_{\text{oxy}}^0 = 6 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ новые доноры содержат только один компонент — центры TDD преимущественно с низкими номерами (TDD1-TDD4) [⁷⁻⁹]. Однако повышение N_{oxy}^0 всего примерно на 30% качественно изменяет энергетический спектр новых доноров (рис. 2); анализ данных оптических и электрических измерений [⁷⁻⁹] выявляет наряду с компонентом TDD мелкие ($\approx E_c - 0.03 \text{ эВ}$) и более глубокие ($\approx E_c - 0.09 \text{ эВ}$) донорные состояния в значительной концентрации ($> 10^{14} \text{ см}^{-3}$).

4. От исходного содержания кислорода в Cz-Si, подвергнутого термообработке, зависят также процессы взаимодействия собственных точечных дефектов с примесными атомами. Особенно заметно это проявляется на такой классической реакции взаимодействия дефектов, как образование А-центров (комплексов [VO] ва-

¹ Недавно были проведены эксперименты [³, ¹⁰, ¹¹] по отжигу двойных термодоноров, сформированных в Cz-Si при $T = 470^\circ \text{C}$. Согласно этим данным, отжиг TDD с низкими номерами при $T = 620^\circ \text{C}$ немонотонный: сначала короткий отжиг ($t \approx 20 \text{ мин}$) приводил к резкому уменьшению концентрации TDD1+TDD4 (более чем на порядок величины), а затем при $t = 0.5-1 \text{ ч}$ концентрация TDD1 и TDD2 заметно увеличивалась. Это согласуется с прямым наблюдением образования двойных термодоноров TDD в значительной концентрации (до $\approx 7 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$) в Cz-Si в температурной области формирования так называемых новых доноров $T \geq 600^\circ \text{C}$ [⁷⁻⁹].

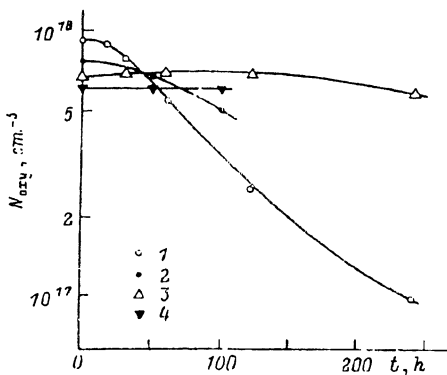


Рис. 1. Уменьшение концентрации изолированных межзельных атомов кислорода в Cz-Si в зависимости от длительности термообработки при $T = 600^\circ\text{C}$. Исходная концентрация кислорода $N_{\text{oxy}}^0 \cdot 10^{-17} \text{ см}^{-3}$: 1 — 9.1; 2 — 7.7; 3 — 6.6; 4 — 6.0. Исходная концентрация углерода $N_{\text{C}}^0 \cdot 10^{-16} \text{ см}^{-3}$: 1 — 8.1; 2 — не более 5; 3 — 2; 4 — не более 5. 1, 3 — данные работы [15]; 2, 4 — данные работы [16].

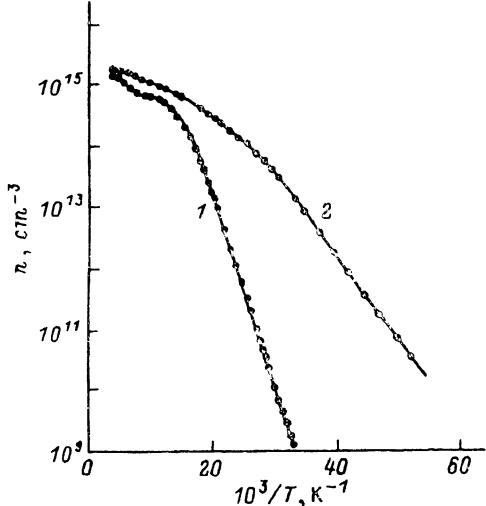


Рис. 2. Температурная зависимость концентрации электронов в термообработанных образцах Cz-Si с различным исходным содержанием кислорода [17]. Температура термообработки $T = 600^\circ\text{C}$ (1, 2), длительность термообработки $t = 120 \text{ ч}$ (1) и $t = 100 \text{ ч}$ (2). Исходная концентрация кислорода $N_{\text{oxy}}^0 = 6.0 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ (1) и $N_{\text{oxy}}^0 = 8.0 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ (2); исходная концентрация углерода $N_{\text{C}}^0 \approx 5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ (1, 2). Эффективная энергия ионизации мелких донорных состояний — 63 мэВ (1) и 26 мэВ (2).

кансия—атом кислорода). При появлении свободных вакансий в кремнии, например, при гамма-облучении они, диффундируя по кристаллу при комнатной температуре, захватываются изолированными атомами кислорода и образуют комплексы акцепторного типа по реакции $V + O \rightarrow [VO]$ (см., например, [17]). В Cz-Si этот тип взаимодействия вакансий обычно считается абсолютно доминирующим из-за большой концентрации центров захвата. Однако из сравнительного изучения процессов образования A-центров в термообработанном при $T = 600^\circ\text{C}$ Cz-Si с различным исходным содержанием кислорода отчетливо проявилась, на первый взгляд, парадоксальная тенденция — при умеренной длительности термообработки ($t \approx 50 \text{ ч}$) сечение образования A-центров (σ_A) оказывается значительно выше для Cz-Si с низким исходным содержанием кислорода (рис. 3). Длительная термообработка выравнивает сечение σ_A на максимальном уровне для материалов с низкой и высокой концентрацией кислорода (рис. 3).

5. Другой эффект, обусловленный различием N_{oxy}^0 в Cz-Si, также связан с A-центрами. На рис. 4 показан ход изохронного отжига A-центров в Cz-Si с различным исходным содержанием кислорода. Видно, что отжиг A-центров в Cz-Si с низким N_{oxy}^0 практически не зависит от термообработки (рис. 4, кривые 1, 2). Картина сильно изменяется для Cz-Si с высоким содержанием кислорода. Во-первых, уже в исходном (до термообработки) Cz-Si центр стадии отжига рассматриваемых дефектов заметно сдвигается в сторону более низких температур по сравнению с аналогичной стадией отжига A-центров в Cz-Si с низким N_{oxy}^0 (сравни кривые 1 и 3 на рис. 4). Во-вторых, даже короткая термообработка Cz-Si с высоким N_{oxy}^0 приводит к дальнейшему смещению стадии отжига A-центров (сравни кривые 3 и 4, рис. 4), и величина смещения зависит от длительности термообработки [18].

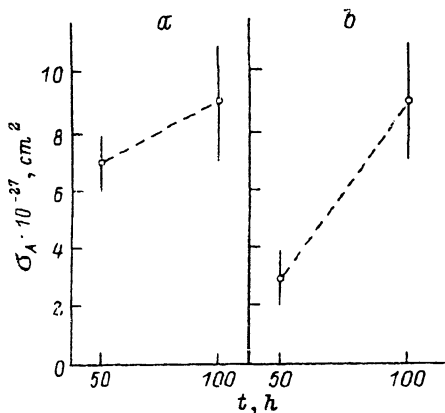


Рис. 3. Изменение сечения образования А-центров в гамма-облученных образцах Cz-Si с различным исходным содержанием кислорода от длительности предшествующей термообработки при $T = 600^\circ\text{C}$ [16]. Исходная концентрация кислорода $N_{\text{Oxy}}^0 = 6.0 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ (а) и $N_{\text{Oxy}}^0 = 7.7 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ (б). Указаны пределы изменения сечения образования для нескольких образцов.

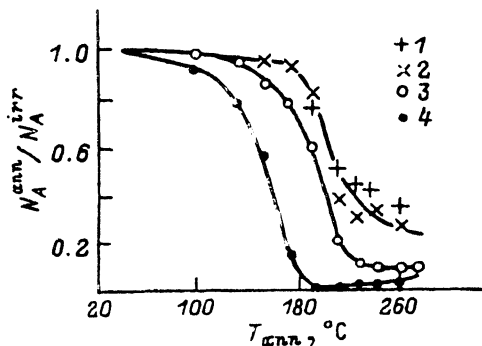


Рис. 4. Изохронный отжиг А-центров в облученных образцах Cz-Si:P с различным исходным содержанием кислорода [18]. Показана доля отожженных дефектов $N_A^{\text{ann}}/N_A^{\text{irr}}$ относительно температуры отжига — $T_{\text{анн}}$. Исходная концентрация кислорода $N_{\text{Oxy}}^0 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$: 1, 2 — 6; 3, 4 — 10. Исходная концентрация углерода $N_C^0 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ (1—4). Исходная концентрация фосфора N_d от 10^{14} до $(2 \div 3) \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$. Доза гамма-облучения ^{60}Co $\Phi = 2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$. Режим отжига А-центров в облученных образцах: $\Delta T = 20 \text{ K}$, $t = 10 \text{ мин}$. Образцы 1 и 3 — без термообработки, образцы 2 и 4 термообработаны при $T = 600^\circ\text{C}$ в течение 20 ч.

Таким образом, вышеприведенные данные указывают со всей определенностью, что процессы кластеризации и преципитации кислорода в Cz-Si при термообработке качественно изменяются при изменении содержания этой примеси в узком интервале концентраций $N_{\text{Oxy}}^0 = (6 \div 8) \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$. Перейдем теперь к обсуждению результатов, полученных при термообработке Cz-Si с различным содержанием кислорода (при низкой исходной концентрации углерода $N_C^0 \approx 5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$).

Примем идеализированную модель, согласно которой распределение кислорода в Cz-Si характеризуется микронеоднородностями двух типов.

Первый тип неоднородностей возникает в Cz-Si, когда содержание кислорода больше $N_{\text{Oxy}}^{\text{crit}}$. Эти области содержат центры преципитации, которые представляют собой, по всей видимости, мелкодисперсные включения на основе SiO_2 . Данные дифференциального термического анализа тепловых процессов в Cz-Si [19] свидетельствуют о наличии такого рода включений в исходном материале и об их структурной модификации после термообработки. Этот тип неоднородностей является определяющим в процессах кластеризации кислорода (прежде всего преципитации) при термообработке Cz-Si с большим исходным содержанием кислорода. Второй тип неоднородностей, не содержащих центров преципитации, доминирует в Cz-Si с $N_{\text{Oxy}}^0 < N_{\text{Oxy}}^{\text{crit}}$. Рассмотрим последовательно, как же проявляются эти типы микронеоднородностей при термообработке Cz-Si.

Прежде всего заметим, что интенсивная убыль оптически активного «свободного» кислорода в Cz-Si с $N_{\text{Oxy}}^0 > N_{\text{Oxy}}^{\text{crit}}$ при $T \geq 600^\circ\text{C}$ (рис. 1, кривые 1, 2) идет за счет образования преципитатов, которые идентифицируются различными методами (см., например, [1, 4, 13]). Однако преципитация кислорода возможна при наличии определенных центров зарождения. Такие центры возникают в неоднородностях первого типа при высокой температуре ($T > 1100^\circ\text{C}$) в процессе

охлаждения растущего монокристалла. При отсутствии в заметном количестве центров зарождения в Cz-Si, т. е. при $N_{\text{oxy}}^0 < N_{\text{oxy}}^{\text{crit}}$, крупные преципитаты не образуются, и убыль оптически активного кислорода при термообработке практически незаметна (рис. 1, кривые 3, 4). Примечательно, что концентрация оптически активного кислорода в процессе преципитации при термообработке уменьшается почти на порядок величины (рис. 1, кривая 1). Эта конечная величина N_{oxy} намного меньше, чем исходное содержание в Cz-Si с $N_{\text{oxy}}^0 < N_{\text{oxy}}^{\text{crit}}$ (рис. 1, начало кривых 3, 4). Тем не менее в последнем случае эффективная преципитация отсутствует и убыль «свободного» кислорода не регистрируется. Это еще раз свидетельствует о том, что для образования преципитатов важно не столько N_{oxy}^0 , сколько наличие центров преципитации в неоднородностях распределения кислорода. Из данных [13] видно, что кластеризация кислорода в Cz-Si с $N_{\text{oxy}}^0 < N_{\text{oxy}}^{\text{crit}}$ не приводит к формированию центров преципитации при $900 \approx T \approx 1100$ °С, хотя длина диффузионного смещения атомов кислорода при такой термообработке не менее чем на два порядка величины превышает среднее расстояние между ними.

Несмотря на отсутствие эффективной преципитации в Cz-Si с относительно низкой N_{oxy}^0 , распад пересыщенного твердого раствора кислорода при $T \approx 600$ °С идет по пути образования примесных скоплений. Такие скопления могут быть электрически активными и в рассматриваемом случае проявляться как двойные термодоноры TDD (см. пункт 1). Электрически активная сердцевина скоплений представляет собой скорее всего комплекс из атомов кислорода и собственного дефекта [20]. Даже длительная термообработка такого материала при $T = 600$ °С в течение $t = 120$ ч не выявила термодоноров другой природы, т. е. процесс образования термодоноров оказался однотипным [7-9]. Напротив, картина процессов, происходящих в Cz-Si с высокой величиной N_{oxy}^0 , более сложна. Наряду с образованием преципитатов и сопутствующих структурных дефектов при $T = 600$ °С [1, 4] кластерирование атомов кислорода ведет к формированию нескольких различных семейств термодоноров среди них и центры TDD (см. пункт 3). Данные фототермической ионизационной спектроскопии [9] позволяют полагать, что значительные упругие напряжения, возникающие вокруг растущих преципитатов, вызывают уширение и перекрытие спектральных линий, обусловленных электронными переходами на TDD°. В то же время спектральные линии, обусловленные электронными переходами на мелких донорных центрах фосфора (остаточная примесь в термообработанном Cz-Si), не испытывают столь сильного возмущения. Отсюда можно заключить, что термодоноры образуются в тех же областях кристалла, где идет преципитация кислорода. Таким образом, эти процессы генетически связаны с одним и тем же типом неоднородностей в исходном распределении кислорода. При повышении температуры термообработки ($T \approx 700$ °С) в Cz-Si с высоким содержанием кислорода проявляются уже глубокие энергетические состояния, принадлежащие крупномасштабным структурным дефектам (границы преципитатов, дислокации, дефекты упаковки и др.) [4].

Интересно отметить, что столь сильное отличие в процессах кластеризации кислорода в Cz-Si с различным исходным содержанием кислорода в диапазоне концентраций $(6 \div 8) \cdot 10^{17}$ см⁻³ наблюдается особенно отчетливо при $T \approx 600$ °С. Если же термообработка проводится при $T = 450$ °С, то процессы кластеризации в этих материалах качественно подобны, так как среди термодоноров доминируют только двойные центры TDD (при умеренной длительности термообработки $t \approx 50$ ч) [21]. Однако зависимость начальной скорости их образования от исходной концентрации кислорода N_{oxy}^0 оказалась различной (см. пункт 1), что, по нашему мнению, отражает наличие неоднородностей по крайней мере двух типов в Cz-Si с $N_{\text{oxy}}^0 < N_{\text{oxy}}^{\text{crit}}$ и $N_{\text{oxy}}^0 > N_{\text{oxy}}^{\text{crit}}$. Однотипность процессов кластеризации кислорода в Cz-Si с различным N_{oxy}^0 при $T = 450$ °С, по-видимому, обусловлена тем, что

другие пути образования примесных скоплений и крупных преципитатов в Cz-Si с $N_{\text{oxy}}^0 > N_{\text{oxy}}^{\text{crit}}$ мало эффективны из-за недостаточного коэффициента диффузии кислорода и (или) достаточно высоких энергетических барьеров для формирования соответствующих структурных дефектов.

Рассмотрим теперь процессы образования и отжига А-центров в Cz-Si с различным исходным содержанием кислорода.

Из общих соображений ясно, что скорость генерации пар Френкеля определяется только фундаментальными характеристиками самого кремния, а также параметрами используемого облучения. Доля разделившихся пар Френкеля, являющихся источником свободных вакансий V и собственных межузельных атомов Si_i , также не зависит от содержания кислорода в кремнии. Напротив, вторичные процессы, в частности образование А-центров, чувствительны к наличию в исследуемом материале примесей и других структурных дефектов. Результаты, показанные на рис. 3, могут быть объяснены на качественном уровне с помощью предлагаемых модельных представлений. Как мы уже говорили, скорость генерации свободных вакансий одинакова в Cz-Si с $N_{\text{oxy}}^0 < N_{\text{oxy}}^{\text{crit}}$ и $N_{\text{oxy}}^0 > N_{\text{oxy}}^{\text{crit}}$. Кроме того, зарядовые состояния вакансий (V^{-2} и V^- в материале n -типа) в реакции образования А-центров в первом приближении можно не учитывать, так как изолированные атомы кислорода электрически неактивны. Исходя из этого, данные на рис. 3 на первый взгляд удивительны — в Cz-Si с большей концентрацией кислорода сечение образования А-центров оказывается в несколько раз меньше (при длительности термообработки $t = 24-50$ ч). В действительности это означает, что имеет место сильная конкуренция по захвату свободных вакансий другими структурными дефектами. Сравнение сечений образования А-центров в Cz-Si с различным исходным содержанием кислорода (рис. 3) показывает нам, что эффективные стоки для свободных вакансий имеются только в термообработанном Cz-Si с $N_{\text{oxy}}^0 > N_{\text{oxy}}^{\text{crit}}$ (см. также далее). Эти стоки, связанные с определенными неоднородностями в распределении кислорода, могут быть нейтрализованы при длительной термообработке ($t \approx 100$ ч), и тогда сечение σ_A достигает максимального значения для гамма-облучения ^{60}Co , соответствующего доле разделившихся пар Френкеля $\sim 20\%$. Таким образом, изменение характера распределения кислорода в Cz-Si вблизи $N_{\text{oxy}}^{\text{crit}}$ приводит, по нашему мнению, к различию в сечении образования А-центров. Дополнительная информация о свойствах таких неоднородностей, как стоков для собственных точечных дефектов была получена при изучении процессов отжига А-центров (рис. 4 и [18]). Сдвиг стадии отжига А-центров в сторону более низких температур, как было установлено, зависит от времени предшествующей термообработки только для Cz-Si с $N_{\text{oxy}}^0 > N_{\text{oxy}}^{\text{crit}}$. В наших условиях такой сдвиг стадии осуществляется не за счет термического распада комплексов или их диффузии как целого на стоки (это происходит при более высокой температуре [22]), а за счет отжига А-центров при захвате Si_i : $[VO] + Si_i \rightarrow Si_i + O_i$ (индексы I и S обозначают положение в межузлиях и узлах кристаллической решетки соответственно). Как мы считаем, собственные межузельные атомы Si_i слабо связаны с преципитатами и освобождаются при отжиге $T \approx 100^\circ\text{C}$, вызывая ускоренный отжиг А-центров. Вакансии, захваченные во время облучения на стоки, освобождаются при более высокой температуре ($T \approx 200^\circ\text{C}$), давая снова вклад в образование А-центров (обратный отжиг) [18]. По этой причине мы не рассматривали возможность снижения сечения образования А-центров в термообработанном Cz-Si с $N_{\text{oxy}}^0 > N_{\text{oxy}}^{\text{crit}}$ за счет непрямого аннигиляции V и Si_i через центры захвата. Таким образом, более сложная картина квазихимических реакций собственных точечных дефектов в Cz-Si после термообработки наблюдается, как и следовало ожидать, при наличии преципитатов и сопутствующих структурных дефектов, активно конкурирующих с примесными атомами кислорода.

Все приведенные здесь данные указывают на то, что понятие критической концентрации кислорода в Cz-Si оказалось важным для описания различных физических явлений при термообработке. Это понятие, по нашему мнению, неразрывно связано с сильным изменением характера распределения кислорода в Cz-Si, когда концентрация растворенного кислорода превышает N_{oxy}^{crit} .

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] A. Bourret. MRS Symp. Proc. (MRS, Pittsburgh, Pennsylvania, USA, 1986), 59, 223.
- [2] P. Wagner, J. Hage, J. Appl. Phys., A49, 123 (1989).
- [3] W. Götz, G. Pensl, W. Zulehner. Phys. Rev., 46, 4323 (1992).
- [4] K. Schmalz, F.-G. Kirscht, K. Tittelbach-Helmrich, Phys. St. Sol. (a), 109, 279 (1988).
- [5] K. Schmalz, P. Gaworzewski. Phys. St. Sol. (a), 64, 151 (1981).
- [6] G. Pensl, M. Schulz, K. Hölzlein, W. Berholz, J. L. Hutchison. J. Appl. Phys., A48, 49 (1989).
- [7] V. V. Emtsev, Yu. N. Daluda, K. Schmalz. Solid St. Phenomena (Trans Tech Publications), 19-20, 229 (1991).
- [8] Б. А. Андреев, В. Г. Голубев, В. В. Емцев, Г. И. Кропотов, Г. А. Оганесян, К. Шмальц. Письма ЖЭТФ, 55, (1992).
- [9] Б. А. Андреев, В. Г. Голубев, В. В. Емцев, Г. И. Кропотов, Г. А. Оганесян, К. Шмальц. ФТП, 27, 567 (1993).
- [10] W. Götz, G. Pensl, Verh. Dtsch. Phys. Ges (V1), 26, 1187 (1991).
- [11] W. Götz. Dr. Thesis, Nürnberg (1993).
- [12] Yu. N. Daluda, V. V. Emtsev, K. Schmalz. Radiat. Eff., 107, 93 (1989).
- [13] F. Schimura. Sol. St. Phenomena (Trans Tech Publications), 19-20, (1991).
- [14] В. В. Емцев, Т. В. Машовец, Г. А. Оганесян, К. Шмальц. ФТП, 27, 1545 (1993).
- [15] P. Gaworzewski, K. Schmalz. Phys. St. Sol. (a), 77, 571 (1983).
- [16] V. V. Emtsev, V. A. Khramtsov, K. Schmalz. Phys. St. Sol. (a), 120, (1990).
- [17] G. D. Watkins, J. W. Corbett. Phys. Rev., 121, 1001 (1961).
- [18] K. Schmalz, K. Tittelbach, V. V. Emtsev, Yu. N. Daluda. Phys. St. Sol. (a), 116, K37 (1989).
- [19] Ю. Н. Далуда, В. В. Емцев, П. Д. Кервалишвили, В. И. Петров, К. Шмальц. ФТП, 21, 1283 (1987).
- [20] P. Deák, L. C. Snyder, J. W. Corbett. Phys. Rev. B, 45, 11612 (1992).
- [21] P. Wagner. MRS Symp. Proc. (MRS. Pittsburgh. Pennsylvania, USA, 1986), 59, 125.
- [22] J. W. Corbett, G. D. Watkins, R. M. Chrenko, R. S. McDonald. Phys. Rev., 121, 1015 (1961).

Редактор В. В. Чалдышев