

## ИССЛЕДОВАНИЯ МЕТОДОМ DLTS ЭВОЛЮЦИИ КИСЛОРОДНЫХ ПРЕЦИПИТАТОВ, СФОРМИРОВАННЫХ В Si, ПРИ ВЫСОКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ И ВЫСОКОМ ДАВЛЕНИИ

© И.В. Антонова, А. Мисюк\*, В.П. Попов, Л.И. Федина, С.С. Шаймеев

Институт физики полупроводников  
Сибирского отделения Российской академии наук,  
630090 Новосибирск, Россия

\*Институт электронной технологии, Варшава, Польша  
(Получена 27 июля 1995 г. Принята к печати 28 июля 1995 г.)

Методом DLTS исследовано влияние высокого гидростатического давления на процессы растворения предварительно введенных в Si кислородных преципитатов при температуре  $920 \div 1000$  К (в течение 96 ч). Предложена методика измерений, основанная на формировании электрически активных комплексов (межузельный атом кислорода-вакансия) при облучении образцов электронами. Показано, что введение точечных дефектов при комнатной температуре не приводит к распаду преципитатов. С увеличением температуры обработки (до  $1220 \div 1650$  К) при одних и тех же значениях гидростатического давления (до 1.3 ГПа) возрастает интенсивность распада кислородных преципитатов, а при 1650 К происходит их полное растворение. Исследование кинетики распада показало, что гидростатическое давление повышает предел растворимости атомов кислорода  $O_i$  и замедляет процесс их диффузионного разбегания. Установлено, что энергия активации диффузии  $E_a$ , так же как и предэкспоненциальный множитель  $D_0$ , в выражении для коэффициента диффузии уменьшаются с ростом гидростатического давления, приводя в результате к уменьшению коэффициента диффузии. Обсуждаются возможные механизмы влияния гидростатического давления на процессы диффузии кислорода в окрестности преципитата.

Кремний, выращенный методом Чохральского (Cz-Si), является одним из основных материалов электроники и содержит обычно кислород в концентрации до  $1 \cdot 10^{18}$  см<sup>-3</sup>. Известно, что под действием высокотемпературных обработок в Cz-Si формируются кислородные преципитаты (КП) в виде включений SiO<sub>2</sub> [1,2]. КП, образованные при относительно низких температурах (до 900°C), могут проявлять электрическую активность (вводятся так называемые термодоноры). При более высоких температурах формируются только электрически неактивные КП. Исследования методом электронной микроскопии (см., например, [2]) позволили определить форму кислородных преципитатов. Наиболее характерной при температурах формирования  $700 \div 900^\circ\text{C}$

является дискообразная форма, когда один из размеров существенно меньше двух других, причем с увеличением температуры размеры КП возрастают. Использование метода малоуглового рассеяния нейтронов в сочетании с дифракцией  $\gamma$ -лучей позволило обнаружить, что такие дискообразные КП могут состоять из более мелких ( $\sim 20 \text{ \AA}$ ) преципитатов  $\text{SiO}_2$  [3]. Было показано [4-7], что гидростатическое давление (ГД), приложенное к кристаллу при высоких температурах (ВТ), модифицирует предварительно созданные преципитаты, по-видимому, за счет изменения напряжения на границе КП/матрица. По данным работы [8], локальные напряжения в окружении преципитата могут достигать значений до 1 ГПа. Интерес к исследованию влияния высокого давления на преципитаты обусловлен значимостью эффектов, связанных с напряжениями на границе фаз в инженерии дефектов в целом и процессах внутреннего геттерирования в частности. Исключительно важно обеспечить стабильность внутреннего геттера вплоть до самых высоких температур, используемых в технологии производства интегральных схем.

Как отмечалось выше, под действием высокотемпературных обработок в  $\text{Cz-Si}$  формируются КП в виде включений  $\text{SiO}_2$  [1,2], причем с увеличением температуры размеры КП возрастают, а их концентрация падает, т. е. для каждой температуры характерен свой набор КП. Следовательно, если образцы кремния подвергнуть двухстадийной обработке — на стадии 1 при температуре  $T_1$  сформировать КП, характерные для данной температуры, на стадии 2 прогреть образцы до температур  $T_2$ , больших  $T_1$ , — то следует ожидать, что ранее сформированные КП начнут растворяться. Очевидно, процесс растворения КП сопровождается выходом атомов кислорода из преципитата, что приводит к появлению локальных областей вокруг КП с повышенной концентрацией межзельных атомов кислорода  $N_i$ . На рис. 1 схематически изображено распределение межзельного кислорода  $N_i$  (штриховая линия) в окрестностях КП до (а) и после (b) второй стадии. Причем, если времени прогрева на второй стадии достаточно для установления квазиравновесия по  $N_i$  на границе КП/матрица, то концентрация  $N_{i0}$  вблизи этой границы будет порядка предела растворимости межзельного кислорода ( $O_i$ ) при данной температуре, а распределение  $O_i$  вокруг преципитата будет описываться функцией Гаусса  $N_i(x) = N_{i0} \exp(-x^2/2R_0^2)$ , где  $N_{i0}$  — максимальная концентрация,  $R_0 = (D_i t)^{1/2}$  — характерный размер в распределении кислорода в окрестности преципитата,  $D_i$  — коэффициент диффузии,  $t$  — время отжига образца на стадии 2.

Также известно [4,9], что внешнее гидростатическое давление, приложенное к кристаллу при высоких температурах, приводит к увеличению напряжения на границе КП/матрица, которое может сбрасываться путем эмиссии собственных межзельных атомов  $\text{Si}_i$ . Следовательно, диффузия  $O_i$  из растворяющегося КП будет проходить в условиях пересыщения  $\text{Si}_i$ , что может привести к смене механизма диффузии кислорода.

Механизмы диффузии кислорода в кремнии широко обсуждаются в литературе (например, [10]), и наиболее вероятным механизмом, по-видимому, является диффузия по межзельным положениям в виде молекулы  $\text{O}_2$  [11] в одних случаях и в виде подвиж-

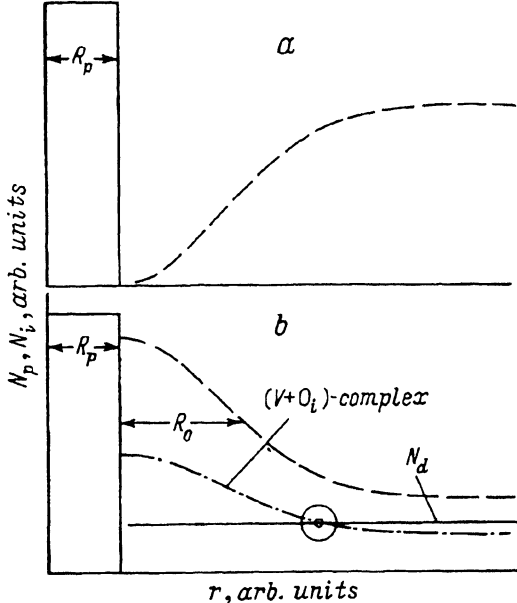


Рис. 1. Схематическое изображение распределения межзельного кислорода  $N_i$  (штриховая линия) в окрестностях КП до (а) и после (б) второй стадии отжига. Сплошная линия — концентрация кислорода, запасенного в преципитате,  $N_p$ , штрихпунктирная — распределение концентрации комплекса  $(V + O_i)$ .  $r$  — расстояние от центра КП,  $R_p$  — характерный размер КП,  $R_0$  — характерный размер в распределении кислорода в окрестностях КП, пропорциональный экспериментально определяемому параметру  $R$ .  $N_d$  — уровень легирования донорной примесью; кружком помечена область, определяющая температурную зависимость доли заряженных комплексов.

ных комплексов  $Si_i-O_i$  ( $Si_i-O_{i2}$ ) [10,12] в других. Такие предположения позволяют непротиворечиво описывать кинетику формирования КП и термодоноров [10,12]. Энергия активации диффузии кислорода  $E_a = 2.53$  эВ определяется в первую очередь взаимодействием диффундирующих атомов кислорода с решеткой кремния. По данным [12,13] в случае диффузии кислорода в виде  $Si-O$  или  $Si-O_2$ , энергия активации уменьшается до 1.7 эВ [12], так как связь  $Si-O$  является более сильной по сравнению со связью  $O-O$ . Известен также факт влияния водорода на диффузию кислорода: предварительная обработка в водородной плазме кристаллов кремния приводит к коэффициенту диффузии  $D = 3.2 \cdot 10^{-2} \exp(-1.96/kT) \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$  [14] ( $k$  — постоянная Больцмана,  $T$  — температура отжига,  $kT$  измеряется в эВ) и  $D = 2 \cdot 10^{-6} \exp(-1.68/kT) \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$  [10] вместо  $D = 0.13 \exp(-2.53/kT) \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$  для обычной диффузии кислорода, т. е. наблюдается одновременное уменьшение  $E_a$  и  $D_0$ . Такое влияние водорода скорее всего также связано с образованием связей  $O-H$ , что ослабляет взаимодействие кислорода с окружающей кремниевой решеткой. В работе [15] для объяснения собственных экспериментальных фактов также используется предположение о формировании подвижных цепочек с замкнутыми кислородными связями  $Si_xO_y$  ( $x \geq 2, y \geq 4$ ), определяющих процесс диффузии кислорода в полях упругих механических напряжений, создаваемых в процессе ионной имплантации. Причем диффузия таких цепочек может происходить в строго определенных направлениях.

Таким образом, цель данной работы — исследование процесса растворения предварительно сформированных кислородных преципитатов и механизмов диффузии атомов кислорода, определяющих этот процесс при высоких температурах в условиях сильного всестороннего сжатия (гидростатического давления).

Как показали теоретические [16] и экспериментальные [17] исследования, присутствие в кристаллах локальных компенсированных областей, обусловленных глубокими уровнями ( $\Gamma У$ ), приводит к появлению зависимости доли заряженных глубоких центров от температуры типа  $a \exp(-bT)$ , в то время как в кристаллах с равномерным распределением  $\Gamma У$  при тех же самых условиях эксперимента такая зависимость отсутствует. Как показано в [16,17], величины  $a$  и  $b$  однозначно связаны с параметрами распределения глубоких уровней в компенсированных областях. Например, при гауссовом распределении  $a = (\pi/2)^{1/2} N_p N_{i0} R_0^3$ , т.е. равна полной средней концентрации глубоких центров  $N_i (\pi/2)^{1/2}$ , и  $b$  есть функция  $N_{i0}$  и  $R_0$  ( $N_p$  — концентрация компенсированных областей, которую необходимо определить из независимых экспериментов). Таким образом, из экспериментально обнаруженной и измеренной зависимости концентрации глубоких уровней от температуры, во-первых, однозначно можно сказать, что центры распределены локально-неоднородно, и, во-вторых, рассчитав величины  $a$  и  $b$ , определить параметры их распределения.<sup>1</sup> Одним из наиболее подходящих методов исследования кристаллов, содержащих компенсированные области, является метод DLTS [17].

Как известно, межузельный кислород электрически неактивен, а кислородные преципитаты проявляют электрическую активность только в узком температурном интервале. В то же время в кремнии существует хорошо известный комплекс кислород-вакансия ( $A$ -центр) с уровнем в запрещенной зоне  $E_c - 0.18$  эВ. Этот комплекс может быть создан, например, облучением электронами, причем вероятность формирования  $A$ -центра пропорциональна концентрации кислорода. Следовательно, в материале с локально-неоднородным распределением атомов кислорода следует ожидать, что  $A$ -центры будут отслеживать распределение кислорода. Выбрав соответствующим образом дозу облучения, можно добиться того, чтобы средняя концентрация  $A$ -центров по кристаллу не превышала концентрацию мелкой легирующей примеси  $N_d$ , а в локальной области с повышенной концентрацией кислорода превышала  $N_d$  (рис. 1,  $b$ ), т.е. локальная область стала бы компенсированной. Исследование параметров распределения  $A$ -центров в зависимости от предварительных (до облучения) обработок кристалла позволяет получать информацию о состоянии кислорода и КП.

### Объект исследований

В качестве исходного материала использовался кремний  $n$ -типа проводимости с концентрацией фосфора  $N_d = 8 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ . Исходная концентрация кислорода, измеренная методом инфракрасной спектроскопии, составляла  $8 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ . Образцы проходили две стадии обработки. На первой стадии часть из них выдерживалась при температуре 920 К, остальные при 1000 К в течении 96 ч. Во время этой

<sup>1</sup> Специально следует оговорить, что на значения величин  $a$  и  $b$  существенное влияние оказывает переходная область, где  $N_i \simeq N_d$ , а не центральная часть компенсированной области, так как последняя практически не заряжается [16].

обработки были сформированы КП, служащие в дальнейшем объектами исследования. Вторая стадия обработки образцов представляла собой высокотемпературные отжиги (от 1220 до 1550 К), проводимые в условиях высокого гидростатического давления (обработки ГД-ВТ при ГД до 1.3 ГПа) от 5 мин до 5 ч. Кристаллы, прошедшие обе стадии (при этом контрольный образец — только первую), облучались электронами с энергией 3.0 МэВ дозой  $1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ . Доза электронов выбиралась такой, чтобы концентрация А-центров в среднем по кристаллу составляла порядка 10% от концентрации мелкой примеси. DLTS-измерения проводились на барьерах Шоттки и заключались в измерении амплитуды сигнала, связанного с А-центрами, при различных параметрах временного окна  $t_1$  и  $t_2$ . Величины  $t_1$  и  $t_2$  изменялись в интервалах  $0.01 \div 2$  и  $0.11 \div 22$  мс соответственно, причем их отношение  $t_2/t_1$  оставалось постоянным. Такие измерения давали возможность получить зависимости типа  $a \exp(-bT)$ , которые, как отмечалось выше, позволяют судить о характере распределения А-центров и в случае локально-неоднородного распределения определять параметры этих скоплений (полную концентрацию А-центров в скоплениях  $N_t$  и характерный размер скопления  $R$ ). Величина  $N_t$  представляет собой произведение среднего расчетного числа А-центров в одном скоплении на концентрацию скоплений. Полагая, концентрацию А-центров пропорциональной концентрации кислорода  $O_i$ , можно считать, что приводимые в работе параметры скоплений А-центров качественно описывают и распределение кислорода в окрестностях КП. Объемная концентрация кислородных преципититов определялась методом просвечивающей электронной микроскопии.

### Экспериментальные результаты

Измерения спектров DLTS на образцах, прошедших обработку ГД-ВТ, показали отсутствие электрически активных центров для всех использованных режимов обработки, а объемная концентрация кислородных преципититов, определенная методом просвечивающей электронной микроскопии, составляла величину порядка  $10^{12} \text{ см}^{-3}$ .

Облучение кристаллов электронами приводило к введению радиационных дефектов, доминирующими из которых были А-центры. В результате проведенных измерений получено следующее. Концентрации А-центров в исходном (т.е. без каких-либо обработок) материале составляла  $2 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ , а отсутствие температурной зависимости концентрации указывало, как и следовало ожидать, на однородность распределения кислорода в материале. В кристаллах, прошедших только одну стадию обработки, распределение А-центров также оказалось равномерным. В кристаллах, прошедших обе стадии обработок ГД-ВТ, А-центры собраны в локальные скопления. В соответствии с предложенной методикой были рассчитаны параметры этих скоплений  $N_t$  и  $R$ . Полученные зависимости  $N_t$  и  $R$  от температуры и давления, использованных на второй стадии, приведены на рис. 2 и 3. Как видно из рис. 2, а, величина  $N_t$  при давлении 1.0 ГПа (кривая 1) с ростом температуры  $T_2$  падает и достигает значения  $N_t = 2 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ , соответствующего концентрации А-центров в исходном кристалле с равномерно распределенным кислородом при температуре 1625 К. Более слабая зависимость  $N_t$  при давлении 0.01 ГПа (кривая 2) связана, по-видимому,

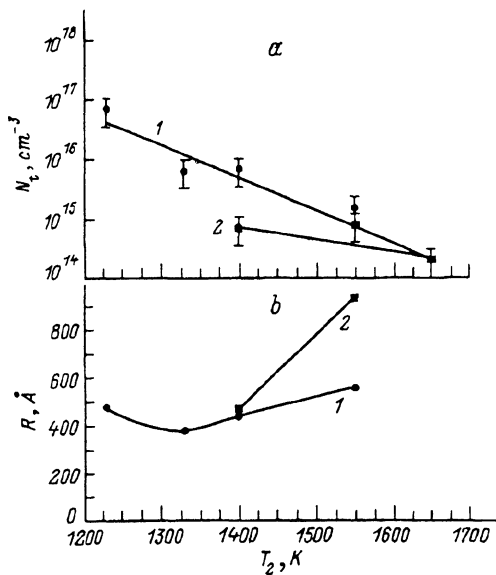


Рис. 2. Изменение полной концентрации А-центров в скоплениях  $N_t$  (а) и характерного размера скоплений  $R$  (б) в зависимости от температуры второй стадии термообработки для величин давления  $P$ , ГПа: 1 — 1, 2 —  $10^{-2}$ . Температура первой стадии отжига данных образцов составляла 1000 К. Погрешность в определении  $R$  (б) лежит в пределах размеров точки.

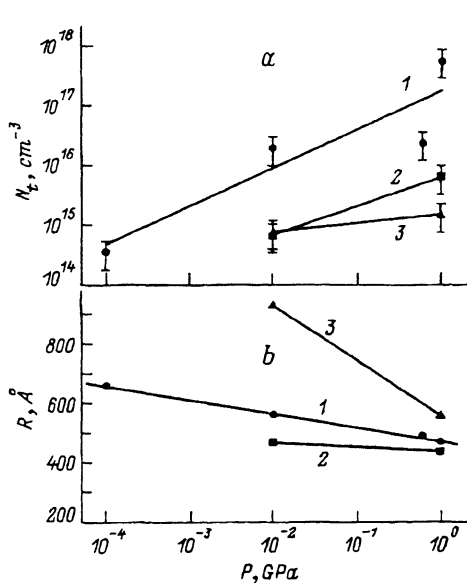


Рис. 3. Изменения полной концентрации А-центров в скоплениях  $N_t$  (а) и характерного размера скоплений  $R$  (б) в зависимости от величины давления на второй стадии термообработки при температуре отжига 1400 (1, 2) и 1550 К (3) и времени отжига 5 (2, 3) и 300 мин (1). Температура на первой стадии отжига 900 (1) и 1000 К (2, 3). Погрешность в определении  $R$  (б) лежит в пределах размеров точки

с практически полным распадом преципитатов при температурах ниже 1400 К. Характерный размер  $R$  в распределении А-центров начинает расти при температурах выше 1300 К (рис. 2, б). Причем значения  $R$  для давления 0.01 ГПа (кривая 2) выше и имеют более сильную зависимость от температуры, чем при 1.0 ГПа (кривая 1), что говорит о большей эффективности процессов распада преципитатов при меньшем давлении. Величина  $N_t$  с ростом гидростатического давления возрастает (рис. 3, а), причем с увеличением температуры при обработке ВТ-ГД зависимость становится слабее (ср. кривые 2, 3), а увеличение времени приводит к усилению эффекта (кривые 1, 2). Характерный размер  $R$  с ростом давления уменьшается (рис. 3, б), а увеличение как температуры, так и времени приводит к большим значениям  $R$ . Данные рис. 3 означают, что рост ГД препятствует разбеганию кислорода из преципитата.

## Обсуждение

Согласно диффузионному приближению [11], в процессе формирования КП концентрация межзельного кислорода  $O_i$  в окрестности КП будет уменьшаться по мере приближения к границе КП/матрица (рис. 1, а). Следовательно, в кристалле после первой стадии отжига

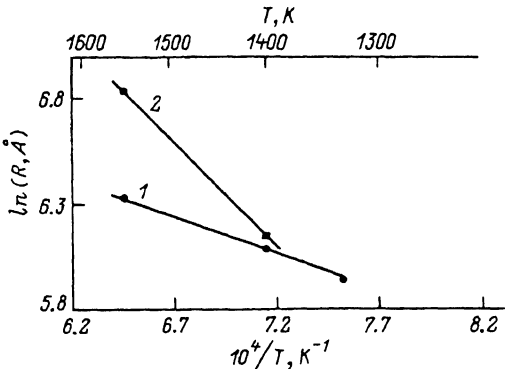


Рис. 4. Температурная зависимость  $R$  для внешнего гидростатического давления  $P$ , ГПа: 1 — 1.0, 2 —  $10^{-2}$

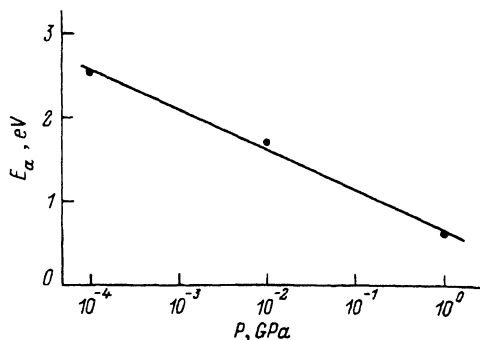


Рис. 5. Изменение энергии активации диффузии  $E_a$  в зависимости от величины внешнего гидростатического давления  $P$ .

не существует областей, где концентрация А-центров (после облучения) будет выше концентрации легирующей примеси  $N_d$ , если только само облучение электронами не будет приводить к растворению кислорода из КП. Действительно, измерения показали, что распределение А-центров в кристаллах, прошедших только первую стадию отжига, является равномерным, и это позволяет утверждать, что использованные режимы облучения не приводят к заметному растворению сформированных КП.

Как отмечалось выше, на второй стадии термообработок, проводимых при более высоких температурах  $T_2$ , происходит растворение ранее созданных преципитатов КП, что приводит соответственно к изменению знака градиента концентрации кислорода в окрестностях КП (рис. 1, *b*). Характерный размер обогащенной кислородом области вокруг КП, полученный по распределению А-центров (рис. 1, *b*, 2, *b*), не превышал  $900 \text{ \AA}$ , тогда как среднее расстояние между преципитатами было  $\sim 1 \text{ мкм}$  — следовательно, кислородные «облака» вокруг растворяющегося КП не перекрываются. Таким образом, приводимые в работе параметры распределения А-центров отражают распределение кислорода в окрестностях преципитата (рис. 1, *b*).

По определению (см. выше), величина  $N_i R^3$  близка к пределу растворимости, тогда, как следует из полученных данных, предел растворимости  $O_i$  с давлением растет (рис. 3, кривая 1), а 5-минутного отжига при  $T_2 = 1400 \text{ K}$  недостаточно для достижения предела растворимости вблизи границы КП/матрица (кривая 2). В свою очередь повышение температуры снижает предел растворимости  $O_i$  (рис. 2).

Из физического смысла, заложенного в определяемый параметр  $R$ , следует, что  $R$  пропорционален длине диффузии кислородных атомов во время термообработок:  $R \sim (D_i t)^{1/2}$ , где коэффициент диффузии  $D_i = D_0 \exp(-E_a/kT)$ . Следовательно, по зависимостям  $\ln R$  от  $(1/T)$  для разных давлений (рис. 4) можно рассчитать энергию активации. На рис. 5 приведена зависимость энергии активации от величины ГД. Видно, что увеличение гидростатического давления приводит к уменьшению энергии активации диффузии атомов кислорода от величины  $2.53 \text{ эВ}$  для межзельного кислорода [10] до  $0.62 \text{ эВ}$  при ГД, равном

1.3 ГПа. При этом величина  $D_0$  уменьшается в  $6 \cdot 10^3$  раз при увеличении давления от  $10^{-2}$  до 1.3 ГПа. В результате коэффициент диффузии кислорода уменьшается примерно в 2 раза для  $T = 1550$  К при переходе от  $10^{-2}$  к 1.3 ГПа. Существенное уменьшение предэкспоненциального множителя и энергии активации диффузии с ростом давления свидетельствует о диффузии атома кислорода в составе многоатомного комплекса.

На наш взгляд, диффузия кислорода из преципитата при обработке ГД-ВТ идет в области, насыщенной межузельными атомами кремния, которые возникают за счет сброса напряжений на границе КП/матрица путем эмиссии собственных межузельных атомов из преципитата или из граничной области (при определенных условиях из них формируются дислокационные петли). Дополнительным источником  $O_i$  могут служить электрически неактивные комплексы в окрестностях КП, образованные на первой стадии обработки. В такой ситуации вероятным является формирование связанных состояний между  $Si_i$  и  $O_i$  и их диффузия от КП. Образования такого типа не имеют оборванных связей и, следовательно, при их диффузии взаимодействие с окружающей решеткой будет существенно ослаблено по сравнению с диффузией в виде  $O_2$  или  $O_i$ , что может приводить к снижению энергии активации. Из-за ограничения направлений, куда может происходить перемещение укрупненного диффундирующего объекта, предэкспоненциальный множитель  $D_0$  должен уменьшаться. Таким образом, можно предположить, что повышение внешнего давления приводит к возрастанию вероятности формирования межузельных комплексов  $Si_xO_y$ , что и является основной причиной одновременного уменьшения  $D_0$  и  $E_a$ .

### Заключение

В данной работе предложена методика измерений, позволившая провести исследования влияния обработок ГД-ВТ на предварительно введенные КП. Температура обработки ГД-ВТ была достаточно высокой, чтобы вызвать распад преципитатов. Показано, что введение точечных дефектов в исследуемые образцы путем облучения электронами при комнатной температуре не приводит к распаду КП. Экспериментальные данные свидетельствуют, что с ростом температуры обработки ВТ-ГД при равных значениях ГД возрастает интенсивность распада КП, а при 1650 К происходит полное растворение КП при всех использованных ГД. Исследование кинетики распада в зависимости от давления показало, что ГД повышает предел растворимости атомов кислорода  $O_i$  и сдерживает процесс диффузионного разбегания последних от растворяющихся КП. Анализ полученных экспериментальных данных показал, что энергия активации диффузии  $E_a$ , так же как и предэкспоненциальный множитель  $D_0$ , уменьшается с ростом ГД, приводя в результате к уменьшению коэффициента диффузии. Предполагается, что это связано с формированием подвижных связанных состояний межузельных атомов кислорода и кремния.

Авторы благодарят Л.Н. Сафронова и А.И. Баранова за интерес к работе и активное участие в обсуждении на стадии подготовки статьи.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 95-02-05082-а).



- [1] C. Claeys, I. Vanhellefont. *Sol St. Phenomena*, **6-7**, 21 (1989).
- [2] K. Sueoka, N. Ikeda, T. Yamamoto, S. Kobayashi. *J. Appl. Phys.*, **79**, 5437 (1993).
- [3] R. Boushart, J.R. Schneider, S. Gupta, S. Messoloras, R.J. Stewart, Y. Nagasawa, W. Zulehner. *J. Appl. Phys.*, **77**, 553 (1995).
- [4] J. Jung. *Phil. Mag. A*, **50**, 257 (1984).
- [5] C.A.J. Ammerlaan, H.H. Bekman, T. Gregorkiewicz. In: *Defects in crystals*, ed. by E. Mizeza (World Scientific, 1988) p. 239.
- [6] A. Misiuk. *Sol. St. Phenomena*, **19-20**, 387 (1991).
- [7] A. Misiuk, J. Adamczewska, J. Bak-Misiuk, J. Wolf. *Sol St. Phenomena*, **32-33**, 167 (1993).
- [8] W. Wijaranakula. *J Appl. Phys.*, **73**, 1004 (1993).
- [9] W.J. Taylor, U. Gossele, T.Y. Tan. *J. Appl. Phys.*, **72**, 2192 (1992).
- [10] S.A. McQuaid, M.J. Binns, C.A. Londos, J.H. Tucker, A.R. Brown, R.C. Newman. *J. Appl. Phys.*, **77**, 1427 (1995).
- [11] V.I. Fistul. *Decomposition of the supersaturated solid solution in semiconductors* (Moscow, 1977).
- [12] P. Dearn, L.C. Snyder, J.W. Corbett. *Phys. Rev. Lett.*, **66**, 747 (1991).
- [13] R.C. Newman, M. Clayburn. *Inst. Phys. Conf.*, **95**, 211 (1989).
- [14] M. Stavola, J.R. Patel, L.C. Kimerling, P.E. Freeland. *Appl. Phys. Lett.*, **42**, 73 (1983).
- [15] Б.Н. Романюк, В.Г. Попов, В.Г. Литовченко, А. Мисиук, А.А. Евтух, Н.И. Ключ, В.П. Мельник. *ФТП*, **29**, 166 (1995).
- [16] I.V. Antonova, S.S. Shaimeev. *Sov. Phys. Semicond.*, **25**, 1519 (1991).
- [17] I.V. Antonova, V.A. Vasiliev, V.I. Panov, S.S. Shaimeev. *Sov. Phys. Semicond.*, **22**, 998 (1988).

Редактор Л.В. Шаронова

## A DLTS study of oxygen precipitate evolution in Cz-Si at high pressure and high temperature

*I.V. Antonova, A. Misiuk\*, V.P. Popov, L.I. Fedina, S.S. Shaimeev*

Institute of Semiconductor Physics, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, 630090 Novosibirsk, Russia

\*Institute of Electron Technology, 02-668 Warsaw, Poland

Evolution of oxygen precipitates formed at  $900 \div 1000$  K in Cz-Si with initial oxygen concentration  $8-15 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$  was studied by DLTS technique. The samples were subjected to high pressure (up to 3.3 GPa) at high temperature (1230-1550 K) which caused a partial dissolution of the oxygen precipitates. A new way for study of the oxygen distribution is suggested. It is based on investigation of electrically active complexes oxygen-vacancy (A-center, level  $E_c - 0.18 \text{ eV}$ ). A-centers were introduced by 3.0 MeV electron irradiation with the dose  $1 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$  and DLTS was used for the A-center agglomerates detection. It has been obtained that external pressure increases oxygen solubility in silicon and hinders oxygen precipitates dissolution under high temperature treatment via decreasing the migration energy  $E_a$ , coefficient  $D_0$  and the diffusion coefficient  $D$ . The effect is explained on the assumption that oxygen is diffusing in the form of linked pairs of oxygen and self-interstitials.