

## ГЛУБОКИЕ УРОВНИ ТЕРМОДЕФЕКТОВ В ВЫСОКООМНОМ ОСОБО ЧИСТОМ *n*-КРЕМНИИ

Е. М. Вербицкая, В. К. Еремин, А. М. Иванов, Н. Б. Строкан

Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе Российской академии наук,  
194021, Санкт-Петербург, Россия  
(Получена 20.05.1992. Принята к печати 4.06.1992)

Проведено сравнение термостабильности Si, выращенного методами зонной плавки и Чохральского и, следовательно, отличающегося содержанием кислорода и углерода. Применяемые режимы относятся к слабо изученному диапазону температур ( $\leq 1000$  °C) и малых длительностей воздействия (от 1+2 ч до десятков мс). Спектры глубоких уровней исследовались методом DLTS.

Установлено, что при одиночных воздействиях при  $T \approx 900$  °C формируются 3 основных глубоких уровня: *DL1* ( $E_c - 0.55$  эВ,  $\sigma_n = 3 \cdot 10^{-15}$  см<sup>2</sup>); *DL2* [ $E_c - 0.45$  эВ,  $\sigma_n = 6 \cdot 10^{-16}$  см<sup>2</sup>]; *DL3* ( $E_c - 0.40$  эВ,  $\sigma_n = 1 \cdot 10^{-12}$  см<sup>2</sup>).

Образование *DL1* и *DL2* носит конкурентный характер. Так, для Si, полученного зонной плавкой, основным является *DL2*, который трансформируется в *DL1* с увеличением *T* либо с увеличением времени воздействия. В Si, полученном по Чохральскому, доминирует *DL1*.

Проведение цикла, характерного для планарной технологии получения  $p^+ - n - n^+$ -структур, приводит к стабильному формированию *DL1* для обоих типов Si. Природу *DL1* можно объяснить в рамках модели глубокого центра с отрицательной корреляционной энергией типа реконструированного межузельного атома Si.

Проблема термических дефектов в кремнии неоднократно обсуждалась в литературе. Однако большинство исследований было связано с задачами микроэлектроники, поэтому изучалось поведение при термообработках сравнительно низкоомных материалов.

В последние годы разработаны марки чистого Si с удельным сопротивлением 1+10 кОм·см. Такой Si (как правило, *n*-типа) служит для конструирования приборов сильноточной электроники, детекторов ядерных излучений и фотодетекторов. В случае детектирования жестких излучений малая концентрация примесей позволяет получить требуемую ширину рабочей зоны (~0.3 мм) уже при обратных напряжениях ~100 В.<sup>1</sup>

Важным следствием является возможность повышения отношения сигнал—шум как  $(1/C^2D)^{1/4}$ . Здесь емкость *C* мала из-за протяженности рабочей зоны. Реализация малых обратных токов является актуальной технологической задачей, сложность которой усугубляется недостаточной термостабильностью высокоомного Si.

Напомним, что общепринятый технологический цикл схематически сводится к трем процессам [<sup>1, 2</sup>]: термическое окисление; формирование  $p^+$ - и  $n^+$ -слоев методами либо диффузии, либо ионной имплантации с последующим отжигом; создание металлических контактов. Чувствительность высокоомного кремния к

<sup>1</sup> Релятивистские частицы производят на пути 0.3 мм в Si  $3 \cdot 10^4$  неравновесных пар электрон—дырка. Величина возникающего при этом электрического сигнала достаточна для обработки и анализа быстродействующей электроникой.

термическим воздействиям вынуждает смещаться в область относительно низких температур ( $<1000^\circ\text{C}$ ) и длительностей процессов не более 2+3 ч.

С позиций материаловедения специфика указанного температурно-временного диапазона изучена сравнительно мало, в особенности для кремния, получаемого зонной плавкой FZ-Si. Имеющиеся данные [3] в основном относятся к дефектам структуры монокристалла. Вместе с тем в приборах важно знать полную систему электрически активных центров. Последние определяют процессы генерации-рекомбинации и, следовательно, обратный ток и эффективность переноса неравновесного заряда. Изучение системы термодфектов в указанных выше условиях и являлось задачей работы.

### Методика эксперимента

Исследование глубоких центров (ГЦ) проводилось методом DLTS (частота зондирующего сигнала 100 кГц) в температурном диапазоне 77—320 К. Программа записи DLTS-спектров на ЭВМ позволяла одновременно накапливать до 10 спектров, отличающихся временами стробирования и напряжениями заполнения. Обработка результатов производилась по методике, предложенной в [4]. С учетом температурного хода сечения захвата  $\sigma \sim T^{-2}$  [5] зависимости Аррениуса строились в координатах  $\ln \tau = f(1/\kappa T)$  и обрабатывались методом наименьших квадратов.

Уровень шумов установки не превышал  $10^{-2}$  пФ, что при типичных значениях емкости образцов  $\approx 40$  пФ дает погрешность в определении концентрации глубоких центров  $7 \cdot 10^8 \text{ см}^{-3}$ .

В качестве выпрямляющего барьера (исключая случай готовых  $p^+ - n$ -структур) использовался барьер металл—полупроводник. При его получении нагрев образцов не превышал  $150^\circ\text{C}$ , что практически исключало воздействие на свойства исследуемого материала.

### Экспериментальные результаты

Прежде всего отметим, что исходные материалы действительно относились к разряду чистых и не содержали глубоких центров в концентрации  $>10^9 \text{ см}^{-3}$ . Независимо от типа исходного Si для образцов, подвергнутых отдельным термическим воздействиям, во многих спектрах наблюдалось несколько пиков, достаточно хорошо разделенных на температурной оси. Однако даже в наихудшем варианте, наблюдаемом на кремнии, полученном методом Чохральского (CZ-Si) с  $\rho \approx 0.5 \text{ кОм}\cdot\text{см}$ , суммарная концентрация ГЦ не превышала 5+10% от  $N_0$  ( $N_0$  — разностная концентрация ионизованных примесей в исходном Si), т. е. деградации материала не происходило. Различия спектров DLTS для двух типов Si состоят в следующем.

#### Одиночные воздействия

а) Для FZ-Si при  $T = 900+1000^\circ\text{C}$  формируются два доминирующих по концентрации ГЦ: DL1 ( $E_c - 0.55 \text{ эВ}$ ,  $\sigma_n = 3 \cdot 10^{-15} \text{ см}^2$ ) и DL2 ( $E_c - 0.45 \text{ эВ}$ ,  $\sigma_n = 6 \cdot 10^{-16} \text{ см}^2$ ) (рис. 1, а, б). Их образование носит конкурентный характер (табл. 1) и определяется температурой и длительностью воздействия. Некоторую специфику привносит исходный материал.

Наибольшее число дефектов связано с уровнем DL2, который образуется уже при  $450+500^\circ\text{C}$ , концентрация  $< 2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-3}$ . При повышении температуры отжига до  $900^\circ\text{C}$  (среднетемпературный отжиг) реализуется максимальное зна-

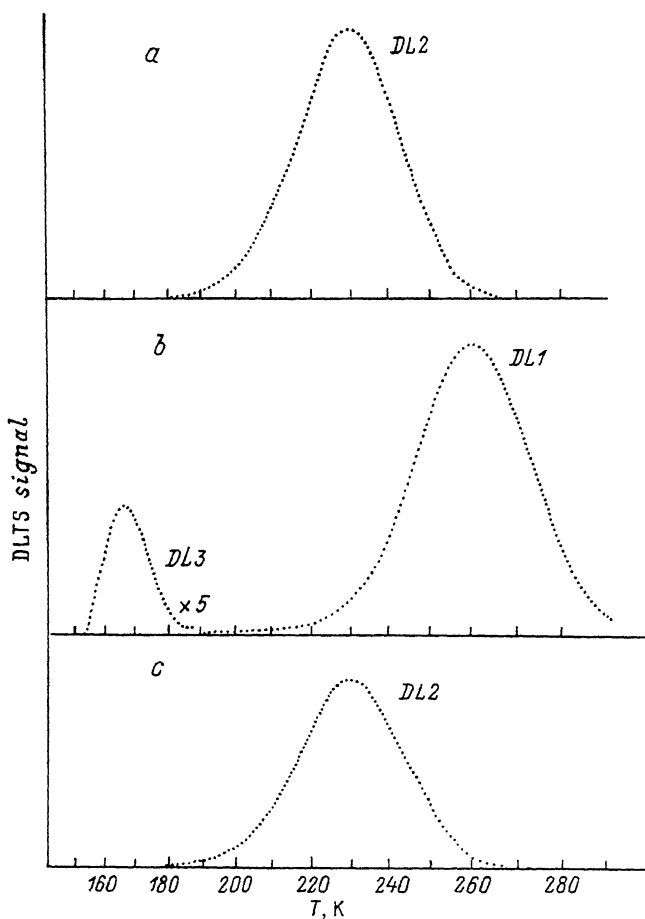


Рис. 1. Спектры DLTS Si, полученного зонной плавкой и подвергнутого различным воздействиям. *a* — термическое окисление; *b* — фотонный отжиг длительностью в десятки; *c* — термическое окисление + фотонный отжиг.

чение концентрации  $\sim 4 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-3}$ . Однако при отжиге в окислительной атмосфере содержание центров не превышает  $2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-3}$ .

Воздействие при  $1000^\circ\text{C}$  или более высокой температуре, например, в случае фотонного отжига длительностью несколько десятков секунд, приводит к образованию ГЦ *DL1*, наблюдаемого в зависимости от марки *FZ-Si* либо в виде плеча пика *DL2*, либо в виде доминирующего ГЦ в спектре (рис. 1, *b*).

б) Для *CZ-Si* условия, при которых ГЦ *DL1* становится доминирующим, сдвинуты в область меньших значений температуры или длительности воздействия (табл. 1). Так, в случае окисления, как правило, основным является *DL1* [ $N = (1+3) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-3}$  согласно рис. 2, *a*]. Наряду с этим возможно существование и *DL2*, но в меньшей концентрации. Как и для *FZ-Si*, наибольшая концентрация основных уровней *DL1*, равная  $8 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-3}$ , наблюдается в случае отжига при  $900^\circ\text{C}$  в *Ar*. В то же время при низких температурах отжига (аналогично *FZ-Si*) образуется уровень *DL2*.

Необходимо отметить, что к характерным для обоих материалов ГЦ следует отнести *DL3* с параметрами:  $E = E_c - 0.4 \text{ эВ}$ ,  $\sigma_n = (0.3+3) \cdot 10^{-12} \text{ см}^2$ . Данный уровень с аномально большим сечением захвата формируется как при среднетем-

Таблица 1

## Образование ГЦ при термических воздействиях

Воздействие	Режимы			DL1 $E_c=0.55$ эВ, $\sigma_n = 3 \cdot 10^{-15}$ см <sup>2</sup>		DL2 $E_c=0.45$ эВ, $\sigma_n = 6 \cdot 10^{-16}$ см <sup>2</sup>		DL3 $E_c=0.4$ эВ, $\sigma_n = 1 \cdot 10^{-13}$ см <sup>2</sup>	
	T, °C	время	среда	FZ	CZ	FZ	CZ	FZ	CZ
ФО	1100	10÷30 мс 30÷100 с	Воздух	—	—	+	—	—	—
ТО	1000	2÷3 ч	O <sub>2</sub> + ХСА	+	+	?	?	+	+
	950	2÷3 ч		—	+	+	?	—	?
СТО	900	30 мин	Ar	—	+	+	—	+	+
НТО	500	30 мин	N <sub>2</sub>	—	—	+	—	—	—
	450	30 мин	N <sub>2</sub>	—	—	+	—	—	—
	450	30 мин	Ar	—	—	—	+	—	—
	400	30 мин	N <sub>2</sub>	—	—	—	—	—	—

Примечание. ФО — фотонный отжиг, ТО — термоокисление, СТО — среднетемпературный отжиг, НТО — низкотемпературный отжиг, ХСА — хлорсодержащая атмосфера; ? — возникновение ГЦ носит случайный характер.

пературном отжиге, так и при фотонном отжиге длительностью более 1 мин, концентрация составляет  $(3 \div 5) \cdot 10^{10}$  см<sup>-3</sup> для FZ-Si и приблизительно на порядок больше в CZ-Si.

## Комбинированные воздействия

Отличия двух типов материалов в образовании ГЦ более отчетливо наблюдаются при проведении комбинированных отжигов. В основном нами исследовались варианты, когда первым этапом являлось термическое окисление, что соответствовало реальному циклу изготовления детекторов.

а) В FZ-Si спектр DLTS содержит лишь один пик, соответствующий уровню DL2. Это наблюдалось даже в тех комбинациях термических воздействий, где каждый отдельный процесс давал различные уровни (DL1 или DL2, рис. 1, с). При этом концентрация DL2 уменьшалась в 2÷3 раза по сравнению с отдельными стадиями.

б) При воздействиях на CZ-Si (в том числе и таких, где окисление не проводилось) доминирующим являлся ГЦ DL1. В то же время DL2 практически не наблюдался (рис. 2, с). Исключение составляла комбинация ФО+СТО, где кроме DL1 происходило формирование еще трех уровней с близкими энергиями активации:  $E_c=0.38$  эВ,  $\sigma_n = 4 \cdot 10^{-14}$  см<sup>2</sup>;  $E_c=0.39$  эВ,  $\sigma_n = 2 \cdot 10^{-16}$  см<sup>2</sup> и DL2. Необходимо отметить, что для CZ-Si характерно появление и более мелких уровней с энергией активации < 0.3 эВ.

Общим свойством спектров DLTS является то, что их структура при комбинированных воздействиях не сводится к суперпозиции спектров, характерных для отдельных стадий.

## Исследование ГЦ в планарных детекторных структурах

Формирование планарных структур связано, помимо термических воздействий, с созданием  $n^+$ - и  $p^+$ -слоев методами либо диффузии, либо ионной имплантации с последующим отжигом. Для установления их индивидуального влияния проводилось сравнение спектров DLTS структур на основе CZ-Si, содержащих и не содержащих высоколегированные слои. Влияние  $n^+$ -слоя, сформированного на начальном этапе изготовления структуры, проявлялось в

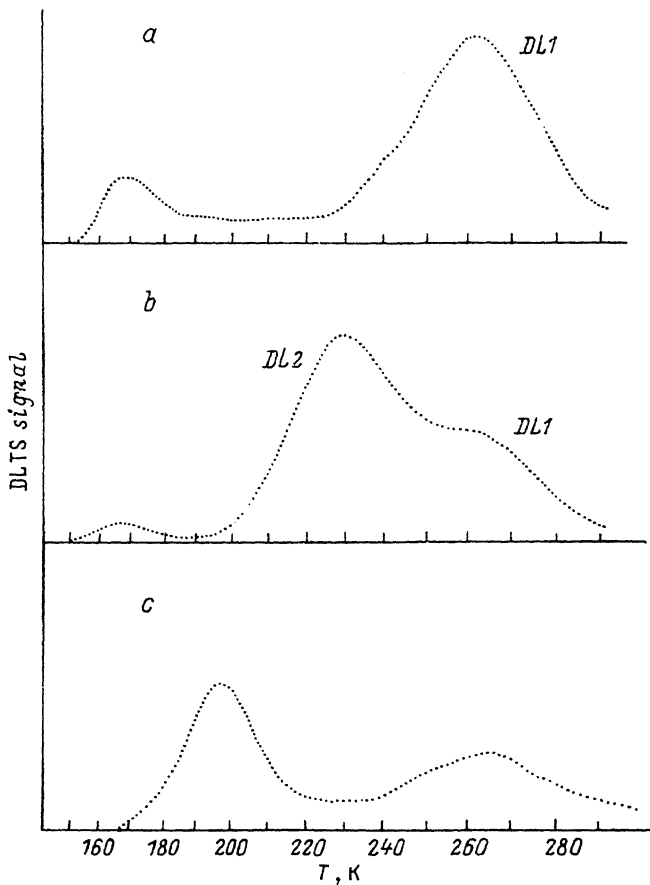


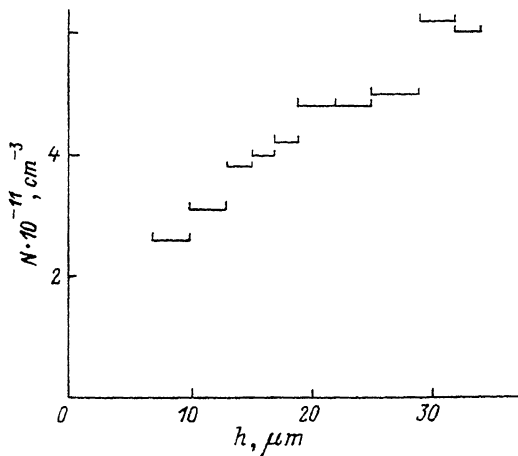
Рис. 2. Спектры DLTS Si, полученного методом Чохральского и подвергнутого различным воздействиям. *a* — термическое окисление; *b* — фотонный отжиг длительностью более 1 мин; *c* — термическое окисление + фотонный отжиг.

уменьшении концентрации ГЦ *DL1* (в  $3+10$  раз), т. е. его геттерировании. Создание  $p^+$ -слоя на конечном технологическом этапе приводило к геттерированию этих уровней вблизи поверхности (рис. 3), однако в целом концентрация *DL1* несколько возростала. Последний результат получен путем измерения спектров при такой вариации напряжений обеднения и заполнения, чтобы обеспечить шаг по глубине  $\sim 5$  мкм. Спектры более мелких уровней не имели характерной картины.

В общем случае в готовой планарной структуре образование ГЦ *DL1* происходит независимо от типа и марки исходного *n*-Si (табл. 2). Однако их концентрация, во-первых, существенно зависит от набора и последовательности термических воздействий (что в принципе позволяет оптимизировать технологию изготовления приборов). Вторым фактором является способ выращивания высокоомного Si. В итоге в исследованных приборах концентрация *DL1* составляла: FZ (отечественный) —  $\leq 3 \cdot 10^9$ ; FZ (зарубежный) —  $(1+5) \cdot 10^9 \text{ см}^{-3}$ ; CZ (зарубежный) —  $(0.8+2) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-3}$ .

Уровень *DL2* не наблюдался в приборах на основе FZ-Si, хотя применялись воздействия, стабильно формирующие данный ГЦ в материале. В структурах на основе CZ-Si проявление уровней *DL2* и *DL3* носило случайный характер. Доминирующим мелким уровнем являлся *DL4* с параметрами  $E_c = 0.22$  эВ,  $\sigma_n = 2 \cdot 10^{-15} \text{ см}^2$ .

Рис. 3. Распределение центров  $DL1$  по глубине планарной структуры детектора на основе CZ-Si.



Измерения, выполненные в режиме инжекции дырок, показали заметное уменьшение амплитуды пиков DLTS, связанных с перезарядкой основного уровня  $DL1$ . Активный захват неосновных носителей центром  $DL1$  свидетельствует о большем, чем для электрона, сечении захвата дырки. Следовательно, генерационная активность  $DL1$  определяется установленным выше сечением захвата электронов.

Указанные выше результаты характеризуют термические дефекты, возникающие при  $T \leq 1000$  °С. Для сравнения и получения более полной картины дополнительно были исследованы два типа детекторов, для которых основное отличие термовоздействий состояло в более высоких температурах окисления ( $T_{ox}$ ): I тип — FZ-Si,  $T_{ox} = 1050$  °С; II тип — FZ- и CZ-Si,  $T_{ox} = 1150$  °С.

Для обоих типов помимо уровня  $DL1$  наблюдался ГЦ  $DL5$  с параметрами:  $E = E_c - 0.27$  эВ,  $\sigma_n = 1 \cdot 10^{-17}$  см<sup>2</sup>. Комбинация  $DL1 + DL5$  в литературе известна как уровни Саа [6]. Кроме того, для приборов I типа при их значительных площадях ( $\approx 6$  см<sup>2</sup>) происходило формирование дополнительного широкого пика, соответствующего уровню с параметрами:  $E = E_c - 0.8$  эВ,  $\sigma_n \approx 3 \cdot 10^{-12}$  см<sup>2</sup>.

### Обсуждение результатов

При анализе полученных результатов основное внимание уделялось глубоким уровням, оказывающим влияние на такие характеристики детекторов, как генерационное время жизни носителей заряда  $\tau_{ef}$  и обратный ток (объемная

Таблица 2

Основные ГЦ в готовых детекторах

№ структуры	Максимальная температура воздействия, °С	Тип Si	Концентрация ГЦ, $10^{10}$ см <sup>-3</sup>					$E_c - 0.8$ эВ
			$DL1$	$DL2$	$DL3$	$DL4$	$DL5$	
1	1000	FZ	0.1+0.3	—	—	—	—	—
2	1000 + 1100 (ФО)	FZ	0.1+0.5	—	—	—	—	—
3	950 + 1100 (ФО)	CZ	9+20	—	—	15+30	—	—
4	1050	FZ	5	—	—	—	5	—
4a	1050	FZ	3	—	—	—	2+3	3+9
5	1150	FZ	10	—	—	—	15	—
5a	1150	CZ	0.8	—	—	—	0.8	—

Примечание. Структуры 4 и 4a отличаются площадью, которая составляет 0.04 и 6.25 см<sup>2</sup> соответственно.

составляющая)  $I_g \sim 1/\tau_{ef}$ . К таким уровням следует отнести генерационные центры, расположенные вблизи середины запрещенной зоны или имеющие достаточно большое сечение захвата носителей:  $DL1$ ,  $DL2$ ,  $DL3$ . Условия возникно-

вения этих уровней отражает табл. 1. Концентрации основных ГЦ в готовых детекторах приведены в табл. 2.

Полученные результаты позволяют проследить за формированием и трансформацией электрически активных центров в высокоомном Si при изменении температуры и длительности воздействия. Возникновение ГЦ в нашем случае не связано с загрязнением объема полупроводника неконтролируемыми примесями. Это подтверждают контрольные эксперименты по одновременной термообработке различных типов Si, в результате которых спектры DLTS для CZ- и FZ-Si существенно различаются. Основные выводы работы, на наш взгляд, состоят в следующем.

1. Для обоих типов исследованных материалов температура вблизи 1000 °C является критической с точки зрения стабильности возникающих центров. Это хорошо прослеживается на примере образования ГЦ  $DL1$  и  $DL2$  при термическом окислении и фотонном отжиге FZ-Si (табл. 1). В случае термического окисления изменение доминирующего центра ( $DL2 \rightarrow DL1$ ) происходит при увеличении как самой температуры, причем достаточно малом, так и времени воздействия. В варианте фотонного отжига аналогичная трансформация возникает при возрастании длительности воздействия от единиц мс до  $1 \div 2$  мин.

2. Формирование структуры дефектов, определяющих электрически активные ГЦ, происходит на стадии термического окисления. Дальнейшие воздействия оказываются «демпфированными» этой стадией и влияют лишь на спектр сравнительно мелких уровней ( $0.15 \div 0.3$  эВ).

Наиболее ярким примером, свидетельствующим в пользу этого утверждения, является формирование уровня  $DL2$  в FZ-Si при комбинированном воздействии (ТО + ФО), хотя отдельные стадии дают различные уровни ( $DL2$  при ТО и  $DL1$  при ФО, рис. 1).

3. Вместе с тем структура центра, определяющего  $DL1$ , является более стабильной при различных термических воздействиях. Поскольку данный уровень характерен для всех исследованных материалов и готовых приборов на их основе, представляется очевидным, что он имеет единую природу независимо от специфики исходного Si и конкретного воздействия. Кроме того, по-видимому, существует связь данного ГЦ и конкурирующего с ним метастабильного уровня  $DL2$ , который не проявляется в готовых  $p^+ - n - n^+$ -структурах.

Отличия технологических операций, использованных в нашей работе, от общепринятых (см. [3, 7]) состоят, как отмечалось, в отсутствии специальных длительных геттерирующих режимов, направленных на создание в объеме микродефектов, являющихся стоками неконтролируемых примесей и первичных дефектов.<sup>2</sup> Трансформация глубоких уровней термодфектов, наблюдаемая нами, может быть объяснена в рамках представлений, развитых в [8-11]. При этом необходимо иметь в виду, что возможны отличия параметров уровней, так как нами проводятся измерения центров, находящихся в области обеднения, когда проявляются генерационные процессы, тогда как в [10, 11] анализируется влияние ГЦ на рекомбинацию носителей.

Формирование основного глубокого уровня  $DL1$  можно рассматривать согласно модели образования глубокого точечного центра с отрицательной корреляционной энергией, связанного с реконструированным междоузельным атомом Si [9-11]. Возникновение такого дефекта происходит при нарушении  $sp^3$ -гибридизации в упругом поле микродефектов, вводимых в кристалл при термообработках. Энергия активации  $DL1$   $E = E_c - 0.55$  эВ соответствует энергии ионизации двухэлектронного перехода для центра с отрицательной корреляционной энергией. С данным центром можно также связать ГЦ  $DL5$ , который устойчиво и в сравнимых с

<sup>2</sup> Отсутствие геттерирующих режимов позволяет выявить специфику, связанную с исходным материалом, в частности, с наиболее «чистым» FZ-Si.

$DL1$  концентрациях образует при повышении температуры  $>1000$  °С. Глубина залегания  $DL5$   $E = E_c - 0.27$  эВ соответствует одноэлектронному переходу.

Наблюдение в спектрах DLTS при повышенных температурах окисления обоих уровней может быть объяснено с учетом различия в локализации двухэлектронного и одноэлектронного состояний центра — вблизи узла решетки и в междоузельном положении соответственно. По-видимому, повышение температуры и длительности воздействия способствует смещению реконструированного атома Si в междоузлие.

Большая стабильность в образовании уровня  $DL1$  в CZ-Si по сравнению с FZ-Si может быть связана с тем, что в первом благодаря повышенной концентрации кислорода упругие деформационные поля, связанные с кислородными преципитатами, имеют большую напряженность [12]. Это приводит к формированию в CZ-Si ГЦ  $DL1$  уже при относительно низких температурах ( $\sim 900$  °С).

В [13] аналогичные уровни связываются с пересыщением Si собственными междоузельными атомами при термообработках в окислительной среде ( $1000 \div 1250$  °С, 4—16 ч). Это не противоречит сказанному выше, так как наличие неравновесных точечных дефектов способствует возникновению дополнительного напряжения в решетке кристалла и может стимулировать появление ГЦ.

Отметим, что измеренные нами параметры ГЦ  $DL1$  и  $DL5$  хорошо совпадают также с данными [14, 15], полученными при отжиге высокоомного Si при существенно больших температурах ( $1200 \div 1300$  °С).

Влияние газовой атмосферы на концентрацию ГЦ в настоящее время не может быть объяснено однозначно. Однако увеличение в наших экспериментах концентрации ГЦ при обработке в Ag аналогично наблюдаемому в [16] уменьшению сравнительно с другими вариантами отжига времени жизни носителей для слитков трансмутационно-легированного Si. Такое поведение связывалось с формированием рекомбинационных центров микродефектами, возникающими в объеме Si при отжиге.

Наконец, весьма важным представляется вопрос о природе ГЦ  $DL2$  и  $DL3$  с энергиями активации, близкими к  $E_c - 0.4$  эВ, которые возникают при отдельных высокотемпературных воздействиях и аннигилируют в готовых структурах. Отметим, что ГЦ с энергией активации  $E_c - 0.45$  эВ, аналогичный  $DL2$ , наблюдался в [14] при инверсии CZ-Si  $p$ -типа в результате образования мелких кислородных термодоноров при  $T \approx 450$  °С. Поскольку формирование основного уровня  $DL1$  нами связывается с существованием упругих напряжений в объеме и реконструкцией междоузельного атома Si, логично связать ГЦ  $DL2$  и  $DL3$  с дефектами типа оборванных связей, возникающими под действием микродефектов. Такое предположение подкрепляется образованием уровней  $DL2$  и  $DL3$  в наибольших концентрациях при нестационарном воздействии на кристалл (фотонном отжиге) либо в случае отжига в Ag при  $900$  °С, когда возникает значительное количество микродефектов.

Ранее формирование CZ-Si уровней с энергией активации  $E_c - 0.4$  эВ отмечалось в [8, 10] и связывалось с дефектами типа оборванных связей двух видов: кластерами и квазиодномерными цепочками. Подобные дефекты возникают при  $600 \div 900$  °С на ранней стадии генерации дислокационных петель и (или) формирования кислородных преципитатов. Полученные нами для FZ-Si результаты показывают, что в данном материале такая стадия соответствует более высоким температурам ( $900 \div 1000$  °С), после чего метастабильные уровни  $DL2$  и  $DL3$  трансформируются в устойчивый термодифект  $DL1$  типа реконструированного междоузельного атома Si. Повышение температуры ( $>1000$  °С) приводит к усложнению спектра ГЦ не только за счет дефектов  $DL5$ , связанных со смещением атомов Si. Дальнейшая трансформация термодифектов приводит к формированию при больших площадях структуры (т. е. при больших термомеханических на-



пряжениях) электрически активных релаксирующих дислокаций [8] с энергией активации  $E_c = 0.8$  эВ и большим сечением захвата.

В заключение отметим, что термодфекты, возникающие в условиях пониженных температур окисления и малых длительностей воздействия, не вызывают существенного ухудшения объемных свойств Si (даже без специальных длительных геттерирующих отжигов). В целом термостабильность FZ-Si оказывается выше, и оптимизация технологического цикла данного материала позволяет обеспечить наличие в объеме единственного уровня DL1 с концентрацией  $< 3 \cdot 10^9$  см<sup>-3</sup>, что определяет значения  $\tau_{ef} \gg 20$  мс.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] J. Kemmer. Nucl. Instr. Meth., 169, 499 (1980).
- [2] Е. М. Вербицкая, В. К. Еремин, А. М. Маляренко, Н. Б. Строкан, В. Л. Суханов, И. Борани, В. Шмидт. ПТЭ, 56 (1991).
- [3] O. Veda, K. Nauka, J. Lagowski, H. C. Gatos. J. Appl. Phys., 60, 622 (1986).
- [4] А. В. Васильев, С. А. Смагулова, С. С. Шаймеев. ФТП, 17, 162 (1983).
- [5] В. Н. Абакумов, В. И. Перель, И. Н. Ясиевич. ФТП, 12, 3 (1978).
- [6] С. Т. Sah, С. Т. Wang. J. Appl. Phys., 46, 1767 (1976).
- [7] K. Nauka, J. Lagowski, H. C. Gatos, O. Veda. J. Appl. Phys., 60, 615 (1986).
- [8] K. Sohmalz, F.-G. Kirscht, K. Tittelbach-Helmrich. Phys., St. Sol. (a), 109, 279 (1988).
- [9] N. T. Bagraev, T. S. Polovtsev, K. Sohmalz. Phys. St. Sol. (a), 113, 233 (1989).
- [10] Н. Т. Баграев, Л. Е. Клячкин, А. М. Маляренко, И. С. Половцев, В. Л. Суханов. ФТП, 24, 1563 (1990).
- [11] N. T. Bagraev, V. V. Vysotskaya, S. N. Gorin, Yu. A. Sidorov. J. Phys. III, 1, 733 (1991).
- [12] К. Рейви. Дефекты и примеси в полупроводниковом кремнии. М. (1984).
- [13] Ю. В. Выжигин, Н. А. Соболев, В. Н. Грессеров, Е. И. Шек. ФТП, 25, 1324 (1991).
- [14] Е. В. Астрова, В. Б. Воронков, В. А. Козлов, А. А. Лебедев, В. Экке. Емкостная спектроскопия дефектов термообработки в кремнии. Препринт № 1161 ФТИ им. А. Ф. Иоффе РАН, Л. (1987).
- [15] N. A. Sobolev, Yu. V. Vyzhigin, V. V. Eliseev, V. A. Kostylev, V. M. Likunova, E. I. Sheck. Sol. St. Phenom., 6-7, 181 (1989).
- [16] N. A. Sobolev, V. E. Chelnokov. In: Proc. II Int. Autumn Meeting «Gettering and defect engineering in the semiconductor technology» (ed. by H. Richter) (1987).

Редактор Л. В. Шаронова