

УДК 621.315.5

Образование термодфектов в кремнии, выращенном бестигельной зонной плавкой

Е. А. Климанов

В работе обсуждаются причины образования термодоноров (ТД) и термоакцепторов (ТА) в кремнии с низкой концентрацией кислорода, выращенном методом бестигельной зонной плавки. Анализ результатов термообработок в диапазоне температур 400—1150 °С показывает, что основной вклад в образование ТД вносят атомы межузельного железа. Вероятной причиной образования ТА при высокотемпературной термообработке (ВТО) являются атомы железа в положении замещения и преципитаты железа, образующиеся при низкотемпературных отжигах (НТО) (400—600°). Концентрации ТД и ТА после ВТО зависят от вида и плотности структурных дефектов в материале и условий ТО: скорости охлаждения и газовой среды (кислород, аргон).

PACS: 85.30.-z, 85.60.-q

Ключевые слова: кремний, термодфект, термодонор, термоакцептор, железо, отжиг, зонная плавка.

Введение

Известно, что проведение технологических операций, сопровождающихся термической обработкой (ТО), приводит к образованию электрически активных центров в кремнии [1—4], образующих глубокие уровни в его запрещенной зоне и приводящих к уменьшению времени жизни и изменению концентрации носителей заряда.

От решения задачи снижения концентрации термодфектов зависит дальнейший прогресс в улучшении параметров различных приборов на основе кремния: фотодиодов [5], солнечных элементов и БИС [6]. Достаточно отметить, что в современной технологии БИС требуемый уровень электрически активных центров не должен превышать 10^{10} — 10^{11} см⁻³ [6]. Поэтому исследованию процессов их образования посвящено большое число работ, в которых рассматриваются вклад в эти процессы собственных точечных дефектов и различных примесей [1—4, 6—11]. При этом в

большинстве работ исследуются образцы с преднамеренно введенными металлическими примесями заданного типа (Fe, Cu, Mo и т.д.). Значительно меньшее число работ рассматривает природу центров (термодфектов), образующихся во время реальных технологических процессов и их влияние на электрические параметры кремния. Единого мнения по данному вопросу не существует до настоящего времени.

В данной работе обсуждаются причины образования термодфектов в кремнии *n*- и *p*-типа проводимости (*n*-Si и *p*-Si), полученным методом бестигельной зонной плавки, который широко используется в производстве фотодиодов.

1. Экспериментальные результаты

Определялось влияние ТО на изменения времени жизни τ и удельного сопротивления ρ в кремнии, полученном методом бестигельной зонной плавки (FZ-Si) с $\rho \geq 10^4$ Ом см, концентрацией кислорода и углерода 5×10^{14} — 10^{16} см⁻³ и различной плотностью кристаллографических дефектов (дислокаций, А и В-дефектов в бездислокационном кремнии). Концентрации термодоноров (ТД) и термоакцепторов (ТА) определялись по изменениям удельного сопротивления бесконтактным емкостным методом на образцах толщиной 0,5—2,0 мм с помощью приближенного выражения из работы [4]:

Климанов Евгений Алексеевич, главный научный сотрудник¹, профессор².

¹ АО «НПО «Орион».

Россия, 111538, Москва, ул. Косинская, 9.

E-mail: orion@orion-ir.ru

² Московский технологический университет (МИРЭА).

Россия, 119454, Москва, просп. Вернадского, 78.

Статья поступила в редакцию 25 марта 2016 г.

© Климанов Е. А., 2016

$$N = v \left(\frac{\rho}{\rho_0} - 1 \right), \quad (1)$$

где $v = 5 \times 10^{12}$ для ТД и $3,5 \times 10^{13}$ для ТА при средних значениях энергетических уровней $E_D = E_v + 0,4$ эВ, $E_A = E_c - 0,35$ эВ соответственно (см. далее п.1.1).

Время жизни неравновесных носителей заряда измерялось бесконтактным емкостным методом по спаду фотопроводимости на образцах толщиной 5,0 мм с фильтром, обеспечивающим объемное поглощение излучения. Для оценки параметров термодфектов использовались эффект Холла и измерения на диодах (п.1.1).

1.1. Параметры термодфектов

Высокотемпературная термообработка (ВТО) в *n*-Si и *p*-Si приводит к уменьшению не только времени жизни неравновесных носителей заряда τ , но и концентрации основных носителей, что свидетельствует об образовании термодоноров (ТД) и термоакцепторов (ТА) в *p*-Si и *n*-Si соответственно.

При этом наблюдаются следующие закономерности [4]:

– концентрации ТД (N_{TD}) и ТА (N_{TA}) после ВТО с последующим охлаждением со скоростью $\sim 0,1$ К/с зависят от плотности кристаллографических дефектов: в кремнии с высокой плотностью линейных дислокаций ($N_d \sim 10^4$ см⁻²) их концен-

трации значительно меньше, чем в бездислокационном кремнии ($N_d < 10$ см⁻²) (см. табл. 1);

– при быстром охлаждении после ВТО (~ 200 К/с) N_{TD} и N_{TA} возрастают, а различия в концентрациях для дислокационных и бездислокационных образцов значительно уменьшаются;

– при ВТО в окислительной атмосфере N_{TD} и N_{TA} в среднем значительно выше, чем при обработке в инертной атмосфере (аргон),

– изменения концентрации бора в *p*-Si от 3×10^{11} до 3×10^{12} см⁻³ не влияет на концентрацию ТД.

Определенные методом эффекта Холла положения энергетических уровней находятся в пределах $E_v + (0,35—0,48)$ эВ для ТД в *p*-Si и $E_c - (0,30—0,4)$ эВ для ТА в *n*-Si [4]. Средние значения энергетических уровней по образцам для ТД составляют $E_D = E_v + 0,4$ эВ, для ТА $E_A = E_c - 0,35$ эВ. Следует отметить, что у образцов с наблюдавшейся в результате ВТО конверсией проводимости *p*→*n* также обнаружены уровни со средним значением $E_A = E_c - 0,35$ эВ.

Параметры термодфектов определялись также на диодах, изготовленных из *p*-Si, по температурной зависимости темнового тока, методом термической релаксации тока [12] и по частотной зависимости дробового шума (табл. 1).

Таблица 1

Параметры термодфектов

Средние концентрации ТД и ТА после ВТО при 1150 °С (0,1 К/с) в кислороде, см ³	N_{TD}	N_{TA}	N_{TA}/N_{TD}
Тип структурных дефектов: линейные дислокации, $N_d \sim 10^4$ см ⁻² , бездислокационные образцы с концентрацией микродефектов: А-дефекты $N_A < 10$ см ⁻² , В-дефекты $N_B < 10^9$ см ⁻³ А-дефекты $N_A < 10$ см ⁻² , В-дефекты $N_B < 10$ см ⁻³	4×10^{12} $2,5 \times 10^{13}$ 2×10^{13}	$1,4 \times 10^{12}$ 4×10^{12} 2×10^{14}	0,3 0,16 10
Энергетическое положение уровней метод эффекта Холла температурная зависимость темнового тока термическая релаксация тока	E_D , эВ $E_v + (0,35—0,48)$ $E_v + (0,45 \pm 0,05)$ $E_v + (0,43 \pm 0,02)$	E_A , эВ $E_c - (0,30—0,4)$ эВ	
Сечения захвата носителей заряда ТД термическая релаксация тока частотная зависимость шума	σ_p , см ⁻² $\sim 10^{-15}$ $3,1 \times 10^{-16}$	σ_n , см ⁻² $1,6 \times 10^{-15}$	

1.2. Концентрационные профили термодфектов после ВТО

Для определения концентрационных профилей распределения ТД, ТА и генерационно-рекомбинационных центров (ГРЦ), ответственных за изменения времени жизни носителей заряда,

проводились ВТО слитков с последующим изменением ρ и τ на шайбах, вырезанных перпендикулярно оси слитка. Аналогичным образом проводились измерения профилей распределения межузельного железа после ВТО слитков методом ЭПР [13]. Результаты измерений отражены на рис. 1.

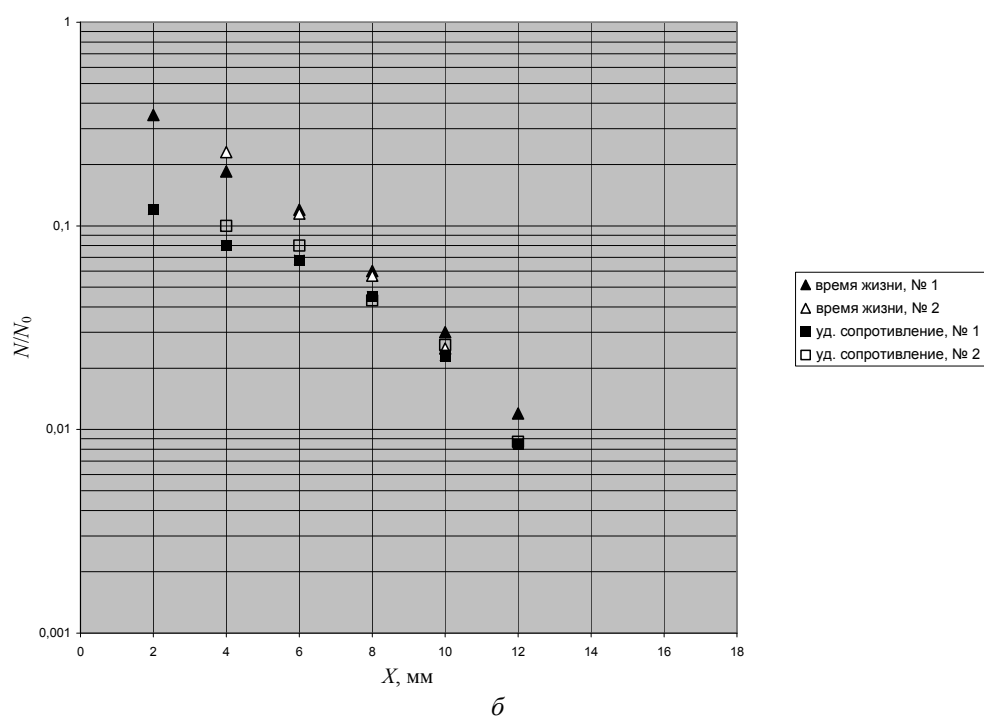
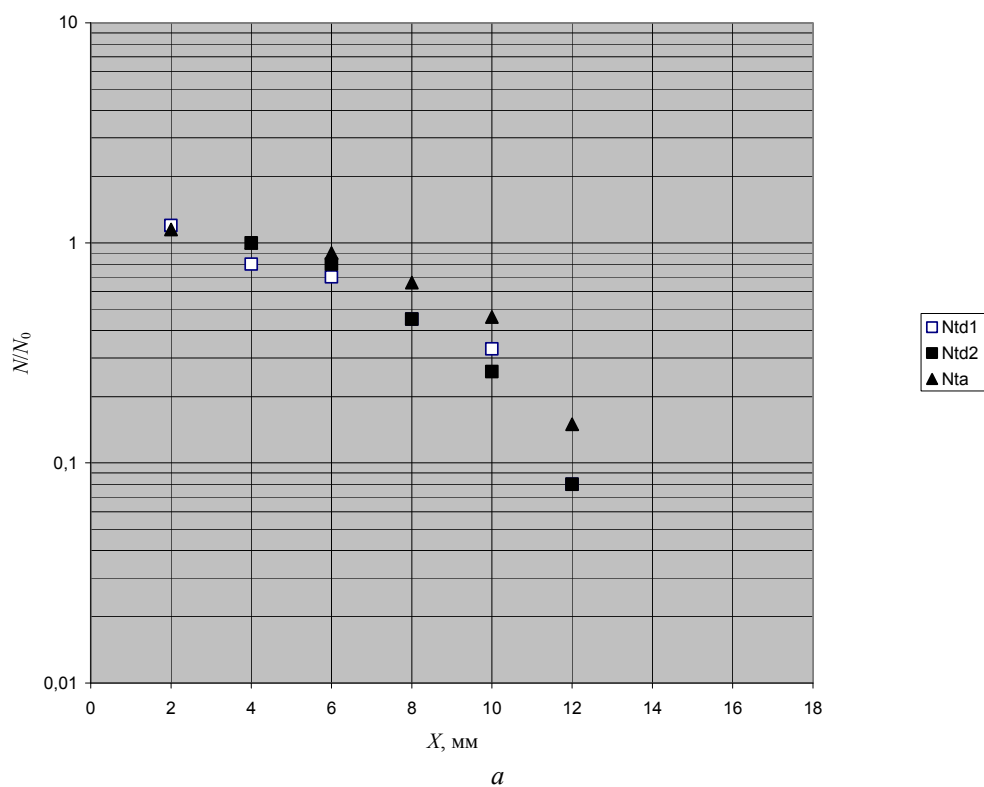


Рис. 1. Профили распределения термодефектов: а — распределение термодоноров N_{TD} и термоакцепторов N_{TA} после термообработки при $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 15 мин в кислороде ($N_0 = 10^{13}\text{ см}^{-3}$); б — распределение термодоноров N_{TD} и ГРЦ после термообработки при $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 15 мин в кислороде ($N_0 = 10^{14}\text{ см}^{-3}$).

Основные результаты сводятся к следующему:

- концентрационные профили распределения ТД и ТА в слитках, одновременно прошедших ВТО, описываются близкими диффузионными профилями;
- профили распределения ТД и ГРЦ в слитках также подобны;

- профили распределения ТД и ГРЦ в слитках также подобны;
- профили распределения межузельного железа Fe_i (по данным ЭПР) и ТД подобны [13];
- профили распределения ТД при ВТО в кислороде и аргоне сильно отличаются: профиль при ВТО в кислороде соответствует большему коэффициенту диффузии.

Следует отметить, что коэффициент диффузии термодфектов при 1150 °С ($\sim 5 \times 10^{-5} \text{ см}^2/\text{с}$) заметно больше приводимого в большинстве литературных источников [8].

1.3. Изменения концентрации термодфектов при низкотемпературных отжигах

Низкотемпературные отжиги (НТО) в диапазоне температур 400—600 °С приводят к синхронному снижению концентрации ТД и увеличению концентрации ТА (см. рис. 2).

Сравнительные изменения концентраций ТД и ТА (ΔN) во время НТО приведены в табл. 2.

Средние значения изменений концентраций $\Delta N = 2,4 \times 10^{13} \text{ см}^{-3}$ для *p*-Si и $4,4 \times 10^{13} \text{ см}^{-3}$ для *n*-Si.

Зависимости снижения концентраций ТД и ГРЦ от времени отжига в первом приближении можно описать экспонентами с близкими значениями τ_a :

$$C(t) - C_s = (C_0 - C_s) \exp(-t / \tau_a), \quad (2)$$

где $C(t)$, C_0 , C_s концентрации, а именно: текущая, после ВТО и равновесная при данной температуре; τ_a — постоянная отжига. У некоторых образцов при $T = 400 \text{ °С}$ при малых временах отжига наблюдается небольшой максимум концентрации ТД.

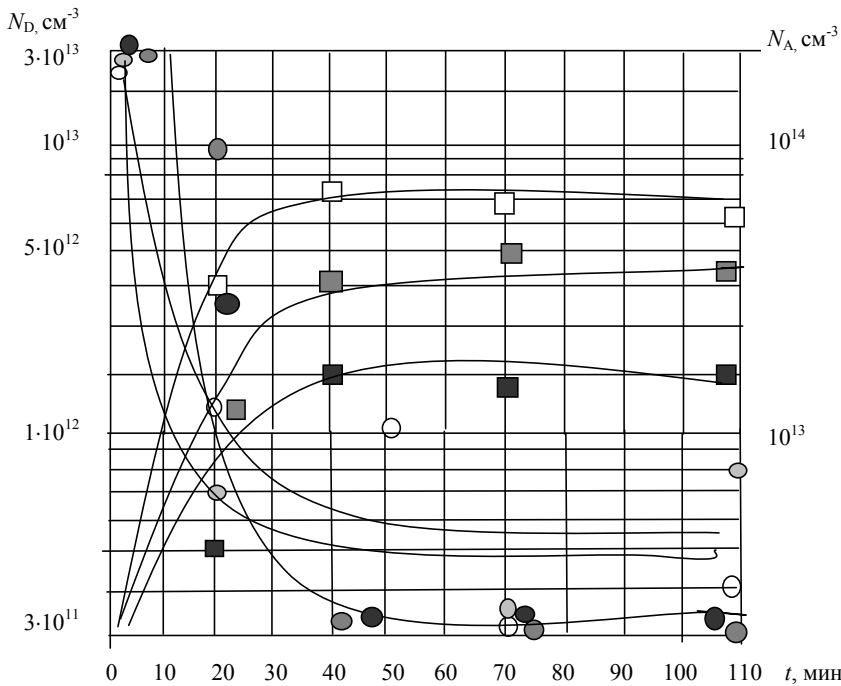


Рис. 2. Зависимости концентраций ТД и ТА от времени отжига при $T = 500 \text{ °С}$ для образцов *p*-Si и *n*-Si после ВТО при 1150 °С.

Таблица 2

НТО, $T = 500 \text{ °С}$, отжиг в аргоне

Время НТО, мин	0	20	40	$\Delta N, \text{ см}^{-3}$
Концентрации ТД, ТА	$N_{TD}, N_{TA}, \text{ см}^{-3}$			
<i>p</i> -Si	$2,4 \times 10^{13}$	$4,6 \times 10^{12}$	$< 5 \times 10^{11}$	$1,9 \times 10^{13}$
<i>p</i> -Si	$2,3 \times 10^{13}$	$0,53 \times 10^{12}$	$< 5 \times 10^{11}$	$1,8 \times 10^{13}$
<i>p</i> -Si	$4,5 \times 10^{13}$	$4,6 \times 10^{12}$	$< 5 \times 10^{11}$	$3,9 \times 10^{13}$
<i>p</i> -Si	$4,3 \times 10^{13}$	$4,0 \times 10^{12}$	$< 5 \times 10^{11}$	$4,0 \times 10^{13}$
<i>n</i> -Si	$\sim 4 \times 10^{12}$	$3,5 \times 10^{13}$	$7,35 \times 10^{13}$	$7,4 \times 10^{13}$
<i>n</i> -Si	—	$0,5 \times 10^{13}$	$2,0 \times 10^{13}$	$2,0 \times 10^{13}$
<i>n</i> -Si	—	$1,1 \times 10^{13}$	$3,8 \times 10^{13}$	$3,8 \times 10^{13}$

Выражения для преципитации атомов на частицах (стоках) сферической формы взяты из работ [14, 15]:

$$\delta C = C(t) - C_0 = 4 / 3\pi r_0 n C_p, \quad (3)$$

$$n = \left\{ 3 / 4\pi \frac{1}{(4\pi D \tau_a)^3} \frac{C_p}{\delta C} \right\}^{0,5}, \quad (4)$$

$$nr_0 = (4\pi D\tau_a)^{-1}, \quad (5)$$

где n , r_0 — концентрация и радиус стоков, D — коэффициент диффузии, C_p — концентрация примеси в преципитате (стоке). Для D и $C_p = 25,6$ ат./см³ использовались известные значения для межузельного железа [8] и FeSi₂ [15].

Используя данные НТО ТД и ГРЦ для оценки τ_a , можно определить концентрацию и радиус стоков с помощью выражений (4) и (5) (табл. 3).

Таблица 3

№	Температура отжига, T , °С	Концентрация стоков, см ⁻³	Радиус стоков, см
1	400	$2,5 \times 10^9$	$0,41 \times 10^{-6}$
2	500	$1,3 \times 10^{10}$	$0,33 \times 10^{-6}$
3	600	$1,3 \times 10^8$	3×10^{-6}
4	600	$4,0 \times 10^9$	$0,5 \times 10^{-6}$
5	600	$3,1 \times 10^8$	$4,5 \times 10^{-6}$

Энергия активации процесса отжига E_a оценивалась с помощью выражения:

$$\ln \frac{\tau_{a1}}{\tau_{a2}} = \frac{E_a}{k} \left(\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2} \right), \quad (6)$$

где τ_{a1} , τ_{a2} — постоянные отжига при температурах T_1 и T_2 и составляла в среднем 0,4 эВ.

2. Обсуждение результатов

2.1. Влияние структурных дефектов и условий ВТО на концентрацию термодфектов

Результаты ВТО показывают (см. п.1.2), что процессы образования ТД и ТА связаны с диффузией от поверхности, причем концентрации образующихся термодфектов зависят от газовой атмосферы, в которой производится ВТО, скорости охлаждения и типа структурных дефектов в образцах, а большие значения коэффициентов диффузии свидетельствуют о межузельном механизме процесса.

Отсутствие ТД и ТА в заметной концентрации в центральной части слитков на спаде концентрационного профиля [13] показывает, что непосредственно ВТО не вызывает их образования.

Данные зависимости могут быть объяснены следующим образом. Известно, что отжиг в окисляющей среде создает поток межузельных атомов кремния Si_i от поверхности в объем образцов [16], что приводит к подавлению образования примесных кластеров и преципитатов, являющихся стоками для быстродиффундирующих примесей [4, 17], и даже растворению имеющихся преципитатов [4].

ВТО в среде аргона увеличивает концентрацию вакансий в образцах, облегчающих формирование примесных преципитатов и частичный уход на них термодфектов при медленном охлаждении образцов, что приводит к снижению их средней концентрации. Повышенная концентрация вакансий при ВТО в аргоне может также приводить к уменьшению коэффициента диффузии частиц, образующих термодфекты, за счет образования их комплексов с вакансиями или увеличения доли компоненты диффузии в положении замещения.

Линейные дислокации с плотностью $\sim 10^4$ см⁻² являются мощными стоками, приводящими к еще более значительному снижению концентрации термодфектов.

Уменьшение скорости охлаждения образцов после ВТО слабо снижает концентрацию термодфектов в бездислокационных образцах, что свидетельствует о малой эффективности ростовых дефектов (А и В — дефектов) в качестве стоков. Эффективные стоки для ТД создаются лишь после охлаждения образцов до комнатной температуры и приводят при последующих НТО к значительному снижению концентрации ТД, что согласуется с результатами работ по НТО образцов специально легированных железом [18].

2.2. Термодоноры

Близкие значения энергетических уровней ТД и ГРЦ, подобие их концентрационных профилей после ВТО, синхронные изменения концентраций и близкие значения постоянных времени при НТО позволяют считать их одним термодфектом.

Сравнение приведенных в табл. 1 параметров ТД, ответственных за изменения ρ и τ в p -Si (среднего значения энергетического уровня $E_D = E_v + 0,4$ эВ, сечений захвата носителей, энергии образования (~ 2 эВ)) с литературными данными, а также подобие концентрационных профилей ТД и межузельного железа по данным ЭПР (п. 1.2) позволяют утверждать, что основную роль в их образовании играют атомы межузельного железа Fe_i [4, 13]. Отсутствие корреляции между концентрациями ТД и бора показывает незначительную роль комплексов FeВ в их образовании.

Результаты низкотемпературных отжигов ТД при $T = 400$ — 600 °С (см. п. 1.3) можно объяснить диффузией Fe_i к стокам со средней энергией активации $E_a \sim 0,4$ эВ (п.1.3). Данное значение существенно меньше $E_a \sim 0,62$ — $1,2$ эВ, полученных для железа в других работах [8], что может быть связано с использованием в упомянутых работах кремния с относительно высокой концентрацией бора (10^{14} — 10^{15} см⁻³) и соответственно, вероятностью образования комплексов FeВ. В этом случае

энергия активации процесса отжига должна включать энергию диссоциации комплекса E_k и энергию миграции Fe_i (E_m).

Стоками для Fe_i могут служить примесные преципитаты (кислородные и силициды металлов) [15, 19] и связанные с ними дислокационные петли, образующиеся при температурах, близких к комнатной (п. 2.1), что свидетельствует о необходимости больших пересыщений по концентрации для образующих их частиц ($C/C_s > 100$). Эффективность преципитатов железа в качестве стоков

подтверждается резким снижением концентрации Fe_i в части слитка со специально введенной высокой концентрацией железа (см. рис. 3), где одновременно наблюдалась большая плотность ямок травления.

Аналогичный процесс отжига ГРЦ при $T = 400\text{—}600\text{ }^\circ\text{C}$ наблюдался и в исходных образцах, что подтверждается корреляцией между возрастом времени жизни и концентрацией дефектов, выявляемых травлением (см. рис. 4).

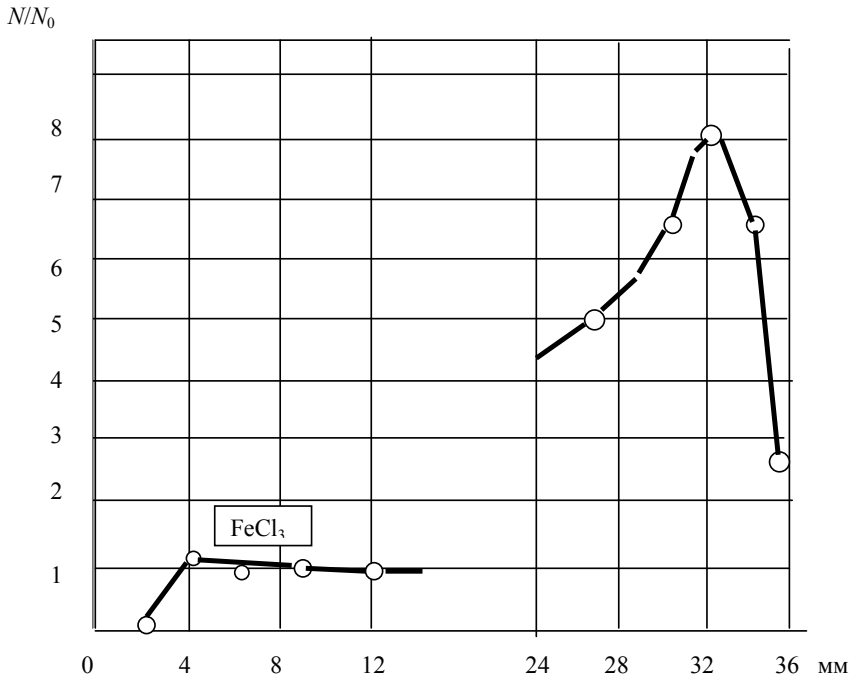


Рис. 3. Распределение Fe^0 вдоль оси слитка, термообработанного при $1150\text{ }^\circ\text{C}$ в среде азота с последующим охлаждением со скоростью $|T'| \sim 10^2\text{ K/c}$. На левый торец слитка перед ТО наносился раствор $FeCl_3$. $N_0 = 1 \times 10^{14}\text{ cm}^{-2}$.

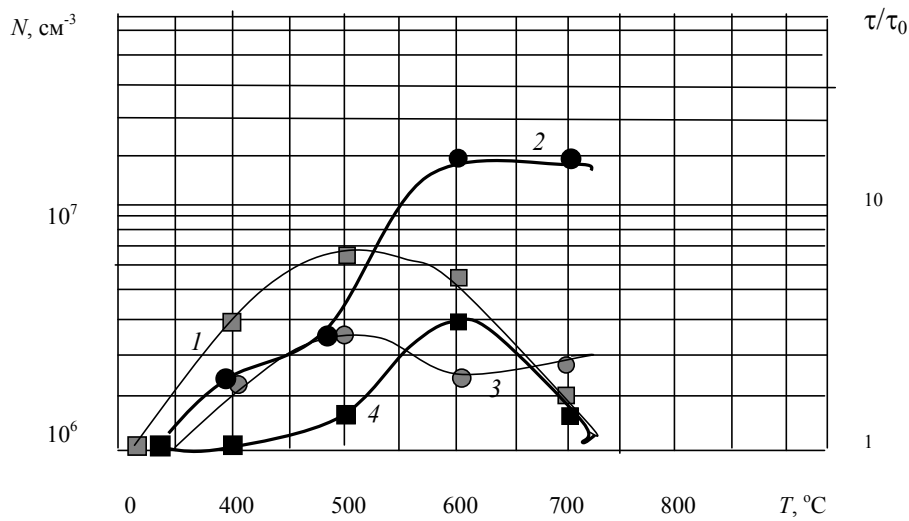


Рис. 4. Изменения плотности ямок фигур травления N и времени жизни носителей τ/τ_0 при НТО исходных образцов кремния. Для образца с $N_d < 10\text{ cm}^{-2}$, $N_A < 10^9\text{ cm}^{-3}$, $2\text{ }^\circ\text{C/мин}$ кривая 1 — зависимость τ/τ_0 , кривая 3 — зависимость N ; для образца с $N_d < 10\text{ cm}^{-2}$, $N_B < 10\text{ cm}^{-3}$, $10\text{ }^\circ\text{C/мин}$ кривая 4 — зависимость τ/τ_0 , кривая 2 — зависимость N .

Вывод об основной роли Fe_i в образовании ТД был также сделан в работах [1, 2, 4] и согласуется с результатами работ по влиянию Fe_i на время жизни и диффузионную длину носителей заряда в кремнии различных типов (FZ-Si, Cz-Si, mc-Si для солнечных элементов) [8, 10, 19].

Следует отметить, что имеющиеся данные позволяют считать Fe_i основным ГРЦ также в n -Si различных марок [13].

2.3. Термоакцепторы

Подобие концентрационных профилей ТД и ТА (рис. 1, а) свидетельствует об участии в их образовании быстродиффундирующих частиц одного типа. Дополнительными аргументами являются следующие данные:

- концентрации ТА и ТД снижается с помощью геттерирования диффузионным слоем фосфора и последующий длительный НТО ($T = 600$ °С, $t = 150$ мин.) слабо влияет на изменения их концентрации,

- низкотемпературный отжиг ТД после ВТО происходит синхронно с увеличением концентрации ТА в n -Si (рис. 2), что указывает на связь между этими процессами.

Можно рассматривать следующие возможные причины образования ТА:

- формирование комплексов межузельного железа с примесями, содержащимися в кремнии в достаточно высоких концентрациях (кислород, углерод) [4],

- атомы железа в положении замещения (Fe_s) [7],

- образование кластеров и преципитатов, содержащих атомы железа.

Изменения концентрации комплексов при НТО можно описать выражением:

$$C = k_1 A \frac{(C_0 + M_{i0})}{(k_2 + k_1 A)} + \left[k_2 \frac{(C_0 + M_{i0})}{(k_2 + k_1 A)} - M_{i0} \right] \exp[-(k_2 + k_1 A)t], \quad (7)$$

а энергия связи комплекса E_b определяется формулой из [8]:

$$\frac{k_1}{k_2} = Z \exp(E_b / kT), \quad (8)$$

где k_1, k_2 — константы в уравнении реакции $dC/dt = k_1 A M_i - k_2 C$, а M_{i0}, C_0 — концентрации Fe_i и комплексов до отжига (после ВТО), A — концентрация комплексообразующей примеси.

Анализ результатов отжига с помощью выражений (7) и (8) при следующих значениях параметров: $C/C_0 = 1,5-10$, $M_{i0}/C_0 = 1,5-10$, $[A] = 10^{14}-10^{16}$ см⁻³ дает $E_b = 0,7-1,1$ эВ.

Используя приближенное соотношение:

$$\frac{C(T_1)}{C(T_2)} \approx \frac{E_b}{k} \left(\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2} \right) \quad (9)$$

получаем $C(1150$ °С)/ $C(400$ °С) $< 10^{-2}$, что не согласуется с экспериментальными данными (см. табл. 1 и 2). Кроме этого, оценка постоянной времени отжига τ_a с помощью выражения (5) с использованием известных значений радиусов кислорода и углерода (48×10^{-10} и 67×10^{-10} см) при $n = C \sim 10^{13}$ см⁻³ дает значения τ_a , по крайней мере на порядок меньше наблюдаемых. Эти данные противоречат комплексной модели образования ТА.

Поэтому более вероятной причиной образования ТА при ВТО являются атомы железа в положении замещения, что согласуется с выводами работ [7, 23].

При НТО вероятным механизмом дополнительного образования ТА представляется диффузия Fe_i к образующимся при охлаждении до комнатной температуры после ВТО стокам, и ростом на них кластеров или преципитатов, создающих зоны акцепторных и донорных уровней. На это указывает различный вид зависимости концентрации носителей заряда от обратной температуры для образцов после ВТО и НТО (см. рис. 5): вместо одного глубокого уровня после ВТО наблюдается ряд более мелких.

Образование зон энергетических уровней при преципитации Fe наблюдалось методом DLTS в работе [20]. Образование акцепторных уровней преципитатами меди также известно [21, 22]. Следовательно, можно предположить, что во время ВТО основной вклад в образование ТА вносят атомы железа в положении замещения, а после НТО добавляются акцепторные центры на преципитатах.

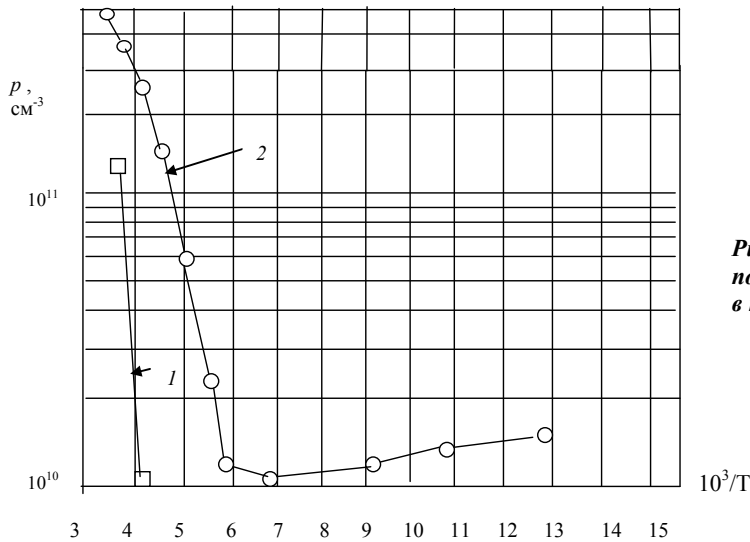


Рис. 5. Зависимости $p = f(10^3/T)$ для образца p -Si после ВТО при 1150°C (1) и отжига при 600°C в течение 55 мин (2).

Заключение

В работе рассмотрены процессы образования термодоноров (ТД) и термоакцепторов (ТА) в кремнии с низкой концентрацией кислорода, выращенном методом бестигельной зонной плавки. Анализ результатов термообработок в диапазоне температур $400\text{—}1150^\circ\text{C}$ показывает, что основной вклад в образование ТД вносят атомы межзельного железа Fe. Вероятной причиной образования ТА являются атомы железа в положении замещения при высокотемпературной термообработке (ВТО) и преципитаты железа, образующиеся при низкотемпературных отжигах (НТО) ($400\text{—}600^\circ\text{C}$). Концентрации ТД и ТА после ВТО зависят от вида и плотности структурных дефектов в материале (линейных дислокаций и микродефектов) и условий ТО: скорости охлаждения и газовой среды (кислород, аргон).

ЛИТЕРАТУРА

1. Lee J. H., Kleinhenz R. L. and Corbett J. W. // Applied Physics Letters. 1977. Vol. 31. No. 3. P. 142.
2. Weber E., Riette H. G. // J. Applied Physics. 1978. Vol. 33. No. 5. P. 433.
3. Borchard G., Weber E., Wiehl N. // J. Applied Physics. 1981. Vol. 52, No. 3. P. 1603.
4. Воронков В. В., Воронкова Г. И., Головина В. Н., Климанов Е. А., Фамицкий В. И. // ФТП. 1982. Т. 16. Вып. 5. С. 892.
5. Филачев А. М., Таубкин И. И., Трищенко М. А. Твердотельная фотоэлектроника. — М.: Физматкнига, 2005.
6. Istratov A. A., Hieslmair H., Weber E. R. // Applied Physics. 2000. Vol. A 70. P. 489.
7. Collins and Carlson C. B. // Physical Review. 1957. Vol. 108. P. 1409.
8. Istratov A. A., Hieslmair H., Weber E. R. // Applied Physics. 1999. Vol. A 69. P. 13.
9. Выжигин Ю. В., Соболев Н. А., Грессеров Б. Н., Шек Е. И. // ФТП. 1992. Т. 26. Вып. 11. С. 1938.
10. Istratov A. A., Weber E. R. // Applied Physics. 1998. Vol. A 66. P. 123.
11. Istratov A. A., Weber E. R. // J. Electrochemical society. 2002. Vol. 149 (1). P. G21.
12. Берман Л. С., Власов С. И., Климанов Е. А., Фамицкий В. И. // ФТП. 1980. Т. 14. Вып. 2. С. 896.
13. Демидов С. С., Климанов Е. А., Колесникова Т. Г., Смирнов А. А. // Успехи прикладной физики. 2014. Т. 2. № 1. С. 77.
14. Ham F. S. // J. Physical and chemistry of solids. 1958. Vol. 6. P. 335.
15. Hugo S. A., Hieslmair H., Weber E. R. // Applied Physics. 1997. Vol. A 64. P. 127.
16. Leroy B. // J. Applied Physics. 1979. Vol. 50. No. 12. P. 7996.
17. Hu S. M. // Applied Physics Letters. 1980. Vol. 36. No. 7. P. 561.
18. Haarahiltunen A., Yui-Koski M., Savin H. // Energy Procedia. 2011. Vol. 8. P. 355.
19. Murphy J. D., McGuire B. E., Bothe K., Voronkov V. V., and Falster J. // Journal of Applied Physics. 2014. Vol. 116. P. 053514.
20. Khalil R. M. Electrical properties of Iron-doped Silicon at different stage of precipitation, Thesis doctor diss., 2004.
21. Istratov A. A., Flink C., Balasubramanian S., Hieslmair H., Weber E. R., McHugo S. M., Hedemann H., Seibt M., and Schroter W. Progress in understanding the physics of copper in silicon.
22. McDonald D., Brendle W., Cuevas A., and Istratov A. A. Injection-dependent lifetime studies of copper precipitation in silicon, 12th Workshop on Crystalline Silicon Solar Cell Materials and Processes - Breeckenridge, CO, August 2002.
23. Золотухин А. А., Коваленко А. К., Милевский Л. С. // ФТП. 1971. Т. 13. Вып. 10. С. 3119.

Formation of thermodeflects in the silicon grown by crucibleless zone melting

E. A. Klimanov^{1,2}

¹ Orion R&P Association
9 Kosinskaya str., Moscow, 111538, Russia
E-mail: orion@orion-ir.ru

² Moscow Technological University (MIREA)
78 Vernadsky av., Moscow, 119454, Russia

Received July 29, 2016

The paper discusses reasons of thermodeflects formation (donors and acceptors) in a float zone silicon (FZ-Si). Results of thermal treatments over temperature range of 400—1150 °C show that the interstitial iron is the major contribution to the donor formation. A substitutional iron is probable reason of the acceptors formation at high temperature treatments. At low temperature treatments (400—600 °C), additional acceptors are created by iron precipitates. Defect concentrations depend on types and densities of the structure defects, cooling rate and gas ambient (oxygen, argon).

PACS: 85.30.-z, 85.60.-q

Keywords: silicon, thermodeflect, donor, acceptor, iron, annealing, zone melting.

REFERENCES

1. J. H. Lee, R. L. Kleinhenz, J. W. and Corbett, *Applied Physics Letters* **31** (3), 142 (1977).
2. E. Weber and H. G. Riethe, *J. Applied Physics* **33**, 433 (1978).
3. G. Borchard, E. Weber, and N. Wiehl, *J. Applied Physics* **52**, 1603 (1981).
4. V. V. Voronkov, G. I. Voronkova, V. N. Golovina, E. A. Klimanov, and V. I. Famitskii, *Semiconductors* **16**, 892 (1982).
5. A. M. Filachev, I. I. Taubkin, and M. A. Trishenkov, *Solid State Photoelectronics* (Fizmatkniga, Moscow, 2005) [in Russian].
6. A. A. Istratov, H. Hieslmair, E. R. Weber, *Applied Physics A* **70**, 489 (2000).
7. Collins and C. B. Carlson, *Physical Review* **108**, 1409 (1957).
8. A. A. Istratov, H. Hieslmair, and E. R. Weber, *Applied Physics A* **69**, 13 (1999).
9. Yu. V. Vyzhigin, N. A. Sobolev, B. N. Gresserov, and E. I. Shek, *Semiconductors* **26**, 1938 (1992).
10. A. A. Istratov and E. R. Weber, *Applied Physics A* **66**, 123 (1998).
11. A. A. Istratov and E. R. Weber, *J. Electrochemical Society* **149** (1), G21 (2002).
12. L. S. Berman, S. I. Vlasov, E. A. Klimanov, and V. I. Famitskii, *Semiconductors* **14**, 896 (1980).
13. S. S. Demidov, E. A. Klimanov, T. G. Kolesnikova, and A. A. Smirnov, *Usp. Prikl. Fiz.* **2**, 77 (2014).
14. F. S. Ham, *J. Physical and Chemistry of Solids* **6**, 335 (1958).
15. S. A. Hugo, H. Hieslmair, and E. R. Weber, *Applied Physics A* **64**, 127 (1997).
16. B. Leroy, *J. Applied Physics* **50**, 7996 (1979).
17. S. M. Hu, *Applied Physics Letters* **36**, 561 (1980).
18. A. Haarahiltunen, M. Yui-Koski, and H. Savin, *Energy Procedia* **8**, 355 (2011).
19. J. D. Murphy, B. E. McGuire, K. Bothe, V. V. Voronkov, and J. J. Falster *Applied Physics*. **116**, 053514 (2014).
20. R. M. Khalil, *Electrical Properties of Iron-doped Silicon at Different Stage of Precipitation* (Thesis doctor diss., 2004).
21. A. A. Istratov, C. Flink, S. Balasubramanian, H. Hieslmair, E. R. Weber, S. M. McHugo, H. Hedemann, M. Seibt, and W. Schroter, *Progress in Understanding the Physics of Copper in Silicon*.
22. D. McDonald, W. Brendle, A. Cuevas, and A. A. Istratov, *Injection-dependent Lifetime Studies of Copper Precipitation in Silicon*, in *Proceedings of 12th Workshop on Crystalline Silicon Solar Cell Materials and Processes* (Breckenridge, CO, August 2002).