

ОТЖИГ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В КРЕМНИИ

Г.П. Гайдар

Институт ядерных исследований НАН Украины,
пр. Науки, 47, г. Киев, 03680, Украина, gaydar@kinr.kiev.ua

Теоретически описан отжиг основных радиационных дефектов в кремнии (А-центров, Е-центров, дивакансий и т. д.) на основе экспериментальных данных, полученных многими авторами; определены параметры, характеризующие этот процесс (энергии активации и частотные факторы), а также предложены различные механизмы и реакции, согласно которым происходят процессы отжига дефектов.

УДК 621.315.592

ВВЕДЕНИЕ

Для восстановления электрофизических свойств полупроводниковых материалов и приборов на их основе после облучения ядерными частицами обычно используется отжиг радиационных дефектов (РД). Как правило, под отжигом понимают термическую необратимую диссоциацию дефекта. В более широком смысле отжиг охватывает следующие процессы: термическая диссоциация дефекта; движение дефекта как единого целого на сток; отрыв одной из составляющих дефекта и необратимый уход на сток; присоединение одного из компонентов пары Френкеля к существующему дефекту.

Конечная цель исследования отжига дефекта – установить энергию активации процесса отжига и частоту скачков дефекта на сток, а также выяснить возможные реакции взаимодействия подвижных и неподвижных при данной температуре дефектов. Иногда удается определить и величину барьера для аннигиляции дефектов, если известен предэкспоненциальный множитель ν_0 в выражении

$$\nu = \nu_0 \exp\left(-\frac{u_0}{kT}\right),$$
 где u_0 – потенциальный барьер, который преодолевает диффундирующая частица; ν – средняя частота скачков частицы.

В кремнии наиболее полно исследован отжиг простых РД, которые образуются при взаимодействии вакансий и межузельных атомов кремния с атомами фоновых и легирующих примесей, присутствующих в кристаллах.

Комплекс вакансия-кислород (А-центр, VO) является одним из основных радиационных дефектов в Si и вносит в запрещенную зону акцепторный уровень $E_c - 0,17$ эВ [1, 2]. При захвате вакансии атом кислорода смещается и располагается почти в вакантном узле, не занимая при этом полностью замещающее положение. Он смещен из центра тетраэдрального замещающего положения в $\langle 100 \rangle$ направлении и связывается с двумя атомами кремния, образуя Si-O_i-Si. А-центр обычно отжигается при 600 К с энергией активации 1,3 эВ [3]. Предполагается, что при отжиге происходит миграция его по кристаллу как целого с захватом другими дефектами и образованием более сложных многовакансионных кислородных центров типа V₂O₂ (Si-P2), V₃O (Si-P4). Однако электрическая активность этих дефектов только сейчас начинает усиленно исследоваться в связи с необходимостью повысить радиационную стойкость детекторов ядерного излучения. Предполагается, что энергетические уровни кислородных вакансионных комплексов расположены вблизи середины запрещенной зоны.

Авторы [4] доказали, что интенсивность 835 см⁻¹ полосы инфракрасного поглощения уменьшается при отжиге А-центров с энергией активации 1,3 эВ в области температур (300–400)°С. Инфракрасные полосы 830 и 877 см⁻¹ отвечают поглощению VO_i-центрами, которые пребывают в нейтральном и отрицательно заряженном состояниях соответственно. Было исследовано влияние отжига на интенсивность этих полос, а также образование полосы 889 см⁻¹ при отжиге полосы 830 см⁻¹. Эти полосы наблюдались в кремнии, выращенном методом Чохральского (Cz), после облучения электронами с энергией 2 МэВ и дозой 1·10⁸ е⁻/см². Изотермический отжиг исследован в области температур 300–350 °С. Интенсивность полосы 889 см⁻¹ увеличивалась с энергией активации $E_a = 1,86$ эВ и частотным фактором $\nu = 6 \cdot 10^{11}$ с⁻¹.

Обычно энергия 1,86 эВ рассматривается как энергия активации миграции А-центра на сток

(атомы O_i). Возможно, такой процесс миграции является частичной диссоциацией А-центра и состоит из трех последовательных процессов – диссоциации А-центра на V и O_i (при этом O_i возвращается в межузельное положение), миграции вакансии и скачка O_i в новое положение, которое займет вакансия. Такое представление позволяет определить величину барьера захвата А-центра на сток, равную 0,36 эВ [5].

Согласно [6] уменьшение интенсивности полосы 830 см^{-1} с энергией активации 2,27 эВ и частотным фактором $\nu = 1,6 \cdot 10^{15}\text{ с}^{-1}$ также связывают с движением А-центра с захватом O_i . Однако уменьшение интенсивности полосы в интервале температур (600–670) К является ничем иным, как полной диссоциацией А-центра, то есть $VO_i \rightarrow V + O_i$.

В работе [7] показано, что повышение дозы γ -квантов увеличивает температуру отжига А-центра с 250 до 375°C (температура, при которой концентрация дефектов уменьшается на 50%, определяется как *температура отжига*).

Дивакансии (V_2) отжигаются путем диффузии в кристалле как целого с энергией активации $\sim 1,3$ эВ и частотным фактором $\sim 10^{13}\text{ с}^{-1}$ [8]. При исследовании отжига дивакансий в кремнии, содержащем разупорядоченные области, авторы [9] наблюдали три стадии отжига дивакансии в температурном интервале 100–200°C с $E_a = 1,0$ эВ; в (200–300)°C с $E_a = 1,3$ эВ и (300–500)°C с $E_a = 1,5$ эВ. Это связывают с различным положением дивакансий: в ядре кластера, в области пространственного заряда (ОПЗ) кластера и в проводящей матрице кремния. Авторы [10] считают, что, поскольку при 150°C дивакансии неподвижны, их отжиг может быть описан рекомбинацией с подвижными межузельными атомами.

Ранее Воткинс и Корбетт показали, что дивакансии могут диффундировать на большие расстояния без диссоциации, так как энергия связи двух вакансий $\geq 1,6$ эВ [8]. Разница энергий образования $1,75$ эВ V_2^0 и $2V_1^0$ находится в хорошем согласии с приведенным значением диссоциации дивакансии [11]. Высокая энергия связи двух вакансий в дивакансии позволила авторам [12], используя отжиг при 200 °C, трансформировать уровень дивакансий $E_V + 0,19$ эВ в донорный уровень $E_V + 0,24$ эВ вследствие модификации дивакансии межузельным кислородом с образованием V_2O -комплекса в *p*-Si. Подобный отжиг при (220–300) °C был проведен в окисленном *n*-Si, выращенном методом бестигельной зонной плавки (FZ), ($n_0 = (3-5) \cdot 10^{12}\text{ см}^{-3}$, $N_0 = (10^{16}-10^{17})\text{ см}^{-3}$) [13]. После облучения 7 МэВ протонами и отжига 1 час при 300 °C, когда положение пиков стабилизировалось, положение дивакансии в запрещенной зоне *n*-Si изменилось с $E_c - 0,43$ эВ до $E_c - 0,47$ эВ. Последнее было отнесено к V_2O -комплексу. В работе [13] определено, что V_2O отжигается в области температур (325–350) °C, что близко к температурному интервалу отжига V_2O в *n*- и *p*-Si (300–350) °C [14].

Воткинс и Корбетт [8] наблюдали смещение температуры отжига дивакансии в область более низких температур при увеличении концентрации кислорода. Температура отжига дивакансий (220–270) °C несколько ниже температуры отжига А-центров. Она зависит от соотношения концентраций примеси С и О в кремнии, а также от условий облучения и отжига. Присутствие натрия в Cz-Si <Na> смещает стадию отжига А-центра в область (150–225) °C [15]. Германий в кремнии не влияет на образование и отжиг А-центра [16]. Присутствие Ge в кремнии увеличивает концентрацию межузельных дефектов. Нагрев образцов Si<Ge> до 200 °C вызывает их отжиг. Отжиг при этой температуре в стандартном кремнии, облученном быстрыми нейтронами, демонстрирует хорошо известное из литературы возрастание концентрации дивакансий. Оно обусловлено отжигом дефектов (V_3 и V_4) кластера. Отжиг Si<Ge> после нейтронного облучения, напротив, приводит к резкому уменьшению концентрации дивакансий и обусловлен возрастанием вероятности реакции V_2 и I, что и приводит к уменьшению концентрации V_2 .

Комплекс донор-вакансия (Е-центр) отжигается в области температур (80–250) °C в зависимости от зарядового состояния, вида легирующей примеси (P, As, Sb) и тетраэдрического ковалентного радиуса примесного атома. Энергия активации отжига нейтральных Е-центров $E_a = (0,94-1,46)$ эВ линейно зависит от ковалентного радиуса (r): $E_a = (15r-0,7)$ эВ [17]. Изменение нейтрального зарядового состояния на однократно отрицательное состояние приводит к увеличению энергии активации отжига на $\sim 0,3$ эВ [18]. В *n*-Si, легированном фосфором, в зависимости от зарядового состояния дефекта, значение энергии отжига равно 0,94 эВ, если Е-центр находится в нейтральном зарядовом состоянии, и 1,25 эВ – если в отрицательном. Механизм отжига Е-центров в кремнии точно не установлен, но возможна как их миграция, так и диссоциация [19].

Комплекс бор-вакансия (В-V), по данным ЭПР нестабилен при комнатной температуре [20]. Из электрических измерений следует, что уровень $E_V + 0,45$ эВ отжигается при температуре (360–500) К, однако энергия активации его отжига мала: $E_a = (0,42 \pm 0,05)$ эВ [21]. Учитывая значение

предэкспоненциального частотного множителя $\nu_0 = (10^3-10^4) \text{ с}^{-1}$ [17], можно считать наиболее вероятной при отжиге длиннопробежную миграцию этих РД до захвата на стоки.

В отличие от примесей V группы таблицы Менделеева примеси III и IV групп могут взаимодействовать не только с первичными вакансиями, но и с межузельными атомами Si, генерируемыми облучением. Взаимодействие межузельных атомов Si с такими примесями сводится к образованию связанной пространственной конфигурации и дальнейшему вытеснению примесей, имеющих размеры меньше тетраэдрического радиуса кремния, из узлов в межузельное положение. В зависимости от вида примеси их внедренные атомы отжигаются в интервале температур (250–450) К. Отжиг внедренных примесных атомов сопровождается образованием термически более устойчивых комплексов типа C_iC_s , C_iO_i , C_iP_s и др. Параметры отжига этих и других РД, согласно [1, 2, 8, 14, 17, 18, 20, 22–37], представлены в табл. 1.

Таблица 1. Параметры отжига радиационных дефектов в кремнии

Радиационные дефекты	Энергия активации, эВ	Температурный интервал отжига, К	Частота прыжков, с^{-1}	Энергетическое положение, эВ	Литература
V^0	$0,33 \pm 0,03$	150–180	10^{11}		[22]
V^-	$0,18 \pm 0,02$	60–80	10^8		[23]
$V^- \rightarrow V^-$	0,27	90–120	$1,2 \cdot 10^9$	$E_c - 0,09$	[24]
$H(0,13)^+$	$0,32 \pm 0,02$	150–220	$1,6 \cdot 10^6$	$E_v + 0,13$	[25]
$H(0,13)^0$	$0,45 \pm 0,04$	200–250		$E_v + 0,13$	[25]
Γ	0,4	140–180			[26]
Γ^0	1,5	540–600		$E_c - 0,4$	[27]
Γ^+	0,85	370–420			[27]
I_2^+ (Si-P6)	$0,6 \pm 0,2$	400–420	$\approx 10^8$		[28]
I_2^+ (Si-B3)		700–750			[29]
$V_2^{+(-)}$	1,3	473–573	10^{13}	$u_6 = 0,056 \text{ эВ}^*$	[8]
C_i	0,71	300;(300–350)	$4 \cdot 10^8$	$E_c - 0,12;$ $(E_v + 0,28)$	[30]; [24]; [31]
B_i	0,60	250–300			[32]
VO_i	1,3	600;(523–623)	10^8	$E_c - 0,17$	[1]; [2]
VB		250–280			[20]
VGe		200–240			
V_2O		573–623			[14]
V_2I	$0,7 \pm 0,1$	225–250	10^{12}		[33]
V_2		440–500		$E_c - 0,39$	
V_2O_2		623–683			[14]
C_iC_s	$1,08 \pm 0,03$	453–513			[34]; [35]
$C_iP_s^{-0/+}$	$1,1 \pm 0,1;$ $u_6 = 0,3 \text{ эВ}^{**}$	310–350	$9,1 \cdot 10^{12}$	$E_v + 0,48;$ $E_c - 0,38$	[36]
C_iO_i		623–723		$E_v + 0,48 \pm 0,01$	[37]
PV^-	0,94	130–170		$E_c - 0,47$	[17]
P^+V^{2-}	1,25				[18]

Примечания: * – барьер переориентации C_{2n} симметрии в D_{3d} для $V_2^{+(-)}$; ** – барьер, который равен энергии связи C_i и P_s .

Проведенный анализ большого количества научных работ показал, что до настоящего времени отжиг РД в кремнии рассматривается лишь частично. При этом определяется температура отжига РД и почти не описывается сам процесс отжига, а если и описывается, то, учитывая, по большей части, лишь два механизма – миграцию на сток или диссоциацию дефекта. Кроме того, в большинстве работ, в которых изучается отжиг РД, представлены исключительно экспериментальные результаты. Только в работе [38] предлагается теория отжига сложных дефектов, условно разделяя дефекты на две категории – мелкие и крупные. В связи с этим основными задачами данной работы являются следующие: 1) выполнить теоретическое описание процесса отжига простых РД в кремнии, основываясь на экспериментальных данных, полученных разными авторами; 2) определить соответствующие параметры отжига (энергию активации и частотный фактор); 3) предложить по возможности реакции, которые бы объясняли механизмы процесса отжига; 4) а также, проанализировав большой массив данных по отжигу РД, известных на сегодняшний день из литературных источников, обобщить полученную информацию.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Когда концентрация дефектов в твердом теле превышает равновесный уровень, то при определенных условиях эти дефекты будут взаимодействовать не только друг с другом, но и с фоновыми примесями и таким образом уменьшать свободную энергию кристалла. Изменение свойства твердого тела, обусловленное присутствием радиационных дефектов, зависит от времени, в течение которого происходят реакции взаимодействия между дефектами [39]. Например, для взаимодействия вакансии кремния и межузельного кислорода с образованием устойчивых А-центров при 300 К в *p*-Si требуется время порядка 10^{-2} с. В *n*-Si этот процесс протекает намного быстрее вследствие меньшей энергии активации отрицательно заряженной вакансии и заканчивается примерно через 10^{-7} с.

Отжиг дефектов проще всего описать с помощью уравнений, подобных тем, которые применяются в кинетике химических реакций. Накопление или исчезновение P концентрации дефектов вследствие процесса отжига первого порядка можно определить через константы скорости K :

$$\frac{dP^i}{dt} + K_i(P^i - P_m^i) = 0, \quad \frac{dP^j}{dt} = -K_j P^j. \quad (1)$$

Обычно константа скорости равняется $K_{i,j} = A^{i,j} \exp(-E_a^{i,j} / kT)$, где $A^{i,j}$ – частотные факторы; $E_a^{i,j}$ – энергия активации процесса; k – постоянная Больцмана; T – абсолютная температура; i, j – количество каналов накопления и отжига дефектов соответственно. Вакансионного типа дефекты отжигаются при аннигиляции с подвижными дефектами межузельного типа, энергия миграции которых зависит от их зарядового состояния [23]. Следует заметить, что использование кинетики первого порядка является правомерным в случае, когда концентрация стоков хотя бы на порядок больше, чем концентрация радиационных дефектов [1]. Проинтегрировав уравнение (1) и просуммировав разные каналы отжига или накопления дефектов, получим

$$P(T) = \sum_{j=1}^k P_0^j \exp\left[-A^j t \exp\left(-E_a^j / kT\right)\right] + \sum_{i=1}^m P_m^i \left[1 - \exp\left(-A^i t \exp\left(-E_a^i / kT\right)\right)\right] - \sum_{l=1}^n P_{00}^l. \quad (2)$$

Последний член P_{00}^l связан с тем, что процесс отжига идет не до конца. Тут j означает разные каналы отжига дефектов (например, за счет аннигиляции с межузельным атомом, димежузлием; захвата на стоки; диссоциации дефекта; изменение энергии и частотного фактора отжига дефекта при условии его переориентации); P_0^j – доля отжига концентрации дефектов в j -способе; P_m^i – доля накопления концентрации дефектов в i -способе, например за счет диссоциации более низкотемпературного отжига другого дефекта; t – время отжига. Образование более стабильного дефекта возможно, например, за счет отжига другого дефекта. Межузельные атомы кремния, подвижные при комнатной температуре, способны отжигать не только А-центры, но и дивакансии.

Согласно (2) был описан ряд процессов отжига простых радиационных дефектов (Е-центров, А-центров, дивакансий, а также центров, в состав которых входит углерод), основываясь на экспериментальных данных разных авторов [6, 14, 15, 19, 40–48], затем полученные результаты (рассчитан-

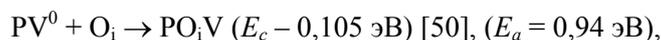
ные энергии активации и частотные факторы, а также предложенные реакции отжига) сведены в табл. 2.

Таблица 2. Отжиг радиационных дефектов в кремнии. Расчет энергии активации и частотного фактора проведен в рамках теории реакций на основе известных экспериментальных данных

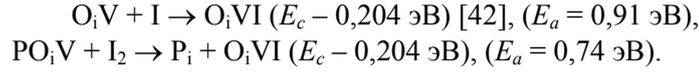
Дефекты (уровни)	T, К (отжиг)	Энергия активации E_a , эВ	Частотный фактор ν , с^{-1}	Реакции отжига	Примечания	Литература
PV ($E_c-0,47$)	350–390	0,94	$1,5 \cdot 10^8 - 1,8 \cdot 10^9$	$PV^0 + \Gamma \rightarrow P_s$	PV^0	[40], [19], [15]
	390–430	1,25	$1,3 \cdot 10^9$	$PV^- + \Gamma \rightarrow P_s$	PV^-	[19]
	290–350	0,8 ($D_0 = 0,04$)	$1 \cdot 10^9$ ($r = 4 \cdot 10^{-6}$)	$P^+ + V^- \rightarrow PV$	V^-	[19]
	333	0,91	$1,34 \cdot 10^{10}$	$P^+V^- + \Gamma \rightarrow P^+$	Γ	[40]
VO _i (12 мкм)	300–350	0,74	$(0,7-1,5) \cdot 10^7$	$VO_i + I_2 \rightarrow O_i + I$ ($N_{VO_i} = 3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$)	I_2^0	[15], [41]
	400–450	0,91	$(1-3) \cdot 10^7$	$VO_i + I \rightarrow O_i$	Γ	[41]
	450–510	1,3	$(0,5-1) \cdot 10^{10}$	$\overset{\leftarrow}{VO_i} + I \rightarrow O_i$	+0,4 эВ	[41]
	510–570	1,1	$(2-7) \cdot 10^8$	$\overset{\leftarrow}{VO_i} + I_2 \rightarrow O_i + I$	+0,4 эВ	[41]
	570–630	1,86 ($D_0 = 416$)	$5 \cdot 10^{11} - 5 \cdot 10^{14}$ ($r = 1,5 \cdot 10^{-7}$)	$VO_i + O_i \rightarrow VO_{2i}$ ($N_{O_i} = 7 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$)	O _i сток	[15], [41]
VO _i ($E_c-0,17$)	600–670	2,27	$(0,3-3) \cdot 10^{15}$	$VO_i \rightarrow V + O_i$	Диссоциация	[15], [6]
	500–550	1,7	$1 \cdot 10^{12}$	$VO_i + O_{2i} \rightarrow VO_{3i}$	O _{2i} - диффузия	[41]
	300–360	0,8 ($D_0 = 1,5 \cdot 10^{-3}$)	$7 \cdot 10^8$ ($r = 1,5 \cdot 10^{-7}$)	$O_i + V \rightarrow VO_i$	V^-	[15]
VO _i I ($E_c-0,204$)	320–400	0,74	$7 \cdot 10^6$	$VO_iI + I_2 \rightarrow I + O_iI$	I_2^0	[42]
	420–500	0,91	$1 \cdot 10^7$	$VO_iI + I \rightarrow O_iI$	Γ	[42]
	500–540	1,86 ($D_0 = 312$)	$6 \cdot 10^{14}$ ($r = 2 \cdot 10^{-7}$)	$VO_iI + O_i \rightarrow O_{2i}$	O _i сток	[42]
	540–610	2,27	$4 \cdot 10^{15}$	$VO_iI \rightarrow O_i$	Диссоциация	[42]
	360–430	1,3	$1 \cdot 10^{13}$	$\overset{\leftarrow}{VO_i} + I \rightarrow VO_iI$	+0,4 эВ	[43]
V ₂ ($E_c-0,261$) ($E_c-0,43$)	280–360	0,4	$(2-3,5) \cdot 10^2$	$V_2^0 + \Gamma^- \rightarrow Si + V^-$	Γ^- ($E_c-0,37$)	[42], [44]
	360–470	0,74	$(1-3) \cdot 10^5$	$V_2^0 + I_2^0 \rightarrow 2Si$	I_2^0 ($E_c-0,315$)	[42], [44]
V ₂ ⁻⁰	470–520	1,1	$9 \cdot 10^7$		V ₂ ⁰ миграция в кластер	[42]
V ₂ ^{=/-}	470–520	1,3	$4,5 \cdot 10^9$		V ₂ ⁻ миграция в кластер	[42]
V ₂ ($E_c-0,42$)	600–630	2,5	$2,5 \cdot 10^{17}$	$V_2O \rightarrow V_2 + O_i$		[44]
V ₂ C	433	0,4	$1 \cdot 10^3$	$V_2C^0 + \Gamma^- \rightarrow C_s$		[45]
	433	0,74	$1,5 \cdot 10^6$	$V_2C^0 + I_2^0 \rightarrow C_i$		[45]
	350–370	1,1	$2 \cdot 10^{12}$	$V_2C \rightarrow V_2 + C_i$	V ₂ C ⁰	[15]
	450–520	1,3	$2 \cdot 10^{12}$	- // -	Миграция	[15]
	450–520	1,5	$2 \cdot 10^{12}$	- // -	V ₂ C ⁻	[15], [45]
V ₂ CO ($E_v+0,28$)	280–340	0,6	$5,5 \cdot 10^6$	$V_2CO + I_2^0 \rightarrow VO_i + C_i$	$E_v+0,35$ (VO _i)	[46]
	340–370	1,1	$3,7 \cdot 10^{12}$	$V_2^+CO \rightarrow V_2O + C_i$	На стоках	[46]
рост V ₂ C ⁺	370–450	0,91	$1 \cdot 10^8$	$I + C_s \rightarrow C_iC_i + V_2 \rightarrow V_2C$		[15]

$(E_V+0,20)$	280–310	0,6	$2 \cdot 10^7$	$V_2C + I_2^+ \rightarrow C_i$		[46]
	340–380	1,1	$3 \cdot 10^{12}$	$V_2C \rightarrow V_2 + C_i$	На стоках	[46]
C_iC_s 7819,7 cm^{-1} $(E_c-0,15)$ 7819,7 cm^{-1} 865,7 cm^{-1} 7819,7 cm^{-1}	320–370	0,87	$2 \cdot 10^9$	$C_i + C_s \rightarrow C_iC_s$	Si (Sn)	[47]
	370–420	0,77	$(3-8) \cdot 10^7$	$C_i + C_s \rightarrow C_iC_s$	Si, Si (Na)	[15], [46]
	450–500	1,7	$1,5 \cdot 10^{14}$	$C_iC_s + V_2 \rightarrow C_sC_s + V$	Диссоциация	[47]
	330–370	0,87 $(D_0 = 2,1 \cdot 10^{-3})$	$1,5 \cdot 10^9$ $(r = 2,1 \cdot 10^{-3})$	$C_i + O_i \rightarrow C_iO_i$	Диффузия	[47]
	320–370	0,87 $(D_0 = 2,47 \cdot 10^{-3})$	$2 \cdot 10^9$ $(r = 2,3 \cdot 10^{-7})$	$C_i + C_s \rightarrow C_iC_s$	Диффузия	[47]
$C_iC_s^+$ $(E_V+0,09)$	290–380	0,77	$4,8 \cdot 10^7$	$C_i + C_s \rightarrow C_iC_s^+$ $(E_V+0,09)$		[46]
C_iO_i 865,7 cm^{-1}	475–515	2,53	$D_0 = 0,13;$ $r = 1,3 \cdot 10^6$ $U_b = 1,27eB$	$C_sO_i \rightarrow C_iO_iV$	Изменение конфигурации	[47]
I_{Si} $(E_c-0,36)$	333	0,91	$4 \cdot 10^{11}$	Γ в межузлии	Стоки	[40]
	333	1,0	$9 \cdot 10^{11}$	Γ гантель	Стоки	[40]
I_{Si} $(E_c-0,37)$		0,4	$6,5 \cdot 10^2$	Γ^-	Стоки	[42]
I_2^+ (ЕПР) Si-B3	480–550	1,5	$2,5 \cdot 10^{11}$	$I^0 + I^0 \rightarrow I_2^+$	I^0 $(E_V+0,42)$	[48]
	550–630	1,5	$2,0 \cdot 10^{10}$	$I_2^+ + I^0 \rightarrow I_3$	I_2^+ $(E_V+0,45)$	[48]
	630–680	1,86	$3 \cdot 10^{11}$	$I_2^+ + VO_i^0 \rightarrow O_i + I$	Миграция А-центра	[48]
	680–770	2,27	$3 \cdot 10^{12}$	$I_2^+ \rightarrow I^0 + I^0$	Диссоциация	[48]
V_2O (ЕПР)	400–490	0,8	$3 \cdot 10^5$	$VO_i + V \rightarrow V_2O$	<i>p</i> -, <i>n</i> -Si	[14]
	500–570	1,3 $(D_0 = 4,2 \cdot 10^{-4} cm^2/c)$	$1 \cdot 10^9$ $(r = 1,6 \cdot 10^{-7} cm)$	$V_2 + O_i \rightarrow V_2O$	<i>n</i> -Si	[14]
	570–620	2,5 $(D_0 = 0,13 cm^2/c)$	$3 \cdot 10^{17}$ $(r = 0,3 cm)$	$V_2O \rightarrow V_2 + O_i;$ $(U_0 = 0,74eB)$	<i>p</i> -, <i>n</i> -Si	[14]

Энергия переориентации **Е-центра** [22] совпадает с энергией активации отжига (0,94 эВ). Энергия связи комплекса Р–V превышает ее на (0,2–0,3) эВ. Поэтому при отжиге Е-центр может мигрировать на стоки как единое целое. Об этом свидетельствует и частотный фактор отжига (табл. 2). Но в работе [40] наблюдается и отжиг с энергией активации 0,91 эВ. Это свидетельствует о том, что Е-центры могут отжигаться вследствие аннигиляции с межузельным атомом кремния [49], а их концентрация может расти за счет захвата атомом фосфора вакансии при распаде пары Френкеля [19] в области температур (20–70)°С. После анализа выводов авторов [19] о том, что при отжиге C_iC_s дефектов при аннигиляции с вакансией образуется C_sC_s дефект, который к тому же имеет уровень $E_c - 0,2$ эВ в запрещенной зоне кремния, была рассмотрена работа [47]. Авторы [47] наблюдали рост C_iC_s дефекта и его отжиг по полосе 7819,7 cm^{-1} . Проведенный анализ показал, что рост C_iC_s обусловлен миграцией C_i ($E_m = 0,77$ эВ), а отжиг – диссоциацией C_iC_s ($E_a = 1,7$ эВ). Никакого, даже маленького намека, что возможен отжиг C_iC_s за счет захвата вакансии C_iC_s -дефектом, не наблюдалось. Поэтому кривая отжига β (рис. 1 работы [19]) не может свидетельствовать об отжиге по реакции: $C_iC_s + V \rightarrow C_sC_s$, так как в C_iC_s даже C_i находится частично в узле. Поэтому Е-центры отжигаются не за счет диссоциации на Р и V, а путем движения на стоки, которыми являются атомы кислорода O_i . При этом кривую отжига β ([19], рис. 1) можно также надежно описать за счет миграции межузельных атомов кремния I ($E_m = 0,91$ эВ) и димежузлия I_2 ($E_m = 0,74$ эВ) [49]. Таким образом, отжиг Е-центров может быть описан с помощью следующей реакции:



а появление уровня ($E_c - 0,204$ эВ) – следующим образом:



Авторы [42] считают, что уровень $(E_c - 0,204 \text{ эВ})$ является акцепторным уровнем А-центра, однако, вероятнее всего, это А-центр, модифицированный межузельным атомом кремния. Для **А-центра** на данное время предложены две модели. Первая модель, которая является общепринятой с начала развития радиационной физики, описывает А-центр как дефект акцепторного типа с уровнем вблизи $E_c - 0,17 \text{ эВ}$ в кремнии. В работе [51] на основе результатов магнитоспектроскопических исследований была предложена другая модель, в которой А-центр представляет собой амфотерный дефект с уровнями: акцепторным вблизи $E_c - 0,17 \text{ эВ}$ и донорным вблизи $E_c - 0,76 \text{ эВ}$. Авторы [52] с помощью DLTS измерений связали донорный уровень $E_v + 0,38 \text{ эВ}$ с C-VO комплексом. Согласно модели модификации донорных и акцепторных уровней радиационных дефектов фоновыми примесями типа C_i и O_i , в работе [53] показано, что межузельный углерод повышает энергию акцепторных уровней в запрещенной зоне кремния и понижает энергию донорных уровней на $0,035 \text{ эВ}$. Поэтому можно предположить, что А-центр в кремнии имеет донорный уровень $(0/+)$ $E_v + 0,415 \text{ эВ}$.

Предположим, что отжиг Е-центров лимитируется их диффузией на А-центры [4], на межузельный кислород или на другие стоки. Тогда согласно теории реакций, лимитируемых диффузией [54], константу скорости можно записать в виде

$$K_{E-O_i} = 4\pi r_{E-O_i} D, \quad (3)$$

где r_{E-O_i} – радиус взаимодействия O_i с Е-центрами; D – коэффициент диффузии дефекта на стоки. Пусть стоки в образце объемом $V \cong 1$ занимают атомный объем радиуса R . Тогда

$$R = \left(\frac{3}{4\pi N_{O_i}} \right)^{1/3}, \quad (4)$$

где N_{O_i} – концентрация стоков в единице объема образца.

Среднее расстояние между атомами O_i равно $d = \sqrt{2} R$, а средний путь, который должны пробежать Е-центры на стоки (на O_i), равен $L = d / \sqrt{2}$. Следовательно, можно предположить, что средний путь диффузии Е-центра на сток равняется радиусу атомного объема стока. Тогда в случае марковского процесса $L = \sqrt{D t}$:

$$D = \frac{1}{t} \left(\frac{3}{4\pi N_{O_i}} \right)^{2/3}, \quad (5)$$

где t – время отжига. Несмотря на статистически однородное введение вакансий при электронном облучении кремния, распределение Е-центров определяется распределением атомов фосфора.

Тогда постоянная времени отжига τ равна:

$$\tau^{-1} = 4\pi D_0 r_{E-O_i} \exp\left(-\frac{E_m}{kT}\right), \quad (6)$$

где D_0 – частотный множитель; E_m – энергия миграции дефекта на стоки.

Условие линейного характера изменения величины N_{O_i} / N_{E-O_i} в полулогарифмическом масштабе свидетельствует о том, что отжиг Е-центров в зависимости от температуры отжига или времени можно представить в виде уравнения:

$$N_E = N_E^0 \exp\left(-t \cdot 4\pi r_{E-O_i} D_0 N_{O_i} \exp\left(-\frac{E_m}{kT}\right)\right). \quad (7)$$

Последовательную теорию диффузионно-контролируемых реакций в твердых телах разработал Вайт [55], рассмотрев и случай, когда в квазихимическое взаимодействие вступают атомы,

имеющие различные коэффициенты диффузии в твердом теле. В нашем случае подвижен только один из компонентов взаимодействующих пар.

Если известна частота скачков (ν) подвижного дефекта, то частотный множитель можно оценить как $D_0 = (2a^2\nu)/3\pi$. Тут $a = 5,43 \text{ \AA}$ – постоянная решетки кремния. Если частоту скачков подвижного дефекта невозможно определить, но концентрация стоков известна, то частотный множитель (D_0) можно определить согласно (5), так как $D = D_0 \exp(-E_a/kT)$ при температуре 50% отжига дефекта при изохронном отжиге и в момент времени 50 % отжига при изотермическом отжиге. Энергия активации отжига принимается равной энергии активации диффузии подвижного дефекта. При этом предполагается, что дефект проходит в среднем расстояние R при максимальной скорости своего исчезновения.

В рамках развитых представлений согласно (2) проведена оценка радиусов захвата R подвижных радиационных дефектов при соответствующей температуре на стоки, такие как межузельный кислород и узловой углерод, с использованием экспериментальных данных, полученных авторами [14, 15, 19, 40, 41, 47]. Результаты проведенных вычислений представлены в табл. 3.

Таблица 3. Отжиг собственных радиационных дефектов в кремнии, лимитируемый диффузией

Реакции	Концентрация центров захвата, см^{-3}	$D_0, \text{см}^2/\text{с}$	$E_a, \text{эВ}$	$R \cdot 10^8, \text{см}$	$T_{отж}, \text{К}$	Литература
$V_2 + O_i \rightarrow V_2O$	$10^{18}; O_i$	$4,19 \cdot 10^{-4}$	1,3	16	500–570	[14]
$V + O_i \rightarrow VO$	$8 \cdot 10^{17}; O_i$	$1,5 \cdot 10^{-3}$	0,8	15	300–350	[15]
$VO + O_i \rightarrow VO_{2i}$	$8 \cdot 10^{17}; O_i$	$4,16 \cdot 10^2$	1,86	15	500–550	[15]
$C_i + O_i \rightarrow CO$	$6 \cdot 10^{17}; O_i$	$1,17 \cdot 10^{-3}$	0,87	17	320–380	[47]
$C_i + C_s \rightarrow C_i C_s$	$2,9 \cdot 10^{17}; C_s$	$2,53 \cdot 10^{-3}$	0,87	23	320–380	[47]
$V + P^+ \rightarrow PV$	$5 \cdot 10^{14}; P$	$8,6 \cdot 10^{-2}$	0,8	180	300–350	[19]
$PV^0 + O_i \rightarrow PVO$	$9 \cdot 10^{17}; O_i$	$3,82 \cdot 10^{-1}$	0,94	15	333	[40]
$PV^0 + O_i \rightarrow PVO$	$7 \cdot 10^{17}; O_i$	$1,06 \cdot 10^{-4}$	0,94	16	350–450	[15]
$I + VO \rightarrow O_i$	$2,81 \cdot 10^{17}; VO$	$3,9 \cdot 10^{-5}$	0,91	22	400–450	[41]
$I_2 + VO \rightarrow O_i + I$	$3,5 \cdot 10^{17}; VO$	$1,67 \cdot 10^{-4}$	0,74	20,3	290–360	[41]
$O_{2i} + VO_i \rightarrow VO_{3i}$	$2,24 \cdot 10^{17}; VO$	1,5	1,7	23,7	530–570	[41]
$I + VO \xrightarrow{\leftarrow} O_i$	$2,57 \cdot 10^{17}; VO$	$6,93 \cdot 10^{-3}$	1,3	22,5	470–530	[41]

Получено, что радиусы захвата межузельным кислородом, узловым углеродом радиационных дефектов (вакансий, дивакансий, А-центров и др.) лежат в пределах (3–4)-х постоянных решетки кремния. Радиус захвата межузельного углерода C_i узловым углеродом (23 Å) больше, чем кислородом (17 Å). Также найдены радиусы захвата вакансии межузельным кислородом ($R = 15 \text{ \AA}$) и атомом фосфора ($R = 180 \text{ \AA}$). В табл. 3 приведены рассчитанные значения энергии активации отжига V_2, VO, C_i, PV, I, I_2 , которые хорошо согласуются с аналогичными значениями, полученными в экспериментальных работах других авторов.

Авторы [19] наблюдали отжиг Е-центров в *n*-Si, выращенном методом зонной плавки в вакууме. Концентрация кислорода в образцах, по данным оптических измерений, составляла $< 10^{15} \text{ см}^{-3}$. Поэтому основным механизмом отжига Е-центров в таких образцах, по-видимому, является аннигиляция с межузельными атомами кремния по реакции $(P^+V)^0 + \Gamma \rightarrow P^+ (E_a^\Gamma = 0,85 \text{ эВ})$, а барьер для аннигиляции составляет 0,09 эВ. Когда Е-центр находится в отрицательном зарядовом состоянии, то барьер возрастает до 0,4 эВ.

При высокой концентрации кислорода согласно (5) можно оценить коэффициент диффузии Е-центра на стоки – атомы O_i . Энергия переориентации Е-центра (PV), равная энергии активации отжига, позволяет оценить предэкспоненциальный фактор коэффициента диффузии Е-центра. Согласно

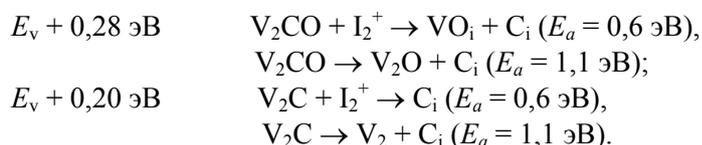
(7) был оценен радиус захвата Е-центра межузельным кислородом в *n*-Si. Параметры отжига представлены в табл. 3. При расчетах использовались значения средней температуры отжига (50% отжиг) при изохронном отжиге и время отжига (50% отжиг) при изотермическом отжиге. Энергия активации отжига принималась равной энергии активации диффузии подвижного дефекта.

В отжиге **А-центров** также участвуют как межузельные атомы, так и димежузлия кремния. А-центр имеет шесть возможных ориентаций в решетке кремния. Результаты одноосного сжатия показывают, что энергия атомной переориентации А-центра составляет 0,38 эВ [4] и такая переориентация может происходить при комнатной температуре. Поэтому если при аннигиляции с межузельными атомами кремния происходит атомная переориентация А-центра, то энергия отжига А-центра составит величину 1,1 или 1,3 эВ в зависимости от того, взаимодействует с А-центром димежузлие или межузельный атом кремния соответственно. Однако для движения по кристаллу А-центру необходима большая энергия – 1,86 эВ [6]. Проведенные расчеты согласно (7) на основе данных работы [15] показали (см. табл. 3), что радиус захвата межузельным атомом кислорода А-центра составляет величину 15 Å. Из табл. 3 видно, что межузельный кислород имеет радиус захвата также и вакансии 15 Å при образовании А-центра. По-видимому, А-центр ($E_c - 0,204$ эВ), модифицированный межузельным атомом кремния, так же как и неориентируемая дивакансия, не обладает атомной переориентацией.

Поэтому, хотя модифицированный А-центр может отжигаться при аннигиляции с межузельными атомами кремния, стадий отжига 1,1 и 1,3 эВ не наблюдается (табл. 2). Модифицированный А-центр мигрирует с энергией активации 1,86 эВ и диссоциирует с энергией 2,27 эВ, как и обычный А-центр. Авторы [6] утверждают, что движение O_i управляет механизмом отжига VO_i центров.

Исследование отжига **дивакансий** ($E_c - 0,261$ эВ) и ($E_c - 0,43$ эВ) на основе данных, полученных авторами [42] по отжигу *n*-Si ($n_0 = (2-4) \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$), облученного α -частицами ^{241}Am с энергией 5,48 МэВ, представлено в табл. 2. Хотя отжиг V_2^- и V_2^+ в области (470–520) К проходит в том же образце *n*-Si, но энергии активации их отжига отличаются. Отжиг дивакансий зависит не только от их зарядового состояния, но и от наличия искривления зон энергии в кластерах.

Естественно предположить, что при 500 К дивакансии подвижны, а их коэффициент диффузии зависит от зарядового состояния дивакансии. При отсутствии электрических полей, создаваемых кластерами, энергии миграции дивакансий на стоки составляют следующие величины: V_2^- ($E_a = 1,1$ эВ) и V_2^0 ($E_a = 1,5$ эВ). Энергия миграции равна $E_a = 1,3$ эВ, если дивакансия изменяет свое зарядовое состояние при миграции на стоки. Так же ведут себя и дивакансии, модифицированные углеродом (V_2C). Дивакансии могут аннигилировать как с межузельными атомами, так и с димежузлиями кремния с энергиями активации 0,4 и 0,74 эВ соответственно. Согласно сделанным в работе [53] предположениям, межузельный атом тогда будет в дважды отрицательном зарядовом состоянии ($E_c - 0,37$ эВ) (см. табл. 1 цитируемой работы). В этой же таблице дивакансия, модифицированная СО, имеет донорный уровень $E_v + 0,28$ эВ, как и межузельный углерод (C_i) в *p*-кремнии. Поэтому кинетика накопления бистабильного дефекта C_iC_s (см. табл. 2) четко описывается энергией миграции C_i в *p*-Si ($p_0 = 2,4 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$): $E_a = 0,77$ эВ, $\nu = 4,8 \cdot 10^7 \text{ с}^{-1}$ [46]. А вот отжиг дефектов с уровнями $E_v + 0,28$ эВ и $E_v + 0,20$ эВ показал, что они отжигаются с энергиями активации $E_a = 0,6$ эВ и $E_a = 1,1$ эВ. 70 % отжига дефекта $E_v + 0,28$ эВ приводит к образованию 1:1 дефекта C_iC_s ($E_v + 0,09$ эВ). В работе [28] авторы показали, что димежузельные атомы кремния I_2^+ мигрируют в решетке *p*-Si с энергией $E_m = (0,6 \pm 0,2)$ эВ, а энергия 1,1 эВ характерна для миграции дивакансий. Поэтому можно предложить следующую схему реакций дефектов при отжиге уровней дефектов (табл. 2):



Возможно, что при миграции на стоки дивакансии V_2CO и V_2C не диссоциируют, как предполагается выше.

Энергия миграции межузельного углерода C_i при наличии деформации в кремнии, создаваемой атомами олова, возрастает до $E_m = 0,87$ эВ [47]. А вот отжиг C_iC_s , как его диссоциация, сомнителен. Сомнения возникли потому, что вторая стадия накопления C_iO_i не может быть описана как присоединение C_i к O_i . Энергия отжига намного превышает энергию миграции углерода C_i , который присоединился бы к O_i . Обычно C_iC_s отжигается в области (450–500) К, то есть в той же температурной области, что и миграция дивакансий на стоки. При этом C_iC_s находится в нейтральном зарядовом состоянии, когда атомы углерода занимают узловое положения, а атом кремния находится на связи между ними. Поэтому дивакансия аннигилирует с атомом кремния по реакции: $C_iC_s^0 + V_2 \rightarrow C_sC_s + V$.

Так как барьер для аннигиляции I с V_2 равен 0,4 эВ [56] и энергия миграции дивакансии $\sim 1,3$ эВ, то энергия активации отжига $C_iC_s^0$ бистабильного дефекта будет равна $E_a = 1,7$ эВ, что и наблюдается при описании отжига $C_iC_s^0$ -дефекта [47]. Поэтому для описания второй стадии увеличения концентрации C_iO_i дефекта предположим, что атом O_i способен вытолкнуть C_s в межузельное положение согласно реакции $C_sO_i \rightarrow C_iO_i + V$. Так как при этом атому кислорода O_i не надо мигрировать по решетке (концентрация C_sO_i в кремнии достаточно высокая), то атому O_i надо преодолеть барьер $E_a/2$, чтобы произошла эта реакция. Тогда в рамках теории реакций, лимитируемых диффузией, согласно (7) можно определить эффективный радиус захвата $R_{эф}$, если бы барьера для реакции не существовало. Но так как барьер существует, а радиус захвата свободным кислородом O_i атома C_i согласно табл. 3 равен 17 Å, то его можно определить так ([56], с. 234):

$$R_{эф} = R_0 \exp\left(-\frac{U_6}{kT}\right), \quad (8)$$

где U_6 – барьер взаимодействия C_s и O_i ; R_0 – радиус захвата C_i атомом O_i , если барьер отсутствует.

Отжиг кремния при (200–250) °С приводит к уменьшению свободного кислорода O_i , но отжиг вакансионного типа дефектов путем захвата межузельных дефектов обычно происходит до 200 °С, а в области (200–250) °С дивакансии движутся на стоки. К тому же, если бы C_i рождались при диссоциации C_iC_s , то рост C_iO_i происходил бы с энергией 0,77 эВ (отжиг C_i), а не с энергией $\geq 2,5$ эВ.

Отжиг в области температур (250–350) К уровня ($E_c - 0,37$ эВ) [42], который согласно табл. 1 работы [53] отнесен к I^{\pm} межузельному атому кремния, действительно наблюдается с энергией активации $E_a = 0,4$ эВ. Изотермический отжиг при 333 К [40] показал, что межузельный атом кремния в отрицательно заряженном состоянии может находиться в двух конфигурациях (гантельной и в междоузлии) и, таким образом, обладает различной энергией активации отжига (1,0 и 0,91 эВ соответственно, табл. 2).

В работе [57] было определено, что I_2^0 в нулевом зарядовом состоянии обладает энергией миграции $E_m = 0,42$ эВ, а в I_2^+ положительно заряженном состоянии, как показано в [28] – $E_m = (0,6 \pm 0,2)$ эВ. Но существует термически более стабильная конфигурация I_2^+ (Si-B3). Анализ отжига и рост концентрации Si-B3 [48] показали, что энергия образования и отжига I_2^+ происходит с энергией активации $E_a = 1,5$ эВ, что, как известно, принадлежит энергии миграции I^0 . Поэтому можно предположить, что Si-B3 имеет энергию миграции $> 1,5$ эВ. А вот другие две стадии его отжига $E_a = 1,86$ эВ и 2,27 эВ наблюдаются и для отжига А-центров. Поэтому естественно предположить, что не А-центр движется на стоки, а энергия миграции I_2^+ (Si-B3) равна $E_m = 1,86$ эВ, и его диссоциация при $E_0 = 2,27$ эВ приводит к отжигу А-центров, а возможно, и других дефектов.

Отжиг и рост V_2O дефектов в n - и p -Si [14] можно описать с помощью реакций из табл. 2. Вакансии в n - и p -Si захватываются А-центрами с энергией миграции вакансий $E_m = 0,8$ эВ [49]. А захват дивакансий на межузельный кислород с образованием V_2O происходит с энергией миграции дивакансий $E_m = 1,3$ эВ только в n -Si. Согласно (7) был определен радиус захвата дивакансии межузельным атомом кислорода $R = 16$ Å (табл. 3). Отжиг V_2O в n - и p -Si происходит с энергией активации, равной энергии миграции межузельного кислорода, а согласно (8) энергия барьера для диссоциации $V_2O \rightarrow V_2 + O_i$ равна $U_6 = 0,74$ эВ.

ВЫВОДЫ

Теоретически описан отжиг известных радиационных дефектов в кремнии (Е-центров, А-центров, дивакансий, углеродсодержащих центров и т. д.) на основе экспериментальных данных, полученных многими авторами. В некоторой степени обобщен имеющийся на сегодняшний день материал по отжигу РД в Si. Определены соответствующие параметры отжига основных дефектов (энергия активации и частотный фактор), а также предложены различные механизмы и реакции, согласно которым происходят процессы отжига дефектов. Вычислено, что радиус захвата межузельным кислородом подвижных радиационных дефектов (V , C_i , V_2 , А-центров) находится в пределах (3–4)-х постоянных решетки кремния. Определено, что радиус захвата межузельного углерода C_i узловым углеродом (23 Å) больше, чем кислородом (17 Å). Установлены радиусы захвата вакансии межузельным кислородом ($R = 15$ Å) и атомом фосфора ($R = 180$ Å), что определяет скорость введения А-центров и Е-центров в n -Si.

ЛИТЕРАТУРА

1. Yong R.C., Corelli J.C. Photoconductivity Studies of Radiation Induced Defects in Silicon. *Phys. Rev. B*. 1972, **5**(4), 1455–1467.

2. Sonder E., Templeton L.C. Gamma Irradiation of Silicon. I. Levels in n-Type Material Containing Oxygen. *J. Appl. Phys.* 1960, **31**(7), 1279–1286.
3. Bemski G., Augustyniak W.M. Annealing of Electron Bombardment Damage in Silicon Crystals. *Phys. Rev.* 1957, **108**(3), 645–648.
4. Corbett J.W., Watkins G.D., Chrenko R.M., McDonald R.S. Defects in Irradiated Silicon. II. Infrared Absorption of the Si–A Center. *Phys. Rev.* 1961, **121**(4), 1015–1022.
5. Варенцов М.Д., Гайдар Г.П., Долголенко А.П., Литовченко П.Г. Влияние облучения и отжига на термическую стабильность радиационных дефектов в кремнии. *Вопросы атомной науки и техники.* 2010, (5). Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение (96), 27–35.
6. Svensson B.G., Lindstrom J.L. Kinetic Study of the 830- and 889-cm⁻¹ Infrared Bands During Annealing of Irradiated Silicon. *Phys. Rev. B.* 1986, **34**(12), 8709–8717.
7. Tanaka T., Inuishi J. Hall Effect Measurement of Radiation Damage and Annealing in Si. *J. Phys. Soc. Japan.* 1969, **19**(2), 167–174.
8. Watkins G.D., Corbett J.W. Defects in Irradiated Silicon: Electron Paramagnetic Resonance of Divacancy. *Phys. Rev.* 1965, **138**(2A), A543–A544.
9. Антонова И.В., Васильев А.В., Панов В.И., Шаймеев С.Е. Особенности отжига дивакансий в кремнии, содержащем разупорядоченные области. *ФТП.* 1989, **23**(6), 1076–1079.
10. Poirier R., Avalos V., Dannefaer S., Schiettekatte F., Roorda S. Divacancies in Proton Irradiated Silicon: Comparison of Annealing Mechanisms Studied with Infrared Spectroscopy and Positron Annihilation. *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B.* 2003, **206**, 85–89.
11. Hwang G.S., W.A. Goddard III. Diffusion and Dissociation of Neutral Divacancies in Crystalline Silicon. *Phys. Rev. B.* 2002, **65**(23), 233205–3.
12. Trauwaert M.A., Vanhellefont J., Maes H.E., Van Bavel A.M., Langouche G., Clauws P. Low-temperature Anneal of the Divacancy in p-type Silicon: A Transformation from V₂ to V_xO_y Complexes? *Appl. Phys. Lett.* 1995, **66**(22), 3056–3057.
13. Monakhov E.V., Avset B.S., Hallen A., Svensson B.G. Formation of a Double Acceptor Center During Divacancy Annealing in Low-Doped High-purity Oxygenated Si. *Phys. Rev. B.* 2002, **65** (23), 233207–4.
14. Lee Y.H., Corbett J.W. EPR Studies of Defects in Electron-irradiated Silicon: A Triplet State of Vacancy-oxygen Complexes. *Phys. Rev. B.* 1976, **13**(6), 2653–2666.
15. Zastavnoy A.V., Korol V.M. Radiation Defects in Silicon Doped with Lithium and Sodium. *Phys. stat. sol. (a).* 1989, **113**, 277–283.
16. Итальянцев А.Г., Курбаков А.И., Мордкович В.Н., Рубинова Э.Э., Темпер Э.М., Трунов В.А. Влияние нейтронного облучения и отжига на свойства кремния, легированного германием. *ФТП.* 1988, **22**(5), 834–838.
17. Емцев В.В., Машовец Т.В. *Примеси и точечные дефекты в полупроводниках.* М.: Радио и связь. 1981. 248 с.
18. Kimerling L.C., DeAngelis H.M., Carnes C.P. Annealing of Electron Irradiated Si. *Phys. Rev. B.* 1971, **3**(2), 427–432.
19. Медведева И.Ф., Мурин Л.И., Маркевич В.П. Отжиг комплексов вакансии-фосфор в облученных кристаллах Si. *Материалы IV международной конференции "Взаимодействие излучений с твердым телом".* Минск, Беларусь, 3–5 октября 2001, 183–185.
20. Watkins G. D. EPR of a Trapped Vacancy in Boron-doped Silicon. *Phys. Rev. B.* 1976, **13**(6), 2511–2518.
21. Мукашев Б. Н., Колодин Л. Г., Нусупов К. Х. Кинетика отжига радиационных дефектов в кремнии р-типа при температурах 150 ÷ 300 К. *ФТП.* 1978, **12** (6), 1174–1178.
22. Watkins G.D. A Review of EPR Studies in Irradiated Silicon. *Radiation Damage in Semiconductors.* Ed. by P. Baruch. Paris: Dunod Cie. 1965, **3**, 97–113. (Proc. Symp. on Radiation Damage in Semiconductors, Royaumont, July 1964).
23. Watkins G.D. EPR and Optical Absorption Studies in Irradiated Semiconductors. *Radiation Effects in Semiconductors.* Ed. by F. L. Vook. New York: Plenum Press Inc. 1968, p. 67–81.
24. Kimerling L.C., Blood P., Gibson W.M. Defect States in Proton-bombarded Silicon at T < 300 K. *Proc. Intern. Conf. "Defects and Radiation Effects in Semiconductors".* 1978, Ser. No. 46. Bristol-London: Inst. of Phys. 1979, 273–280.
25. Watkins G. D., Troxell J. R., Chatterjel A. P. Vacancies and Interstitials in Silicon. *Proc. Intern. Conf. "Defects and Radiation Effects in Semiconductors".* 1978, Ser. No. 46. Bristol-London: Inst. of Phys. 1979, 16–30.
26. Seeger A. Investigation of Point Defects in Silicon and Germanium by Non Irradiation Techniques. *Ra-*

- diation Effects in Semiconductors*. London–New York–Paris: Gordon and Breach Science Publishers. Printed in Great Britain. 1971, p. 29–38.
27. Seeger A., Foll H., Frank W. Self-interstitials, Vacancies and their Clusters in Silicon and Germanium. *Proc. Intern. Conf. "Radiation Effects in Semiconductors"*. Dubrovnic, 1976. Bristol and London: Inst. of Phys. 1977, 12–29.
 28. Lee Y.H., Gerasimenko N.N., Corbett J.W. EPR Study of Neutron-irradiated Silicon: A Positive Charge State of the $\langle 100 \rangle$ Split di-interstitial. *Phys. Rev. B*. 1976, **14**(10), 4506–4520.
 29. Daly D.F. New EPR Spectra in Irradiated Silicon. *J. Appl. Phys.* 1971, **42**(2), 864–865.
 30. Kimerling L.C. Defect States in Electron Bombarded Silicon: Capacitance Transient Analyses. *Proc. Intern. Conf. "Radiation Effects in Semiconductors"*. 1976, Ser. No. 31. Bristol and London: Inst. of Phys. 1977, 221–230.
 31. Lee Y.H., Cheng L.J., Gerson J.D., Mooney P.M., Corbett J.W. Carbon Interstitial in Electron Irradiated Silicon. *Solid State Communications*. 1977, **21**(1), 109–111.
 32. Watkins G.D. Defect in Irradiated Silicon: EPR and Electron Nuclear Double Resonance of Interstitial Boron. *Phys. Rev. B*. 1975, **12**(12), 5824–5839.
 33. Watkins G.D. EPR Studies of the Lattice Vacancy and Low-Temperature Damage Processes in Silicon. *Proc. Intern. Conf. "Lattice Defects in Semiconductors"*. Ser. No. 23. Bristol and London: Inst. of Phys. 1975, 1–22.
 34. Бояркина Н.И., Смагулова С.А. Зависимость температуры отжига диуглерода в облученном n-Si от концентрации кислорода в кристалле. *ФТП*. 2004, **38**(5), 513–515.
 35. Asom M.T., Benton J.L., Sauer R., Kimerling L.C. Interstitial Defect Reactions in Silicon. *Appl. Phys. Lett.* 1987, **51**(4), 256–258.
 36. Zhan X.D., Watkins G.D. Electron Paramagnetic Resonance of Multistable Interstitial-carbon-Substitutional-group-V-atom Pairs in Silicon. *Phys. Rev. B*. 1993, **47**(11), 6363–6380.
 37. Комаров Б.А., Медведева И.Ф., Мурин Л.И., Гусаков В.Е., Кучинский П.В., Lindstrom J.L. DLTS спектроскопия комплексов радиационный дефект-остаточная примесь в кремнии. *Материалы IV международной конференции "Взаимодействие излучений с твердым телом"*. Минск, Беларусь, 3–5 октября 2001, 161–163.
 38. Баранов А.И., Герасименко Н.Н., Двуреченский А.В., Смирнов Л.С. Отжиг крупных вакансионных кластеров. *ФТП*. 1974, **11**(1), 92–99.
 39. Gregory B.L., Sander H.H. Transient Annealing of Defects in Irradiated Silicon Devices. *Proceedings of the IEEE*. 1970, **58**(9), 1328–1341.
 40. Moll M., Fretwurst E., Kuhnke M., Lindström G. Relation Between Microscopic Defects and Macroscopic Changes in Silicon Detector Properties after Hadrons Irradiation. *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B*. 2002, **186**(1–4), 100–110.
 41. Whan R.E. Oxygen-Defect Complexes in Neutron-Irradiated Silicon. *J. Appl. Phys.* 1966, **37**(9), 3378–3382.
 42. Asghar M., Zafar Iqbal M., Zafar N. Characterization of Deep Levels Introduced by Alpha Radiation in n-type Silicon. *J. Appl. Phys.* 1993, **73**(8), 3698–3708.
 43. Лугаков П.Ф., Лукьяница В.В. Взаимодействие дефектов вакансионного и межузельного типов при отжиге облученного n-Si. *ФТП*. 1983, **17**(1), 166–168.
 44. Moll M., Feick H., Fretwurst E., Lindstrom G., Schutze C. Comparison of Defects Produced by Fast Neutrons and ^{60}Co Gammas in High-resistivity Silicon Detectors Using Deep-level Transient Spectroscopy. *Nucl. Instrum. Methods. Phys. Res. A*. 1997, **388**(3), 335–339.
 45. Poirier R., Avalos V., Dannefaer S., Schiettekatte F., Roorda S., Misra S.K. Divacancies in Proton Irradiated Silicon: Variation of EPR Signal with Annealing Time. *Physica B*. 2003, **340–342**, 752–755.
 46. Song L.W., Zhan X.D., Benson B.W., Watkins G.D. Bistable Interstitial-carbon-substitutional-carbon Pair in Silicon. *Phys. Rev. B*. 1990, **42**(9), 5765–5783.
 47. Хируненко Л.И., Кобзарь О.А., Помозов Ю.В., Соснин М.Г., Трипачко Н.А. Влияние олова на реакции, протекающие с участием межузельного углерода в облученном кремнии. *ФТП*. 2003, **37**(3), 304–309.
 48. Brower K.L. EPR of a $\langle 001 \rangle$ Si Interstitial Complex in Irradiated Silicon. *Phys. Rev. B*. 1976, **14**(3), 872–883.
 49. Варенцов М.Д., Гайдар Г.П., Долголенко А.П., Литовченко П.Г. Радиационная стойкость кремния, легированного германием, с высокой концентрацией свободного кислорода. *Ядерная физика та енергетика*. 2006, № 1 (17), 60–66.
 50. Jellison G.E., Jr. Transient Capacitance Studies of an Electron Trap at $E_C - E_T = 0.105$ eV in Phosphorus-

doped Silicon. *J. Appl. Phys.* 1982, **53**(8), 5715–5719.

51. Frens A.M., Bennebroek M.T., Zakrzewski A., Schmidt J., Chen W.M., Janzen E., Lindstrom J.L., Monemar B. Observation of Rapid Direct Charge Transfer between Deep Defects in Silicon. *Phys. Rev. Lett.* 1994, **72**(18), 2939–2942.

52. Mooney P.M., Cheng L.J., Suli M., Gerson J.D. and Corbett J.W. Defect Energy Levels in Boron-doped Silicon Irradiated with 1-MeV Electrons. *Phys. Rev. B.* 1977, **15**(8), 3836–3843.

53. Dolgolenko A.P., Litovchenko P.G., Varentsov M.D., Gaidar G.P., Litovchenko A.P. Particularities of the Formation of Radiation Defects in Silicon with Low and High Concentrations of Oxygen. *Phys. stat. sol. (b)*. 2006, **243**(8), 1842–1852.

54. Васильев А.В. Отжиг дивакансий в кремнии, облученном быстрыми нейтронами. *ФТП*. 1986, **20**(3), 561–564.

55. Waite T.R. Theoretical Treatment of the Kinetics of Diffusion-Limited Reactions. *Phys. Rev.* 1957, **107**(2), 463–470.

56. Винецкий В.Л., Холодарь Г.А. *Радиационная физика полупроводников*. К.: Наукова думка. 1979. 336 с.

57. Долголенко О.П., Варенцов М.Д., Гайдар Г.П., Литовченко П.Г. Скорость введения дефектов в зависимости от дозы облучения p-Si быстрыми нейтронами реактора. *Ядерна фізика та енергетика*. 2007, № 2(20), 89–96.

Поступила 13.05.11

Summary

In this paper the annealing of the main radiation defects in silicon (A-centers, E-centers, divacancies, etc.) was theoretically described based on the experimental data obtained by many authors. The parameters characterizing this process (activation energies and frequency factors) have been determined and various mechanisms and reactions, which set conditions for annealing of the defects were also proposed.
