

ИССЛЕДОВАНИЕ РЕКОМБИНАЦИОННЫХ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КРИСТАЛЛОВ *p*-Si, ОБЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОНАМИ

Т.А. ПАГАВА, Д.З. ХОЧОЛАВА, Н.И. МАЙСУРАДЗЕ,
Л.С. ЧХАРТИШВИЛИ

УДК 621.315.592
© 2012

Департамент физики, Грузинский технический университет
(Ул. Костава, 77, Тбилиси 0175, Грузия; e-mail: tpaqava@gtu.ge)

Исследованы образцы *p*-Si, облученные электронами с энергией 8 МэВ. По температурным зависимостям параметров при изохорном отжиге облученных образцов проведена идентификация различных радиационных дефектов. На основе анализа зависимостей времени жизни неосновных носителей тока τ , удельного сопротивления ρ , концентрации p и холловской подвижности μ_H от температуры изохронного отжига $T_{отж}$ выявлены особенности отжига μ_H и p . Определено, какие радиационные дефекты являются рекомбинационными центрами. По кривым изохронного отжига, проведенным при различных интервалах времени, определены энергии активации отжига $E_{отж}$ некоторых радиационных дефектов.

жизни неосновных носителей заряда τ более чувствительно к дефектам, чем удельное сопротивление ρ и подвижность носителей тока μ_H [2].

Результат работы [3] свидетельствует о том, что при облучении кристаллов Si происходит существенное изменение времени жизни неосновных носителей тока τ . В работе [4] наблюдаемое возрастание и последующий спад τ при наборе дозы (Φ) в *n*-Si объясняется уменьшением числа рекомбинационных центров (РЦ) химической природы (Au, Cu и др.) за счет перехода их в процессе облучения в межузельное положение, а также увеличением числа радиационно-введенных РЦ и обратного растворения активной примеси в неравновесных вакансиях при больших дозах Φ . Авторы работы [5] наблюдаемое увеличение τ от 20 до 70 мкс в кристаллах *p*-Si, полученных методом зонной плавки, при изменении Φ в интервале $2 \cdot 10^{14} - 8 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$, объяснили уменьшением концентрации свободных носителей тока (p). В образцах *p*-Si, полученных методом Чохральского, восстановление τ не наблюдалось даже после облучения дозами, при которых концентрация носителей заряда снижалась до 10^{11} см^{-3} . По мнению авторов [6], в *p*-Si, изготовленном методом зонной плавки, образуются дефекты с глубокими уровнями, а в кристаллах, полученных методом Чохральского, наряду с РЦ, обладающими глубокими энергетическими уровнями, возникают РЦ с мелкими уровнями, которые определяют деградацию τ . В работе [7] показано, что τ уменьшается даже при таких $\Phi \approx 10^{10} - 10^{13} \text{ см}^{-2}$, когда удельное сопротивление ρ практически не изменяется. Уменьшение τ от 90

1. Введение

Как известно [1], в кристаллах *n*-Si первичные радиационные дефекты в метастабильном состоянии уже являются носителями элементарного заряда разного знака. Это приводит к увеличению скорости рекомбинации пар Френкеля и, соответственно, к уменьшению эффективности введения вторичных радиационных дефектов (РД). В кристаллах *p*-Si первичные РД в момент образования являются носителями элементарных зарядов одного знака, что уменьшает скорость их рекомбинации и увеличивает эффективность введения вторичных РД. По-видимому, этим фактом обусловлены обилие и разнообразие вторичных РД в кристаллах *p*-Si. Следует отметить, что образование вторичных РД происходит не только во время облучения, но и в процессе изохронного отжига (ИО).

Различные параметры полупроводника неодинаково реагируют на концентрацию вторичных РД. Время

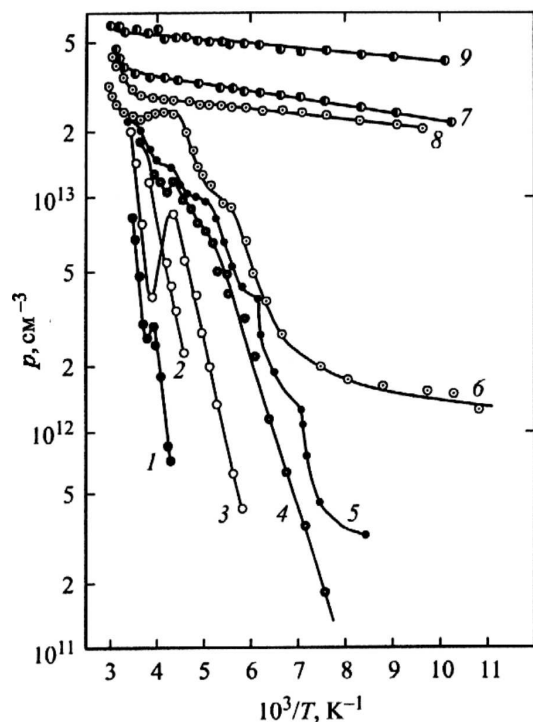


Рис. 1. Температурные зависимости концентрации дырок p для облученного электронами кристалла p -Si. Зависимость 1 получена до отжига образца. Температура отжига $T_{отж}$, °C: 2–100, 3–170, 4–240, 5–270, 6–300, 7–400, 8–500, 9–600

до ~ 20 мкс объясняется непрерывным увеличением концентрации рекомбинационно-активных радиационных дефектов.

Целью данной работы является идентификация этих дефектов с помощью определения их энергетического спектра, термостабильности и энергии активации отжига, а также определить, какие именно центры являются ответственными за изменение τ . Для этого мы изучили зависимости τ , ρ , p и μ_n от температуры ИО ($T_{отж}$) в облученных кристаллах p -Si.

2. Эксперимент

Исследовались образцы монокристаллического кремния, полученные методом зонной плавки, с концентрацией дырок $6 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$, плотностью ростовых дислокаций $10^3\text{--}10^4 \text{ см}^{-2}$, исходным временем жизни $\tau_{исх} \approx 100$ мкс. Исследуемые образцы облучали электронами с энергией 8 МэВ при комнатной температуре; величину дозы $\Phi \approx 5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ подбирали таким образом, чтобы время жизни облученных образцов составляло $\tau_{обл} \approx \tau_{исх}$; плотность по-

тока электронов составляла $\varphi = 5 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$. Изохронный отжиг облученных кристаллов производили в температурном интервале $T_{отж} \approx 80\text{--}600$ °C с шагом 10°; время выдержки при фиксированной температуре соответствовало 10 мин. После каждого цикла ИО измерялись τ , ρ , p и μ_n ; τ измерялось по методу затухания фотопроводимости.

Избыточную концентрацию носителей заряда создавали при помощи освещения исследуемого образца импульсным потоком белого полихроматического света, пропущенного через фильтр, что представляет собой плоскопараллельную полированную пластину из кремния. Для исключения влияния центров прилипания, возникших в исследуемых образцах при облучении, в процессе измерения образцы освещали непрерывным потоком белого света. При измерении величины объемной фотоэдс вдоль облученного образца не выявлено какой-либо неоднородности, способной повлиять на результаты измерения τ . Количество избыточных носителей заряда (Δn и Δp), определенное по изменению напряжения на сопротивлении нагрузки, включенном последовательно с исследуемым образцом, не превышало нескольких процентов от равновесной концентрации дырок в этом образце (p_0), т. е. измерение τ проводили при условии малого уровня инжекции: $\Delta n = \Delta p \ll p_0$. Величины τ , ρ , и μ_n измеряли при 300 К. Концентрацию p измеряли методом Холла в интервале 77–300 К. Омические контакты для измерения создавали путем втирания алюминия в поверхность исследуемого образца.

Изменение p в процессе ИО определялось по кривым $p(10^3/T)$ при 260 К. Ошибка измерения этой величины не превышала 10%. Энергетические уровни дефектов ΔE_i определялись в предположении $\varepsilon_F = \Delta E_i$, где ε_F – уровень Ферми, по формуле

$$p = N_v F_{1/2} \left(\frac{\varepsilon_F}{kT} \right),$$

где N_v – эффективная плотность состояния валентной зоны, $F_{1/2}$ – интеграл Ферми–Дирака. Соответствующие участки на зависимостях $p = f(10^3/T)$ выбирали с учетом степени истощения определенного уровня и кратности вырождения валентной зоны кремния (рис. 1, кривые 5, 6). В сильно компенсированных образцах ΔE_i определялись по наклону зависимостей $p = f(10^3/T)$ (рис. 1, кривые 1–4). Концентрацию различных РД после каждого цикла ИО вычисляли с помощью ступенчатых зависимостей $p = f(10^3/T)$ и

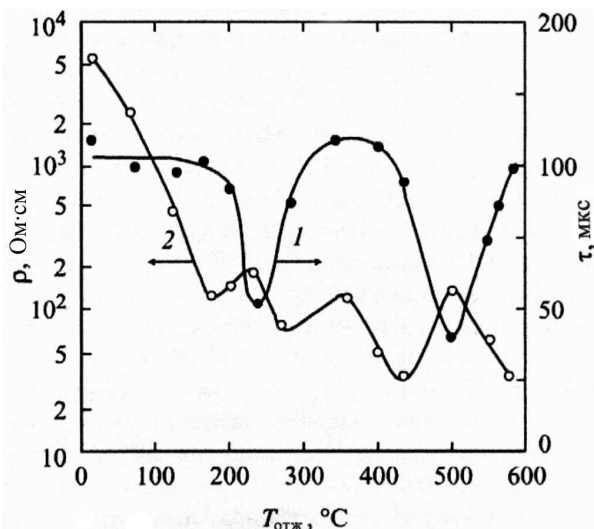


Рис. 2. Зависимости времени жизни неосновных носителей тока τ (1) и удельного сопротивления ρ (2) от температуры изохронного отжига $T_{отж}$ в облученных электронами кристаллах *p*-Si. $T \approx 300$ К

$\rho = f(T_{отж})$ в интервалах 77–300 К и 20–600 °С соответственно.

3. Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 2 приведены изменения τ (кривая 1) и ρ (кривая 2) при 300 К, а на рис. 3 – концентрация p (кривая 1) и подвижность μ_H (кривая 2) в зависимости от температуры ИО $T_{отж}$.

Как видно из рис. 3, в интервале $T_{отж} = 20\text{--}110$ °С отжигаются дефекты с уровнем $\Delta E = E_v + 0,28 \pm 0,028$ эВ (кривая 3). Концентрация этих дефектов составляет $N_3 = 3 \cdot 10^{12}$ см⁻². Они идентифицированы как межузельные атомы углерода C_i [8]. Изменение концентрации дырок Δp_1 (кривая 1) в этом температурном интервале в 2 раза больше ($\Delta p_1 \approx 6 \cdot 10^{12}$ см⁻³), чем концентрация атомов C_i . Это свидетельствует о том, что в этом интервале отжигаются и другие дефекты. Таковыми могут быть тетравакансии V_4 [9]. По-видимому, резкое увеличение подвижности μ_H (кривая 2 на рис. 3) в интервале 20–160 °С связано с отжигом многовакансионных центров V_4 . Следует отметить, что в этом температурном интервале происходит также перестройка и отжиг дефектно-примесной оболочки разупорядоченных областей. При этом τ практически не изменяется (рис. 2, кривая 1).

В интервале $T_{отж} \approx 170\text{--}200$ °С резкое увеличение p связано с отжигом дефектов с уровнем энергии

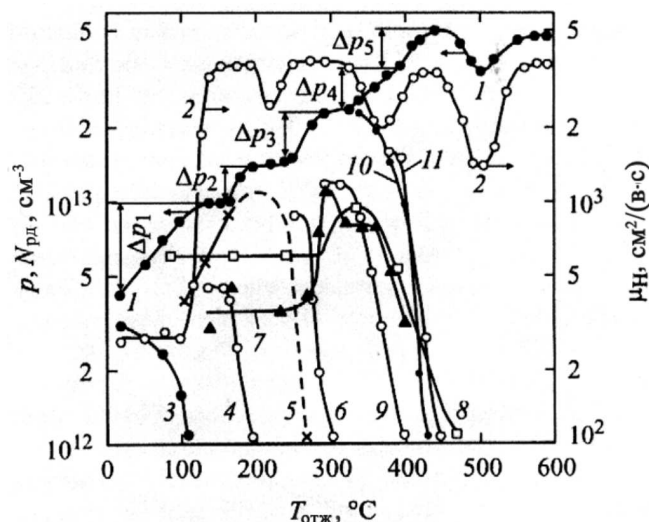


Рис. 3. Изменение концентрации дырок p (1), холловской подвижности μ_H (2) основных носителей тока, а также концентрации некоторых радиационных дефектов $N_{рд}$ (3)–(11) в процессе изохронного отжига в облученных электронами кристаллах *p*-Si

$E_v + 0,45 \pm 0,045$ эВ и с концентрацией $N_{рд} \approx 5 \cdot 10^{12}$ см⁻³ (рис. 3, кривые 1, 4). Этот уровень принадлежит комплексу $V + B$ [10].

По нашим расчетам в кристаллах кремния *p*-типа с концентрацией $6 \cdot 10^{13}$ см⁻³, облученных электронами с энергией 8 МэВ, образуются разупорядоченные области (РО) с эффективным радиусом $R_{эфф} \approx 5 \cdot 10^3$ Å. Вакансии – продукты распада комплексов $V + B$ – эффективно поглощаются РО, что приводит к увеличению $R_{эфф}$. При $T_{отж} \approx 220$ °С начинается отжиг РО [11] и уменьшение $R_{эфф}$. Этим можно объяснить наличие минимума при $T_{отж} \approx 230$ °С на кривых $\mu_H(T_{отж})$ (рис. 3, кривая 2) и максимума на $\rho(T_{отж})$ (рис. 2, кривая 2) соответственно.

В области $T_{отж} \approx 100\text{--}160$ °С наблюдается увеличение концентрации центра с уровнем $E_v + 0,18 \pm 0,018$ эВ (рис. 3, кривая 5), которая, по-видимому (нам не удалось проследить за изменением концентрации этого центра в интервале 170–260 °С), при 220 °С проходит через максимум, а в области $T_{отж} \approx 270$ °С центры полностью отжигаются. Уровень $E_v + 0,18 \pm 0,018$ эВ принадлежит атомам бора в межузлиях V_i , которые образуются в процессе облучения в соответствии с реакцией Уоткинса: $V_s + I \rightarrow V_i$ [12, 13]. Увеличение концентрации V_i , видимо, связано с отжигом комплексов $V + B$. Концентрация V_i растет до начала отжига комплексов $V + B$, а максимальная концентрация V_i в два раза больше, чем концентрация

$V + B$. Это указывает на существование и других механизмов образования B_i . По-видимому, источником B_i до отжига комплекса $V + B$ является комплекс $C + B$, который, по мнению авторов [8], отжигается в области 90°C . Изменение концентрации B_i не влияет на концентрацию дырок p при 300 K , но приводит к существенному изменению τ (рис. 2, кривая 1). Постоянство p в процессе отжига дефектов B_i свидетельствует о том, что они не возвращаются в узлы решетки, что привело бы к увеличению p , а уходят на другие стоки, образуя мелкие доноры, например, $V + O + B_i$ [14].

В температурном интервале $T_{\text{отж}} \approx 200\text{--}300^\circ\text{C}$ отжигается центр с уровнем $\Delta E_i = E_v + 0,28 \pm 0,028\text{ эВ}$ и с концентрацией $\sim 9 \cdot 10^{12}\text{ см}^{-3}$ (рис. 3, кривые 1, б). Судя по величинам $T_{\text{отж}}$ и ΔE_i , этими центрами являются дивакансии V_2 [10]. Отжиг дивакансий сопровождается резким увеличением τ и уменьшением ρ (рис. 2, кривые 1, 2). Концентрация отожженных дивакансий (ДВ) $N_{V_2} \approx \Delta p_3 \approx 9 \cdot 10^{12}\text{ см}^{-3}$ (рис. 3, кривая 1). Это свидетельствует о том, что при распаде ДВ не образуются другие глубокие доноры, образование которых уменьшило бы значение Δp_3 и нарушило бы равенство этих величин. В процессе отжига ДВ наблюдается увеличение концентрации дефектов с уровнем $\Delta E_i = E_v + 0,22 \pm 0,022\text{ эВ}$ (рис. 3, кривая 7). Этот дефект отжигается в два этапа: в интервалах $T_{\text{отж}} \approx 300\text{--}330^\circ\text{C}$ и $360\text{--}400^\circ\text{C}$. Как известно [15], на первом этапе отжигается неизвестный центр, который образуется в процессе облучения, а на втором – комплекс, легирующий атом бора + дивакансия ($B_s V_2$), который образуется путем конверсии ДВ в интервале температур $270\text{--}290^\circ\text{C}$ по реакции $B_s + V_2 \rightarrow B_s V_2$ и по энергии ионизации совпадает с дефектом, отожженным на первом этапе. Первый этап отжига этого центра сопровождается увеличением концентрации дефекта с уровнем $E_v + 0,20 \pm 0,02\text{ эВ}$, который при 340°C проходит через максимум и полностью отжигается в области 470°C . Природа этих двух последних дефектов неизвестна. Можно только сказать, что они содержат вакансии, так как их концентрации растут в процессе отжига ДВ. Судя по величине $E_{\text{отж}} \approx 2,33 \pm 0,233\text{ эВ}$ и $T_{\text{отж}} \approx 470^\circ\text{C}$, центр с уровнем $E_v + 0,20 \pm 0,02\text{ эВ}$, по-видимому, является многокомпонентным дефектом [9] (рис. 3, кривые 7, 8). Эти дефекты при $T \approx 300\text{ K}$ не влияют на τ , ρ , p и μ_{H} . В этом же температурном интервале отжигаются центры с $\Delta E_i = 0,40 \pm 0,04\text{ эВ}$ (рис. 3, кривая 9). Судя по величинам ΔE_i и $T_{\text{отж}}$, они являются многокомпонентными комплексами типа $V_3 + O$ или $V_2 + O_2$ [9, 16]. На μ_{H} и τ они не влияют (см. рис. 2,

3). При $T_{\text{отж}} \approx 340^\circ\text{C}$ начинается отжиг неизвестного X -центра с $\Delta E_i = E_v + 0,35 \pm 0,035\text{ эВ}$ и возрастание концентрации дырок p (рис. 3, кривые 1, 10). Этот уровень, судя по величинам ΔE_i и $T_{\text{отж}}$, принадлежит K -центру, который образуется в результате присоединения V_2 к CO -центру [17]. По мнению авторов [18], этот комплекс имеет структуру $C + O_2 + V$. Авторы работы [19] считают, что в K -центр входят кислород, углерод и вакансия $O + C + V$. Согласно же [20] в K -центр входят только кислород и углерод $C + O$. Концентрация этих центров $N_K \approx 2,5 \cdot 10^{13}\text{ см}^{-3}$ (рис. 3, кривая 10).

Исследуемые образцы получены методом зонной плавки. Как известно [21], в таких образцах N_0 на два порядка меньше ($N_0 \approx 10^{16}\text{ см}^{-3}$), чем в образцах, полученных методом Чохральского ($N_0 \approx 10^{18}\text{ см}^{-3}$). Следовательно, в таких образцах в процессе облучения преимущественно образуются дефекты типа $C_i C_s$ (межузельный углерод + углерод в узле), а не CO -центры. Поэтому образование K -центров по реакции $\text{CO} + V_2 \rightarrow \text{COV}_2$ исключено. Назовем эти неизвестные дефекты X -центрами. Следует отметить, что концентрация X -центров в два раза больше, чем концентрация ДВ.

В области $T_{\text{отж}} \approx 400\text{--}450^\circ\text{C}$ наблюдается отжиг дефектов с уровнем $E_v + 0,36 \pm 0,036\text{ эВ}$. Концентрация этого дефекта $\Delta p_3 \approx 1,5 \cdot 10^{13}\text{ см}^{-3}$ (рис. 3, кривые 1, 11). В пределах ошибки измерения дефекты с уровнями $E_v + 0,35 \pm 0,035\text{ эВ}$ и $E_v + 0,36 \pm 0,036\text{ эВ}$ невозможно различить, но отжиг дефекта с уровнем $E_v + 0,36 \pm 0,036\text{ эВ}$ начинается при более высокой температуре, и в этом же температурном интервале ($400\text{--}440^\circ\text{C}$) наблюдается резкое увеличение концентрации дырок (рис. 3, кривая 1). Эти дефекты вместе с X -центрами способны эффективно рассеивать дырки, чем можно объяснить наличие минимума на кривой зависимости $\mu_{\text{H}}(T_{\text{отж}})$ (рис. 3, кривая 2) и, соответственно, максимума на кривой $\rho(T_{\text{отж}})$ при $T_{\text{отж}} \approx 360^\circ\text{C}$ (рис. 2, кривая 2). Зависимость $\tau(T_{\text{отж}})$ при этой температуре проходит через максимум (рис. 2, кривая 1). Увеличением μ_{H} и p обусловлено резкое уменьшение ρ в интервале $T_{\text{отж}} \approx 360\text{--}420^\circ\text{C}$. Суммарная концентрация дефектов с уровнями $E_v + 0,40 \pm 0,04$, $0,35 \pm 0,035$, $0,36 \pm 0,036\text{ эВ}$, которые отжигаются в интервале $340\text{--}440^\circ\text{C}$, больше, чем изменение концентрации дырок $\Delta p = \Delta p_4 + \Delta p_s$ в этой области температур отжига (рис. 3). Это свидетельствует о том, что при отжиге этих дефектов образуются глубокие центры с высокой термостабильностью, концентрация которых растет и после отжига этих дефектов. В этом случае наблюдается ра-

венство: $\Delta N_{\text{рд}} = \Delta p + \Delta N'_{\text{рд}}$, где $\Delta N_{\text{рд}}$ – концентрация отожженных РД, Δp – прирост концентрации дырок, $\Delta N'_{\text{рд}}$ – концентрация образующихся глубоких доноров в процессе ИО с учетом того, что $p \geq N_{\text{рд}} + \Delta N'_{\text{рд}}$ при любой температуре ИО. Образование и отжиг этих комплексов приводит к появлению минимума на кривой зависимости $p(T_{\text{отж}})$ при 500 °С. Концентрация дырок уменьшается до $3,5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$ и при $T_{\text{отж}} = 600 \text{ °С}$ достигает исходного значения, которое было при $T_{\text{отж}} \approx 450 \text{ °С}$. Из сопоставления кривых 8 и 9 на рис. 1 при $T = 200 \text{ К}$ можно определить концентрацию этих дефектов. Она равняется $2,5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$. При $T_{\text{отж}} \approx 500 \text{ °С}$ кривые $p(T_{\text{отж}})$ и $\mu(T_{\text{отж}})$ имеют минимумы (рис. 3), что приводит к существованию максимума на кривой $\rho(T_{\text{отж}})$ (рис. 2, кривая 2). Как видно из рис. 2 (кривая 1), зависимость $\tau(T_{\text{отж}})$ при 500 °С проходит через минимум, а при $T_{\text{отж}} \approx 600 \text{ °С}$ достигает исходного значения. Судя по температурам образования и отжига, обсуждаемые выше дефекты, видимо, являются многокомпонентными комплексами типа $V_3 + O_3$ или $V_3 + O_2$ с $\Delta E_i = E_v + 0,40 \pm 0,04 \text{ эВ}$ [9, 22], которые образуются после распада комплексов $V_3 + O$, $V_2 + O_2$, центров и дефектов с $\Delta E_i = E_v + 0,36 \pm 0,036 \text{ эВ}$. Влияние этих комплексов при 300 К на величины p , μ_{H} и τ позволяет предположить, что они являются РЦ с глубокими уровнями, способными эффективно рассеивать дырки.

В облученных кристаллах *p*-Si, ввиду многообразия РД, трудно создать условия, в которых процесс рекомбинации полностью определяли бы дефекты одного типа, что позволило бы нам определить параметры РЦ из температурных зависимостей τ . По этой же причине затруднены составление и решение кинетических уравнений и определение ΔE_i , $N_{\text{рд}}$ и $T_{\text{отж}}$ для радиационных дефектов, которые образуются в процессе облучения и ИО в кристаллах *p*-Si. Хотя сопоставление кривых ИО для τ , ρ , p и μ_{H} позволяет предположить, что за изменение τ при 300 К в процессе ИО в интервале $T_{\text{отж}} \approx 200\text{--}300 \text{ °С}$ ответственны дефекты V_i и ДВ, а в области 500 °С – многокомпонентные глубокие доноры ($\Delta E_i = E_v + 0,40 \pm 0,04 \text{ эВ}$) типа $V_3 + O_3$ или $V_3 + O_2$, которые являются также рассеивающими центрами. Дефекты C_i , V_4 , $V_3 + O$ и $V_2 + O_2$ не обладают рекомбинационными способностями. Энергии активации отжига X -центров, дефектов C_i , комплексов $V + O$, $V_2 + O_2$, V_2 и дефектов с $\Delta E_i = E_v + 0,20 \pm 0,02 \text{ эВ}$ определялись по кривым ИО этих центров [23]. По нашим оценкам, погрешность измерения $E_{\text{отж}}$ РД не превышает

10% и равна: $0,9 \pm 0,1$; $0,25 \pm 0,025$; $1,6 \pm 0,16$; $2,0 \pm 0,2$; $1,54 \pm 0,15$; и $2,33 \pm 0,23 \text{ эВ}$ соответственно.

4. Заключение

Таким образом, изучено изменение времени жизни неосновных носителей тока τ , удельного сопротивления ρ , концентрации дырок p и холловской подвижности μ_{H} основных носителей тока в облученных электронами кристаллах *p*-Si в процессе изохронного отжига в интервале $T_{\text{отж}} \approx 80\text{--}600 \text{ °С}$. Анализ зависимостей τ , ρ , p и μ_{H} от температуры отжига $T_{\text{отж}}$ позволяет предположить, что за изменение величины τ в результате отжига в интервале $T_{\text{отж}} \approx 200\text{--}300 \text{ °С}$, наблюдаемое при температуре $T \approx 300 \text{ К}$, ответственны межузельные атомы бора V_i и дивакансии V_2 , а в области $T_{\text{отж}} \approx 500 \text{ °С}$ – многокомпонентные глубокие доноры с уровнем энергии $\Delta E_i = E_v + 0,40 \pm 0,04 \text{ эВ}$ типа $V_3 + O_3$ или $V_3 + O_2$, которые являются также рассеивающими центрами. Дефекты C_i , $V_3 + O$ и $V_2 + O_2$ не являются рекомбинационными центрами при $T \approx 300 \text{ К}$. По кривым изохронного отжига, проведенного при разных интервалах времени, определены энергии активации отжига X -центров, межузельного углерода C_i , комплексов $V + O$, $V_2 + O_2$, дивакансий V_2 и дефектов с уровнем энергии $\Delta E_i = E_v + 0,20 \pm 0,02 \text{ эВ}$. Они оказались равными $0,9 \pm 0,1$; $0,25 \pm 0,025$, $1,6 \pm 0,16$; $2,0 \pm 0,2$; $1,54 \pm 0,15$ и $2,33 \pm 0,23 \text{ эВ}$ соответственно.

1. Л.С. Милевский, В.С. Гарнык, ФТП **13**, 1369 (1979).
2. П.А. Бородавский, А.Ф. Булдыгин, А.С. Токарев, ФТП **38**, 1043 (2004).
3. В.С. Вавилов, С.И. Винтовкин, А.С. Лютович и др., ФТТ **7**, 502 (1965).
4. В.В. Болотов, В.А. Коротченко, А.П. Мамонтов и др., ФТП **14**, 2257 (1980).
5. З.В. Башелейшвили, В.С. Гарнык, С.Н. Горин, Т.А. Пагава, ФТП **18**, 1714 (1984).
6. В.С. Гарнык, З.В. Башелейшвили, ФТП **24**, 1485 (1990).
7. Т.А. Пагава, З.В. Башелейшвили, Э.Р. Кутелия, Н.И. Майсурадзе, УФЖ **48**, 435 (2003).
8. В.И. Губская, П.В. Кучинский, В.М. Ломако, ФТП **20**, 1055 (1986).

9. В.В. Емцев, Т.В. Машовец, *Примеси и точечные дефекты в полупроводниках* (Радио и связь, Москва, 1981).
10. И.Д. Конозенко, А.К. Семенюк, В.И. Хиврич, *Радиационные эффекты в кремнии* (Наук. думка, Киев, 1974).
11. *Физические процессы в облученных полупроводниках*, под. ред. Л.С. Смирнова (Наука, Новосибирск, 1977).
12. Н.В. Колесников, С.Е. Мальханов, М.А. Погарский, ФТП **12**, 1836 (1978).
13. В.В. Лукьяница, ФТП **33**, 921 (1999).
14. М.Ю. Барабаненков, А.В. Леонов, В.Н. Мордкович, Н.М. Омелянская, ФТП **33**, 997 (1999).
15. Т.А. Пагава, Л.С. Чхартишвили, Н.И. Майсурадзе, Э.Р. Кутелия, УФЖ **52**, 1162 (2007).
16. Ж. Бургуэн, М. Ланно, *Точечные дефекты в полупроводниках (Экспериментальные аспекты)* (Мир, Москва, 1985).
17. Y.H. Lee, J.W. Corbet, and K.L. Brover, Phys. St. Sol. (a) **41**, 637 (1977).
18. Л.С. Берман, Н.А. Витковский, В.Н. Ломасов, В.Н. Ткаченко, ФТП **24**, 2186 (1990).
19. P.M. Mooney, L.J. Cheng, M. Suly, J.D. Gerson, and J.W. Corbett, Phys. Rev. B **15**, 386 (1977).
20. C.A. Londos, Jap. J. Appl. Phys. **27**, 2089 (1988).
21. И.И. Кольковский, В.В. Лукьяница, ФТП **31**, 405 (1997).
22. Y.H. Lee and J.W. Corbett, Phys. Rev. B **13**, 2653 (1976).
23. А. Дамаск, Дж. Динс, *Точечные дефекты в металлах* (Мир, Москва, 1966).

Получено 25.02.11

ДОСЛІДЖЕННЯ РЕКОМБІНАЦІЙНИХ І ЕЛЕКТРИЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ КРИСТАЛІВ *p*-Si, ОПРОМІНЕНИХ ЕЛЕКТРОНАМИ

Т.А. Пагава, Д.З. Хочолава, Н.І. Майсурадзе, Л.С. Чхартишвілі

Резюме

Досліджено зразки *p*-Si, опромінені електронами з енергією 8 МеВ. За температурними залежностями параметрів під час ізохронного відпалу опромінених зразків проведено ідентифікацію різних радіаційних дефектів. На основі аналізу залежностей часу життя неосновних носіїв току τ , питомого опору ρ , концентрації p і холлівської рухомості μ_H від температури ізохронного відпалу T виявлено особливості відпалу μ_H і ρ . Визначено, які радіаційні дефекти є рекомбінаційними центрами. За кривими ізохронного відпалу, проведених при різних інтервалах часу, визначено енергії активації відпалу E деяких радіаційних дефектів.

STUDY OF RECOMBINATION AND ELECTRIC PROPERTIES OF *p*-Si CRYSTALS IRRADIATED WITH ELECTRONS

Т.А. Пагава, Д.З. Хочолава, Н.І. Майсурадзе, Л.С. Чхартишвілі

Georgian Technical University, Department of Physics (77, Kostava Str., Tbilisi 0175, Georgia; e-mail: tpagava@gtu.ge)

Summary

Specimens of *p*-Si irradiated with 8-MeV electrons have been studied. Various radiation-induced defects have been identified by analyzing the temperature dependences of the hole concentration and the curves of isochronous annealing of irradiated specimens. By analyzing the dependences of the lifetime of minority charge carriers τ , the specific resistance ρ , the hole concentration p , and the Hall mobility μ_H on the isochronous annealing temperature T_{ann} , the annealing-induced features in the behavior of p and μ_H are revealed. We determined which radiation-induced defects are recombination centers. From the curves of isochronous annealing carried out during various time intervals, the activation energies of annealing, E_{ann} , are determined for a number of radiation-induced defects.