

ЯВЛЕНИЕ САМОВОССТАНОВЛЕНИЯ СТРУКТУРЫ
ИМПЛАНТИРУЕМЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВ

П. В. Жуковский

Белорусский государственный университет, 220080, Минск, Беларусь
(Получена 4 марта 1992 г. Принята к печати 2 декабря 1992 г.)

Приведены экспериментальные результаты по исследованию явления самовосстановления структуры имплантируемых слоев кремния и теллурида кадмия. Получены зависимости интенсивности света, отраженного от имплантируемой поверхности, и дозы аморфизации от температуры и интенсивности облучения, массы ионов и их типа (легирующая примесь или неактивная).

Предложена феноменологическая модель, объясняющая полученные результаты.

Введение. Для измерения кинетики накопления дефектов в ионно-имплантируемых полупроводниках нами была разработана методика «in situ» измерения интенсивности света, отраженного от имплантируемой поверхности [1, 2]. Известно [3, 4], что при накоплении радиационных дефектов происходит изменение оптических констант полупроводника, а следовательно, и изменение коэффициента отражения. При наступлении аморфного состояния эти константы достигают предельных значений и далее не изменяются. Поэтому по выходу коэффициента отражения на насыщение можно судить о наступлении аморфизации имплантируемого слоя. Если известна зависимость изменения оптических констант от концентрации дефектов, то измерения интенсивности отраженного света позволяют исследовать кинетику накопления дефектов в зависимости от дозы имплантации, температуры образцов, интенсивности ионного пучка, массы ионов и др.

Использование методики в варианте in situ позволило в отличие от [3, 4] получать зависимость интенсивности отраженного света и связанной с ней степени дефектности непосредственно в процессе имплантации. Это радикально повысило точность при сокращении объема экспериментов и увеличении объема получаемой информации. Так, например, с помощью данной методики были подробно исследованы температурные зависимости величины дозы, приводящей к аморфизации кремния, при имплантации ионов $^{20}\text{Ne}^+$, $^{31}\text{P}^+$, $^{40}\text{Ar}^+$, $^{84}\text{Kr}^+$ с $E = 90$ кэВ в интервале температур 120—470 К [3, 6]. Эти эксперименты показали, что температурные зависимости дозы аморфизации являются немонотонными, ступенчатыми. В исследованном интервале температур их ход определяется отжигом непосредственно в процессе имплантации пяти типов дефектов.

Был проведен анализ этих зависимостей, учитывающий одновременные образование и отжиг дефектов непосредственно в процессе имплантации [6, 7]. Это позволило установить термодинамические коэффициенты — энергии активации отжига E_m и частоты прыжков γ ряда отжигающихся дефектов. Определены коэффициенты введения этих дефектов — отношение числа дефектов данного типа к полному числу дефектов, созданных одним ионом. Сравнение этих данных с известными для радиационных дефектов, приведенными в работах [8—11], позволили следующим образом идентифицировать дефекты, отжигающиеся на соответствующих стадиях (см. таблицу).

Стадия	Температура отжига для ионов $^{40}\text{Ag}^+$, К	E_m , эВ	r , с^{-1}	Коэффициент введения	Тип дефекта
I	180—200	0.34 ± 0.02	$\sim 10^{11}$	0.5 ± 0.05	Вакансия
II	225—250	0.7 ± 0.1	$\sim 10^{12}$	0.28 ± 0.05	Междоузлие
III	280—300	—	—	0.17 ± 0.03	*
IV	330—350	0.75 ± 0.1	$\sim 10^8$	0.07 ± 0.03	Димеждоузлие
V	360—380	1.35 ± 0.3	$\sim 10^{11}$	0.015 ± 0.05	Дивакансия

При исследовании температурных зависимостей дозы аморфизации кремния нами было обнаружено явление самовосстановления слоев, имплантируемых ионами $^{40}\text{Ag}^+$ [12]. Его суть заключается в том, что при плотности ионного тока ($0.5\text{--}1.5$) $\text{мкА}/\text{см}^2$ и температурах выше 330 К аморфизации предшествует немонотонное накопление дефектов. Позднее было установлено, что явление самовосстановления наблюдается при имплантации кремния и другими ионами. Это явление было обнаружено и при имплантации теллурида кадмия.

В данной работе мы представим результаты наблюдения явления самовосстановления при имплантации кремния и теллурида кадмия.

Будет предложена модель, объясняющая, на наш взгляд, полученные результаты.

1. Экспериментальные результаты

1.1. Кремний. С помощью методики *in situ* измерений интенсивности света, отраженного от имплантируемой поверхности, были исследованы процессы самовосстановления структуры кремния. Использовались ионы благородных газов $^{20}\text{Ne}^+$, $^{40}\text{Ag}^+$, $^{84}\text{Kr}^+$ и легирующей примеси $^{31}\text{P}^+$. Энергия ионов составляла 90 кэВ. Исследовались образцы кремния, легированного бором, с удельным сопротивлением $\rho = 12 \text{ Ом}\cdot\text{см}$ ориентации (100) и фосфором с $\rho = 10 \text{ Ом}\cdot\text{см}$ ориентации (111). Различий в кинетике дефектообразования для этих образцов обнаружено не было.

Перед имплантацией поверхность образцов промывалась в плавиковой кислоте. Пучок ионов падал под углом 9° к нормали образца, что исключало

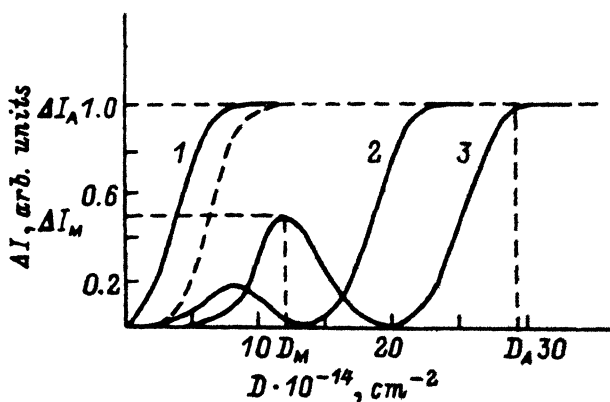


Рис. 1. Зависимость интенсивности света, отраженного от имплантируемой поверхности кремния, от дозы имплантации. Ионы $^{40}\text{Ag}^+$, $E = 90$ кэВ, $j = 0.5 \text{ мкА}/\text{см}^2$. Температура имплантации T , К: 1 — 298, 2 — 353, 3 — 373.

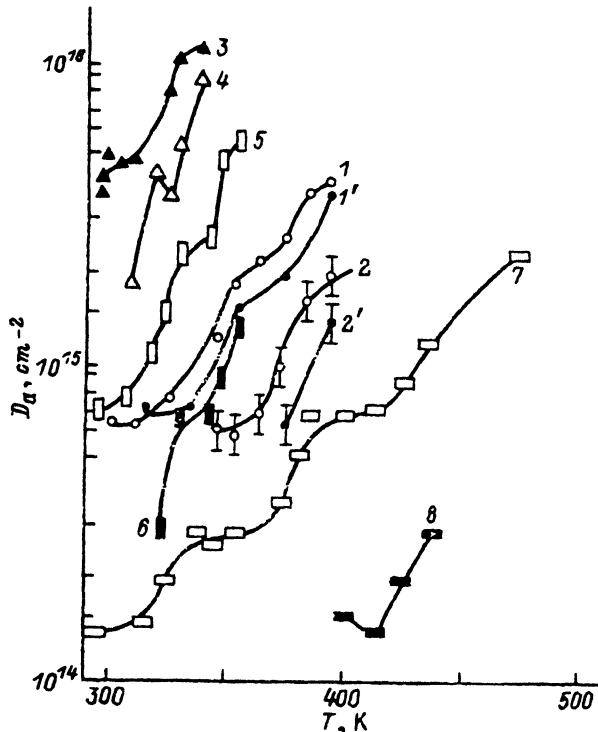


Рис. 2. Температурные зависимости дозы аморфизации D_a (1, 1', 3, 5, 7) и дозы в максимуме D_M (2, 2', 4, 6, 8). Ионы ${}_{40}\text{Ag}^+$ — 1, 1', 2, 2', ${}_{20}\text{Ne}^+$ — 3, 4; ${}_{31}\text{P}^+$ — 5, 6; ${}_{84}\text{Kr}^+$ — 7, 8; $E = 90$ кэВ. j , мкА/см²: 1, 2, 7, 8 — 0.5, 3—6 — 1, 1', 2' — 1.5.

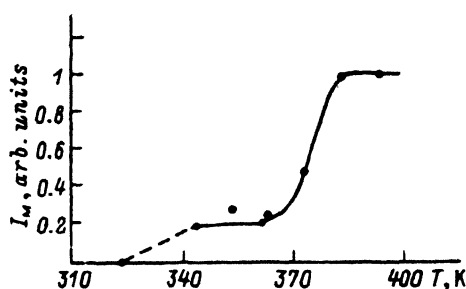


Рис. 3. Зависимость интенсивности в максимуме от температуры имплантации. Ионы ${}_{40}\text{Ag}^+$, $E = 90$ кэВ, $j = 0.5$ мкА/см².

каналирование. Образцы крепились к массивному медному держателю. Температура образцов поддерживалась с точностью ± 2 К.

Для ионов ${}_{40}\text{Ag}^+$ при температурах имплантации $T < 330$ К наблюдались известные ранее [3] дозовые зависимости интенсивности отраженного света $\Delta I(D) = I(D) - I_0$. Происходил монотонный рост от значения I_0 , характерного для исходного кремния, до выхода на насыщение (рис. 1, кривая 1). Выход ΔI на насыщение соответствует наступлению сплошной аморфизации слоя, примерно равного по толщине проективному пробегу ионов ${}_{40}\text{Ag}^+$ [5].

При температурах имплантации, больших 330 К, дозовые зависимости I и степени дефектности становятся существенно отличными от наблюдаемых при

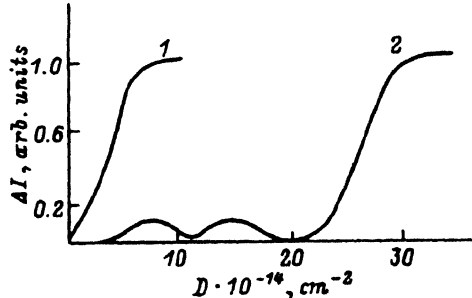


Рис. 4. Зависимости интенсивности света, отраженного от имплантируемой поверхности кремния. Ионы ${}_{31}\text{P}^+$, $E = 90$ кэВ, $j = 1$ мкА/см 2 . Т, К: 1 — 293, 2 — 341.

более низких температурах (рис. 1, кривые 2, 3). Стадия возрастания и последующий выход на насыщение смещаются в область больших доз. Им предшествует возрастание до максимума и последующее восстановление дефектности практически до исходного значения. Но и здесь выходу на насыщение соответствует наступление сплошной аморфизации [5].

На дозовых зависимостях степени дефектности выделим две характерные точки — максимум дефектности, положение которого определяется величинами ΔI_m и D_m , и выход на насыщение, наступление которого характеризуется параметрами ΔI_a и D_a (рис. 1, кривая 3). В дальнейшем мы проанализируем поведение этих величин, характеризующих накопление дефектов в имплантируемых слоях, в зависимости от температуры, плотности ионного тока, массы ионов, а также от типа ионов — электрически активных ${}_{31}\text{P}^+$ и электрически неактивных ${}_{20}\text{Ne}^+$, ${}_{40}\text{Ar}^+$, ${}_{84}\text{Kr}^+$ (рис. 2—4).

Температурная зависимость дозы аморфизации $D_a(T)$ является немонотонной, ступенчатой функцией. В исследованном интервале температур $T > 120$ К она имеет пять участков возрастания, связанных с отжигом радиационных дефектов разных типов [5, 6]. Дополнительный максимум появляется только в ограниченном интервале температур (рис. 2). Нижняя температурная граница появления максимума зависит от массы ионов следующим образом: ${}_{20}\text{Ne}^+ - T \approx 310$ К; ${}_{31}\text{P}^+ - T \approx 330$ К; ${}_{40}\text{Ar}^+ - T \approx 340$ К; ${}_{84}\text{Kr}^+ - T \approx 390$ К. По-видимому, имеется и верхняя граница температур, выше которой явление самовосстановления не наблюдается. Существование такой границы обнаружено при имплантации ионов Kr^+ (рис. 2).

Если сравнить ход зависимостей $D_a(T)$ и $D_m(T)$ для ионов разных масс, то оказывается, что явление самовосстановления наблюдается в температурных интервалах, соответствующих отжигу дефектов на 4 и 5 стадиях. С этими стадиями мы связываем отжиг межузельных комплексов и дивакансий [5, 6]. В этом интервале температур включается, на наш взгляд, новый механизм взаимодействия дефектов между собой, препятствующий обычному ходу накопления дефектов. Опишем основные характеристики этого механизма, исходя из полученных экспериментальных сведений.

а) Скорость введения дефектов не является монотонной функцией дозы. При дозах $D < D_m$ она уменьшается, а при $D > D_m$ становится отрицательной. При этом не только подавляется генерация новых, но и происходит очистка имплантируемого слоя от ранее введенных дефектов. Это индуцированное температурой и ионами самовосстановление продолжается практически до достижения исходного состояния (рис. 1, кривые 2, 3).

б) С увеличением температуры происходит рост интенсивности в максимуме (рис. 3) и при $T = 380$ К ΔI_m достигает величины ΔI_a .

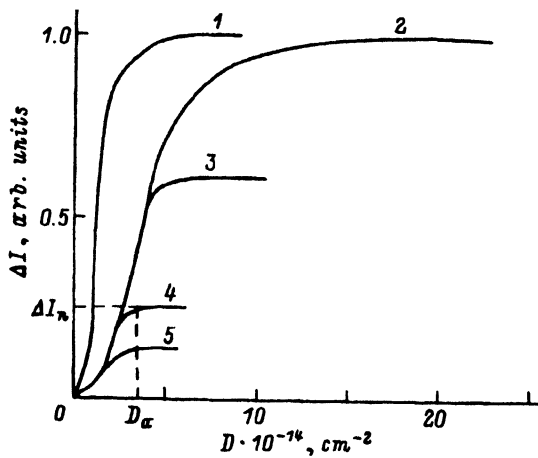


Рис. 5. Зависимости интенсивности света, отраженного от имплантируемой поверхности теллурида кадмия. Ионы ${}_{84}\text{Kr}^+$, $E = 90$ кэВ, $j = 1$ мкА/см 2 . Температура имплантации T , К: 1 — 100, 2 — 128, 3 — 216, 4 — 250, 5 — 288.

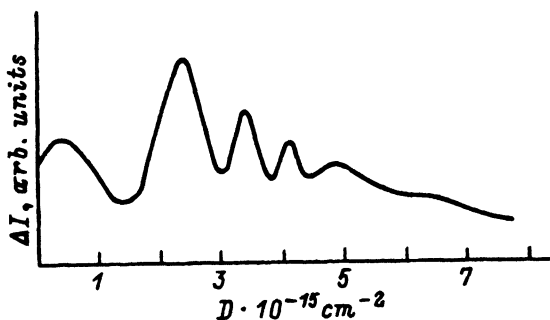


Рис. 6. Зависимость интенсивности отраженного света от дозы облучения CdTe. Ионы ${}_{84}\text{Kr}^+$, $E = 90$ кэВ, $j = 1$ мкА/см 2 , температура имплантации $T = 120$ К.

в) С ростом плотности ионного тока происходит смещение начала появления максимума и его положения D_m в сторону больших температур (рис. 2).

г) В отсутствие явления самовосстановления степень дефектности, начав расти (рис. 1, кривая 2), вышла бы на насыщение так, как это показано пунктиром. Доза аморфизации была бы при этом примерно равна D_m , т. е. температурная зависимость дозы аморфизации $D_a(T)$ проходила бы по тем точкам, по каким при наличии самовосстановления проходит зависимость $D_m(T)$. Таким образом, явление самовосстановления приводит к уменьшению температуры отжига межузельных комплексов, отжигающихся на стадии IV на (15 ± 5) К для ионов ${}_{20}\text{Ne}^+$, (35 ± 5) К для ${}_{31}\text{P}^+$ и ${}_{40}\text{Ar}^+$, (85 ± 15) К для ${}_{84}\text{Kr}^+$ (рис. 2).

д) При имплантации ионов фосфора наблюдаются два максимума степени дефектности, предшествующие наступлению сплошной аморфизации (рис. 4).

1.2. Теллурид кадмия. Для измерений методом *in situ* кинетики накопления дефектов использовались механически полированные образцы CdTe, поверхность которых перед имплантацией протравливалась в растворе брома в этиловом спирте, а затем промывалась в этиловом спирте. Имплантировались ионы ${}_{84}\text{Kr}^+$ с энергией 90 кэВ, плотность ионного тока 1 мкА/см 2 .

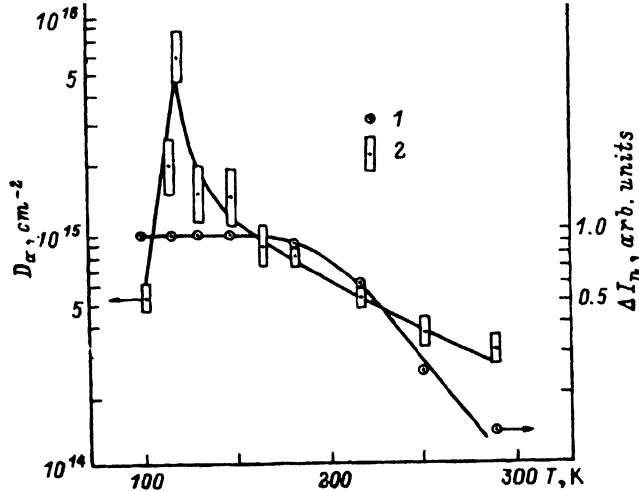


Рис. 7. Температурные зависимости интенсивности насыщения отраженного света от поверхности CdTe ΔI_n (1) и дозы, при которой происходит насыщение D_s (2). Ионы ${}_{84}\text{Kr}^+$, $E = 90$ кэВ, $j = 1$ мкА/см².

На рис. 5, 6 показаны зависимости изменения интенсивности отраженного света от дозы имплантации при разных температурах образцов. По зависимостям $\Delta I = f(D)$ определялись дозы выхода на насыщение D_s и изменения интенсивности, соответствующие выходу на насыщение, ΔI_n (рис. 5). На рис. 7 приведены зависимости параметров D_s и ΔI_n от температуры.

При температурах ниже 115 К и выше 125 К наблюдался монотонный рост $\Delta I(D)$ с последующим выходом на насыщение (рис. 5). В интервале температур $115 < T < 125$ К были обнаружены осцилляции $\Delta I(D)$, свидетельствующие о самовосстановлении структуры имплантируемых слоев CdTe (рис. 6).

Как видно из рис. 7, в области низких температур (100—120) К происходит резкое возрастание D_s . Дальнейшее увеличение температуры приводит к уменьшению D_s и сопровождается снижением интенсивности ΔI_n , соответствующей выходу на насыщение. При $T = 300$ К имплантация ионов ${}_{84}\text{Kr}^+$ до дозы $2 \cdot 10^{16}$ см⁻² не изменяет интенсивности света, отраженного от поверхности CdTe.

В исследованиях с помощью данной методики процессов дефектообразования в кремнии выходу на насыщение соответствует наступление сплошной аморфизации имплантируемого слоя [5, 6]. Если предполагать, что при имплантации CdTe выход на насыщение также соответствует наступлению аморфизации, то зависимость $D_s(T)$ для CdTe оказывается аномальной. В исследованных нами и другими авторами Si, Ge, GaAs [6, 13, 14] с ростом температуры происходит рост дозы аморфизации. Это связано с увеличением доли дефектов, отжигающихся непосредственно в процессе имплантации [5, 6, 13, 14].

Нормальная зависимость $D_s(T)$, т. е. рост D_s с ростом температуры, наблюдается в CdTe для $T < 120$ К. Нам представляется, что именно при этих температурах наступает сплошная аморфизация имплантированного слоя. При $T > 120$ К происходит только разупорядочение структуры и может наступить частичная (локальная) аморфизация.

Радиационные дефекты в CdTe имеют низкую термическую стабильность [15]. Отжиг наиболее стабильных из них начинается, по нашему мнению, при температурах несколько больших 120 К. Таким образом, при $T > 120$ К происходит одновременная генерация и отжиг этих дефектов.

При этом концентрация дефектов описывается, согласно [6], уравнением

$$\frac{dN_i}{dt} = W_{ij} - N_i K_i(T), \quad (1)$$

где W_i — число отжигающихся дефектов, созданных на единице длины пробега иона, j — плотность дозы ионов, N_i — концентрация отжигающихся дефектов i -го типа, $K_i(T) = r_i \exp(-E_{mi}/kT)$ — кинетический коэффициент отжига, E_{mi} — энергия активации отжига, r_i — частота прыжков, γ — порядок процесса отжига.

Как следует из (1), в области малых доз концентрация отжигающихся дефектов

$$N_i = W_i D, \quad (2)$$

т. е. не зависит от температуры. Если предположить, что самый стабильный дефект в CdTe отжигается при $T \approx 120$ К, то при $T > 120$ К изменение $\Delta I(D)$ будет определяться концентрацией только этого дефекта. Поэтому в области малых доз $\Delta I(D)$ не должна зависеть от температуры. Именно такие зависимости обнаружены нами экспериментально (рис. 5, кривые 2—5).

При больших дозах концентрация отжигающихся дефектов выходит на насыщение, а ее величина, как это следует из (1), определяется выражением

$$N_i^*(D, T) = (W_{ij}/K_i(T))^{1/\gamma}. \quad (3)$$

Если концентрация дефектов N_i^* больше, чем критическая концентрация $C_{ам}$, необходимая для перехода в неупорядоченное состояние, то при дозе, соответствующей достижению $C_{ам}$, наступит аморфизация имплантируемого слоя. С повышением температуры, согласно (3), N_i^* уменьшается. Если мы достигнем такой температуры, при которой $N_i^* < C_{ам}$, аморфизация не наступит, сколь бы длительной не была имплантация. Именно это происходит, по-видимому, при имплантации CdTe при $T > 120$ К.

Если предполагать, что $\Delta I_N \sim N_i^*$, то из формулы (3) можно определить энергию активации отжига наиболее стабильного радиационного дефекта, существующего в CdTe в больших концентрациях. С учетом погрешностей измерений интенсивности и температуры $E_m = (0.10 \pm 0.02)$ эВ.

Остальные собственные дефекты, которые образуются в CdTe в больших концентрациях, имеют, по-видимому, еще меньшие энергии активации.

2. Обсуждение результатов

Явление самовосстановления структуры имплантируемых слоев как в кремнии, так и в теллуриде кадмия связано с отжигом дефектов. Под воздействием внедряемых ионов в определенном интервале температур происходит ускоренный отжиг этих дефектов.

На первый взгляд может показаться, что для объяснения явления самовосстановления структуры имплантируемых слоев достаточно привлечения механизмов аннигиляции или ионизационно-стимулированного отжига.

В работе [16] было экспериментально показано, что аннигиляция несущественна в кремнии именно в той области температур, при которых мы наблюдали явление самовосстановления. Это связано, скорее всего, с наличием потенциальных барьеров, окружающих радиационные дефекты в кремнии. Аннигиляция принципиально не может привести к уменьшению концентрации дефектов в процессе имплантации. При постоянной скорости генерации этих дефектов их концентрация в случае аннигиляции описывается уравнением (1), в котором, согласно [17], $\gamma = 2$. Таким образом, в случае аннигиляции, так же как и при

обычным термическим отжиге ($\gamma = 1$), длительные воздействие приведет только к выходу концентрации дефектов на насыщение в соответствии с выражением (3).

Для того чтобы уменьшить в процессе имплантации концентрацию дефектов, необходимо в соответствии с (1, 3) увеличить кинетический коэффициент отжига $K_i(T) = r_i \exp(-E_{mi}/kT)$. Частота прыжков r_i определяется частотой колебаний решетки или локальных колебаний атомов вблизи дефектов [16]. Поэтому единственной возможностью увеличения $K_i(T)$ остается уменьшение энергии активации отжига E_{mi} .

Известно [18], что при ионизационно (радиационно)-стимулированном отжиге перезарядка дефектов приводит к уменьшению энергии активации отжига. Однако при постоянной скорости генерации дефектов и неравновесных носителей заряда с ростом дозы происходит возрастание концентрации рекомбинационных центров. Поэтому вероятность перезарядки дефектов за счет генерации неравновесных носителей с ростом дозы должна уменьшаться. Энергия активации при этом будет возрастать и стремиться к значению, характерному для обычных процессов отжига. Поэтому явление самовосстановления не может быть связано и с ионизационно-стимулированным отжигом.

По нашему мнению, в основе явления самовосстановления имплантированных слоев может быть прыжковая перезарядка радиационных дефектов [7, 12]. В работах [19, 20] мы получили экспериментальные свидетельства того, что такие процессы происходят в сильнодефектном кремнии. Прыжковая перезарядка является термическим активируемым процессом [21]. Электрон возбуждается с энергетического уровня дефекта или примеси в разрешенную зону, а затем захватывается соседним дефектом того же типа. Мы полагаем, что часть выделяющейся на дефекте, захватывающем электрон, энергии может привести к снижению энергии активации отжига данного дефекта.

Вероятность прыжковой перезарядки в единицу времени определяется, согласно [21], выражением

$$P = C (\alpha R)^2 \frac{\Delta E}{kT} \exp\left(-2\alpha R - \frac{\Delta E}{kT}\right), \quad (4)$$

где $C \approx \omega$ — частота фотонов, α определяет скорость спада волновой функции изолированной потенциальной ямы, создаваемой дефектом (для глубоких центров, которыми являются радиационные дефекты в кремнии [22], можно положить $\alpha \approx 1/r_d$ — радиус дефекта), $R = N^{-1/3}$ — расстояние между дефектами, N — их концентрация. Оценим величину вероятности прыжковой перезарядки.

При имплантации кремния дефекты образуются в основном в виде областей скоплений. Локальная концентрация дефектов в них (10^{20} — 10^{21}) см^{-3} [9]. Нейтральным дивакансиям, прыжковую перезарядку которых мы наблюдали в [20], соответствует энергетический уровень $E_c = 0.39$ эВ [22]. Радиус локализации электрона на глубоком уровне радиационного дефекта должен быть близок к его линейным размерам. Для дивакансии в кремнии $r_d \approx 5 \text{ \AA}$. Тогда $\alpha \approx 1/r_d = 0.2 \text{ \AA}^{-1}$.

При $T = 350 \text{ K}$, т. е. в интервале температур, в котором мы наблюдаем явление самовосстановления, для $N = 10^{20} \text{ см}^{-3}$ вероятность перезарядки $P \approx 10^4 \text{ с}^{-1}$, а для $N = 10^{21} \text{ см}^{-3}$ $P \approx 10^7 \text{ с}^{-1}$, т. е. каждая дивакансия должна перезарядаться от 10^4 до 10^7 раз в 1 с.

Столь высокая частота актов перезарядки с выделением каждый раз на дефекте части от энергии $\Delta E = 0.39$ эВ и приведет к понижению энергии активации отжига.

Вероятность прыжковой перезарядки сильно зависит как от температуры, так и от концентрации дефектов. Поэтому при низких температурах или малых концентрациях дефектов прыжковая перезарядка и понижение энергии активации отжига несущественны.

Скорее всего, явление самовосстановления, наблюдаемое нами, развивается следующим образом. На начальных этапах имплантируемый слой является гетерогенной системой, в которой на фоне почти не поврежденной матрицы существуют области скоплений с высокой ($\geq 10^{20}$ см⁻³) локальной концентрацией дефектов. Именно в этих областях создаются условия для прыжковой перезарядки дефектов, что понижает энергию активации отжига. При этом дефекты начинают мигрировать из области скопления. По мере их удаления из области локальная концентрация, а с ней и вероятность прыжковой перезарядки уменьшаются и дефекты останавливаются в ранее неповрежденной матрице. Таким образом, происходит частичное выравнивание неравномерности распределения дефектов. С ростом дозы растет концентрация дефектов в промежутках между областями скоплений. Это приводит к увеличению расстояния, на которое могут мигрировать дефекты из областей скоплений. При этом некоторая их часть может достигать стоков, т. е. с ростом дозы будет уменьшаться скорость введения дефектов. Наконец, при достижении определенной концентрации во всем облучаемом объеме произойдет уменьшение энергии активации отжига за счет прыжковой перезарядки дефектов. Это должно привести к быстрому отжигу дефектов и соответственно к понижению их концентрации.

В рамках этой модели находит свое объяснение и смещение D_a в сторону больших температур с ростом интенсивности ионного пучка (рис. 2).

Концентрация введенных дефектов, согласно формуле (2), пропорциональна дозе имплантации. Доля отожженных дефектов растет со временем отжига. При увеличении интенсивности происходит сокращение времени набора данной дозы, а следовательно, и времени отжига. Поэтому при данной температуре, например при $T = 373$ К (рис. 2), концентрация дефектов, требующаяся для перехода к ускоренному отжигу, достигается при меньшей дозе имплантации.

С ростом температуры увеличивается доля отжигающихся димеждоузлий (стадия IV), имеющих меньшую, чем дивакансии, термическую стабильность (см. таблицу). Поэтому в общей концентрации дефектов возрастает доля более стабильных дивакансий. Это и приводит к росту концентрации дефектов в максимуме с ростом температуры (рис. 3).

Из этой модели, на первый взгляд, следует, что можно наблюдать целый ряд осцилляций концентрации дефектов. Однако в кремнии существуют и дефекты, имеющие более высокие температуры и энергии активации отжига [8, 9]. Кроме того, благородные газы, имплантированные в кремний, склонны образовывать газовые пузырьки [23], которые также приводят к возрастанию дефектности. Концентрации и тех, и других дефектов будут возрастать с дозой, что может затруднить наблюдение последующих осцилляций.

При имплантации ионов ${}_{31}\text{P}^+$, который растворим в кремнии значительно лучше, чем благородные газы, мы наблюдали 2 осцилляции концентрации дефектов (рис. 4), а при имплантации CdTe ионами ${}_{84}\text{Kr}^+ - 5-6$ осцилляций (рис. 6).

Необходимо отметить, что явление самовосстановления, исходя из этой модели, будет наблюдаться в ограниченном интервале температур.

Явление самовосстановления структуры должно наблюдаться при температурах, несколько меньших температуры термического отжига, когда в отсутствие прыжковой перезарядки скорость отжига мала, а дополнительной энергии, выделяемой за счет прыжковой перезарядки, достаточно для значительного повышения скорости отжига. При температурах, соответствующих обычному термическому отжигу, прыжковая перезарядка может только ускорить его.

Выводы. Обнаруженное нами явление самовосстановления имплантируемых слоев кремния и теллурида кадмия является, по-видимому, достаточно общим, так как оно проявляется в полупроводниках типа A^{IV} и $A^{\text{III}} B^{\text{VI}}$.

В основе явления самовосстановления структуры лежит термически активируемая прыжковая перезарядка дефектов. Часть энергии, выделяемой на

дефекте при захвате электрона, приводит к снижению энергии активации отжига. Но этот процесс становится существенным только при достижении больших концентраций дефектов, когда резко увеличивается вероятность прыжковой перезарядки.

При условии генерации только одного типа дефектов явление самовосстановления должно было бы повторяться многократно. Этому препятствуют протекающие параллельно с ним процессы — накопление более стабильных дефектов и имплантируемых примесей.

Явление самовосстановления структуры имплантируемых слоев следует учитывать при проведении и анализе технологических операций ионного легирования полупроводников и ионного травления, а также в исследованиях кинетики радиационного дефектообразования полупроводников при облучении высокоэнергетическими частицами (нейтроны, протоны).

Выражаю благодарность Д. Мончке, В. Ф. Стельмаху и А. Родзику за полезные дискуссии, С. Б. Канторову, К. Кищаку и Э. Чарнецка-Сух за помощь в проведении экспериментов, руководству университета им. М. Кюри-Скловдовской за поддержку части работы по гранту KBN № 2297/2/91.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] R. W. Żukowski, S. B. Kantorow, K. Kiszczak, M. Kulik, D. Maczka, W. F. Stelmakh. Urząd patentowy. Polska Rzeczpospolita Ludowa. Zasadniczenie NP. 280236. 26.06.1989.
- [2] P. W. Żukowski, S. B. Kantorow, V. F. Stelmakh, D. Maczka. Int. Conf. Ion. Implant. Ion. Beam Equipment., 16. Elenite, Bulgaria (1990).
- [3] Г. М. Гусев, Л. Н. Стрельцов, К. В. Старинин, И. Б. Хейбуллин. ФТП, 6, 1191 (1972).
- [4] M. M. Masanobu, M. Такао, Т. Takasini. Japan. J. Appl. Phys., 17, 955 (1978).
- [5] П. В. Жуковский, С. Б. Канторов, К. Кищак, Д. Мончка, В. Ф. Стельмах. ФТП, 24, 1475 (1990).
- [6] П. В. Жуковский. ФТП, 26, 150 (1992).
- [7] P. W. Żukowski, S. B. Kantorow, D. Maczka, V. F. Stelmakh. Phys. St. Sol. (a), 112, 695 (1989).
- [8] G. D. Watkins. Inst. Phys. Conf. Ser. N 23, 1. London—Bristol (1975).
- [9] Y. M. Lee, N. N. Gerasimenko, J. W. Corbett. Phys. Rev. B, 14, 4506 (1976).
- [10] П. В. Жуковский, В. Ф. Стельмах, В. Д. Ткачев. В кн.: Радиационная физика полупроводников и родственных материалов, 401. Тбилиси (1980).
- [11] П. В. Жуковский, В. Ф. Стельмах, В. Д. Ткачев. ФТП, 12, 1812 (1978).
- [12] П. В. Жуковский, С. Б. Канторов, К. Кищак, Д. Мончка, В. Ф. Стельмах. ФТП, 25, 556 (1991).
- [13] Morehead, V. L. Crowder. Rad. Eff., 6, 27 (1970).
- [14] П. В. Жуковский, А. А. Мельников, В. Ф. Стельмах. Вопросы атомной науки и техники. Сер. физика повреждений и радиационное материаловедение, № 4 (23), 27 (1978).
- [15] K. Zanio. Semicond. Semimet., 13, N. Y. (1978).
- [16] П. В. Жуковский, С. Б. Канторов, В. Ф. Стельмах, Н. Н. Тадеуш, Г. Шилагарди. ФТП, 24, 1473 (1990).
- [17] А. Дамаск, Дж. Динс. Точечные дефекты в металлах. М. (1962).
- [18] В. С. Вавилов, А. Е. Кив, О. Р. Ниязова. Механизмы образования и миграция дефектов в полупроводниках. М. (1981).
- [19] П. В. Жуковский, С. Б. Канторов, А. Кисель, К. Кищак, Е. Лишкевич, Д. Мончка, А. Родзик, В. Ф. Стельмах, Э. Чарнецка-Сух. ЖПС, 56, 512 (1992).
- [20] P. W. Żukowski, S. B. Kantorow, K. Kiszczak, D. Maczka, A. Rodzik, V. F. Stelmakh, E. Czarneska-Such, Phys. St. Sol. (a), 128, 412 (1991).
- [21] H. Mott, Э. Дэвис. Электронные процессы в некристаллических веществах, 43. 1, М. (1982).
- [22] Ж. Бургуэн, М. Ланно. Точечные дефекты в полупроводниках. Экспериментальные аспекты, 304. М. (1985).
- [23] Дж. Мейер, Л. Эрикссон, Дж. Дэвис. Ионное легирование полупроводников. М. (1973).