

©1994 г.

ДЕФЕКТЫ С ГЛУБОКИМИ УРОВНЯМИ, ОБРАЗУЮЩИЕСЯ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ПОВЕРХНОСТИ И ИМПУЛЬСНОЙ ФОТОННОЙ ОБРАБОТКЕ КРЕМНИЯ

В.И.Беляевский, Ю.А.Капустин, Г.К.Колокольникова

Воронежский государственный педагогический институт,
Воронеж, Россия

(Получена 12 января 1994 г. Принята к печати 10 мая 1994 г.)

Методом нестационарной емкостной спектроскопии глубоких уровней установлено, что механическая полировка и импульсная фотонная обработка поверхности кремния приводят к образованию в его приповерхностной области дефектов с глубокими уровнями, имеющими в ряде случаев энергию термоионизации, сечение захвата электронов и температуру отжига такие же, как и А-центры (комплексы кислород-вакансия). На основании анализа спектров сделан вывод о том, что исследованные дефекты являются А-центрами с модифицированными параметрами, которые могут изменяться в зависимости от вида остаточных напряжений, введенных при обработке образцов.

Механическая обработка поверхности пластин кремния остается на сегодняшний день одним из этапов процесса изготовления приборов на его основе. В результате такой обработки в приповерхностной области пластин происходит образование различного рода дефектов структуры. Известен ряд работ по исследованию ЭПР в кремнии, разрушенном до порошкообразного состояния [1]. Полученные данные свидетельствуют об образовании в таких образцах парамагнитных центров, локализованных как на поверхности частиц кремния, так и в его приповерхностной области. В частности, в [2] из исследований ЭПР в порошкообразном кремнии был сделан вывод о возможности образования А-центров (комплексов кислород-вакансия) в его приповерхностной области. С этими же дефектами связывается и возникновение максимумов внутреннего трения в кремнии после механической обработки его поверхности [3,4]. Очевидно, что обнаружить методом ЭПР А-центры в макрокристаллах кремния (не порошках), подвергнутых механической полировке, практически невозможно из-за локализации этих центров вблизи поверхности образцов. Возможно, это явилось одной из причин того, что вопросы, связанные с образованием собственных точечных дефектов и комплексов с их участием при

механической обработке поверхности кремния, практически не исследованы методом ЭПР, а основные усилия исследователей направлены на изучение дефектов, возникающих при радиационном воздействии и термообработке (см., например, [5-7]).

В связи с этим особую актуальность приобретают исследования точечных дефектов, возникающих при механической обработке поверхности полупроводников, с помощью других методов. в частности, методов внутреннего трения (см., например, [3,4]) и нестационарной емкостной спектроскопии глубоких уровней (НЕСГУ) [8-10].

В [8,9] методом НЕСГУ обнаружено, что в результате механической обработки поверхности монокристаллического кремния *n*-типа проводимости, выращенного методом Чохральского и легированного фосфором до концентрации свободных носителей $\sim 10^{16} \text{ см}^{-3}$, в его приповерхностной области образуются дефекты с глубокими уровнями (ГУ), которые имеют энергию термоионизации, близкую к $E_c - 0.17 \text{ эВ}$, сечение захвата электронов $> 10^{-15} \text{ см}^2$ и температуру отжига около 600 К, что полностью соответствует параметрам А-центров, образующихся в кремнии после его облучения высокоэнергетичными частицами. Однако температура максимумов в спектрах НЕСГУ, соответствующих дефектам, возникающим при механической обработке поверхности кремния, оказывается примерно на 100 К выше температуры максимумов, соответствующих А-центрам, введенным облучением высокоэнергетичными частицами. Подобные результаты были получены ранее [10] при исследовании спектров НЕСГУ в кремнии после проведения механической обработки его поверхности и последующей закалки. При этом в спектрах НЕСГУ наблюдался максимум с параметрами, характерными для А-центров, но при температуре, приблизительно на 40 К выше температуры максимумов, традиционно связываемых с А-центрами. Необходимо отметить, что сравнение температурного положения максимумов НЕСГУ в описанных выше случаях осуществлялось нами для одного и того же значения скорости эмиссии с ГУ дефекта. Температурное положение максимума НЕСГУ в [10] не обсуждалось, а в [8,9] было сделано предположение, что наблюдаемый эффект связан с тем, что механическая обработка поверхности кремния приводит к значительному изменению энтропийного члена в предэкспоненциальном множителе формулы Аррениуса для скорости термоэмиссии носителей с А-центров (подробнее эта ситуация обсуждается далее).

В [11,12] исследовано влияние одноосной деформации на поведение А-центров, введенных нейтронным облучением в кремний. Установлено, что одноосная деформация $\sim 10^9 \text{ Н/м}^2$, приложенная вдоль основных кристаллографических направлений ([001], [111], [110]), приводит к расщеплению основного максимума в спектре НЕСГУ, связанного с А-центром: на два — в случае деформации вдоль направлений [001] и [111], и на три — в случае деформации вдоль [110]. Как показано в [11,12], эти результаты объясняются ориентационным вырождением [13] А-центров, которое обусловлено их орторомбической симметрией [14]. В экспериментах [11,12] смещением одного из максимумов НЕСГУ при деформации происходило в сторону низких температур, а другого — в

сторону высоких температур относительно положения основного максимума. При этом смещение в сторону высоких температур составило лишь несколько градусов в отличие от наблюдаемого в [8,9] смещения ~ 100 К.

Вместе с тем, как обнаружено в [15-17], низкотемпературная импульсная фотонная обработка пластин монокристаллического кремния *n*-типа проводимости (таких же пластин, какие были использованы в качестве исходных в [8,9]) также приводит к образованию дефектов с ГУ, имеющими параметры, типичные для А-центров, за исключением того, что максимум в спектре НЕСГУ располагается примерно на 100 К выше максимума, характерного для А-центров. Это объяснялось [17,19] изменением уровня остаточных напряжений в образцах после импульсной фотонной обработки. Однако, несмотря на явную общность основных свойств А-центров, вводимых при импульсной фотонной обработке и при механической обработке поверхности, необходимо отметить, что их концентрационные профили (распределение в приповерхностном слое по глубине *d*) в значительной степени различаются [8,9,15-17].

Цель настоящей работы — исследование возможной природы температурного положения пика НЕСГУ в механически обработанных пластинах кремния и пластинах, подвергнутых импульсной фотонной обработке.

Образцы и методика эксперимента

Для исследований использовались образцы монокристаллического кремния *n*-типа проводимости, выращенного по методу Чохральского и легированного фосфором до концентрации электронов $n \simeq 2 \times 10^{16} \text{ см}^{-3}$. Образцы имели толщину ~ 0.4 и ~ 4 мм. Их поверхность подвергалась стандартной химико-механической полировке. Затем все образцы отжигались при температуре ~ 850 К в течение примерно 1 ч и охлаждались в печи. Часть из этих образцов в дальнейшем использовалась в качестве контрольных, другая часть подвергалась дополнительной механической полировке алмазной пастой с диаметром зерна ~ 2 мкм. По типу дополнительной механической полировки поверхности образцы были разбиты на следующие группы.

Группа I. Образцы толщиной 0.4 мм подвергались односторонней полировке в течение ~ 10 мин. Это обработка приводила к прогибу образцов, причем подвергнутая полировке сторона становилась выпуклой: стрела прогиба для образцов с размерами $\sim 15 \times 15 \text{ мм}^2$ составляла приблизительно 5-10 мкм.

Группа II. Образцы толщиной 0.4 мм подвергались двухсторонней полировке, причем с каждой из сторон поочередно образец полировался в течение 30 с так, что общее время полировки каждой поверхности составляло приблизительно 10 мин. Стрела прогиба для образцов с размерами $\sim 15 \times 15 \text{ мм}^2$ составляла ~ 2 мкм при точности измерения 1 мкм. Таким образом, поверхности образцов этой группы оставались практически плоскопараллельными в отличие от образцов группы I.

Группа III. Образцы толщиной 4 мм подвергались односторонней полировке в течение ~ 10 мин. Эти образцы, так же как и образцы группы III, имели плоскопараллельные поверхности.

Кроме того, в работе исследовались образцы монокристаллического кремния n -типа проводимости толщиной 4 мм, выращенные бестигельным способом (концентрация свободных носителей при комнатной температуре составляла $\sim 2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$).

Исследования свойств дефектов с ГУ, возникающих в приготовленных образцах, проводились методом НЕСГУ. Для этого на дополнительно полированные поверхности и на поверхности контрольных образцов напылялись алюминиевые контакты с целью создания диодов Шоттки. Дополнительная термообработка при этом не проводилась. Сечение захвата носителей на исследуемые ГУ определялось по зависимости высоты максимума НЕСГУ от длительности импульса заполнения данного ГУ носителями заряда.

Экспериментальные результаты

Результаты исследований НЕСГУ приведены на рис. 1–3. Из них следует, что дополнительная механическая обработка поверхности образцов групп I–III приводит к созданию в их приповерхностной области дефектов с ГУ. В контрольных образцах и образцах, полученных бестигельным способом, дефектов с ГУ в концентрации $> 10^{14} \text{ см}^{-3}$ обнаружено не было.

Спектры образцов группы I (рис. 1, кривая a) практически идентичны спектрам, представленным в [8,9]. Они имеют один довольно широкий максимум при $T \simeq 100 \text{ К}$. Исследование этого максимума при различных значениях временных окон ($t_2/t_1 = 2-10$) и различных постоянных времени стробирующего интегратора $\tau = (t_2 - t_1)/\ln(t_2/t_1) = (3.5-350) \cdot 10^{-3} \text{ с}$ приводит к его температурному смещению как целого. Энергия термоионизации ГУ дефекта, связанного с этим максимумом, определенная из наклона зависимостей $\ln(\tau T^2)$ от $1/T$ (рис. 2), составляет $E_c - (0.15 \div 0.17) \text{ эВ}$, а его сечение захвата $\sim 2 \cdot 10^{-15} \text{ см}^2$. Максимум исчезает после отжига в течение 0.5–1 ч при $T \simeq 600 \text{ К}$. Как уже отмечалось выше, эти параметры, за исключением температурного положения максимума, близки к параметрам А-центра.

На рис. 1 (кривая b) приведен характерный спектр НЕСГУ для образцов групп II и III, который имеет один максимум в области $\sim 100 \text{ К}$. Изменение t_2/t_1 и (или) τ приводит к температурному смещению максимума как целого. Как для образцов группы II, так и для образцов группы III энергия термоионизации ГУ изменялась от образца к образцу и находилась в пределах $(0.1-0.14) \text{ эВ}$. Сечение захвата

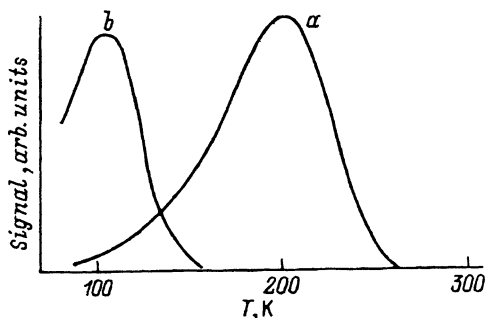


Рис. 1. Температурная зависимость сигнала НЕСГУ в образцах группы I (a) и групп II, III (b). Времена выборки: $t_1 = 9 \text{ мс}$ и $t_2 = 90 \text{ мс}$; длительность импульса заполнения 100 мкс; напряжение смещения 2 В.

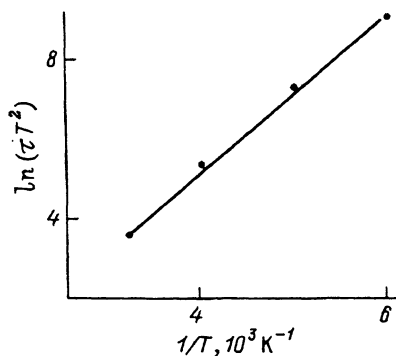


Рис. 2. Зависимость $\ln(\tau T^2)$ от обратной температуры максимума НЕСГУ для образцов группы I.

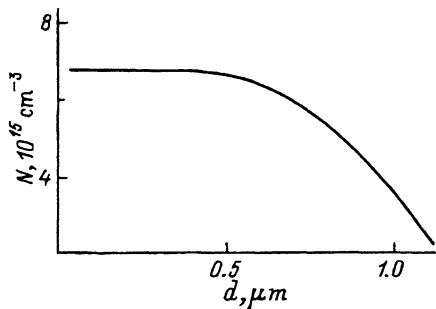


Рис. 3. Типичный профиль концентрации N А-центров в образцах групп I-III.

для всех ГУ, обнаруженных в образцах групп II и III, тем не менее практически не различаются и имеют значения $\sim 10^{-15} \text{ см}^2$. Отжиг в течение 0.5–1 ч при $T \simeq 600 \text{ K}$ приводит к исчезновению всех максимумов.

Температурное положение всех наблюдаемых максимумов НЕСГУ практически не зависит от напряжения обратного смещения барьера Шоттки в пределах 1–5 В и от амплитуды импульсов, при которых происходит заполнение ГУ носителями.

Профили концентрации исследуемых ГУ, определенные из измерений НЕСГУ, в образцах всех трех групп имеют практически одинаковый характер. Типичный вид этих профилей приведен на рис. 3.

Обсуждение результатов

Механическая полировка поверхности полупроводника может в принципе приводить к возникновению различных ГУ в его приповерхностной области: во-первых, уровней, связанных с дислокациями; во-вторых, уровней, обусловленных изменением энергетического спектра поверхностных состояний; и, в-третьих, уровней, образующихся в результате генерации точечных дефектов и комплексов с их участием. Однако энергетический спектр дислокационных ГУ в кремнии не соответствует наблюдаемому нами, а отжиг ГУ, обусловленных дислокациями, происходит при температурах, превышающих 600 К (см., например, [20, 21]). Кроме того, максимумы НЕСГУ, связанные с дислокационными ГУ, должны были бы наблюдаться и в образцах, полученных бестигельным способом, что обнаружено не было по крайней мере для концентраций ГУ $> 10^{14} \text{ см}^{-3}$. Что касается поверхностных состояний, то изменение их энергетического спектра и концентрации при исследовании НЕСГУ в барьерах Шоттки может привести лишь к изменению высоты и ширины барьера, но не к появлению новых характерных особенностей спектров НЕСГУ, обусловленных дефектами с ГУ, локализованными в приповерхностной области образцов. Этот вывод подтверждается также тем, что обусловленные поверхностными состояниями спектры НЕСГУ в барьерах Шоттки должны иметь квазинепрерывный вид, что не наблюдается в наших экспериментах, в отличие от квазинепрерывного спектра, связанного с электронными

состояниями границы раздела Si-SiO₂, наблюдаемого при исследовании НЕСГУ в структурах металл-SiO₂-Si (см., например, [22]).

Учитывая сказанное, можно сделать вывод о том, что ГУ, возникающие в исследованных нами образцах, скорее всего связаны с точечными дефектами, локализованными в приповерхностной области образцов. Как отмечалось выше, дефекты, обнаруженные в образцах группы I, имели в большинстве случаев энергию термоионизации, сечение захвата и температуру отжига, близкие к тем, что соответствуют А-центрам, но максимум в спектрах НЕСГУ для этих образцов был расположен на ~ 100 К выше, чем максимум, соответствующий А-центрам, введенным в кремний облучением высокоэнергетичными частицами. Кроме того, необходимо отметить, что исследуемые дефекты (как и А-центры) могут являться комплексами, содержащими атомы кислорода, так как они не наблюдались до концентрации ~ 10¹⁴ см⁻³ в образцах, полученных бестигельным способом.

Учитывая все сказанное, мы предполагаем, что обнаруженные в образцах группы I дефекты являются, как и А-центры, комплексами кислород-вакансия, но в отличие от А-центров имеют модифицированную микроструктуру. На наш взгляд, механическая полировка поверхности кремния сопровождается образованием вакансий, которые достаточно подвижны при комнатной температуре и поэтому могут взаимодействовать с имеющимися в достаточном количестве внедренными атомами кислорода, образуя А-центры. Однако механическая обработка поверхности приводит к значительному изменению структурных свойств как приповерхностных слоев кремния, так и микроструктуры ближайшего окружения А-центра.

Подобные свойства проявляют и дефекты, обнаруженные нами в кремнии, после мощной низкотемпературной импульсной фотонной обработки некогерентным излучением ксеноновых ламп [15,16,18]. Однако необходимо отметить, что профили концентрации этих центров имеют принципиальные различия, что, по-видимому, обусловлено различием в механизмах образования первичных дефектов — пар Френкеля. Возможный механизм подпорогового образования пар Френкеля при импульсной фотонной обработке кремния предложен нами в [17,19], а в [17,18] приводится интерпретация спектров НЕСГУ для А-центров, которым соответствует более высокая температура максимума в спектрах НЕСГУ при том же значении скорости термической эмиссии носителей с ГУ. В основе этой интерпретации лежит принцип детального равновесия, который позволяет связать скорость термической эмиссии (ϵ) электрона с ГУ, сечение захвата (σ) электрона из зоны проводимости на ГУ и изменение термодинамического потенциала Гиббса (ΔG) [23,24]

$$\epsilon^{-1} = \tau = (\sigma_n \langle v_n \rangle N_c)^{-1} \exp\left(\frac{\Delta G}{kT}\right), \quad (1)$$

где $\langle v_n \rangle$ и N_c — средняя тепловая скорость и эффективная плотность состояния электронов, τ — характеристическое (для данного ГУ и температуры) время релаксации. Изменение потенциала Гиббса для процессов термоэмиссии и захвата носителей на ГУ можно представить в виде

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S, \quad (2)$$

где ΔH и ΔS — изменение энтальпии и энтропии при термоэмиссии или захвате носителя на ГУ. В [17,18] показано, что ΔG в этом случае может быть записано как

$$\Delta G = \Delta H + TP \frac{\partial V^*}{\partial T}, \quad (3)$$

где P — скалярный параметр, имеющий смысл эффективного остаточного механического напряжения вблизи дефекта с ГУ, V^* — активационный объем. Следуя [25], V^* можно рассматривать как эффективный параметр, характеризующий объемную релаксацию решетки, возникающую при захвате и (или) эмиссии носителей заряда.

С учетом (3) выражение (1) примет вид

$$\tau = (\sigma_n \langle v_n \rangle N_c)^{-1} \exp \left(\frac{P}{K} \frac{\partial V^*}{\partial T} \right) \exp \left(\frac{\Delta H}{kT} \right). \quad (4)$$

Предэкспоненциальный множитель в (4), $\tau_0 = (\sigma_n \langle v_n \rangle N_c)^{-1}$, степенным образом зависит от температуры: $\tau_0 = (\sigma_n b_n T^2)^{-1}$, где b_n — постоянная [26]. Если предположить, что P не зависит от температуры, то из (4) следует, что наклон аррениусовских зависимостей $\ln(\tau T^2)$ от $1/T$ (рис. 2) дает значение ΔH , отождествляемое с энергией термоионизации носителей с ГУ [23–26] и составляющее как для А-центров [5–7], так и для ГУ в образцах группы I около 0.17 эВ.

Из (4) также следует, что наблюдаемое нами в образцах группы I отличие температурного положения максимумов НЕСГУ по сравнению с соответствующим положением для А-центров [5–7] может объясняться разницей в значениях самой величины P или параметров $\langle v_n \rangle$, N_c , σ_n и $\partial V^*/\partial T$, связанных с P . В [25] показано, что множитель $(\langle v_n \rangle N_c)^{-1}$ практически не зависит от внешнего давления (всестороннего сжатия) и, как можно предположить, от уровня остаточных напряжений. Кроме того, значения σ_n , определенные нами из независимых экспериментов, практически одинаковы для А-центров и ГУ в образцах группы I. Поэтому использование (4) для рассмотрения термоэмиссии носителей с ГУ в образцах группы I сводится, по-видимому, к влиянию на скорость эмиссии произведения $P(\partial V^*/\partial T)$.

Как известно, в твердых телах различают два вида остаточных напряжений (см., например, [27]): макроскопические напряжения (напряжения I рода), уравнивающиеся в макрообъемах (в частности, в объеме всего образца), и микроскопические (напряжения II рода), уравнивающиеся в микрообъемах. В образцах группы I, которые после дополнительной полировки поверхности прогибались, возникали остаточные макронапряжения I рода, что сопровождалось увеличением параметра решетки во всем образце на стороне, которая подвергалась дополнительной полировке и на которой производилось измерение НЕСГУ. В образцах группы II и III, поверхности которых после механической полировки оставались плоскопараллельными, возникали остаточные микронапряжения II рода (микрораскажения).

Трудно предположить, что используемая подготовка образцов всех групп может приводить к образованию в них комплексов точечных дефектов, различающихся по составу и природе. Вместе с тем, с различными видами остаточных напряжений в образцах групп I и II–III

могут быть связаны различия в микроскопических свойствах комплексов с ГУ и, в частности, наблюдаемых нами А-центров. Так, действие напряжений II рода (микронапряжений) приводило главным образом к уменьшению энергии термоионизации носителей с А-центров на величину $0.03-0.07$ эВ. Образцы группы II, как отмечалось выше, дополнительно подвергались двухсторонней полировке так, что их поверхности оставались плоскопараллельными, и поэтому в их приповерхностном слое сохранялся высокий уровень остаточных напряжений с неоднородным распределением. Последнее, на наш взгляд, приводило к значительному разбросу значений энергии термоионизации носителей и уширению максимума НЕСГУ.

Иная ситуация наблюдалась в образцах группы I. Эти образцы подвергались односторонней дополнительной полировке, которая сопровождалась возникновением микронапряжений (II рода). После окончания односторонней полировки происходила релаксация этих напряжений, что приводило к возникновению макронапряжений, уравнивающих в объеме всего образца (напряжения I рода). Последнее связано с прогибом образцов группы I и увеличением параметра решетки во всем образце на стороне, которая дополнительно полировалась. Относительная деформация, возникающая при этом, определяется выражением

$$\varepsilon \approx ah/l^2, \quad (5)$$

где a — стрела прогиба, h — толщина, l — длина образца. Используя для оценок значения $a \sim 10$ мкм, $h \approx 0.5$ мм, $l \approx 15$ мм, получим $\varepsilon \sim 10^{-5}$. Учитывая значения упругого модуля $G \sim 10^{11}$ Н/м², найдем значение возникающих макронапряжений: $P \sim 10^6$ Н/м².

Экспериментальные результаты свидетельствуют о том, что энергия термоионизации ГУ в образцах группы I остается практически такой же, что и энергия термоионизации А-центров, и составляет $E_c - (0.15 \div 0.17)$ эВ. Это, на наш взгляд, объясняется тем фактом, что действие относительно малых макронапряжений I рода практически не приводит к изменению энергии термоионизации А-центров в отличие от действия микронапряжений II рода, релаксация которых не происходит в образцах групп II и III, и которые в значительной степени определяют величину этого параметра. Вместе с тем, наши экспериментальные результаты свидетельствуют о сильном влиянии напряжений I рода на температурное положение максимума НЕСГУ. Используя (4), оценим температурное смещение максимума НЕСГУ для А-центра, возникающее в результате действия макронапряжений I рода. Для этого воспользуемся значениями $\Delta H = 0.17$ эВ, $\partial V^*/\partial T \approx -2 \cdot 10^{32}$ м³/К [25], $P \approx 10^6$ Н/м², определяемым выше из (5). При этом, как и отмечалось ранее, параметры $\langle v_n \rangle$, N_c , σ_n будем считать независимыми от P , а значения τ одинаковыми для $P = 0$ и $P = 10^6$ Н/м². Температура максимума НЕСГУ изменится при этом на величину менее 1 К, что не соответствует экспериментальному значению, которое составляло около 100 К. На наш взгляд, этот результат обусловлен влиянием на скорость эмиссии не столько макронапряжений I рода, сколько связанного с ними увеличения параметров решетки кремния и его влияния на активационный объем V^* и (или) скорость изменения его с температурой $\partial V^*/\partial T$.

С этим эффектом, возможно, и связано довольно высокое по температуре положение максимумов НЕСГУ в образцах групп II и III по сравнению с температурой максимумов А-центров, несмотря на то что энергия термоионизации ГУ в образцах этих групп меньше на несколько десятых электронвольта по сравнению с энергией термоионизации А-центра. Таким образом, кроме уменьшения энергии термоионизации ГУ А-центра из-за остаточных микронапряжений II рода, в образцах групп II и III происходит, по-видимому, и изменение параметров V^* и $\partial V^*/\partial T$.

Здесь считаем необходимым вернуться к нашей работе [9]. Смещение максимума НЕСГУ, наблюдаемое в [9] и связанное с А-центрами, происходило, как отмечалось в [9], в образцах, которые механически шлифовались и полировались с двух сторон. Это, по-видимому, связано с тем, что образцы, исследуемые в [9], несмотря на двухстороннюю обработку, оказывались прогнутыми, как и образцы группы I. В [9] этот факт остался незамеченным.

Приведенные результаты, на наш взгляд, свидетельствуют о том, что ГУ, обнаруженные нами в кремнии после импульсной фотонной обработки [15-17], также связаны с А-центрами, причем наблюдаемое в [15,16,18] более высокое по температуре положение максимума НЕСГУ для этих центров тоже объясняется увеличением параметра решетки образцов (что эквивалентно действию микронапряжений I рода) и изменением при этом величины $\partial V^*/\partial T$ в (4). Некоторое эффективное увеличение параметра решетки кремния после воздействия низкотемпературной импульсной фотонной обработки может быть обусловлено весьма высокой концентрацией пар Френкеля при их генерации в приповерхностной области образцов, как это и предполагалось нами ранее [17-19].

Кроме того, полученные экспериментальные данные могут способствовать качественному объяснению результатов исследований НЕСГУ при одноосной деформации кристаллов кремния, содержащих А-центры [11,12]. Так, наблюдаемое в [11,12] расщепление основного максимума, связанного с А-центрами, сопровождалось смещением одного максимума в сторону низких температур (на величину нескольких десятков градусов), а другого — в сторону высоких температур (на величину нескольких градусов). Причем смещение в сторону низких температур и значительное уменьшение энергии термоионизации может быть связано с деформацией сжатия вблизи А-центров в поле микронапряжений II рода. Смещение же максимума в сторону высоких температур в [11,12] связывалось с А-центрами, пространственно ориентированными под углом к действию внешних напряжений сжатия, что эквивалентно некоторому одноосному увеличению параметра решетки вблизи этих А-центров. Последнее практически не влияет на энергию термоионизации, но может приводить к изменению параметра $\partial V^*/\partial T$ в (4).

В заключение необходимо отметить, что представленные в данной работе результаты свидетельствуют, на наш взгляд, о том, что механическая полировка поверхности кремния приводит к образованию в его приповерхностной области А-центров и, следовательно, пар Френкеля. Эти результаты подтверждают выводы работы [2] по исследо-

ванию ЭПР в порошках кремния и работ [3,4] по исследованию внутреннего трения в кремнии с механически обработанной поверхностью. Причем, как установлено в данной работе, микроскопические свойства А-центров изменяются в зависимости от вида остаточных напряжений, обусловленных механической полировкой поверхности образцов и импульсной фотонной обработкой, что проявляется в виде характерных особенностей спектра НЕСГУ.

Список литературы

- [1] М.В. Власова, Н.Г. Какадей. *Электронный парамагнитный резонанс в механически разрушенных твердых телах* (Киев, 1979).
- [2] T. Wada, T. Mizutani, V. Hirose. *J. Phys. Soc. Japan.*, **22**, 1060 (1967).
- [3] В.С. Постников, В.И. Кириллов, Ю.А. Капустин, В.С. Борисов. *Физика и химия обраб. материалов*, **6**, 98 (1985).
- [4] В.И. Белявский, Ю.А. Капустин. *Изв. РАН. Серия физ.*, **57**, 50 (1993).
- [5] В.В. Емцев, Т.В. Машовец, В.В. Михнович. *ФТП*, **26**, 22 (1992).
- [6] В.В. Вавилов, В.Ф. Киселев, Б.Н. Мукашев. *Дефекты в кремнии и на его поверхности* (М., 1990).
- [7] Ж. Бургуэн, М. Ланно. *Точечные дефекты в полупроводниках* (М., 1985).
- [8] Ю.А. Капустин, Б.М. Колокольников, В.В. Котов, А.В. Медведков. *ФТП*, **24**, 871 (1990).
- [9] Ю.А. Капустин, Б.М. Колокольников, А.П. Ровинский, А.М. Черников. *Поверхность*, вып. 5, 69 (1992).
- [10] A. Mesli, E. Courcelle, T. Zundel, P. Siffert. *Phys. Rev. B*, **36**, 8049 (1987).
- [11] J.M. Meese, J.M. Farmer, C.D. Lamp. *Phys. Rev. Lett.*, **5**, 1286 (1983).
- [12] C.D. Lamp, J.M. Farmer, J.M. Meese. *Rev. Sci. Instrum.*, **55**, 210 (1984).
- [13] А.А. Каплянский. *Опт. и спектр.*, XVI, 602 (1964).
- [14] G.D. Watkins, J.W. Corbett. *Phys. Rev.*, **121**, 1001 (1961).
- [15] Ю.А. Капустин, Б.М. Колокольников, А.А. Свешников, В.П. Злобин. *ФТП*, **22**, 1708 (1988).
- [16] Ю.А. Капустин, Б.М. Колокольников, А.А. Свешников. *ФТП*, **24**, 318 (1990).
- [17] V.I. Belyavsky, Yu.A. Kapustin, V.V. Sviridov. *Def. Dif. Forum*, **103**, 265 (1993).
- [18] В.И. Белявский, Ю.А. Капустин, В.В. Свиридов. *ФТП*, **26**, 1832 (1992).
- [19] В.И. Белявский, Ю.А. Капустин, В.В. Свиридов. *ФТП*, **25**, 1204 (1991).
- [20] В.Г. Еременко, В.И. Никитенко, Е.Б. Якимов. *ЖЭТФ*, **73**, 1129 (1977).
- [21] V.A. Grazhulis, V.V. Kveder, V.Yu. Mukhina. *Phys. St. Sol. (a)*, **43**, 407 (1977).
- [22] D. Vuillaume, J.C. Bourgoin. *Surf. Sci.*, **162**, 680 (1985).
- [23] J.A. van-Vechten, C.D. Thyrmoud. *Phys. Rev.*, **14**, 3539 (1976).
- [24] D.V. Lang, H.G. Grimmeiss, E. Meijer, M. Jaros. *Phys. Rev. B*, **22**, 3917 (1980).
- [25] G.A. Samara, C.E. Barnes. *Phys. Rev. Lett.*, **57**, 2069 (1986).
- [26] Л.С. Берман, А.А. Лебедев. *Емкостная спектроскопия глубоких центров в полупроводниках* (Л., 1981).
- [27] А.С. Уманский. *Рентгенография металлов и полупроводников* (М., 1969).

Редактор Л.В. Шаронова