

## О природе трещин на примере монокристаллического кремния, подвергнутого анодному травлению

© Н.Н. Герасименко<sup>+\*∇¶</sup>, К.Б. Тыныштыкбаев<sup>‡¶¶</sup>, В.В. Старков<sup>≠</sup>, Н.А. Медетов<sup>+</sup>,  
С.Ж. Токмолдин<sup>‡</sup>, Е.А. Гостева<sup>•</sup>

<sup>+</sup> НИУ „Московский государственный институт электронной техники“,  
124498 Зеленоград, Москва, Россия

<sup>\*</sup> Физический институт им. П.Н. Лебедева Российской академии наук,  
119991 Москва, Россия

<sup>‡</sup> Физико-технический институт,  
005032 Алматы, Республика Казахстан

<sup>≠</sup> Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов Российской академии наук,  
142432 Черноголовка, Московская обл., Россия

<sup>•</sup> «Национальный исследовательский технологический университет „МИСиС“»,  
119049 Москва, Россия

<sup>∇</sup> Национальный исследовательский Томский государственный университет,  
634050 Томск, Россия

(Получена 30 мая 2013 г. Принята к печати 6 декабря 2013 г.)

При длительном анодном травлении монокристаллического кремния  $p$ -Si (100) в электролитах с внутренним источником тока наблюдается образование трещин. Показано, что трещины формируются в условиях „мягкого“ воздействия, когда возможно образование квазиравновесных точечных дефектов, их последующее пространственно-временное распределение в результате миграции к различным стокам и образование пор. Условия „мягкого“ воздействия имеют место при электротехническом травлении в электролите с внутренним источником тока, а также при низкоэнергетических околороговых радиационных облучениях, при тепловых, механических, химических и других воздействиях. Сделано заключение об общем характере процессов образования трещин в упругих твердых телах, связанном с трансформацией пор при длительных временах воздействия в микропоры и трещины.

### 1. Введение

Повышенный интерес исследователей к дальнейшему развитию процессов формирования пористых слоев и мембран на основе кремния связан с перспективами использования пористого кремния ( $\text{por-Si}$ ) в разнообразных устройствах фотоэлектрических преобразователей, микротопливных элементов, литиевых батарей, сенсорных устройств и т.д. [1]. Главным достоинством  $\text{por-Si}$  является возможность контролируемого получения пористого материала с необходимыми для того или иного применения физическими характеристиками. Диапазон изменения этих характеристик  $\text{por-Si}$  в зависимости от пористости и размера пор представлен в таблице [1]. Наибольшей пористостью ( $\sim 90\%$ ) обладают нанопористые пленки кремния. Они характеризуются наибольшей площадью удельной поверхности, достигающей значения  $1000 \text{ м}^2/\text{см}^3$ , а также максимальным удельным сопротивлением ( $\rho = 10^{10} - 10^{12} \text{ Ом} \cdot \text{см}$ ). В то же время наиболее просто нанопористые пленки формировать на кремнии с наименьшим удельным сопротивлением, и они обладают самым низким значением модуля Юнга ( $0.87 \text{ ГПа}$  при пористости  $90\%$ ). Последнее обстоятельство объясняет то, что из-за высокой хрупкости в устройствах с размерами  $> 1 \text{ см}^2$  практически не используются мембраны на основе нанопористого кремния. Как правило,

нанопористый кремний, независимо от методов получения, используют в виде пленок, которые формируют на поверхности кремния толщиной до нескольких десятков мкм. Увеличение толщины нанопористого слоя кремния приводит к растрескиванию, которое наблюдалось различными авторами после проведения процесса травления, а точнее после извлечения из электролита и сушки образцов (см., например, [2,3]). Причиной растрескивания пленок являются как остаточные напряжения, так и силы капиллярного воздействия, возникающие в процессе сушки образцов. Преобладание латерально направленных напряжений приводит к формированию „снопообразных“ островков пористой пленки, которые разделены сквозными (до подложки) трещинами. Преобладание в пленке нормально ориентированных к поверхности напряжений приводит не только к растрескиванию пористого слоя и формированию отделенных друг от друга островков, но и к полному отслаиванию их от кремниевой подложки в виде отдельных чешуек.

Для применения  $\text{por-Si}$  в качестве электродов химических источников тока или микротопливных элементов необходимы слои с высокой проводимостью. Однако нанопористые пленки кремния, как было изложено выше, характеризуются высоким электрическим сопротивлением. Поэтому для формирования проводящих электродов в виде мембран используют макропористый кремний, который получают, как правило, методами

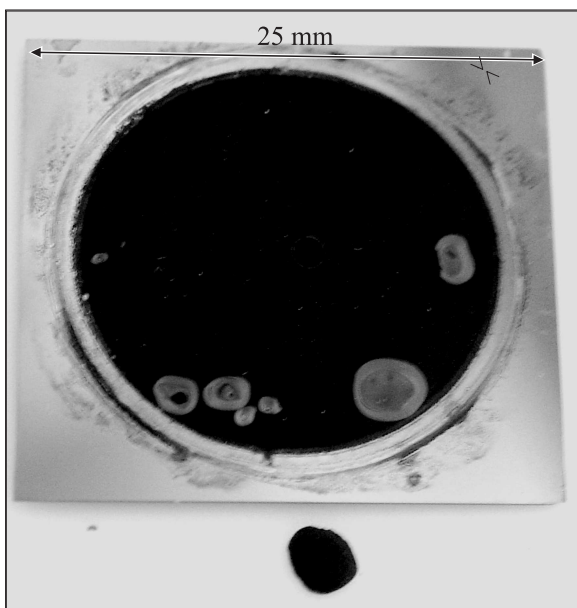
<sup>¶</sup> E-mail: rmta@miee.ru

<sup>¶¶</sup> E-mail: kt011@sci.kz

Физические свойства пористого кремния в зависимости от пористости или размера пор

Физическая характеристика	c-Si	por-Si (пористость)
Модуль Юнга, ГПа	160	83 (20%) – 0.87 (90%)
Удельное сопротивление, Ом·см	0.01 – (> 1000)	$10^{10}$ – $10^{12}$ (нанопористый)
Запрещенная зона, эВ	1.12	1.4 (70%) – 2 (90%)
Удельная поверхность, м <sup>2</sup> /см <sup>3</sup>	0.2	1000 (нанопористый)
Коэффициент преломления	3.94	1.2 – 2.87 (нанопористый)
Протонная проводимость, См/м	–	$10^{-3}$ – $10^{-4}$ (нанопористый)
Теплопроводность, Вт/мК	157	1.2

глубокого анодного травления (ГАТ). Толщина таких мембран может достигать до нескольких сотен мкм, пористость может достигать 80%, а размеры пор могут составлять 0.7–10 мкм в зависимости от удельного сопротивления кремния и режимов ГАТ [4,5]. Учитывая то, что средняя скорость травления по глубине обычного процесса ГАТ составляет ~1 мкм/мин, процесс формирования пористого слоя занимает по длительности несколько часов в зависимости от необходимой толщины. В процессе длительного травления зачастую наблюдается самопроизвольное отслаивание отдельных участков пористого слоя от подложки, которое сопровождается характерным звуковым щелчком. На рис. 1 представлено изображение макропористой структуры, в процессе травления которой наблюдалось самопроизвольное отслаивание отдельных участков пористого слоя. Анализу причин, приводящих к этому нежелательному явлению, наблюдаемому в процессе ГАТ при формировании макропористой структуры, посвящена настоящая работа.

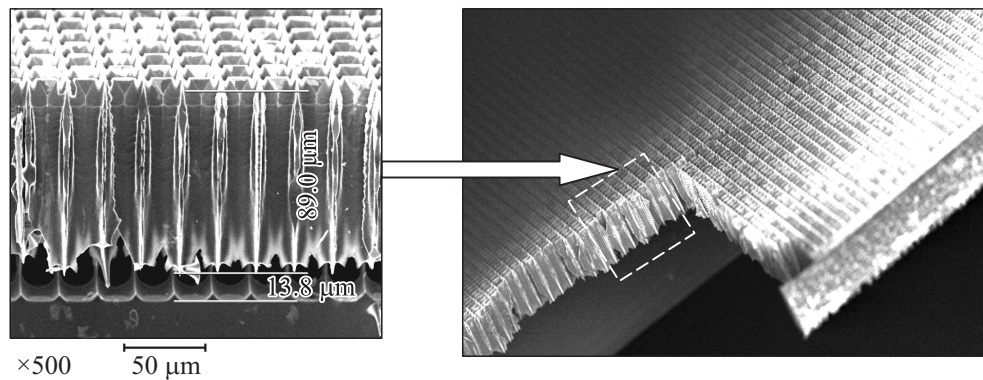


**Рис. 1.** Изображение структуры por-Si, полученной в процессе ГАТ. В нижней части размещен отколовшийся в процессе ГАТ фрагмент пористого слоя.

## 2. Анализ причин, приводящих к образованию неконтролируемых трещин в процессе глубокого анодного травления кремния

### 2.1. Управляемое (контролируемое) скалывание пористой пленки

Известно несколько механизмов, которые приводят к формированию скола и последующему отделению пористого слоя от кремниевой подложки. В работах [5–7] нами были показаны возможности контролируемого изменения профиля (диаметра) пор при анодном травлении. Управление осуществляется изменением плотности тока травления в случае *p*-кремния или плотности фототока травления для *n*-кремния. Упорядоченная пористая структура сформирована на пластине монокристаллического кремния марки 100КДБ1200, ориентация поверхности (100), по технологической схеме, изложенной в [5]. Травление осуществлялось при плотности тока 10 мА/см<sup>2</sup> в растворе HF:(CH<sub>3</sub>)<sub>2</sub>CHON:H<sub>2</sub>O = (5:6:29) в течение 185 мин. Затем плотность тока травления увеличивалась до 50 мА/см<sup>2</sup>, и через 1–2 мин процесс заканчивался отслаиванием пористого слоя по всей площади анодного травления (рис. 2). Аналогичного результата можно достичь, используя зависимость диаметра пор от состава травящего раствора. Так, при ГАТ кремния *p*-типа проводимости с  $\rho \geq 1000$  Ом·см, ориентацией поверхности пластин (100) и при плотности тока травления 10 мА/см<sup>2</sup>, диаметр пор составляет: 10 мкм при травлении в растворе плавиковой кислоты в диметилформамиде (ДМФ) с соотношением компонентов HF:ДМФ = 1:10 и 4.4 мкм при травлении в водно-спиртовом растворе плавиковой кислоты HF:H<sub>2</sub>O:(CH<sub>3</sub>)<sub>2</sub>CHON = 5:6:9. Таким образом, если после достижения некоторой глубины травления сменить спиртовой раствор на раствор плавиковой кислоты в ДМФ, произойдет отслаивание пористой пленки. Для этого межпоровое расстояние не должно превышать 10 мкм, что для выбранного кремния легко реализуется выбором расстояния между искусственными нуклеационными центрами для упорядоченной структуры por-Si [5] или величиной начальной плотности тока травления для неупорядоченной структуры por-Si [4].



**Рис. 2.** Процесс отделения пористой пленки. Упорядоченная пористая структура сформирована на пластине монокристаллического кремния 100КДБ1200, ориентация поверхности (100). Травление осуществлялось при плотности тока  $10 \text{ mA/cm}^2$  в растворе  $\text{HF}:\text{H}_2\text{O}:(\text{CH}_3)_2\text{СНОН} = (5:6:29)$  в течение 185 мин, затем плотность тока травления увеличивалась до  $50 \text{ mA/cm}^2$  [5].

В работе [8] было установлено, что в процессе ГАТ в Si возникают механические напряжения, которые возрастают с увеличением глубины травления, приводя к морфологической трансформации структуры пор. Эксперименты с ГАТ одноосно-напряженной пластины кремния [9], кроме того, показали, что для выбранного режима ГАТ при величине сжимающих напряжений, соответствующей 31 МПа, заметна тенденция к топологическому перераспределению пор с квазигексагонального расположения в квазиодномерное (щелевое). В относительно однородном по глубине пористом слое, составляющем  $\sim 18 \text{ мкм}$ , характерном для области меньших наименьшими значениями нагрузки, начинает изменяться не только порядок расположения пор, но и структура самих пор. Увеличивается размер пор по площади сечения, и начиная с нагрузок  $\sim 99 \text{ МПа}$  появляются протяженные щелевые структуры, глубина которых превышает глубину рядом расположенных пор. Глубина самих щелевых структур увеличивается и достигает  $29 \text{ мкм}$  при  $138 \text{ МПа}$ .

## 2.2. Анализ возможных механизмов неконтролируемого скалывания пористого слоя в процессе глубокого анодного травления кремния

В отличие от управляемого, неуправляемый процесс скалывания в локальных областях травящейся поверхности нарушает гомогенность получаемых мембран на основе  $\text{por-Si}$ . В то же время приведенный выше анализ экспериментальных результатов позволяет предположить наиболее вероятные причины, приводящие к нежелательным скалываниям пористого слоя в процессе ГАТ. Прежде всего это неоднородности, характерные для пластин кремния различного качества, проявление которых особенно заметно при увеличении площади обрабатываемого участка пластин. К ним необходимо отнести разброс по удельному сопротивлению, неоднородность по толщине пластины. Эти проявления, как

минимум, приводят к непланарности фронта травления (границы  $\text{por-Si}$ ) по причине зависимости диаметра пор и скорости травления от уровня легирования кремния и плотности тока травления. Необходимо добавить также флуктуации, связанные с особенностью процесса ГАТ, и в первую очередь возможность перераспределения тока между отдельными участками травящейся поверхности. В результате глубина травления на локальных участках может существенно различаться, что в свою очередь приводит к формированию полей механических напряжений. В областях сжимающих напряжений, как было показано в работе [9], отдельные поры трансформируются в щелевую структуру.

Известно [10], что процесс формирования и роста трещин в упругой среде начинается с образования пор. В свою очередь, поры формируются в результате образования точечных дефектов в виде межузельных атомов и вакансий ( $I_{\text{Si}}$  и  $V_{\text{Si}}$  в случае кремния).

Для объяснения динамики зарождения трещин и формирования кремниевых выступов нами была привлечена модель дефектно-деформационного механизма упорядочения точечных дефектов  $I_{\text{Si}}$  и  $V_{\text{Si}}$ , возникающих при реакциях травления кремния, предложенная первоначально для образцов различных материалов — полупроводников, металлов, диэлектриков, подвергнутых воздействиям лазерного излучения малой интенсивности [11]. Впоследствии она была развита и для образцов, подвергнутых электрохимическому травлению [12].

Возникающие при химических и электрохимических реакциях травления кремния дефекты  $I_{\text{Si}}$  и  $V_{\text{Si}}$  одновременно являются структурными дефектами поверхностной и приповерхностной областей  $c\text{-Si}$ . Дефекты  $I_{\text{Si}}$  из-за высокой их подвижности диффундируют быстрее  $V_{\text{Si}}$ , на большие расстояния и к различным стокам. Для  $c\text{-Si}$  с плоскостью поверхности (100) преимущественными направлениями перемещения  $I_{\text{Si}}$  являются кристаллографические оси [010] и [001] с наименьшей плотностью упаковки атомов решетки кристалла [13]. Вакансии  $V_{\text{Si}}$  также перемещаются к различным стокам путем замеще-

ния их атомами кремния, но скорость их диффузии мала по сравнению со скоростью перемещения  $I_{Si}$ . Поэтому  $V_{Si}$ , как правило, сосредотачиваются на поверхности  $c$ -Si, являясь затравочными центрами для возникновения пор [5]. Таким образом, формируется пространственно-временное распределение  $I_{Si}$ ,  $V_{Si}$  и происходит их локализация в поверхностной и приповерхностной областях  $c$ -Si, что приводит к образованию волнового рельефа поверхности в виде выступов и впадин и к дополнительной деформации поверхности кристалла [11,12]. При достижении критического порогового значения концентраций  $I_{Si}$  и  $V_{Si}$  имеет место спонтанное их самоупорядочение. Вакансии  $V_{Si}$  самоупорядочиваются равномерно по поверхности в виде квазигексагональных формирований [12], а  $I_{Si}$  преимущественно собираются вдоль кристаллографических направлений [010] и [001] на границе раздела ПК/ $c$ -Si.

Подобное образование пространственно-разделенных вакансионных и межузельных кластерных образований наблюдалось в монокристаллическом кремнии при электронном облучении [14], где с помощью высокоразрешающего электронного микроскопа было показано *in situ* преимущественное взаимодействие  $V_{Si}$  с поверхностью кристалла. В этих условиях сток  $V_{Si}$  на поверхность обеспечивает накопление  $I_{Si}$  в приповерхностной области кристалла вследствие появления энергетического барьера для взаимной рекомбинации  $I_{Si}$  и  $V_{Si}$ . Доминирование дефектов межузельного типа является следствием пересыщения  $I_{Si}$ , возникающего из-за неравенства коэффициентов диффузии вакансий,  $k_V$ , и межузлий,  $k_I$ :  $k_V \ll k_I$ .

Образование трещин на поверхности  $p$ -Si с плоскостью (100) и отсутствие образования их на  $p$ -Si с плоскостью поверхности (111) [3] при тех же условиях травления объясняется в первую очередь различием скоростей их электрохимического травления [15], которая минимальна в направлении [111] из-за максимальной плотности упаковки атомов в кристаллической решетке Si и которая в 10–15 раз меньше скорости травления Si в направлении [100]. Это определяет большую плотность потоков атомов кремния, участвующих в формировании массива островков нанокристаллов (НК)  $por$ -Si на поверхности Si (100), и форму и размеры островков [16].

Кроме того, известно, что грани поверхности атомов Si в кристаллографическом направлении [111] имеют в 5 раз большую энергию, чем атомов Si в плоскости (100) [17], что, по мнению авторов [18], является основной причиной, способствующей большей атомарной гладкости поверхности (111) по сравнению с (100) и соответственно большей морфологической устойчивостью этой грани. В этом, по-видимому, заключается основная причина того, что  $por$ -Si на поверхности Si (111) в процессе длительного электрохимического травления не образуется из-за повышенной энергии образования ступеней и изломов атомарно-шероховатой поверхности

на (111) при этих условиях травления по сравнению с поверхностью (100).

Необходимо отметить, что образование трещин наблюдается не только при электрохимическом травлении  $p$ -Si (100), но и при травлении в электролите с внутренним источником тока, когда в электролите присутствует сильный окислитель  $H_2O_2$ . Это указывает на принципиальную роль окисления поверхности в процессе формирования трещин на поверхности  $por$ -Si.

Мы полагаем, что отдельные этапы процесса образования пор и соответственно нанокристаллов  $por$ -Si в процессе травления имеют аналогию с процессом эпитаксиального роста массива островков НК малых размеров ( $< 10$  нм) и высокой плотности ( $10^{12} - 10^{13} \text{ см}^{-2}$ ) при молекулярно-лучевом осаждении атомов Si на предварительно окисленную поверхность Si [19]. В этом случае механизм эпитаксиального роста островкового зародышеобразования на окисленной поверхности  $c$ -Si включает процесс прямого взаимодействия осажденного атома Si с атомарно-чистой поверхностью кремния, получаемой удалением атомов кислорода.

В пользу нашей точки зрения свидетельствуют данные [20], где было показано, что при добавлении  $H_2O_2$  в стандартный HF-электролит образуется  $por$ -Si с меньшими размерами НК и меньшей их дисперсией, чем при порообразовании в стандартном электролите без  $H_2O_2$ . Меньшие размеры НК Si, по мнению авторов этой работы, обусловлены более сильным окислением НК в присутствии сильного окислителя и последующим растворением окислов. Таким окислителем при травлении Si в HF-электролите с  $H_2O_2$  является синглетный кислород, который образуется при освещении НК в  $por$ -Si, находящихся в контакте с растворенным в электролите кислородом. Таким образом, не исключается роль синглетного кислорода в процессе формирования трещин при длительном анодном травлении  $p$ -Si (100) в HF: $H_2O_2$ .

Не исключено, что в электролитах с добавкой  $H_2O_2$  может иметь место интенсивный процесс окисления (доокисления) поверхности кремния за счет образования синглетного кислорода без освещения из-за каталитического влияния развитой поверхности [21], каковой является поверхность  $por$ -Si.

В связи с этим следует отметить зависимость глубины залегания межузельных кластеров в приповерхностной области от толщины оксида на поверхности Si при его облучении высокоэнергетичными (1 МэВ) электронами [14]. В работе [14] показано, что при толщине оксида 1 нм зона стока  $I_{Si}$  составляет 300 нм, а при толщине 15–30 нм она уменьшается до 15–30 нм. Так как в случае электрохимического травления процесс травления Si в HF идет через растворение  $SiO_2$  и тем самым исключается влияние оксида кремния на глубину залегания зоны стока  $I_{Si}$ , возможно длиннопробежное залегание  $I_{Si}$  (межузельных кластеров) в приповерхностной области.

Условия „мягкого“ воздействия могут быть реализованы при низкоэнергетических (пороговых) радиационных лазерных, электронных, ионных воздействиях. Общеизвестно, что при этом наблюдается образование волнового рельефа поверхности кристалла [11,14]. Это возможно, как уже упоминалось выше, за счет пространственно-временного распределения точечных дефектов [11,12]. При достижении критических концентраций накопления точечных дефектов в упругих кристаллах происходит образование трещин.

В качестве примера приведем известное явление отслаивания тонких слоев от пластины кремния при облучении ионами водорода или гелия [22–24], что привело впоследствии к патентованию технологии SMART CUT. Явление отслаивания тонких слоев Si связано с взаимодействием внедренных атомов водорода с радиационными дефектами. Нам представляется, что оба этих явления — отслаивание слоев при радиационном воздействии и образование трещин при электрохимическом травлении — объединяет одно фундаментальное обстоятельство, состоящее в том, что они связаны с генерацией точечных структурных дефектов, т.е. с образованием близких пар Френкеля —  $I_{Si}$  и  $V_{Si}$ .

Рассмотрим подробнее процесс образования дефектов в облученном протонами кремнии, приводящий к скалыванию верхнего слоя пластины (процесс SMART CUT) при температуре нагрева выше 400°C. Сколотые поверхности являются идеально гладкими [25]. При этом формирование таких структур ускоряется на образцах, сильно легированных бором [26], в присутствии  $\delta$ -слоев, легированных бором [27].

Установлено, что при температурах 200–450°C, предшествующих наступлению самого явления скалывания, спектры инфракрасного поглощения SiH-связей трансформируются так, что в спектрах присутствуют молекулы силанов с большим содержанием атомов кремния [15,23]. Об этом свидетельствуют доминирующие в спектре SiH-линии поглощения на частотах 2105, 2125, 2160, 2185, 2218 см<sup>-1</sup>. Таким образом, наблюдается обогащение силановых комплексов межузельными атомами  $I_{Si}$ .

В этой же области температур нагрева 200–400°C облученных протонами образцов кремния наблюдается образование стержнеобразных дефектов межузельного типа {113} [28]. Наблюдаемое в процессе отжига изменение спектра инфракрасного поглощения пользы в пользу доминирования полос поглощения, соответствующих увеличенному содержанию атомов кремния в молекуле SiH (если сравнивать спектр поглощения облученного протонами кремния со спектром поглощения газообразного силана), может свидетельствовать о том, что при нагревании начинают формироваться зародыши стержнеобразных дефектов. Это особенно сильно проявляется в присутствии атомов бора, которые могут служить зародышами для образования таких дефектов, и к тому же образование дефектов стимулируется присутствием атомов бора [27]. Об этом свидетельствуют

результаты работы по наблюдению интенсивной фотолуминесценции на кремнии после облучения протонами [29].

Все эти факты помогают подойти к пониманию процесса скалывания и позволяют заключить, что напряжение, приводящее к скалыванию, формируется за счет объединения  $I_{Si}$  в области максимальной концентрации (максимум профиля распределения) дефектов. Разрастающиеся межузельные комплексные дефекты могут служить источником напряжений, приводящих к образованию трещин, которые в свою очередь вызывают отслаивание тонких слоев пластин с идеально гладкой поверхностью, толщиной, совпадающей с пробегом бомбардирующих протонов.

Таким образом, все это дает основание сделать вывод о том, что образование трещин при электрохимическом травлении кремния и эффекты отслаивания тонких слоев кремния при радиационном (протонном) воздействии имеют одинаковую природу. Она определяется накоплением межузельных атомов материала матрицы за счет объединения  $I_{Si}$  и возникновением напряжения в области их максимальной концентрации (максимум профиля распределения дефектов при внедрении протонов). Разрастающиеся межузельные комплексные дефекты становятся источниками напряжений, что приводит к образованию трещин, которые в свою очередь вызывают отслаивание тонких слоев пластин с идеально гладкой поверхностью. Накопление  $I_{Si}$  в локальной области определяется „мягким“ условием возникновения близких пар Френкеля —  $I_{Si}$  и  $V_{Si}$ , когда возможно их пространственно-временное разделение и возникновение упруго-деформационного поля.

Все эти факты образования трещин в упругом твердом теле в условиях „мягкого“ воздействия указывают на то, что они имеют одинаковую природу, а именно возникновение упруго-деформационного поля напряжения за счет пространственно-временного распределения близких пар Френкеля точечных дефектов  $I_{Si}$  и  $V_{Si}$  и их накопления (в основном  $I_{Si}$ ) при длительных временах воздействия.

### 3. Заключение

Таким образом, на основании полученных авторами и приведенных в литературе данных можно сделать вывод, что образование трещин в упругом твердом теле в условиях „мягкого“ воздействия определяется начальной стадией дефектообразования, а именно возникновением точечных дефектов  $I_{Si}$  и  $V_{Si}$ , пространственно-временным распределением их и процессами дальнейшего их накопления и образования пор. Эти процессы зависят от условий эксперимента, в которых проявляется многообразие действующих факторов и параметров, начиная от влияния атомной шероховатости поверхности реального кристалла и упруго-деформационных сил, возникающих при этом, до дефектно-деформационного механизма упорядочения дефектов.

## Список литературы

- [1] В.В. Старков. *Все материалы. Энциклопедический справочник* (2009) № 4, с. 13.
- [2] M.D. Mason, D.J. Sirbuly, S.K. Buratto. *Thin Sol. Films*, **406**, 151 (2002).
- [3] К.Б. Тыныштыкбаев, Ю.А. Рябкин, К.А. Мить, Б.А. Рақыметов, Т. Айтмуқан. *ФТТ*, **53**, 1498 (2001).
- [4] В.В. Старков, В.М. Цейтлин, И. Конли, Х. Престинг, У. Кениг, А.Ф. Вяткин. *Микросистемная техника*, № 7, 35 (2001).
- [5] В.В. Старков, Е.А. Старостина, И. Конли, Х. Престинг, У. Кениг, А.Ф. Вяткин. *Микросистемная техника*, № 8, 34 (2001).
- [6] В.В. Старков, Л.Г. Шабельников, М.В. Григорьев, А.П. Ушакова. *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные, нейтронные исследования*, № 1, 146 (1999).
- [7] В.В. Старков, И. Конли, Х. Престинг, У. Кениг, А.Ф. Вяткин, В.М. Цейтлин. *Микросистемная техника*, № 2, 34 (2002).
- [8] В.В. Старков, Д.В. Иржак, Д.В. Рошупкин. *Деформация и разрушение материалов*, № 10, 6 (2008).
- [9] В.В. Старков, Е.Ю. Гаврилин, А.Ф. Вяткин, В.И. Емельянов, К.И. Еремин. *Перспективные материалы*, № 6, 25 (2003).
- [10] П.Г. Черемской, В.П. Бетехтин, В.В. Слезов. *Поры в твердом теле* (Энергоатомиздат, М., 1990).
- [11] В.И. Емельянов. *Квант. электрон.*, **28**, 2 (1999).
- [12] В.И. Емельянов, В.В. Старков. *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные, нейтронные исследования*, № 6, 116 (2006).
- [13] Н. Леденцов, В.М. Устинов, В.А. Шукин, П.С. Копьев, Ж.И. Алфёров, Д. Бимберг. *ФТП*, **32**, 385 (1998).
- [14] Л.И. Федина, А.Л. Асеев. В кн.: *Нанотехнологии в полупроводниковой электронике*, под ред. А.Л. Асеева (Новосибирск, 2004) с. 179.
- [15] Д.Ф. Тимохов, Ф.П. Тимохов. *ФТП*, **43**, 95 (2009).
- [16] С.А. Кукушкин, А.В. Осипов. *УФН*, **168**, 1083 (1998).
- [17] J. Eaglesham, A.E. White, L.C. Feldman, N. Moriya, D.C. Jacobson. *Phys. Rev. Lett.*, **70**, 1643 (1993).
- [18] Yu.V. Bolkhovityanov, V.I. Yudaev, A.K. Gutakovskiy. *Thin Sol. Films*, **137**, 111 (1986).
- [19] А.А. Шкляев, М. Ичкава. *УФН*, **178**, 139 (2008).
- [20] Л.В. Беляков, Д.Н. Горячев, О.М. Сресели. *ФТП*, **41**, 1473 (2007).
- [21] В.Ф. Киселёв, О.В. Крылов. *Электронные явления в адсорбции и катализе на полупроводниках и диэлектриках* (М., Наука, 1979).
- [22] N.N. Gerasimenko, M. Rolle, Li-Jen Cheng, Y.H. Lee, J.C. Corelli, J.W. Corbett. *Phys. Status Solidi B*, **90**, 689 (1978).
- [23] M. Bruel. *Electron. Lett.*, **31**, 1201 (1995).
- [24] В.П. Попов, А.И. Антонова, А.А. Французов, Л.Н. Сафронов, Г.Н. Феофанов, О.В. Наумова, Д.В. Киланов. *ФТП*, **35**, 1075 (2001).
- [25] D.V. Kilanov, L.N. Safronov, V.P. Popov. *Sol. St. Phenomena*, **82-84**, 155 (2002).
- [26] Q.-Y. Tong, R. Scholz, U. Gösele, T.-H. Lee, L.-J. Hyang, Y.-L. Chao, T.Y. Tan. *Appl. Phys. Lett.*, **72**, 49 (1998).
- [27] V.P. Popov, L.N. Safronov, A.I. Nikiforov, R. Sholz. *ECS Proc.* (2005), PV 2005-06, p. 346.
- [28] V.V. Kalinin, A.L. Aseyev, N.N. Gerasimenko et. al. *Rad. Eff.*, **48**, 13 (1980).
- [29] Н.Н. Герасименко, А.Н. Михайлов, В.В. Козловский. *Докл. конф. Дефекты в полупроводниках* (СПб., 2010); *Докл. конф. Физико-химические основы модификации материалов* (Новосибирск, 2012).

Редактор Л.В. Шаронова

## On the common nature of cracks on the example of monocrystalline silicon subjected to anodic etching

N.N. Gerasimenko<sup>+\*∇</sup>, K.B. Tynyshtykbaev<sup>‡</sup>,  
V.V. Starkov<sup>≠</sup>, N.A. Medetov<sup>∇</sup>, S.Z. Tokmoldin<sup>‡</sup>,  
E.A. Gosteva<sup>•</sup>

<sup>+</sup> National Research University  
„Moscow Institute of Electronic Technology“,  
124498 Zelenograd, Moscow, Russia  
<sup>\*</sup> Lebedev Physical Institute,  
Russian Academy of Sciences,  
119991 Moscow, Russia  
<sup>‡</sup> Physical-Technical Institute,  
005032 Almaty, Kazakhstan  
<sup>≠</sup> Institute of Microelectronics Technology  
and High Purity Materials,  
142432 Chernogolovka, Moscow region, Russia  
<sup>•</sup> National University of Science and Technology,  
119049 Moscow, Russia  
<sup>∇</sup> National Research Tomsk State University,  
634050 Tomsk, Russia

**Abstract** At long anodic etching of single crystal silicon p-Si(100) in electrolytes with an internal current source, formation of cracks was observed. It is shown that the cracks are formed in the conditions of „soft“ impact, when the formation of quasi-equilibrium point defects and their subsequent spatial and temporal distribution as a result of their migration to a different run-offs are possible. Terms of the „soft“ effect take place during the electrochemical etching in an electrolyte with an internal current source, as well as at low-energy near-threshold of defects formation irradiation, the thermal, mechanical, chemical, and other influences. The conclusion is made about the general nature of the formation of cracks in elastic solids connected to transformation of pores at long exposure times into the micropores and cracks.