

УДК 621.315.592

**МЕХАНИЗМ МИКРОСТРУКТУРИРОВАНИЯ СИСТЕМЫ SiO<sub>2</sub>/Si  
ПРИ ОБЛУЧЕНИИ СКАНИРУЮЩИМ ПУЧКОМ ИМПУЛЬСНОГО  
ВОЛОКОННОГО ЛАЗЕРА**

**А.М. Скворцов, Хуинь Конг Ту, Р.А. Халецкий**

Рассматривается механизм микроstructuring системы SiO<sub>2</sub>/Si при облучении импульсным волоконным лазером ИЛИ-1-50 с применением режима сканирования лазерного пучка. Приведены результаты микроstructuring при такой мощности излучения, когда происходит локальное плавление – кристаллизация кремния, но не разрушается пленка SiO<sub>2</sub>. Показано, что при малых дозах облучения (облучение в сходящихся лучах лазера) плавление кремния локализуется на поверхности кремния на структурных дефектах, в частности, в местах выхода на поверхность дислокаций, генерируемых лазерным облучением. Показано, что с ростом дозы облучения вначале происходит увеличение площади областей расплава, затем – смыкание этих областей и образование протяженных узких «каналов» расплава. При этом пленка SiO<sub>2</sub> приобретает морфологию структурированной поверхности кремния.

**Ключевые слова:** лазерное облучение, плавление кремния, кристаллизация, структурные дефекты, дислокации, микроstructuring, сканирование.

**Введение**

На основе кремния изготавливается до 95% всех видов полупроводниковых устройств, в том числе изделий интегральной микроэлектроники. В настоящее время традиционная микроэлектроника вплот-

ную приблизилась к своим физическим пределам, в частности, в отношении размеров активных элементов. Так, например, в микропроцессорах, выпускаемых ведущими компаниями-производителями микросхем по 32 нм-технологии, достигнуты следующие размеры областей затворной композиции МОП-транзисторов: длина затвора 32 нм, длина канала 25 нм, толщина подзатворного слоя диоксида кремния 1,2 нм. В связи с этим, наряду с сохранением тенденции дальнейшего снижения размеров элементов при традиционной технологии ультрабольших интегральных схем (УБИС), проводятся интенсивные исследования по созданию нанокомпозитных материалов и разработке принципиально новых методов конструирования изделий наноэлектроники [1–3]. К таким новым нанокомпозитам можно отнести тонкие пленки диоксида кремния со встроенными в них нанокристаллами кремния [4].

С начала нового тысячелетия расширился круг исследований, направленных на создание устройств оптоэлектроники на основе кремния (кремниевой фотоники). Это обусловлено открытием в 1990 году Л. Кэнхемом интенсивной фотолюминесценции в пористом кремнии [5]. Оказалось, что могут быть получены излучатели фотонов в широком спектральном диапазоне в зависимости от размеров кристаллических наночастиц кремния в слое пористого кремния. Эти слои, по существу, представляют собой структуры из окисленных нанокристаллов и нанокристаллических нитей кремния. Позднее была показана возможность люминесценции в других структурах, содержащих нанокристаллы кремния в пленках диоксида кремния, выращенных на кремниевых подложках, имеющих высокую плотность нанокристаллов кремния [6–8]. Работы по созданию нанокомпозитов с подобной структурой являются актуальными как для создания устройств вычислительной техники, так и для элементов кремниевой фотоники. Авторами уже было показано [9], что для формирования таких нанокомпозитов может быть применено лазерное микроstructuring термически окисленных кремниевых пластин (системы SiO<sub>2</sub>/Si).

В настоящей работе приведены результаты исследования процессов микроstructuring системы SiO<sub>2</sub>/Si путем сканирования поверхности системы излучением иттербиевого волоконного импульсного лазера при дозах облучения от начала микроплавления кремния (граничная доза) до мощностей, при которых плавление кремния не сопровождается разрушением пленки диоксида кремния.

#### Методика эксперимента

В качестве экспериментальных образцов использовались пластины монокристаллического кремния КДБ-10, ориентированные в кристаллографической плоскости (111). На пластинах методом термического окисления во влажном кислороде был выращен слой SiO<sub>2</sub> толщиной 150 нм.

Для облучения системы SiO<sub>2</sub>/Si использовался импульсный иттербиевый волоконный лазер ИЛИ-1-50 с длиной волны  $\lambda = 1062$  нм и случайной поляризацией. Номинальная выходная мощность лазера 50 Вт, длительность импульсов 120 нс, номинальная энергия в импульсе при максимальной выходной энергии 1,0 мДж. Облучение проводилось в сходящихся лучах [10] с частотой следования импульсов 50 кГц, что обеспечивает необходимую зону облучения и равномерное распределение мощности по площади облучения по сравнению со сфокусированным пучком. Диаметр пятна облучения подложки в нашем случае составлял около 120 мкм.

В процессе облучения лазерный луч перемещался с переменной скоростью по прямой линии при помощи двух зеркал гальванометрического сканатора. Начальная и конечная скорости – 100 мм/с, в средней точке луч останавливался на 1 с (рис. 1). Длина полосы облучения составила 10 мм, ширина – около 120 мкм. Такой режим обеспечивал плавное изменение дозы облучения по линии сканирования, что позволило отследить характер микроstructuring системы SiO<sub>2</sub>/Si в зависимости от дозы облучения. Контроль морфологии облученных образцов проводился на оптическом микроскопе Axio Imager A1m фирмы Carl Zeiss, укомплектованном цифровой видеокамерой высокого разрешения.

Доза облучения рассчитывалась по формуле

$$D = P_{\text{имп}} \cdot t \cdot f \cdot \tau / S,$$

где  $P_{\text{имп}}$  – мощность одиночного импульса, Вт;  $t$  – время воздействия, с;  $f$  – частота повторения импульсов, Гц;  $\tau$  – длительность лазерного импульса, с;  $S$  – площадь пятна лазерного облучения.

#### Обсуждение полученных результатов

Предварительный выбор режима облучения и сканирования должен был обеспечить переход из граничной области мощности, где отсутствует плавление кремния, к появлению точечного плавления кремния (отдельных субмикронных областей). Таким начальным режимом облучения был выбран ранее указанный режим облучения: энергия импульсов 1,0 мДж, начальная и конечная скорости сканирования 100 мм/с. На рис. 2 приведены микрофотографии участков линии сканирования на той части, где последовательно происходит рост дозы облучения. Следует заметить, что после перемещения лазерного луча по линии сканирования в результате остывания ранее облученной части подложки происходит рекристаллизация расплава. При этом кристаллизованные области кремния и пленка SiO<sub>2</sub> сохраняют морфологию расплавленных областей.

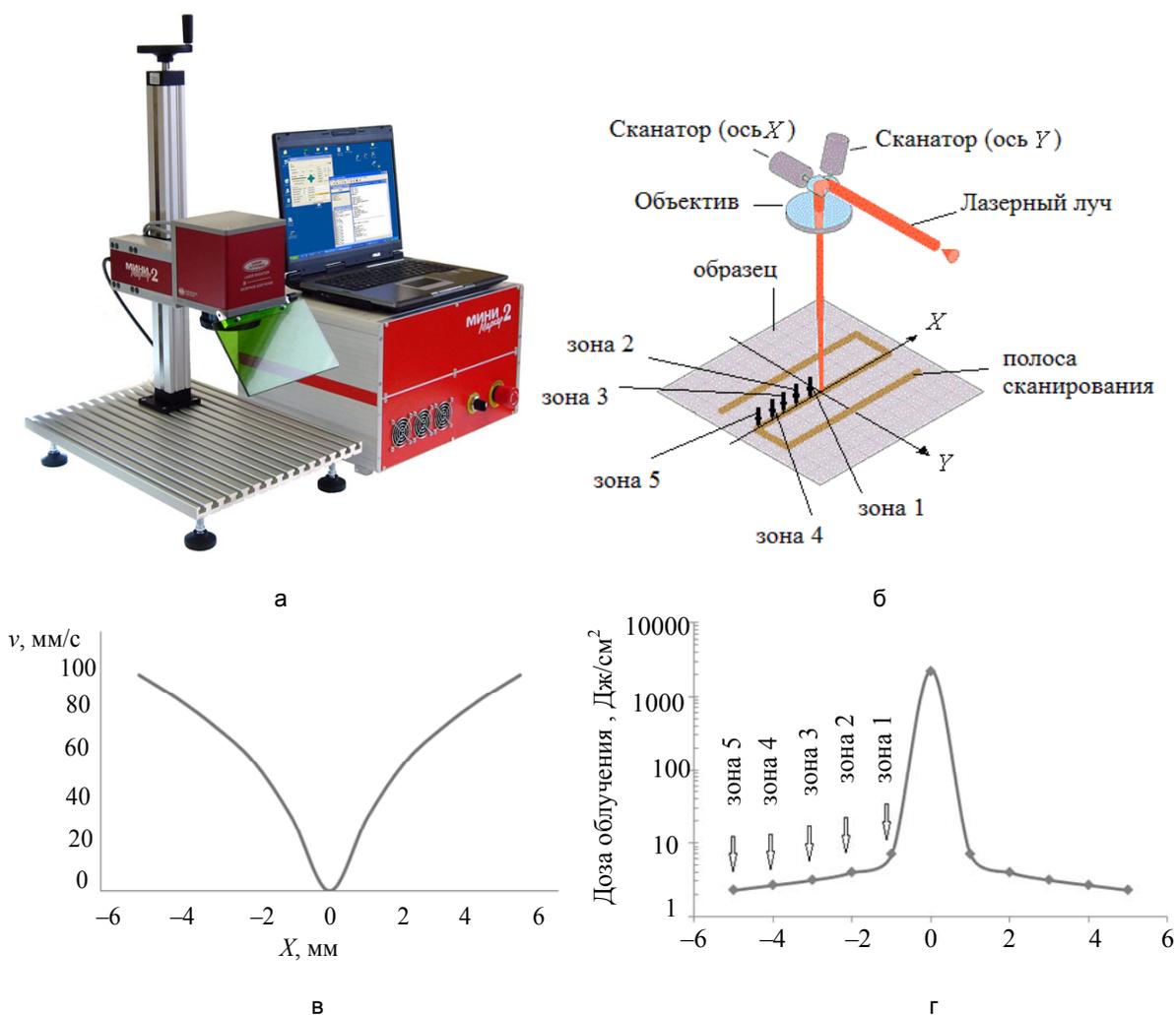


Рис. 1. Экспериментальная установка (а), схема процесса сканирования (б), график изменения скорости лазерного луча по линии сканирования (в), доза облучения в пересчете на скорость движения луча (г)

Как следует из рис. 2, а, при дозе облучения  $D = 2,3 \text{ Дж/см}^2$  на поверхности кремния появляются области плавления кремния субмикронных размеров, и только отдельные, наиболее крупные области достигают размеров в несколько десятых долей микрометра в диаметре. Причиной их появления могут являться структурные дефекты исходного материала подложки, а также дефекты, появляющиеся в результате воздействия лазерного излучения на поверхность кремния [11, 12].

Повышение дозы облучения приводит к увеличению размеров площадей расплавленных областей без появления новых центров микроплавления (рис. 2, б). Размеры расплавленных областей здесь вырастают до  $0,2\text{--}1,0 \text{ мкм}$ . Отдельные области имеют диаметр  $2\text{--}2,4 \text{ мкм}$ . Начиная с дозы, близкой к  $3,14 \text{ Дж/см}^2$ , наряду с ростом площадей расплавленного кремния появляются новые центры плавления (рис. 2, в). Общая площадь расплавленных областей на этом участке полосы сканирования составляет порядка 10%. Контуры границ рекристаллизованных областей начинают терять форму кругов. Дальнейший рост дозы облучения приводит к изменению формы кристаллизованных областей кремния, которая приближается к форме равносторонних треугольников (рис. 2, г), характерных для выхода плоскостей скольжения на поверхность кремниевой пластины, ориентированной в главной кристаллографической плоскости (111). Как известно [13], форму равносторонних треугольников на поверхности кремния приобретают ямки анизотропного химического травления в местах выхода дислокаций на поверхность, имеющую ориентацию (111). В нашем случае плавление кремния, подобно химическому травлению, возникало в локальных областях поверхности кремния, имеющих более низкую энергию, чем соседние области, т.е. в местах выхода на поверхность кремниевой подложки генерируемых лазером дислокаций.

С ростом дозы облучения возрастает температура области облучения, увеличивается число дислокаций, которые выходят на поверхность, увеличиваются площади расплавленных областей. Наконец, в результате дальнейшего роста дозы облучения ( $D = 7,02 \text{ Дж/см}^2$ ) происходит слияние локальных областей расплава, и в средней части полосы сканирования образуются узкие «каналы», т.е. области расплавленного кремния длиной до  $20 \text{ мкм}$  и шириной  $5\text{--}7 \text{ мкм}$  (рис. 3). Видно также, что параллельно этим цен-

тральным «каналам», ближе к периферии полосы сканирования, формируются более короткие «каналы» длиной до 5–8 мкм. Как видно из микрофотографии, все эти «каналы» вытянуты в направлении движения сканирующего луча. К области с полосами расплава с обеих сторон примыкают участки с высокой плотностью локальных областей «анизотропного плавления» (областей треугольной формы), обусловленных действием механизма генерации дислокаций и их выходом на поверхность подложки. Ширина этих участков составляет 10–15 мкм, и к ним, в свою очередь, примыкают участки, в которых, вследствие малых плотностей мощности, только зарождаются области локального плавления.

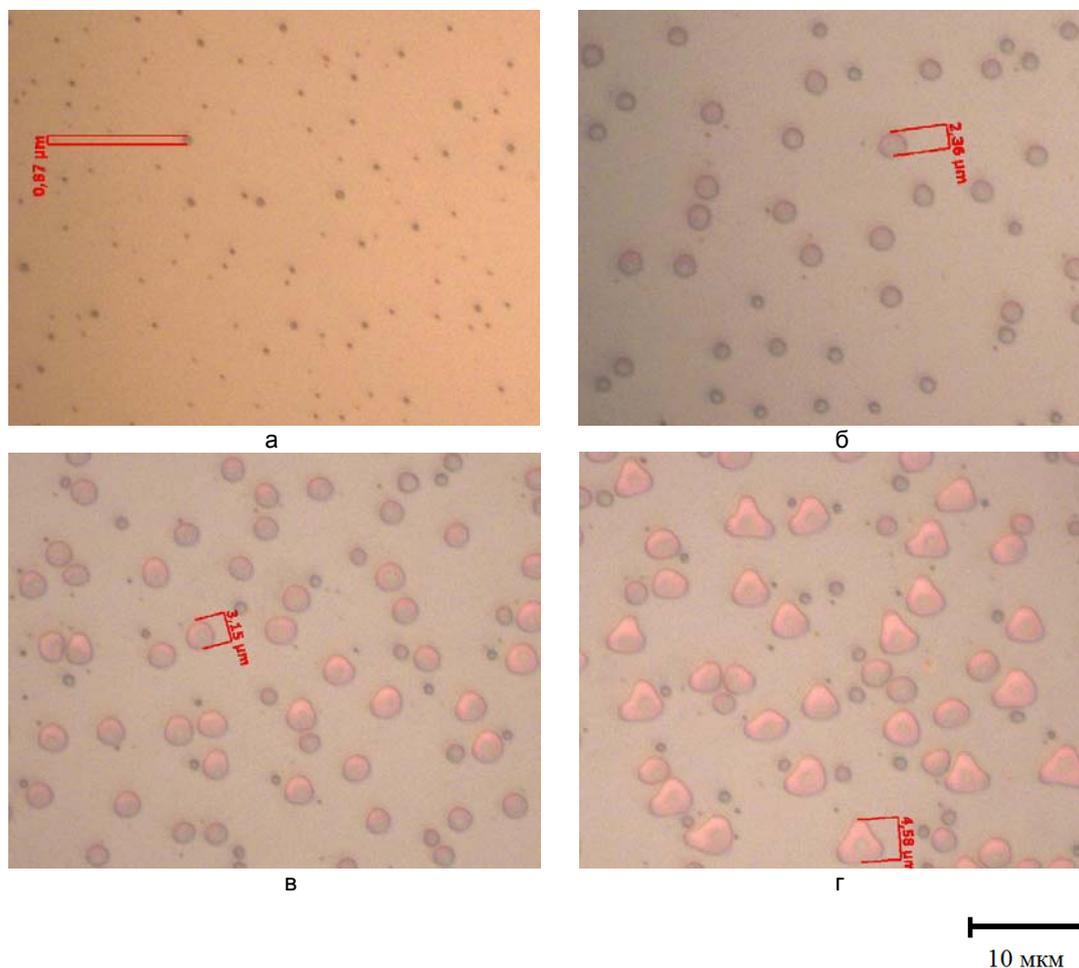


Рис. 2. Микрофотографии участков линии сканирования, полученных при различных дозах облучения:  $D = 2,3 \text{ Дж/см}^2$  соответственно зоне 5 ( $X = -5 \text{ мм}$ ) на рис. 1, б, г (а);  $D = 2,68 \text{ Дж/см}^2$  соответственно зоне 4 ( $X = -4 \text{ мм}$ ) на рис. 1, б, г (б);  $D = 3,14 \text{ Дж/см}^2$  соответственно зоне 3 ( $X = -3 \text{ мм}$ ) на рис. 1, б, г (в);  $D = 3,98 \text{ Дж/см}^2$  соответственно зоне 2 ( $X = -2 \text{ мм}$ ) на рис. 1, б, г (г)

Во время остановки луча на одну секунду ( $X = 0$ ) доза в области облучения составила  $2,3 \cdot 10^3 \text{ Дж/см}^2$  (рис. 1, г). При этом в облученной области произошло разрушение пленки  $\text{SiO}_2$  и испарение поверхностного слоя кремния. После того, как луч лазера вновь начал движение с нарастающей скоростью, по ходу движения сформировалась такая же топология областей, что и в начале сканирования, но в обратной последовательности. Вначале формируется область с «каналами» (аналогичная рис. 3), затем последовательно области, аналогичные областям рис. 2, г, в, б, а.

Следует отметить, что пленка  $\text{SiO}_2$  полностью повторяет конфигурацию поверхности рекристаллизованных областей кремниевой подложки. Это объясняется тем, что при температуре плавления кремния ( $1423^\circ\text{C}$ ) пленка  $\text{SiO}_2$  становится пластичной (температура плавления пленки  $\text{SiO}_2$  равна  $1700^\circ\text{C}$ ).

Чтобы отследить развитие механизма микроstructuring системы  $\text{SiO}_2/\text{Si}$  при дальнейшем увеличении дозы облучения, лазерный луч был сфокусирован до диаметра 80 мкм, мощность импульса была увеличена до максимальной (50 Вт). На рис. 4 представлены микрофотографии, полученные при сканировании сфокусированного лазерного луча при разной мощности лазерного излучения. Использовался следующий режим облучения подложки: энергия импульсов 1,0 мДж, перемещение лазерного луча – равномерное со скоростью 70 мм/с, шаг сканирования 250 мкм, диаметр сфокусированного пучка 80 мкм. Площадь сканирования составила  $5 \times 5 \text{ мм}^2$ .

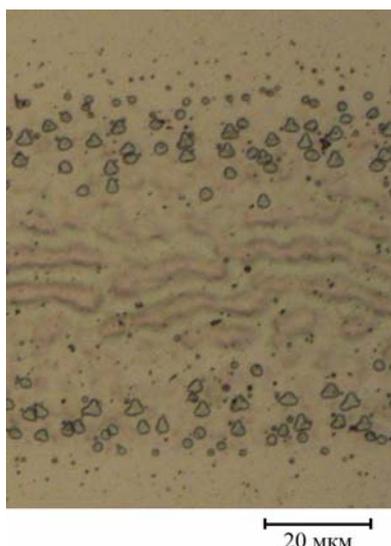


Рис. 3. Микрофотография участка линии сканирования при дозе облучения  $D = 7,02 \text{ Дж/см}^2$

На микрофотографиях (рис. 4) показаны типичные участки двух областей сканирования, полученных на одной кремниевой подложке при различных плотностях мощности. Верхние и нижние полосы получены движением лазерного луча слева направо, а средние – справа налево. Следует обратить внимание на то, что вид полос, полученных при противоположных направлениях сканирования луча, различается. Однако с ростом плотности мощности эта разница становится менее выраженной. По-видимому, отмеченная разница связана с некоторыми погрешностями настройки системы сканирования.

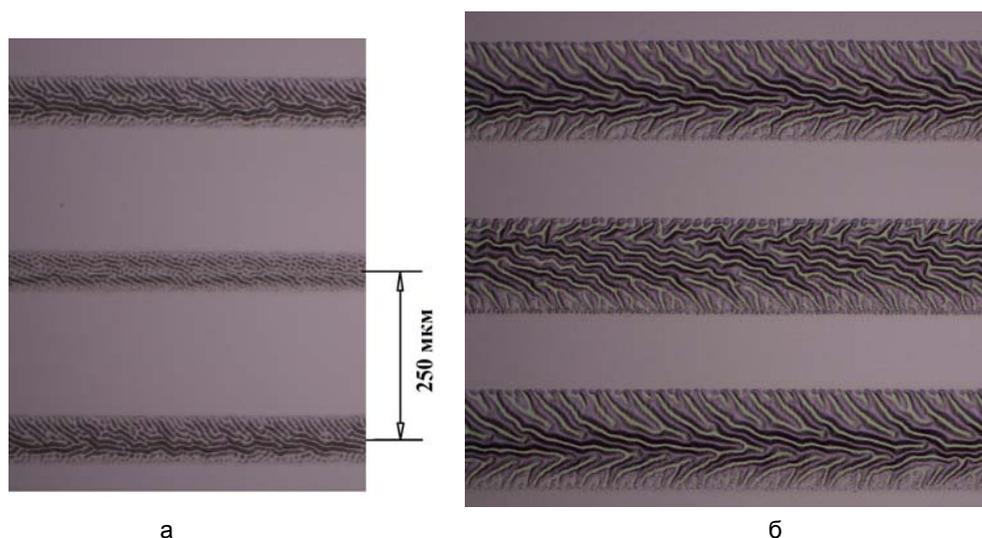


Рис. 4. Микрофотографии участков областей сканирования лазерным пучком при дозах облучения  $D = 7,69 \text{ Дж/см}^2$  (а) и  $D = 8,35 \text{ Дж/см}^2$  (б)

Как видно из рис. 4, а, при дозе облучения  $D = 7,69 \text{ Дж/см}^2$  наблюдаются полосы плавления кремния шириной порядка 80 мкм по всей длине линии сканирования пучка, т.е. ширина полос фактически совпадает с диаметром пятна облучения на подложке. При дозе  $D = 8,35 \text{ Дж/см}^2$  (рис. 4, б) ширина полосы расплавленного кремния уже достигает 130 мкм и несколько превышает половину шага сканирования. Дальнейшее увеличение плотности мощности приводит к увеличению ширины полосы плавления кремния и высоты рельефа микроструктурированной поверхности полосы. Это связано с тем, что плавление кремния начинается в центре полосы, куда попадает максимальное число фотонов лазерного облучения, причем здесь наблюдается наибольшая глубина области плавления. Дальше от центра образуются «каналы» плавления, которые доходят до края облучения, смыкаются, приобретают направление к центру полосы и образуют сплошную полосу плавления кремния. Зарождение областей плавления здесь, по-видимому, происходит по тому же механизму, что и при облучении сходящимся пучком. Плавление кремния начинается на поверхности кремния в местах выхода дислокаций; с ростом дозы облучения увеличиваются скорость генерации дислокаций и локальные площади расплавленного кремния, которые, соединяясь, образуют «каналы расплава», а те, в свою очередь, сливаясь, образуют сплошную полосу

расплавленного кремния. Далее, вследствие высокой теплопроводности кремния и большой энергии фононов, получаемой от фотонов лазерного излучения, происходит передача энергии «фононным ветром» на смежные, необлученные области подложки. В результате происходит плавление кремния и в прилегающих к полосе областях, не подвергшихся прямому лазерному облучению. Отсюда – полученные экспериментальные факты: во-первых, ширина полосы расплавленного кремния больше диаметра сканирующего лазерного пятна; во-вторых, с увеличением дозы облучения растет разница между диаметром пятна облучения и шириной полосы расплавленного кремния.

Морфология поверхности системы SiO<sub>2</sub>/Si в полосах плавления–кристаллизации кремния может быть объяснена следующим образом. Пленка SiO<sub>2</sub> в области плавления кремния (температура плавления кремния равна 1423°С) становится пластичной. Температура плавления SiO<sub>2</sub>, как уже указывалось, равна 1700°С. Наибольшей пластичностью по сравнению с областями, прилегающими к твердой подложке, пленка обладает в центральной части полосы. Под действием давления потока фотонов лазерного излучения на поверхность системы SiO<sub>2</sub>/Si пленка SiO<sub>2</sub> прогибается на разную величину, которая связана как с разной пластичностью, так и с неравномерным распределением плотности фотонов в пучке. В результате под давлением пленки расплав кремния отсоединяется от середины, а движение прогиба вместе с движением лазерного луча перемещает расплав по направлению сканирования луча. После смещения луча и кристаллизации охлаждаемой области системы твердеющая пленка SiO<sub>2</sub> приобретает форму кристаллизованного кремния. После травливания пленки SiO<sub>2</sub> в растворе плавиковой кислоты видно, что микротопология поверхности кристаллизованного кремния имеет ту же форму, что и с пленкой.

Вышеизложенный механизм действует до тех пор, пока не произойдет смыкание и частичное перекрытие полос сканирования. Дальнейшее увеличение плотности мощности облучения приводит к началу разрушения пленки SiO<sub>2</sub>. Как правило, разрушение пленки совпадает с началом абляции кремния. Следует заметить, что еще до смыкания полос сканирования в облученных областях системы SiO<sub>2</sub>/Si появляются линии скольжения, пересекающиеся под углом 60°, что свидетельствует о появлении пластической деформации во всей облученной области.

#### Заключение

Основным механизмом, приводящим к возникновению локальных микрообластей расплавленного кремния под воздействием лазерного облучения с большой частотой следования импульсов, является дислокационный механизм. Именно подпитка кристаллической решетки кремния энергией фотонов с частотой 50 кГц приводит к интенсивной генерации собственных точечных дефектов (вакансий и междоузельных атомов кремния). В результате происходит зарождение и рост дислокаций в кремнии вблизи границы SiO<sub>2</sub>/Si [10]. В областях выхода дислокаций на поверхность и начинается локальное плавление кремния.

Увеличение дозы облучения приводит к вовлечению в процесс дефектообразования все большего количества атомов кристаллической решетки, росту числа дислокаций и числа центров плавления, увеличению площадей расплавленных областей. Начиная с дозы облучения 7,02 Дж/см<sup>2</sup>, происходит соединение отдельных расплавленных областей в протяженные (образование «каналов»), и далее, с увеличением дозы облучения, формируется сплошная расплавленная полоса. Морфология поверхности микроструктурированной поверхности системы SiO<sub>2</sub>/Si связана с особенностью взаимодействия расплава кремния, пластичной пленки SiO<sub>2</sub>, границей твердой и жидкой фазы кремниевой подложки и упругим воздействием пучка фотонов на систему SiO<sub>2</sub>/Si.

Авторы признательны сотрудникам кафедры лазерных технологий и экологического приборостроения (зав. кафедрой профессор В.П. Вейко) за обсуждение материалов работы и профессору Е.Б. Яковлеву за предоставление фотографии экспериментальной установки. Мы благодарим доцента Н.С. Кармановского за ценные советы по оформлению статьи

#### Литература

1. Tiwari S., Rana F., Chan K., Hanafi H., Wei C., Buchanan D. Volatile and nonvolatile memories in silicon with nano-crystal storage // IEEE Int. Electron Devices Meeting Tech. Dig. – 1995. – P. 521–524.
2. Dimitrakis P. et al. Silicon nanocrystal memory devices obtained by ultra-low-energy ion-beam synthesis // Solid-State Electronics. – 2004. – V. 48. – P.1511–1517.
3. Gonzalez-Varona O., Garrido B., Cheylan S., Perez-Rodriguez A., Cuadras A., Morante J.R. Control of tunnel oxide thickness in Si-nanocrystal array memories obtained by ion implantation and its impact in writing speed and volatility // Appl. Phys. Lett. – 2003. – V. 82. – № 13. – P. 2151–2153.
4. Скворцов А.М., Фам Куанг Тунг. Структура нанокластеров кремния в системе кремний – диоксид кремния // Изв. вузов. Приборостроение. – 2009. – Т. 52. – № 3. – С. 69–73.
5. Canham L.T. Silicon quantum wire array fabrication by electrochemical and chemical dissolution of wafers // Appl. Phys. Lett. – 1990. – V. 57. – № 10. – P. 1046–1048.
6. Rinnert H., Vergnat M., Burneau A. Evidence of light-emitting amorphous silicon clusters confined in a silicon oxide matrix // J. Appl. Phys. – 2001. – V. 89. – № 1. – P. 237–243.

7. Yang Yang, Ling Xu, Fei Yang, Wenqiang Liu, Jun Xu, Zhongyuan Ma, Kunji Chen. Enhanced visible photoluminescence from nc-Si/SiO<sub>x</sub> films deposited by electron beam evaporation // Journal of Non-Crystalline Solids. – 2010. – V. 356. – № 50–51. – P. 2790–2793.
8. Костюк А.Б., Белов А.И., Жаворонков И.Ю. и др. Светоизлучающие ионно-синтезированные структуры на основе нанокристаллов кремния в оксидных матрицах // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. – 2010. – № 5 (2). – С. 264–270.
9. Skvortsov A.M., Veiko V.P., Sokolov V.I., Pham Qung Tung, Khaletsky R.A. Laser modification of thermal oxide films on silicon // International conference «Fundamentals of laser assisted micro- and nanotechnologies» (FLAMN-10): Abstracts. – St. Petersburg: Russia, 2010. – P. 103.
10. Скворцов А.М., Вейко В.П., Хуинь Конг Ту. Применение импульсного волоконного лазера для микроstructuring системы SiO<sub>2</sub>/Si // Научно-технический вестник информационных технологий, механики и оптики. – 2012. – № 5 (81). – С. 128–133.
11. Banishev A.F., Golubev V.S., Kolmnev Y.U. Generation and accumulation of dislocations on the silicon surface under the action of pulse-periodic emission from a YAG:Nd laser // Technical Physics. – 2001. – V. 46. – № 8. – P. 962–967.
12. Банишев А.Ф., Новикова Л.В. Образование обратимых и необратимых структурных дефектов на поверхности кремния под действием лазерного импульса // Физика и химия обработки материалов. – 1992. – № 4. – С. 55–59.
13. Скворцов А.М., Жарова Ю.А., Ткалич В.Л. Микроstructuring поверхности монокристаллов кремния в электронике // Изв. вузов. Приборостроение. – 2006. – Т. 49. – № 1. – С. 60–65.

*Скворцов Альберт Матвеевич*

– Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики, доктор технических наук, профессор, a-skvortsov@yandex.ru

*Хуинь Конг Ту*

– Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики, аспирант, Picochip912@yahoo.com

*Халецкий Роман Александрович*

– Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики, кандидат технических наук, доцент, halecky@yandex.ru