

МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ ПОЛУПРОВОДНИКОВ ИЗЛУЧЕНИЕМ KrF ЛАЗЕРА

В.Л. Канцырев, Н.В. Морозов, П.Б. Сергеев, М.А. Тюнина

В работе исследовано изменение морфологии поверхности монокристаллического кремния, а также различных пленок на нем, в зависимости от плотности энергии излучения KrF лазера с $\lambda = 248$ нм в интервале $0,5 - 5$ Дж/см² за импульс длительностью 80 нс при площади облучаемой поверхности $1 - 2$ см². Определены пороги различных типов модификации поверхности и пленок.

Многие технологические задачи по изменению свойств поверхности полупроводников решаются с помощью излучения лазеров, среди которых перспективными являются эксимерные лазеры на KrF* и ArF* с излучением 248 и 193 нм. Коэффициент поглощения большинства полупроводников и металлов здесь составляет около 10^6 см⁻¹, что обеспечивает возможность их нагрева до плавления и испарения уже при плотностях энергии $1-2$ Дж/см² за импульс длительностью $10-100$ нс. В то же время, высокоэнергичные фотоны способны инициировать фотохимические процессы на поверхности полупроводников, что позволяет проводить осаждение на них различных металлов или травление поверхности. Эти обстоятельства открывают возможность использования указанных лазеров при выполнении большинства операций современной микроэлектроники.

В данной работе представлены результаты исследований воздействия на поверхность кремниевых подложек площадью $1-2$ см² излучения мощного KrF лазера ЭЛ-1 /1/. Энергия его излучения в импульсе длительностью 80 нс достигала 10 Дж. Плотность энергии на подложках менялась в пределах $E = 0,5-5$ Дж/см². В экспериментах использовались пластины монокристаллического кремния n- и p-типа с ориентацией $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$, толщиной 0,3 мм, с полированной поверхностью. На них наносились слои поликристаллического кремния, фосфорсиликатного стекла (ФСС), окисла кремния (SiO₂), алюминия. Облучение проводилось в вакууме (10^{-5} мм рт.ст.) при комнатной температуре. Затем поверхности изучались с помощью оптической и растровой электронной микроскопии, рентгено-структурного анализа, масс-спектропии вторичных ионов (ВИМС), а также по измерениям электрических параметров.

Вначале была изучена морфология поверхности монокристаллического кремния в зоне действия лазерного излучения (ЛИ) в зависимости от E , получавшейся при подфокусировке излучения с расходимостью 10^{-4} рад. В этом случае наблюдались периодические структуры с периодом $0,1-0,3$ мм. Области без нарушений поверхности чередовались с областями сильной эрозии в виде отдельных кратеров размером $20-70$ мкм, или группами перекрывающихся кратеров, или зонами сплошных нарушений. Такие структуры обнаружены при $E > 0,5$ Дж/см². По мере увеличения E картина становилась более ярко выраженной и сохранялась вплоть до 5 Дж/см².

Аналогичные эксперименты, но при более однородном облучении, реализовывавшемся при использовании ЛИ с расходимостью примерно 5 мрад и расположении облучаемых образцов почти в фокусе линзы с фокусным расстоянием 2 м, показали отсутствие подобных структур во всем диапазоне E , что позволяет связать их возникновение с наличием соответствующих неоднородностей в распределении плотности энергии ЛИ. Все дальнейшие эксперименты проводились с таким однородным облучением.

Они показали, что при $E < 2,5$ Дж/см² поверхность Si остается чистой, без дефектов. Начиная с $2,5$ Дж/см², на периферии области облучения появлялись единичные трещины длиной в несколько десятков микрон. Их количество увеличивалось с ростом E . При $E \sim 3$ Дж/см² возникали группы трещин либо с общим центром, либо в виде замкнутого контура с отходящими от него по кристаллографическим направлениям подложки трещинами. Размеры таких дефектов были около 100 мкм. Появление трещин связывается с локальными зонами напряжений кристаллической решетки, возникающими в процессе рекристаллизации вблизи микровключений или дефектов. Отметим, что порог плавления Si, согласно [2], равен $0,7$ Дж/см².

При $E \sim 3,5$ Дж/см² начинали появляться одиночные кратеры диаметром несколько десятков микрон и глубиной примерно до 2 мкм, окруженные валиком вынесенного расплава кремния. От кратеров шли трещины, проходившие и сквозь окружающий кратер валик. Под воздействием ЛИ с $E > 4$ Дж/см² на подложке формировались уже группы хаотично распределенных по области облучения кратеров. При таких E наряду с плавлением начинается испарение Si. На подложку действуют силы отдачи. Неустойчивость возникающего плазменного факела сопровождается колебаниями давления отдачи [3], что может привести к локальному возрастанию выноса массы и образованию кратеров. При остывании они становятся центрами механических напряжений, что и приводит к растрескиванию подложки.

Образование расплава на поверхности кремниевой подложки определяло и изменение состояния поверхности слоистой системы подложка — SiO₂ (толщина SiO₂ — 0,2 мкм) в зависимости от E . Слои SiO₂ прозрачны для излучения на длине волны 248 нм и не препятствуют его поглощению подложкой, а значит, и прогреву ее поверхности вплоть до плавления. Отметим, что температура плавления SiO₂ (~ 1700 °C) выше, чем Si (1412 °C).

Было обнаружено, что при $E < 1,5$ Дж/см² дефекты и нарушения поверхности SiO₂ на Si не возникали. При $1,5 < E < 3,5$ Дж/см² в области воздействия ЛИ появлялись хаотично ориентированные периодические структуры с характерными размерами до 10 мкм. Генерация аналогичных структур под действием ЛИ с $\lambda = 1$ мкм наблюдалась и анализировалась ранее [4]. Можно предположить, что и у нас природа наблюдаемой в системе SiO₂ — Si ряби также связана с дифракцией света на поверхности с модулированным рельефом (в данном случае, на поверхности расплава Si). Увеличение периода волн можно связать с наличием слоя SiO₂, а энергетический порог их образования — с условием размягчения SiO₂. При $E > 3,5$ Дж/см² на поверхности исследуемой системы образовывались кратеры и области Si без окисла, который был сорван давлением паров Si.

Пленка ФСС толщиной 0,4–0,6 мкм оказалась более стойкой, чем SiO₂. До $E \sim 4,5$ –5,0 Дж/см² поверхность ФСС–Si не претерпевала заметных изменений. При $E > 5$ Дж/см² слой ФСС частично "срывался" с образованием зоны перекрывающихся кратеров. На периферии области облучения имелись кратеры, от которых параллельно краю области воздействия излучения расходились трещины в ФСС. Вокруг кратеров наблюдался ряд колец диаметром до 100 мкм. Полученные результаты показывают, что ФСС является наилучшим защитным покрытием в технологических операциях при использовании ЛИ с указанными выше параметрами.

Исследовалось изменение в зависимости от E морфологии слоя поликристаллического кремния (Si*) толщиной 0,2 мкм, нанесенного на монокристаллическую подложку. Прослеживалась ранее описанная последовательность изменения поверхности: сначала возникают отдельные трещины, затем группы трещин, кратеры, группы кратеров. Наблюдались и периодические структуры как и в системе SiO₂–Si. Увеличение E выше 4 Дж/см² приводило не только к большой плотности кратеров, но и полному испарению напыленного слоя Si*. Этот процесс происходил более интенсивно в другой системе: подложка из моно–Si /SiO₂/ Si*. Здесь изолирующий слой SiO₂ с низкой теплопроводностью ограничивал диффузию тепла из поглощающего излучение слоя Si*, что обеспечивало более быстрый его прогрев и испарение.

Порог формирования дефектов поверхности и испарения материала определил верхний предел E (до 2,5 Дж/см²), приемлемый для процессов кристаллизации Si. При $E > 1$ Дж/см² глубина проплава превышала толщину напыленного слоя Si*, и при остывании кристаллизация начиналась от подложки с воспроизведением ее структуры. Для полученных слоев Si (100) обнаружена разориентация решетки до 3–4°, что связано, вероятно, с большой скоростью кристаллизации, составлявшей, по оценкам, 10 м/с.

Исследовалось изменение после облучения морфологии алюминиевых пленок толщиной до 1,3 мкм, нанесенных на кремниевые подложки с помощью магнетронного распыления. При $E > 3$ Дж/см² в области воздействия возникали трещины в подложке, которые не приводили к разрушению пленки Al. При дальнейшем росте E появлялись кратеры, затем наступало испарение пленки и подложки. Размеры нарушений и обнаруженные периодические структуры аналогичны описанным ранее для Si и SiO₂. Результаты измерения электрических параметров позволяют предположить, что, начиная с $E \sim 1,5$ Дж/см², происходит плавление пленки Al и поверхности подложки. При этом сопротивление контакта Al–Si

уменьшается почти на 2 порядка. Облучение пленок Al на кремниевой подложке приводило к инверсии проводимости Si. Определенная из величины слоевого сопротивления приповерхностная концентрация примеси составила около $10^{12} - 10^{13} \text{ см}^{-3}$ для $E = 1,5 \text{ Дж/см}^2$. Вольт-амперные характеристики слоев соответствовали диодным с коэффициентом неидеальности $n \sim 1,4-1,6$. Дegrадация электрических характеристик, наблюдаемая при $E > 2,5-3,0 \text{ Дж/см}^2$, связывалась с формированием дефектов поверхности, о которых говорилось выше.

Плавнение и частичное испарение пленки Al и плавнение поверхности кремниевой подложки приводило к образованию сплава Al-Si. ВИС-анализ сплава, полученного при $E \sim 4 \text{ Дж/см}^2$, показал: соотношение Al:Si изменяется от 3:1 на поверхности до 1:3 на глубине 0,2 мкм. Изменением толщины пленки Al и E удавалось получать сплавы различного состава.

Представленные результаты доказывают перспективность использования в микротехнологии мощных KrF лазеров.

ЛИТЕРАТУРА

1. Бучнев В.М. и др. Квантовая электроника, 8, 1235 (1981); 10, 2048 (1983).
2. Пузырев В.А., Герасимов А.С. Зарубежная радиоэлектроника, № 4, 56 (1989).
3. Самохин А.А. Труды ИОФАН, 13, 3 (1988).
4. Панченко В.Я. и др. Итоги науки и техники. Москва, ВИНТИ, 3, 93 (1989).

Поступила в редакцию 3 мая 1990 г.