

Влияние обработки кремния в атомарном водороде на образование локальных областей плавления при импульсном световом облучении

© М.В. Захаров[¶], В.А. Кагадей*, Т.Н. Львова, Е.В. Нефедцев*, К.В. Оскомов*, Д.И. Проскуровский*, С.В. Романенко*, Я.В. Фаттахов, И.Б. Хайбуллин

Казанский физико-технический институт Российской академии наук,
420029 Казань, Россия

* Институт сильноточной электроники Сибирского отделения Российской академии наук,
634055 Томск, Россия

(Получена 4 апреля 2005 г. Принята к печати 27 апреля 2005 г.)

Исследовано влияние обработки в интенсивном потоке атомарного водорода на степень дефектности приповерхностных слоев монокристаллического кремния. Показано, что формирование локальных областей плавления импульсным световым нагревом образцов Si и последующий анализ картины локального плавления может служить эффективным инструментом контроля количества дефектов, привносимых обработкой в атомарном водороде. Установлено, что режим обработки в атомарном водороде с экспозиционной дозой менее $2.7 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ не приводит к изменению количества дефектов в Si, и наоборот, режим с экспозиционной дозой более $3.6 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$ существенно увеличивает концентрацию дефектов. Возможной причиной роста количества дефектов может быть взаимодействие атомарного водорода с поверхностью Si.

PACS: 68.35.Bs, 82.30.Wt

1. Введение

В настоящее время в микроэлектронике широко применяется обработка полупроводников в водородной плазме и атомарном водороде (АВ). При этом наряду с улучшением свойств наблюдаются и нежелательные изменения параметров полупроводниковых структур, что особенно характерно для приборов, сформированных на монокристаллическом Si.

Обработка структур, изготовленных на основе Si и GaAs, в водородной плазме активно используется для очистки поверхности от собственных оксидов, органических и других загрязнений, пассивации поверхности, а также для гидрогенизации приповерхностной области материала [1,2]. Воздействие водородной плазмы на Si приводит также к изменению шероховатости поверхности. Причем наблюдается как уменьшение, так и увеличение шероховатости [3,4]. В приповерхностных слоях кремния после обработки в водородной плазме обнаружены дефекты вакансионного типа [5], а также протяженные планарные дефекты {111}, декорированные атомами водорода, которые с ростом времени обработки преобразуются в микропузырьки газа [6]. В работе [7] установлена связь между образованием протяженных планарных дефектов {111} и увеличением шероховатости поверхности. Высказано предположение, что в местах выхода на поверхность планарных дефектов скорость травления кремния больше, чем на остальной поверхности, что приводит к селективному травлению поверхности.

При химическом взаимодействии нейтральных атомов водорода с поверхностью полупроводниковых материалов удаляются органические загрязнения, слой естественного оксида и происходит травление нижележащих

слоев материала. В результате такой обработки формируется атомарно-чистая, атомарно-гладкая поверхность, пригодная для последующего гомо- и гетероэпитаксиального наращивания. Проникновение атомов водорода в глубь материала и образование пассивных комплексов между атомами водорода и электрически активными мелкими и глубокими центрами, а также структурными дефектами приводит к существенной модификации свойств поверхности и приповерхностной области полупроводниковых материалов. В результате этого становится возможным увеличение обратного напряжения диодов Шоттки [8] и напряжения стока мощных СВЧ транзисторов [9], улучшение параметров транзисторов на основе GaAs и поликристаллического Si [10,11]. Травление поверхности Si атомарным водородом приводит к генерации точечных дефектов и последующему образованию дислокационных петель [12].

Несмотря на достаточно большой объем опубликованных работ, природа возникновения и поведение дефектов, генерируемых в приповерхностных областях образцов Si при обработке в водородной плазме, до конца не поняты. Это сдерживает внедрение данных технологий в промышленность. Еще менее изучены закономерности формирования дефектов в случае обработки структур в потоке нейтральных атомов водорода, когда содержание энергетических заряженных частиц в потоке АВ минимизировано. Учитывая, что обработка в потоке электрически нейтральных химически активных частиц является одним из перспективных методов обработки структур на Si, исследования в данной области становятся еще более актуальными.

В настоящей работе изучено дефектообразование в приповерхностных слоях монокристаллического кремния после обработки в интенсивном потоке нейтральных атомов водорода. При этом для контроля дефектности использован метод, основанный на анализе про-

[¶] E-mail: zinv@kfti.knc.ru

явления эффекта локального анизотропного плавления кремния.

Этот эффект, как известно, заключается в том, что при воздействии мощных импульсов света с длительностью от 200 мкс до 10 с на поверхности полупроводника образуются локальные области плавления (ЛОП), разделенные друг от друга участками нерасплавившегося материала. ЛОП, формирующиеся на поверхности монокристаллического полупроводника, имеют четко выраженную форму [13,14]. Их форма однозначно связана с кристаллографической ориентацией поверхности образца. Преимущественными центрами зарождения ЛОП являются структурные дефекты на поверхности или в приповерхностном слое полупроводника [15]. Наши работы и результаты ряда авторов свидетельствуют о том, что плотность ЛОП резко возрастает при увеличении количества дефектов в приповерхностной области полупроводника. Эти дефекты могут вноситься, например, механической обработкой или ионной имплантацией. Таким образом, можно предположить, что, формируя локальные области плавления на поверхности образца с помощью импульсного нагрева, можно оценить уровень дефектности приповерхностной области кремния и тем самым исследовать влияние обработки в атомарном водороде на дефектность образцов кремния.

В данной работе изучено влияние режимов обработки в АВ на количество и размеры ЛОП, обсуждены возможные факторы, ответственные за возникновение дефектов, установлены режимы обработки в АВ, не приводящие к росту дефектности кремниевых структур.

2. Методика эксперимента

В экспериментах использовались образцы монокристаллического кремния *n*-типа проводимости, с кристаллографической ориентацией поверхности (100) и удельным сопротивлением $\rho = 20 \text{ Ом} \cdot \text{см}$.

После химической очистки поверхности образцы подвергались обработке в интенсивном потоке АВ с плотностью $j = (0.5-2) \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}\text{с}^{-1}$ при температуре $T = 20-300^\circ\text{C}$ в течение $t = 5-60$ мин и экспозиционной дозой $Q = jt = 2.7 \cdot 10^{17}-7.2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$. Давление водорода в вакуумной камере во время обработки составляло $P = (0.5-4) \cdot 10^{-2} \text{ Па}$. Поток АВ формировался источником АВ на основе дугового отражательного разряда низкого давления [16]. Ток разряда поддерживался на уровне 2 А, напряжение горения составляло $U \approx 150-300 \text{ В}$. Содержание заряженных частиц в потоке атомов водорода, выходящих из источника, составляло не более 0.03% от тока разряда.

На часть образцов до обработки в АВ методом плазмо-химического осаждения наносилась пленка SiO_2 толщиной 5 нм.

Поверхность образцов до и после обработки в АВ исследовалась с помощью атомно-силовой микроскопии (АСМ), при этом контролировались неровность (R_{mean}) и шероховатость (R_a) поверхности.

Неровность R_{mean} и шероховатость R_a определялись по стандартным формулам:

$$R_{\text{mean}} = \frac{1}{N_x N_y} \sum_{i=1}^{N_x} \sum_{j=1}^{N_y} z_{ij}, \quad R_a = \frac{1}{N_x N_y} \sum_{i=1}^{N_x} \sum_{j=1}^{N_y} |z|,$$

где N_x, N_y — количество точек по осям x и y ; z_{ij} — высота по оси z в каждой точке; $z = z_{ij} - R_{\text{mean}}$.

Затем проводилась импульсная световая обработка образцов в режиме образования ЛОП, на модернизированной установке УОЛ.П-1 с длительностями импульсов $\tau = 0.1-0.2 \text{ с}$. Определение плотности ЛОП (количества ЛОП на единицу площади) N проводилось с использованием оптического микроскопа и (или) по микрофотографиям (бралось до 50 участков на образце) с последующей статистической обработкой [17].

3. Экспериментальные результаты

3.1. Исследование поверхности образцов Si с помощью атомно-силового микроскопа до и после обработки в потоке атомарного водорода

На рис. 1 представлены трехмерные изображения поверхности образцов до и после обработки в потоке АВ. Вычисленные значения неровности R_{mean} и шероховатости R_a поверхности образцов приведены в табл. 1. Поверхность исходного образца характеризуется неровностью на уровне 0.9 нм и шероховатостью на уровне 0.07 нм. Обработка в потоке АВ при 20°C приводит к уменьшению как неровности, так и шероховатости поверхности до 0.56 и 0.05 нм соответственно. Обработка при более высоких температурах увеличивает эти параметры. Так, при 300°C наблюдается увеличение значений шероховатости и неровности до 1.2 и 0.11 нм соответственно.

Приведенные данные свидетельствуют о том, что при обработке в АВ реализуется травление как слоя естественного оксида (с исходной толщиной $\sim 1-3 \text{ нм}$), так и нижележащих слоев кремния. Согласно литературным данным, это должно приводить к генерации вакансий и образованию дислокаций в приповерхностных слоях Si [12].

Таблица 1. Зависимости неровности R_{mean} и шероховатости R_a поверхности образцов Si до и после обработки в АВ при различных температурах

Параметры	Исходный образец	20°С	150°С	300°С
Неровность R_{mean} , нм	0.9	0.56	1.12	1.2
Шероховатость R_a , нм	0.07	0.05	0.12	0.11

Примечание. Режимы обработки в АВ: $j \cong 2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}\text{с}^{-1}$, $t = 40 \text{ мин}$, $P = 10^{-2} \text{ Па}$. Площадь сканирования АСМ: $500 \times 500 \text{ нм}^2$.

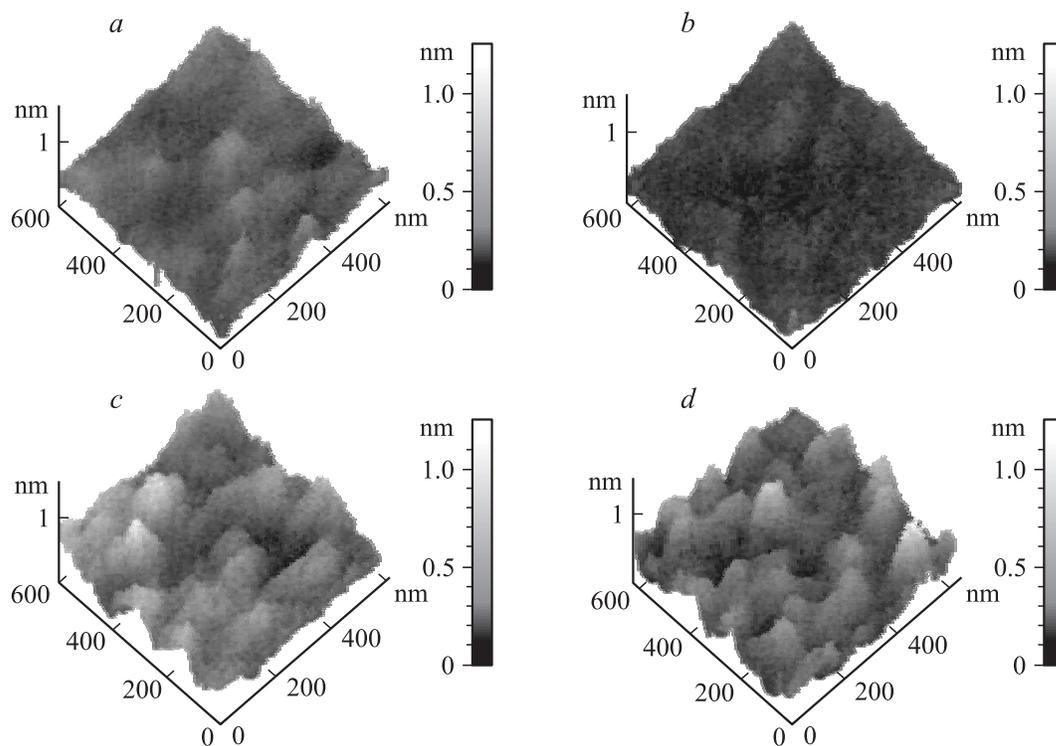


Рис. 1. Трехмерные изображения поверхности образцов Si до (a) и после обработки в потоке атомарного водорода (b–d) при температуре $T, ^\circ\text{C}$: b — 20, c — 150, d — 300.

3.2. Исследование поверхности образцов Si после импульсной световой обработки в режиме образования локальных областей плавления

Импульсная световая обработка исходных образцов Si ориентации (100), не подвергавшихся обработке в АВ, приводит к образованию ЛОП, имеющих в плане правильную квадратную форму. Плотность ЛОП на исходных образцах, полученных из разных пластин кремния, изменялась от $2.6 \cdot 10^3$ до $5.0 \cdot 10^3 \text{ см}^{-2}$. Средняя величина составила $4.0 \cdot 10^3 \text{ см}^{-2}$ с погрешностью $\pm 30\%$. Разброс плотности ЛОП от образца к образцу был обусловлен различной степенью дефектности пластин. Для образцов, полученных из одной пластины Si, разброс плотности ЛОП уменьшался примерно в 2 раза. Поэтому в дальнейшем каждая серия экспериментов проводилась на образцах, полученных из одной пластины.

На рис. 2 приведены микрофотографии поверхности образцов кремния, подвергнутых импульсной световой обработке в режиме формирования ЛОП (с длительностью импульсов $\tau = 0.12 \text{ с}$) до и после обработки в АВ. Здесь обработка в АВ проводилась в режиме с малой экспозиционной дозой $Q \simeq 2.7 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ ($T = 300^\circ\text{C}$, $j \simeq 10^{14} \text{ см}^{-2}\text{с}^{-1}$, $t = 45 \text{ мин}$, $P = 2.4 \cdot 10^{-3} \text{ Па}$). Плотность ЛОП на различных участках поверхности исходного кремния составляла $3.8 \cdot 10^3 \text{ см}^{-2}$, а после обработки в АВ — $4.6 \cdot 10^3 \text{ см}^{-2}$. Видно, что обработка в АВ в использованном режиме приводит к незначительному изменению плотности ЛОП. Более глубокие измене-

ния коснулись размеров ЛОП. В результате обработки в АВ появились два типа ЛОП — как с теми же размерами, что и на поверхности исходного образца, так и с размерами, в 2.5–3 раза меньшими. Видно, что плотность ЛОП с малыми размерами в ~ 2 раза превышает плотность обычных ЛОП. Возможно, это свидетельствует о появлении нового типа центров их зарождения.

На рис. 3, a, b представлены микрофотографии поверхности образцов Si, подвергнутых импульсной световой обработке в режиме формирования ЛОП ($\tau = 0.18\text{--}0.19 \text{ с}$), до и после обработки в АВ. В данном эксперименте обработка в АВ проводилась в режиме с большой экспозиционной дозой $Q \simeq 3.6 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$ ($T = 300^\circ\text{C}$, $j \simeq 2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}\text{с}^{-1}$, $t = 30 \text{ мин}$, $P = 10^{-2} \text{ Па}$). В результате обработки в АВ исходная плотность ЛОП, равная $5 \cdot 10^3 \text{ см}^{-2}$ (рис. 3, a), увеличилась в 9 раз и составила $4.5 \cdot 10^4 \text{ см}^{-2}$, при этом средний размер ЛОП уменьшился примерно в 3 раза (рис. 3, b). Увеличение и уменьшение времени обработки в АВ в ~ 2 раза не привело к существенным изменениям ни в концентрации, ни в размерах ЛОП.

Исследование влияния температуры обработки образцов в АВ на плотность ЛОП показало, что в диапазоне температур $T = 20\text{--}300^\circ\text{C}$ при больших экспозиционных дозах $Q \simeq 4.8 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$ ($j \simeq 2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}\text{с}^{-1}$, $t = 40 \text{ мин}$, $P = 10^{-2} \text{ Па}$) происходит немонотонное изменение плотности ЛОП. При этом также наблюдается уменьшение их среднего размера и появление

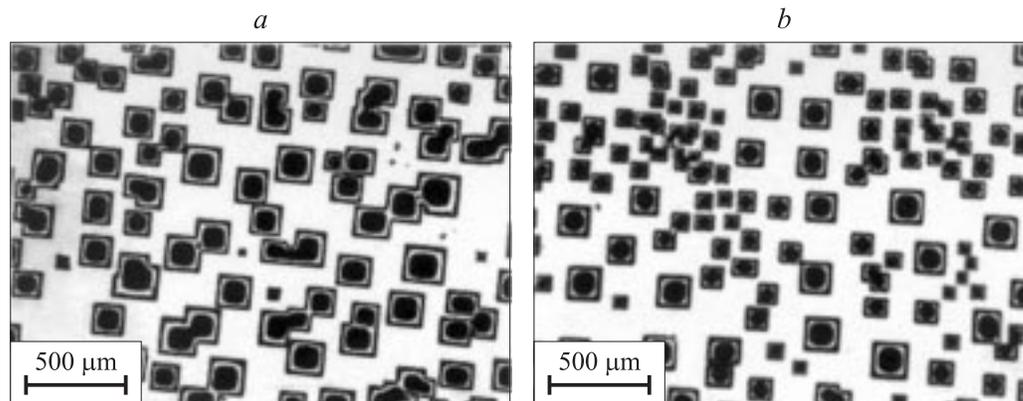


Рис. 2. Микрофотография поверхности образцов Si после импульсной световой обработки в режиме образования локальных областей плавления ($\tau = 0.12$ с): *a* — до обработки в атомарном водороде, *b* — после обработки в режиме с малой экспозиционной дозой $Q \approx 2.7 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$.

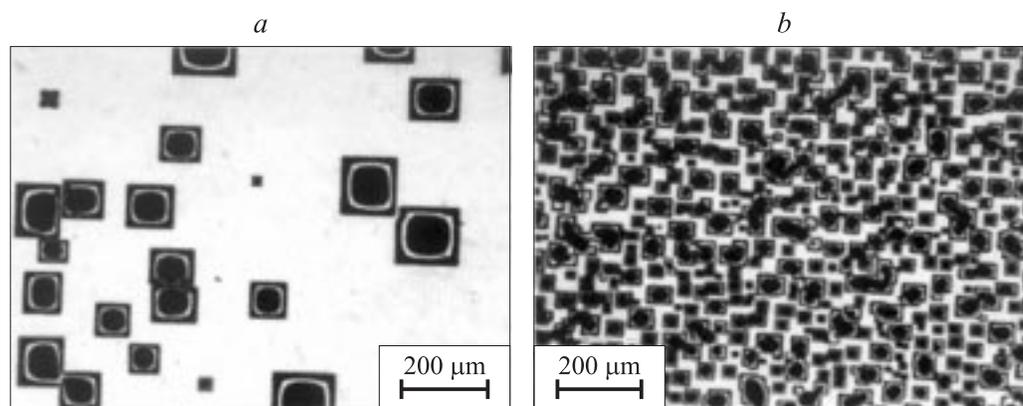


Рис. 3. Микрофотография поверхности образцов кремния после импульсной световой обработки в режиме образования локальных областей плавления ($\tau = 0.18\text{--}0.19$ с): *a* — до обработки в атомарном водороде, *b* — после обработки в режиме с большой экспозиционной дозой $Q \approx 3.6 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$.

мелких ЛОП. Значения N для температур обработки 20, 150 и 300°C составляли $5.6 \cdot 10^3$, $7.4 \cdot 10^3$, $4.0 \cdot 10^3 \text{ см}^{-2}$. Величина N для исходных образцов равнялась $2.6 \cdot 10^3 \text{ см}^{-2}$.

Анализ полученных экспериментальных данных позволил сформулировать следующие закономерности формирования ЛОП на обработанных в АВ образцах Si.

1. Обработка образцов монокристаллического Si в АВ не изменяет форму ЛОП: она, как и на исходном образце, имеет правильную четырехугольную форму. Это свидетельствует о том, что поверхность остается достаточно совершенным монокристаллом.

2. При обработке образцов Si в АВ с малыми экспозиционными дозами ($Q \lesssim 2.7 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$) плотность ЛОП практически не изменяется, но наблюдается уменьшение размеров ЛОП в 2–2.5 раза.

3. При обработке образцов Si в АВ с большими экспозиционными дозами ($Q \gtrsim 3.6 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$) плотность ЛОП возрастает более чем на порядок величины, а размер соответственно уменьшается в 3–7 раз.

4. Параметрами обработки в АВ, влияющими на концентрацию ЛОП, являются экспозиционная доза и температура обработки.

Наблюдаемое увеличение концентрации ЛОП наиболее логично связать с образованием новых дефектов на поверхности или в приповерхностных слоях Si вследствие обработки в АВ. Импульсный нагрев образцов Si позволяет обнаружить и оценить количественно привнесенную дефектность. С помощью метода импульсного нагрева установлено, что существуют режимы обработки образцов Si в АВ, которые практически не изменяют дефектность образцов, а также режимы, приводящие к существенному росту концентрации дефектов.

4. Обсуждение экспериментальных результатов

При обработке образцов Si в водородной плазме или в АВ одновременно происходят несколько процессов, которые могут оказывать взаимное влияние друг на

Таблица 2. Плотность локальных областей плавления (ЛОП) для контрольного образца SiO₂/Si и образцов SiO₂/Si, обработанных в атомарном водороде (АВ) в различных режимах

Образец	Режим обработки в АВ	Плотность ЛОП, см ⁻²
1	Контрольный образец без обработки в АВ	$4.87 \cdot 10^3$
2	$Q \simeq 7.2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$, $T = 300^\circ\text{C}$, $t = 60 \text{ мин}$	$4.27 \cdot 10^3$
3	$Q \simeq 1.2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$, $T = 300^\circ\text{C}$, $t = 10 \text{ мин}$	$4.78 \cdot 10^3$
4	$Q \simeq 6 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$, $T = 300^\circ\text{C}$, $t = 5 \text{ мин}$	$5.27 \cdot 10^3$

друга. Ряд процессов реализуется на поверхности Si и связан с химическим взаимодействием активных атомарных частиц с естественным оксидом Si, а затем, в случае удаления оксида, и с Si [1]. Другие процессы связаны с проникновением АВ через границу раздела вакуум–(твердое тело) и растворением водорода в объеме Si [2].

В случае обработки в водородной плазме большое влияние на скорость химических реакций на поверхности и на вероятность проникновения АВ в приповерхностную область Si может оказывать энергия ионов водорода, поступающих на поверхность. При обработке в потоке АВ энергия нейтральных атомов не превышает нескольких эВ, а количество ионов минимизировано конструкцией источника АВ. Поэтому влияние обработки в АВ на концентрацию и тип дефектов (плотность и размеры ЛОП) может быть связано либо с химическим взаимодействием АВ с поверхностью, либо с проникновением и растворением АВ в объеме Si или с обоими факторами одновременно. Разделить действие данных факторов достаточно трудно, так как они взаимосвязаны — травление поверхности приводит к генерации вакансий и дислокаций, а растворение атомов водорода приводит к закреплению атомов на дефектах, образованию планарных дефектов {111}, способствует их дальнейшему росту и образованию микропузырьков газа.

Для того чтобы установить, какой фактор имеет преобладающее влияние в случае обработки в интенсивном потоке АВ, нами был выполнен специальный эксперимент. На поверхность образцов Si методом плазмохимического осаждения наносилась пленка SiO₂ толщиной 5 нм. Согласно ранее опубликованным нами данным [8], такая пленка не является серьезным препятствием для проникновения АВ в объем полупроводника, однако исключает прямое воздействие потока АВ на поверхность полупроводникового материала. После обработки в АВ с поверхности образцов удалялась пленка оксида, и образцы подвергались импульсному нагреву в режиме формирования ЛОП. Контрольный образец получался аналогичным методом, но не подвергался обработке в АВ. Результаты эксперимента, представленные в табл. 2, свидетельствуют о том, что ни один из использованных режимов обработки в АВ, в том числе режим с большой экспозиционной дозой ($Q \simeq 7.2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$), не привел к увеличению плотности ЛОП. Плотность ЛОП от образца к образцу изменяется в диапазоне

$4.85 \cdot 10^3 \text{ см}^{-2} \pm 13\%$, что находится в пределах ошибки эксперимента ($\pm 5\text{--}15\%$).

Полученные в этом эксперименте данные могут быть аргументом в пользу того, что основную роль в увеличении количества дефектов (ЛОП) играет взаимодействие АВ с поверхностью кремния. С другой стороны, пока нельзя полностью отрицать действие фактора, связанного с растворением АВ в объеме Si, так как в данном эксперименте не было получено прямых доказательств того, что концентрация водорода в объеме Si у образцов SiO₂/Si и образцов Si одинакова. И хотя в случае образцов SiO₂/Si использовалась экспозиционная доза, в 2 раза большая, чем в экспериментах с образцами Si, тем не менее за счет диффузионного барьера (пленка SiO₂) доза водорода, проникнувшего в кремний, может быть несколько меньше экспозиционной дозы.

5. Заключение

Показано, что метод импульсного нагрева образцов кремния и последующего анализа картины локального плавления может служить эффективным инструментом контроля количества дефектов, приносимых во время обработки в интенсивном потоке АВ. Обнаружено, что режим обработки в АВ с малой экспозиционной дозой ($Q \lesssim 2.7 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$) не приводит к изменению количества дефектов в кремнии, и наоборот, режим с большой экспозиционной дозой ($Q \gtrsim 3.6 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$) существенно увеличивает концентрацию дефектов. Возможной причиной роста количества дефектов может быть взаимодействие АВ с поверхностью кремния. Для полного понимания природы дефектов, которые образуются в результате обработки и обнаруживаются при импульсном нагреве образцов, необходимы дальнейшие исследования.

Список литературы

- [1] K. Sasaki, H. Tomoda, T. Takada. *Vacuum*, **51** (4), 537 (1998).
- [2] S.M. Myers, M.I. Baskes, H.K. Birnbaum, J.W. Corbett, G.G. De Leo, S.K. Estreicher, E.E. Haller, P. Jena, N.M. Johnson, R. Kirchheim, S.J. Pearton, M. Stavola. *Rev. Mod. Phys.*, **64** (2), 559 (1992).
- [3] И.А. Айзенберг, И.Р. Москвина, С.В. Носенко, В.Ж. Розенфланц, А.М. Трояновский, В.С. Эдельман. *Поверхность. Физика, химия, механика*, № 11, 96 (1990).

- [4] J.S. Montgomery, T.P. Schneider, R.J. Carter, J.P. Barnak. Appl. Phys. Lett., **67** (15), 2194 (1995).
- [5] P. Asoka-Kumar, H.J. Stein, K.G. Lynn. Appl. Phys. Lett., **64** (13), 1684 (1994).
- [6] S.J. Jeng, G.S. Oehrlein, G.J. Scilla. Appl. Phys. Lett., **53** (18), 1735 (1988).
- [7] Ki-Hyun Hwang, Euijoon Yoon, Ki-Wong Whang, Jeong Yong Lee. Appl. Phys. Lett., **67** (24), 3590 (1995).
- [8] В.Г. Божков, В.А. Кагадей, Н.А. Торхов. ФТП, **32** (11), 1343 (1998).
- [9] В.А. Кагадей, Е.Ф. Нефедцев, Д.И. Проскуровский, С.В. Романенко, Л.С. Широкова. Письма ЖТФ, **29** (1), 27 (2003).
- [10] В.А. Кагадей, Ю.В. Лиленко, Д.И. Проскуровский, Л.С. Широкова. Письма ЖТФ, **26** (7), 1 (2000).
- [11] R.A. Ditzio, G. Liu, S.J. Fonash, B.-C. Hsieh, D.W. Greve. Appl. Phys. Lett., **56** (12), 1140 (1990).
- [12] T. Hsu, V. Anthony, R. Qian, J. Irby, S. Banerjee, A. Tasch, S. Lin, H. Marcus, C. Magee. J. Electron. Mater., **20** (3), 279 (1991).
- [13] С.И. Верхованов, Н.Н. Герасименко, А.М. Мясников. Поверхность. Физика, химия, механика, № 5, 69, (1998).
- [14] В.И. Емельянов, П.К. Кашкаров, Н.Г. Чеченин, Т. Дитрих. ФТТ, **30** (8), 2259 (1998).
- [15] Я.В. Фаттахов, Р.М. Баязитов, М.Ф. Галаятдинов, И.Б. Хайбуллин, Т.Н. Львова, Е.А. Еремин. Изв. АН. Сер. физ., **59** (12), 136 (1995).
- [16] V.A. Kagadei, D.I. Proshurovsky. Vac. Sci. Technol. A, **16** (4), 2556 (1998).
- [17] Я.В. Фаттахов, И.Б. Хайбуллин, Р.М. Баязитов, Е.М. Мисюрев, Р. Гретчел. Поверхность. Физика, химия, механика, № 11, 61 (1989).

Редактор Т.А. Полянская

Influence of the treatment of silicon in the atomic hydrogen on formation of local melting regions at a pulse light irradiation

M.V. Zakharov, V.A. Kagadei, T.N. L'vova, E.V. Nefedtcev*, K.B. Oskomov*, D.I. Proskurovsky*, S.V. Romanenko*, Ya.V. Fattakhov., I.B. Khaibullin*

Kazan Physicotechnical Institute,
Russian Academy of Sciences,
420029 Kazan, Russia

* Institute of High Current Electronics,
Siberian Branch of Russian Academy of Sciences,
634055 Tomsk, Russia

Abstract Role of the treatment in the intense flow of hydrogen atoms on the amount of defects in the near-surface layers of monocrystalline Si samples was studied. It was shown that the formation of local melting regions by pulse light heating of Si samples and the following analysis of the local melting pattern may serve as an effective method to control the amount of defects introduced atomic hydrogen treatment. It was established that the regime of atomic hydrogen treatment with of hydrogen atom exposition dose less than $2.7 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-2}$ does not change the amount of defects in Si, and vice versa, the regime with the exposition dose higher than $3.6 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-2}$ considerably increases the concentration of defects. The increase of the amount of defects may be due to the interaction of hydrogen atom with the Si surface.