

Текстура поверхности монокристаллического кремния, окисленного под тонким слоем V_2O_5

© С.Е. Никитин¹, А.В. Нащекин¹, Е.Е. Терукова^{1,2}, И.Н. Трапезникова¹, А.В. Бобыль¹, В.Н. Вербицкий¹

¹ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, 194021 Санкт-Петербург, Россия

² ООО „НТЦ тонкопленочных технологий в энергетике при ФТИ им. А.Ф. Иоффе“, 194064 Санкт-Петербург, Россия

E-mail: nikitin@mail.ioffe.ru

(Получена 25 апреля 2016 г. Принята к печати 4 мая 2016 г.)

Исследован процесс текстурирования поверхности монокристаллического кремния, окисленного под слоем V_2O_5 . Интенсивное окисление кремния на границе Si– V_2O_5 начинается при температуре 903 К, что на 200 К ниже, чем при термическом окислении кремния в атмосфере кислорода. На границе V_2O_5 –Si образуется слой диоксида кремния толщиной от 30–50 нм с включениями SiO_2 в кремний глубиной до 400 нм. Найдено значение коэффициента диффузии атомарного кислорода при 903 К через слой диоксида кремния ($D \geq 2 \cdot 10^{-15} \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$). Предложена модель низкотемпературного окисления кремния, основанная на диффузии атомарного кислорода из V_2O_5 через слой SiO_2 к кремнию и возникновении преципитатов SiO_x в кремнии. После удаления слоев V_2O_5 и диоксида кремния на поверхности кремния образуется текстура, интенсивно рассеивающая свет в области длин волн 300–550 нм, что важно для текстурирования фронтальной и тыльной поверхностей солнечных фотопреобразователей.

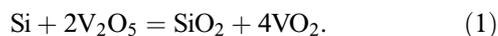
DOI: 10.21883/FTP.2017.01.44004.8292

Солнечные фотоэлектрические преобразователи (ФЭП) на основе гетеропереходов (*c*-Si)–(*a*-Si : H) являются перспективными с точки зрения соотношения коэффициента полезного действия и стоимости. Такие ФЭП носят сокращенное англоязычное наименование НТ (heterojunction with intrinsic thin-layer solar cell) [1,2]. Одним из способов увеличения эффективности таких ФЭП является использование текстурированных слоев, расположенных на поверхности монокристаллической кремниевой пластины. Назначение этих слоев состоит в увеличении поглощения излучения в активных кремниевых слоях (*p*–*n*-переходах) за счет многократных отражений от стенок текстуры. Все ФЭП имеют на фронтальной поверхности прозрачный проводящий электрод (ППЭ), отделенный тонким слоем полимера от герметизирующей пластины. В качестве ППЭ обычно используются слои ZnO, легированного алюминием (ZnO : Al), с коэффициентом преломления в диапазоне от 2 до 2.2. Коэффициент преломления полимерного слоя равен 1.41. Если свет, отраженный от поверхности кремния, падает на границу ППЭ–полимер под углами, близкими к углу или большими угла полного внутреннего отражения, то излучение вновь возвращается в кремниевые активные слои. Для максимального увеличения такого эффекта необходимо увеличивать рассеянное (диффузное) отражение излучения от поверхности кремния, что требует создания шероховатостей с размерами, близкими к длинам волн видимого света. Показателем эффективности рассеяния поверхностью отраженного света с длиной волны λ служит коэффициент диффузного отражения света (в англоязычной литературе — Haze-factor, $H(\lambda)$), который представляет собой отношение потока диффузно отраженного света, $R_{\text{diff}}(\lambda)$, к потоку отраженного света, $R_{\text{full}}(\lambda)$: $H(\lambda) = R_{\text{diff}}/R_{\text{full}}$.

Наиболее распространенными способами текстурирования поверхности кремния являются анизотропное жидкостное и плазменное травление, а также фотолитография с последующим жидкостным травлением. Анизотропное жидкостное травление и травление в плазме позволяют обрабатывать большие поверхности кремния и получать неупорядоченную пирамидальную текстуру с размерами от 1 до 3–4 мкм [3–6]. Фотолитографические методы позволяют получать упорядоченные и неупорядоченные структуры с очень большим разбросом размеров, но они дороги и не обеспечивают высокой производительности. Существует также возможность создания текстур на большой поверхности кремния путем его неоднородного окисления в результате твердофазного взаимодействия кремния и предельного оксида переходного металла с последующим растворением оксида кремния и оксида переходного металла в плавиковой кислоте. Для создания текстур на поверхности кремния необходимо, чтобы оксид переходного металла не испарялся, не разлагался при нагреве и легко растворялся в плавиковой и других кислотах. Необходимо также, чтобы продукты взаимодействия кремния и оксида переходного металла легко удалялись с помощью традиционных химических обработок.

Рассмотрим тонкий слой предельного оксида переходного металла, находящегося на поверхности кремния. Переходный металл имеет несколько степеней окисления: $+n$, $+(n-1)$, $+(n-2)$... ($+n$ — максимальная степень окисления, характерная для предельного оксида). Необходимо, чтобы переходный металл мог легко переходить из одной степени окисления в другую. При повышенных температурах начинается взаимодействие оксида переходного металла и кремния, которое может приводить к окислению кремния и восстановлению

металла в оксиде. Полное восстановление оксида до металла необязательно, достаточно чтобы металл изменил свое валентное состояние от Me^{+n} до $Me^{+(n-1)}$. Для этого необходимо, чтобы изобарно-изотермический потенциал (ΔG) этой реакции был отрицательным. Среди этих оксидов нами был выбран предельный оксид ванадия V_2O_5 . Этот выбор обусловлен тем, что ванадий кроме предельного оксида (V^{+5}) образует ряд оксидов со степенями окисления +4, +3, +2. Известны технологические эксперименты, где V_2O_5 использовался в качестве хемостимулятора (катализатора) окисления полупроводниковых материалов [7]. При повышенных температурах на границе $Si-V_2O_5$ могут происходить реакции с окислением кремния и восстановлением ванадия. В частности, реакция восстановления V^{+5} до V^{+4} выглядит следующим образом:



Энергия Гиббса (ΔG) этой реакции при 903–923 К отрицательна, $\Delta G \sim (-680 \text{ кДж/моль})$, и следовательно, эта реакция может осуществляться. Аналогично могут осуществляться и реакции, где ванадий меняет степень окисления до +3, +2 [8]. Особенностью окисления кремния является то, что рост пленки SiO_2 происходит в глубь объема кристалла кремния. С увеличением толщины слоя SiO_2 зависимость толщины пленки от времени определяется диффузией кислорода через слой диоксида кремния к границе SiO_2-Si и выражается параболической зависимостью от времени. Если процесс происходит в кислородсодержащей атмосфере, то низшие оксиды ванадия, образующиеся на границе V_2O_5-Si по реакции (1), будут вновь окисляться до предельного оксида (регенерация) за счет диффузии кислорода через пленку V_2O_5 и реакция (1) будет возобновляться. В дальнейшем зависимость толщины оксида от времени становится логарифмической и рост пленки прекращается.

1. Методика эксперимента

В экспериментах использовались стандартные полированные пластины монокристаллического кремния, выращенного по методу Чохральского (Cz-кремний, КДБ-10), с содержанием кислорода $\sim 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Для получения слоев V_2O_5 была использована двухстадийная методика. На первой стадии методом термического вакуумного испарения на поверхность пластин монокристаллического кремния осаждался слой металлического ванадия толщиной 70–80 нм, который в дальнейшем окислялся до предельного пентоксида ванадия при температуре 723 К в кислороде или на воздухе в течение 1 ч. Далее проводился отжиг полученной структуры при температуре 903 К в кислороде или на воздухе в течение 1 ч. Толщина и структура полученных слоев определялись с помощью сканирующего электронного микроскопа JSM 7001F (Jeol, Япония). В результате окисления при 723 К

на поверхности кремния получался слой V_2O_5 толщиной $\sim 200 \text{ нм}$, имеющий столбчатую структуру (рис. 1). Из рис. 1 видно, что после первой стадии на границе кремния и V_2O_5 пограничный слой отсутствует. Слой пентоксида ванадия растворялся в концентрированной соляной кислоте, затем образец промывался в этаноле и деионизованной воде. После этой обработки поверхность кремния была совершенно гладкой, а элементный анализ показал, что поверхность не содержала никаких элементов, кроме кремния и следов кислорода. Следовательно, на первой стадии заметное взаимодействие V_2O_5 и кремния отсутствует.

Стехиометричность поверхностной пленки V_2O_5 определялась с помощью методики комбинационного рассеяния света. Для этих исследований использовался спектрометр LabRamHR800. Спектр комбинационного рассеяния пленки V_2O_5 (рис. 2), находящейся на по-

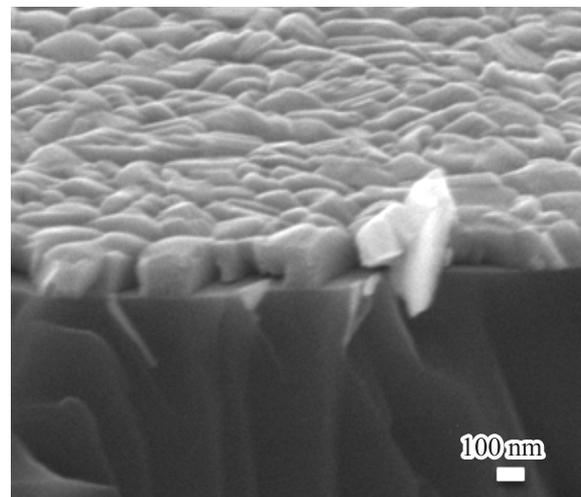


Рис. 1. СЭМ-изображение скола подложки кремния со слоем V_2O_5 на поверхности после окисления ванадия при 723 К. Светлая область — слой V_2O_5 .

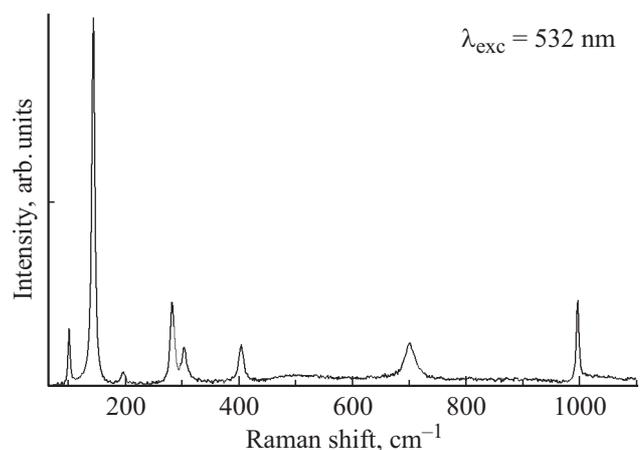


Рис. 2. Спектры комбинационного рассеяния пленки V_2O_5 при комнатной температуре и возбуждении излучением с длиной волны $\lambda_{\text{exc}} = 532 \text{ нм}$.

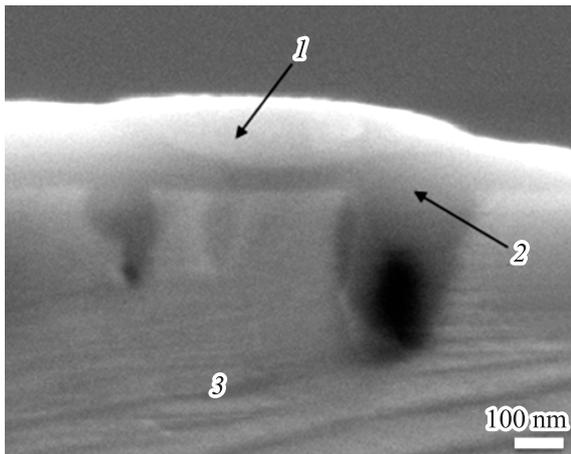


Рис. 3. СЭМ-изображение скола структуры Si– V_2O_5 после отжига при 903 К в течение 1 ч. 1 — поверхностный слой V_2O_5 , 2 — слой SiO_2 , 3 — кремниевая подложка.

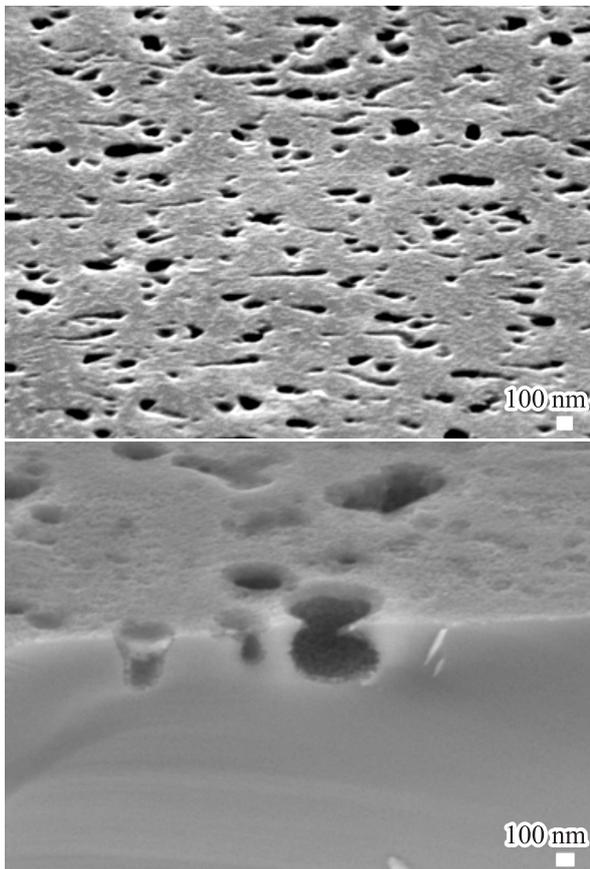


Рис. 4. СЭМ-изображение поверхности кремния (вверху) и скола поверхности кремния (внизу) после обработки в плавиковой кислоте.

верхности кремния, после отжига при 723 К совпадает с литературными данными [9]. Эти спектры после отжига при 903 К оставались без изменений, что указывает на сохранение химического состава плен-

ки V_2O_5 . Электронно-микроскопическое исследование сколов структуры, полученной при 903 К, показало, что на этой стадии отжига происходит интенсивное взаимодействие на границе V_2O_5 и кремния (рис. 3). В результате этого взаимодействия в соответствии с реакцией (1) на границе Si– V_2O_5 образуется слой оксида кремния. Электронно-микроскопическое исследование показывает также, что слой оксида кремния, образовавшийся при 903 К, имеет существенный разброс по толщине, находящейся в пределах от 30 до 400 нм. Можно выделить плоские участки этого слоя толщиной 30–50 нм, между которыми находятся глубокие включения (до 400 нм). Увеличение времени отжига > 1 ч при 903 К не приводило к увеличению толщины образующегося слоя. Верхний слой пентоксида ванадия растворялся в соляной кислоте, а пограничный слой в этой кислоте не растворялся. После обработки в 40%-й плавиковой кислоте легко удалялся и этот слой, откуда следует, что этот слой представляет собой оксид кремния, близкий по составу к SiO_2 . В результате растворения слоя диоксида кремния на поверхности кремния образуется текстурированный слой с очень своеобразной геометрией (рис. 4). Как видно из микроизображений, поверхность состоит из многочисленных вогнутых сфероидов с различными эксцентриситетами с размерами от 100 до 500 нм и глубиной до 400 нм, которые разделены между собой относительно гладкими областями с размерами 300–1000 нм. Исследования элементного состава показали, что на этой поверхности нет никаких веществ, кроме кремния. Текстурированная поверхность кремния обладала ярко выраженными поглощающими и рассеивающими свойствами в области длин волн видимого диапазона. Измерение спектров отражения проводилось на спектрофотометре Cary 5000 UV–Vis–NIR. Исходная (полированная) поверхность кремния имела пренебрежимо малое диффузное рассеяние, $H(\lambda) \leq 1\%$ в области длин волн 300–1000 нм. После текстурирования кремния наибольшие изменения в отражении наблюдались в области длин волн 300–500 нм (рис. 5), где полное отражение, $R_{\text{full}}(\lambda)$, уменьшалось в 1.7–1.33 раза. Диффузное отражение, $R_{\text{diff}}(\lambda)$, увеличилось до $\sim 9\%$ при 380 нм и $\sim 6\%$ на длине волны 500 нм. Следовательно, $H(380 \text{ нм}) \approx 24\%$, $H(500 \text{ нм}) \approx 17\%$. Наибольшее рассеяние света происходит, когда размеры неоднородностей и длина волны света близки. Можно сделать вывод, что большая часть вогнутых сфероидов, образующих текстуру на поверхности кремниевой пластины, имеет характерные размеры, находящиеся в области 300–500 нм, что совпадает с данными электронно-микроскопического исследования.

Известно, что кислород при температурах < 573 К находится в Cz-кремнии в виде пересыщенного раствора. Термические обработки при температурах > 703 К приводят к распаду пересыщенного раствора и появлению в объеме кремния микроскопических преципитатов аморфного субоксида кремния $\alpha\text{-SiO}_x$ [10]. Для подтверждения образования преципитатов SiO_x в объеме

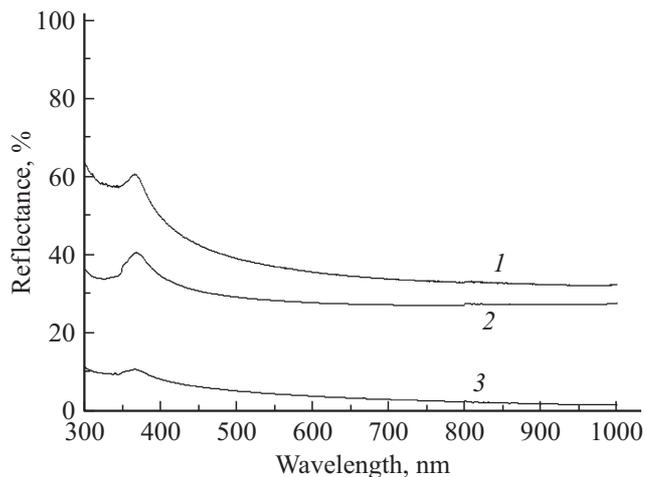


Рис. 5. Спектры отражения поверхности кремния: 1 — полное отражение от полированной поверхности кремния, 2 — полное отражение от текстурированной поверхности кремния, 3 — диффузное отражение от текстурированной поверхности кремния.

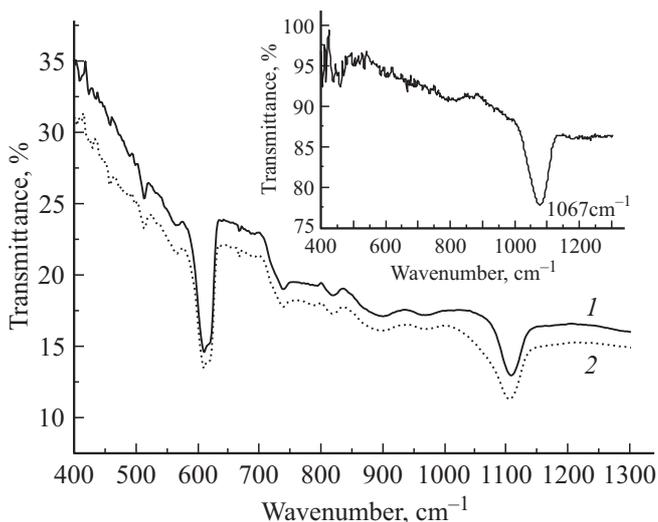


Рис. 6. Спектры пропускания исходной пластины кремния до (1) и после (2) двухступенчатого отжига при 723 К/1 ч + 903 К/1 ч. На вставке — спектр пропускания отожженного образца относительно исходного.

кремния в процессе термических обработок были измерены инфракрасные (ИК) спектры исходных пластин кремния и пластин кремния после отжига в температурных режимах, идентичных использованным для приготовления образцов. Двухступенчатый отжиг в режиме 723 К/1 ч + 903 К/1 ч осуществлялся в атмосфере высокочистого азота. Спектры снимались с помощью ИК фурье-спектрометра FTIR Shimadzu-8400s в диапазоне 400–4000 см^{-1} (рис. 6). Для исходных пластин кремния характерно наличие сильной полосы поглощения с максимумом в области 1107 см^{-1} , связанной с асимметричными валентными колебаниями связей Si–O–Si (мода растяжения). Концентрация кислорода в исход-

ных образцах $\sim 1.2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. После двухступенчатого отжига в атмосфере высокочистого азота полоса поглощения уширяется, максимум ее немного смещается. Спектр пропускания отожженного образца относительно исходного имеет четкий минимум при 1067 см^{-1} , что подтверждает появление в кремниевых пластинах после отжига в инертной атмосфере аморфного субоксида кремния $\alpha\text{-SiO}_x$ ($x \leq 2$). Далее будет показано, что образование преципитатов SiO_x в объеме кремния существенно влияет на однородность окисления кремния под слоем V_2O_5 .

Проведенные эксперименты показали, что при отжиге образцов интенсивное окисление кремния на границе Si– V_2O_5 начинается при температуре 903 К, что существенно ниже, чем при обычном термическом окислении в кислородсодержащей атмосфере. Слой оксида кремния имеет существенный разброс по толщине (рис. 3) с включениями глубиной до 400 нм. В промежутках между глубокими включениями находятся плоские области диоксида кремния толщиной 30–50 нм, что в 5–6 раз больше, чем толщина SiO_2 , образующегося при термическом окислении кремния в атмосфере кислорода в аналогичных температурно-временных режимах.

Полученные результаты позволяют сделать выводы о механизме ускоренного окисления кремния под слоем V_2O_5 . Обычно поверхность кремния перед окислением уже покрыта тонким слоем оксида и по мере его роста все более существенную роль начинает играть диффузия кислорода к границе $\text{SiO}_2\text{–Si}$. На этой стадии зависимость толщины пленки от времени определяется диффузией кислорода через слой диоксида кремния и выражается параболической зависимостью от времени. В дальнейшем зависимость толщины оксида от времени становится логарифмической и рост пленки прекращается. Поэтому основной вклад в зависимость толщины пленки SiO_2 от времени вносит параболический участок. В простейшем случае одномерной диффузии кислорода толщина слоя SiO_2 (h) выражается формулой

$$h = \sqrt{2D\tau}, \quad (2)$$

где D — коэффициент диффузии кислорода, τ — время. Подставив в (2) измеренные толщины слоя оксида кремния, образовавшегося за 1 ч на различных участках поверхности кремния при температуре 903 К, можно оценить значения коэффициента диффузии кислорода на этих участках. Для плоских участков ($h \approx 40$ нм) величина коэффициента диффузии $D_1 \approx 2 \cdot 10^{-15} \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$. Для участков поверхности кремния с глубокими включениями диоксида кремния ($h \approx 400$ нм) вычисленный коэффициент диффузии кислорода намного больше, $D_2 \approx 2 \cdot 10^{-13} \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$. Сравним эти результаты с параметрами термического окисления кремния в сухом кислороде при тех же температурах. Толщина слоя оксида кремния h , образующегося при 973 К в атмосфере сухого кислорода за 17 ч, ≤ 10 нм, и оценочное значение коэффициента диффузии кислорода составляет $D_{\text{dry}} \approx 1 \cdot 10^{-17} \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$ [11]. Большое различие в

коэффициентах диффузии кислорода указывает на существенную разницу в механизме транспорта кислорода через слой SiO_2 при окислении кремния в среде кислорода и при окислении кремния под слоем V_2O_5 . В ряде работ [12–14] исследован процесс ускоренного окисления кремния при температурах 723–973 К в смесях кислород–озон, где присутствует атомарный кислород, возникающий вследствие разложения молекул озона. В работе [12] показано, что при температуре 873 К в течение 20 мин толщина слоя оксида достигает 7–8 нм. Увеличение скорости окисления кремния в среде O_2/O_3 связывается с присутствием атомарного кислорода. Из-за малого радиуса атома кислорода его коэффициент диффузии через слой SiO_2 существенно больше, чем молекулярного кислорода, что и объясняет увеличение скорости окисления. Однако при окислении в газовой среде при 873–973 К даже в присутствии атомарного кислорода не удается получить оксидный слой толщиной > 15 нм. Увеличение скорости твердофазного окисления кремния под слоем V_2O_5 можно объяснить влиянием двух факторов. Прежде всего отметим, что кислород входит в состав V_2O_5 в виде атомов. Естественно предположить, что реакция окисления кремния происходит путем перемещения атомов кислорода от V_2O_5 к кремнию. Атомарный кислород из-за малых размеров гораздо подвижнее молекулы кислорода, что и обуславливает увеличение коэффициента диффузии кислорода через слой растущего оксида кремния. Вторым фактором, влияющим на скорость окисления, является разница химических потенциалов (μ) кислорода на внешней поверхности диоксида кремния и слоем на границе SiO_2 –Si. В соответствии с законом Фика поток диффундирующих частиц J пропорционален градиенту химического потенциала: $J = D(d\mu/dh)$, где h — толщина оксида кремния, D — коэффициент диффузии. Основной вклад в градиент химического потенциала вносит разность концентраций кислорода на поверхности растущего оксида и в слое вблизи границы SiO_2 –Si. В случае окисления из газовой среды концентрация кислорода вблизи внешней поверхности SiO_2 равна $\sim 3 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$, в то время как при твердофазном окислении концентрация атомов кислорода, находящегося на поверхности кремния, соответствует концентрации кислорода в V_2O_5 и равна $\sim 5 \cdot 10^{22} \text{ см}^{-3}$. Сравнение концентраций кислорода на поверхности SiO_2 показывает, что при твердофазном окислении диффузия кислорода происходит в существенно большем градиенте химического потенциала, что является дополнительным фактором, увеличивающим скорость окисления кремния. Для непрерывного протекания реакции (1) необходимо поддерживать состав пленки V_2O_5 постоянным. Спектры комбинационного рассеяния пленки V_2O_5 до и после отжига оставались без изменений, поэтому можно сделать вывод, что в процессе реакции V_2O_5 сохранял свой химический состав. В работе [14] исследован процесс окисления ванадия в атмосфере кислорода при температуре 873 К и показано, что при этой температуре величина коэффициента диффузии кислорода в V_2O_5

равна $\sim 3 \cdot 10^{-11} \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$, т.е. на несколько порядков больше, чем коэффициент диффузии кислорода через пленку оксида кремния. Поэтому расход кислорода из пленки V_2O_5 на окисление кремния восполнялся за счет поступления кислорода из газовой фазы.

Поскольку V_2O_5 участвует в реакции (1), но не расходуется, можно сделать вывод, что пленка V_2O_5 является хемостимулятором окисления кремния и выполняет функцию донора атомарного кислорода. Из-за низких значений коэффициента диффузии кислорода при достижении критической толщины слоя SiO_2 скорость окисления кремния становится пренебрежимо малой и рост слоя оксида кремния прекращается.

Количество крупных включений оксида кремния, приходящееся на 1 см^2 поверхности кремния, можно оценить, используя данные электронно-микроскопического анализа поверхности кремния после обработки образца в плавиковой кислоте. На различных участках поверхность кремния площадью $\sim (10\text{--}12) \text{ мкм}^2$ содержала от 30 до 100 вогнутых сфероидов, образовавшихся после растворения крупных включений оксида кремния. На рис. 4 показан участок площадью 12 мкм^2 , где находится ~ 100 вогнутых сфероидов. Следовательно, на 1 см^2 поверхности кремния содержится $\sim (2.5\text{--}8) \cdot 10^8$ вогнутых полостей. Плотность дислокаций в кремнии, использованном в экспериментах, не превышала 10^2 см^{-2} , что на несколько порядков меньше плотности сфероидов. Поэтому невозможно объяснить появление глубоких включений оксида кремния ускоренным окислением кремния в местах выхода дислокаций. Как было показано выше (рис. 6), в процессе термических обработок в объеме пластин кремния возникают преципитаты $\alpha\text{-SiO}_x$ с характерными размерами от 1 до 3 нм. Этот процесс происходит за счет распада пересыщенного раствора кислорода в случае нагрева при температурах $> 703 \text{ К}$. Концентрация преципитатов $\alpha\text{-SiO}_x$ в Cz-кремнии после отжига при температурах 903–973 К может составлять $\sim (10^{10}\text{--}10^{11}) \text{ см}^{-3}$ [10,15]. Процесс образования преципитатов SiO_x в кремнии происходит параллельно твердофазной реакции V_2O_5 и кремния. Из-за разности параметров решеток, коэффициентов термического расширения кремния и преципитатов SiO_x возникают деформации, сопровождающиеся большими механическими напряжениями. В результате в кремнии вблизи границы Si– V_2O_5 образуются микроучастки с высокой концентрацией дефектов, где коэффициент диффузии кислорода и скорость реакции (1) существенно больше, чем на остальной поверхности кремния. Эти области являются иницирующими центрами, дополнительно ускоряющими окисление кремния. В результате на границе Si– V_2O_5 образуется неоднородный по толщине слой SiO_2 с включениями оксида кремния в кремний глубиной до 400 нм. После удаления слоев V_2O_5 и диоксида кремния на поверхности кремния образуется текстура, интенсивно рассеивающая свет в области длин волн 300–550 нм, что может быть использовано при создании эффективных солнечных фотопреобразователей.

Работа выполнялась по проекту Министерства образования и науки России № 14.607.21.0075 (RFMEFI60714X0075). Электронно-микроскопические исследования проводились с использованием оборудования регионального центра коллективного пользования „Материаловедение и диагностика в передовых технологиях“ при ФТИ им. А.Ф. Иоффе.

Список литературы

- [1] T. Mishina, M. Taguchi, H. Sakata, E. Maruyama. *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, **95**, 18 (2010).
- [2] A. Chen, K. Zhu. *Solar Energy*, **86**, 393 (2012).
- [3] M. Edwards, S. Bowden, U. Das, M. Burrows. *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, **92**, 1373 (2008).
- [4] B. Vallejo, M. Gonzales-Manas, J. Martinez-Lopez, M.A. Caballero. *Solar Energy*, **81**, 565 (2007).
- [5] J. Kegela, H. Angermann, U. Stürzebecher, E. Conrad, M. Mews, L. Korte, B. Stegemann. *Appl. Surf. Sci.*, **301**, 56 (2014).
- [6] M. Moreno, D. Murias, J. Martinez, C. Reyes-Betanzo, A. Torres, R. Ambrosio, P. Rosales, P. Roca i Cabarrocas, M. Escobar. *Solar Energy*, **101**, 182 (2014).
- [7] И.Я. Миттова, Е.В. Томина, А.А. Лапенко, Б.В. Сладкопечев. *Наносистемы: физика, химия, математика*, **3** (2), 116 (2012).
- [8] *Термодинамические свойства неорганических веществ. Справочник*, под ред. А.П. Зефирова (М., Атомиздат, 1965).
- [9] C. Navone, J.P. Pereira-Ramos, R. Baddour-Hadjean, R. Salot. *Proc. Intern. Workshop „Advanced Techniques for Energy Sources Investigation and Testing“* (Sofia, Bulgaria, 2004). **L5-1**.
- [10] A. Borghesi, V. Pivac, A. Sassella, A. Stella. *J. Appl. Phys.* **77**, 4169 (1995).
- [11] А.И. Курносов, В.В. Юдин. *Технология производства полупроводниковых приборов и интегральных микросхем* (М., Высш. шк., 1986) гл. 7, с. 118.
- [12] A. Kazor, R. Gwilliam, Ian W. Boyd. *Appl. Phys. Lett.* **65**, 412 (1994).
- [13] Zh. Cui, J.M. Madsen, Ch.G. Takoudis. *J. Appl. Phys.* **87**, 8181 (2000).
- [14] J.R. Wilson, M.E. Levis. *Nature*, **206**, 1350 (1965).
- [15] J.D. Murphy, R.E. McGuire, K. Bothe, V.V. Voronkov, R.J. Falster. *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, **120**, 402 (2014).

Редактор Л.В. Шаронова

Texture of monocrystalline silicon surface oxidized under thin V₂O₅ layer

S.E. Nikitin¹, V.N. Verbitskiy¹, A.V. Nashchekin¹, I.N. Trapeznikova¹, A.V. Bobyl¹, E.E. Terukova^{1,2}

¹ Ioffe Institute,
194021 St. Petersburg, Russia

² Research and development center for thin-film technologies in energetics,
194064 St. Petersburg, Russia

Abstract Process of texturing a monocrystalline silicon surface oxidized under thin V₂O₅ layer is investigated. Intensive oxidation of silicon at the Si–V₂O₅ interface appeared at 903 K that is by 200 K lower than at thermal oxidation of silicon in oxygen atmosphere. Formation of silicon dioxide layer with thickness 30–50 nm and inclusions of SiO₂ into silicon with depth to 400 nm was registered at the interface between Si and V₂O₅. Value of the diffusion coefficient of atomic oxygen through silicon dioxide layer attained $2 \cdot 10^{-15} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ at 903 K. The model of low-temperature oxidation of silicon based on atomic oxygen diffusion from V₂O₅ to silicon through SiO₂ layer and formation of SiO_x precipitates in silicon is suggested. After removal of V₂O₅ and silicon dioxide layers on the silicon surface texture is appeared. This texture scatters light intensively in the spectral range 300–550 nm which is important for texturing front and rear surface of photovoltaic solar cells.