Э. М. ГАДЖИЕВ, к. ф.-м. н. Я. Ю. ГУСЕЙНОВ,
к. т. н. Н. М. ИСМАЙЛОВ, д. ф.-м. н. Ф. Д. КАСИМОВ

Азербайджан, г. Баку, Азербайджанское национальное аэрокосмическое агентство; г. Сумгаит, Гос. университет
E-mail: anasa.ssddb@azeuro.net

Дата поступления в редакцию
07. 11 2000 г.
Оппоненты *к. ф.-м. н. Х. А. АСАДОВ,*
д. т. н. В. А. МОКРИЦКИЙ

ВЛИЯНИЕ РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫХ ЭФФЕКТОВ НА РАДИАЦИОННУЮ СТОЙКОСТЬ КРЕМНИЕВЫХ МОП-СТРУКТУР

Исследовано влияние γ-излучения на параметры границы раздела $Si-SiO_2$ МОП-структур в зависимости от технологических режимов их получения.

Увеличение степени интеграции изделий микроэлектроники обуславливает необходимость повышения их надежности, в частности, радиационной стойкости. Особенно большое значение эти аспекты приобретают при создании МДП интегральных схем, поскольку пленки "диэлектрик — полупроводник" весьма чувствительны к влиянию поверхностных радиационных эффектов. Воздействие радиации на МДП-структуры приводит к заметному изменению их электрических характеристик, что, в основном, обусловлено образованием центров захвата и накоплением пространственного заряда в диэлектрике, а также возрастанием плотности быстрых поверхностных состояний на границе раздела "диэлектрик — полупроводник". Накапливаемый в подзатворном диэлектрике заряд и плотность поверхностных состояний практически полностью определяют их работоспособность [1—3].

Большое влияние на радиационную стойкость МОП-структур оказывают режимы выращивания кремниевой пленки и окисла и их последующего отжига, а также термообработки, проведенной перед облучением. Установлено существование сильной зависимости электрических параметров слоев аморфного кремния от структуры формируемого слоя, а также от режимов его осаждения [4]. В настоящей работе исследованы технологические условия повышения радиационной стойкости МОП-структур, кремниевая пленка которых получена лазерной рекристаллизацией аморфной пленки кремния с многократным импульсным воздействием малой мощности.

Высококачественные кремниевые эпитаксиальные слои на монокристаллическом кремнии для ИС с вертикальной интеграцией получали импульсной лазерной обработкой на воздухе непосредственно после напыления в вакууме (~10^4 Па) аморфных слоев кремния на подложку. Так как плотность напыленных слоев меньше, чем монокристаллического кремния, то в эпитаксиальном слое после лазерной обработки иногда наблюдались микропузырьки и сферические пустоты, которые удалялись, согласно [4], повторными лазерными импульсами. Оказалось возможным получение эпитаксиальных пленок обработкой аморфных слоев кремния многократным импульсным лазерным воздействием (длина волны 0,694 мкм, время импульса 30 нс, 100 импульсов) столь малой энергии (E=0,045 Дж·см$^{-2}$), что плотность энергии отдельного импульса не вызывает образование центров плавления на поверхности.

Исследования границы раздела $Si-SiO_2$ проводили экспресс-методом, изложенным в [5], путем измерения вольт-емкостной ($C-U$) зависимости МОП-структур в точках плоских зон и инверсии. Измерения ВФХ осуществлялись резонансным методом с использованием моста полных проводимостей Л2-7 на частоте 1 МГц. Полученные в результате измерений ВФХ приведены на **рис. 1**.

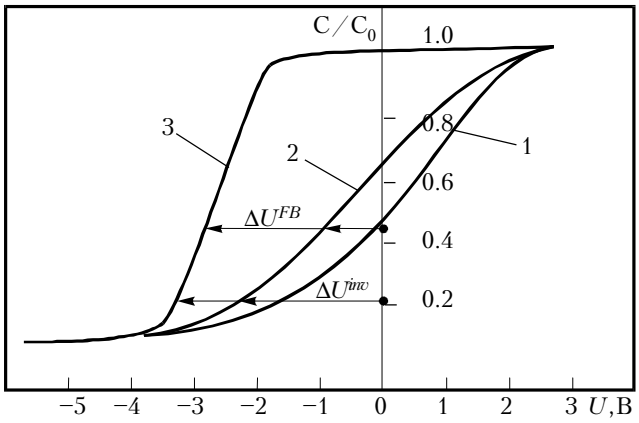

Рис. 1. Высокочастотные $C-U$-характеристики МОП-структур, сформированных на пленке, рекристаллизованной лазерным лучом, (*2*) и на контрольной кремниевой пластине КЭФ-0,5 (*3*); *1* — теоретическая кривая ВФХ

Суммарный заряд в окисле Q_{OX} и на поверхностных состояниях Q_{SS} в точках плоских зон и инверсии определялся по формуле

$$(Q_{OX}+Q_{SS})^{FB}=\Delta U_g^{FB}\cdot C_O, \qquad (1)$$

где C_O — емкость подзатворного окисла, определяемая из экспериментальной ВФХ;

ΔU_g^{FB} — сдвиг экспериментальной кривой относительно теоретической в точке емкости плоских зон C_S^{FB};

$C_S^{FB} = q(\varepsilon_S N_D / kT)^{1/2}$;

q — заряд электрона;
ε_S — диэлектрическая проницаемость полупроводника;
N_D — концентрация легирующей примеси донорного типа;
k — постоянная Больцмана;
T — абсолютная температура.

Для выделения из общего заряда границы раздела заряда поверхностных состояний Q_{SS} находится емкость полупроводника в точке инверсии:

$$C_S^{inv} = \left[q\varepsilon_S N_D / 2\left(U_g^{inv} - \varphi_S\right)\right]^{1/2}, \qquad (2)$$

где U_g^{inv} — напряжение на затворе в точке инверсии;
φ_S — поверхностный потенциал, принимаемый в точке инверсии равным $2\varphi_F$;
φ_F — уровень Ферми в полупроводнике.

По формуле (1) вычисляется суммарный заряд границы в точке инверсии. Разность между значениями суммарного заряда на границе раздела $Si-SiO_2$ в точках плоских зон и инверсии и есть заряд поверхностных состояний Q_{SS}. Из рис. 1 видно, что суммарный заряд Q_{SS} на границе раздела $Si-SiO_2$ в рекристаллизованной пленке (кривая *2*) меньше, чем в обычной кремниевой пластине (кривая *3*). Это объясняется, по-видимому, тем, что во время рекристаллизации лазерным лучом одновременно происходит и отжиг поверхностных дефектов.

При воздействии ионизирующего γ-излучения от источника ^{60}Co в переходной области $Si-SiO_2$ наблюдалось интенсивное образование дефектов с повышением концентрации поверхностных состояний, которое доходило в некоторых случаях до двух порядков. Это связано с образованием в диэлектрике электронно-дырочных пар, часть которых рекомбинирует друг с другом, а другая часть перемещается по диэлектрической пленке. В диоксиде кремния подвижность дырок во много раз меньше, чем подвижность электронов. Вследствие этого электроны покидают оксид, а дырки, избежавшие рекомбинации, захватываются на ловушки в диэлектрике. Таким образом, в объеме диэлектрика накапливается положительный заряд. Очевидно, величина этого заряда и скорость его накопления зависят от доли образовавшихся электронно-дырочных пар, избежавших рекомбинации. В [6] было показано, что эта доля зависит не от вида излучения, а только от энергии квантов электромагнитного излучения (ультрафиолетовые лучи, мягкое и жесткое рентгеновские излучения, γ-излучение).

Проведенными исследованиями установлено, что наиболее совершенную границу раздела $Si-SiO_2$ ($N_{SS} \leq 10^{10}$ см$^{-2}$) удается получить при термическом окислении кремния в сухом кислороде в присутствии паров HCl в концентрации 0,3—1%. Такое заметное влияние незначительного количества хлористого водорода объясняется взаимодействием хлора с имеющимися в окисле подвижными положительными ионами натрия и их стабилизацией.

На радиационную стойкость МОП-структур влияет также скорость выращивания окисла. Различные скорости выращивания при постоянной температуре достигались использованием пониженных парциальных давлений кислорода в несущем газе азоте или аргоне. Установлено, что радиационная чувствительность резко повышается с уменьшением скорости выращивания при использовании азота, но остается неизменно низкой, когда несущим газом является аргон (**рис. 2**).

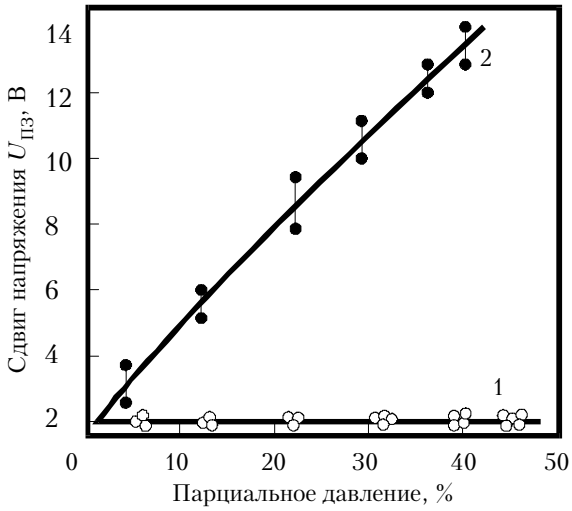

Рис. 2. Радиационно-индуцированные сдвиги напряжения плоских зон ($U_{ПЗ}$) для окислов, выращенных при различных парциальных давлениях аргона (*1*) и азота (*2*), после облучения дозой 10^6 рад

Аналогичные результаты были получены для напряжений плоских зон ΔU^{FB} и порогового напряжения $U_{пор}$, вычисленных из $C-V$-характеристик при положительных и отрицательных смещениях, приложенных к затвору в процессе облучения. Результаты, полученные в аргоне, указывают на отсутствие зависимости радиационной стойкости структуры от скорости выращивания окисла в сухом кислороде при 1273 К. Линейная зависимость индуцированных радиацией сдвигов напряжения плоских зон от парциального давления азота означает, что азот не является инертным газом при выращивании окисла. В соответствии с величиной коэффициента диффузии азота в SiO_2 его концентрация у поверхности раздела $Si-SiO_2$ прямо пропорциональна внешнему парциальному давлению, т. е. можно считать, что некоторое количество азота попадает в окисел при его выращивании.

Изменяя длительность и температуру отжига, получали окислы с определенной заданной радиационной стойкостью. Так, уменьшение температуры отжига с 1370 до 1170 К улучшало радиационную стойкость структур почти на порядок (**рис. 3**).

Из **рис. 4** видно, что при постоянной температуре отжига (начиная с 1220 К) радиационная стойкость вначале улучшается, а затем падает. Отжиг в течение 360—420 с при 1220 К дает такое же изменение величины сдвига напряжения плоских зон, как и отжиг в течение часа при температуре 1120 К.

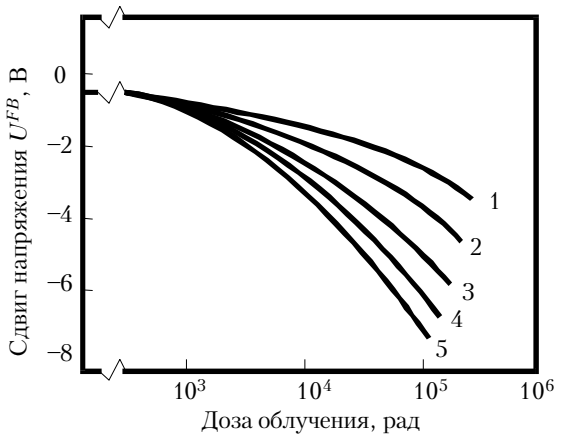

Рис. 3. Зависимость радиационно-индуцированных сдвигов U^{FB} для МОП-конденсаторов на подложке *p*-типа от дозы облучения при температуре отжига 1173 К (*1*), 1223 К (*2*), 1273 К (*3*), 1323 К (*4*), 1373 К (*5*)

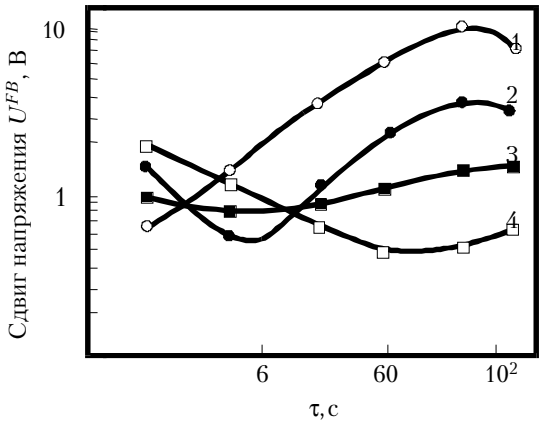

Рис. 4. Зависимость величины сдвига плоских зон от длительности отжига (τ) при температуре 1273 К (*1*), 1223 К (*2*), 1173 К (*3*), 1123 К (*4*) при дозе облучения 10^5 рад

Таким образом, установлено, что в МОП-структурах, кремниевая пленка которых получена лазерной рекристаллизацией аморфной пленки кремния с многократным импульсным воздействием малой мощности, наибольшая радиационная стойкость достигается при формировании диоксида кремния окислением в сухом кислороде с малой добавкой HCl и последующим отжигом в аргоне. Эксперименты по изучению влияния длительности и температуры отжига позволили установить, что каждой температуре отжига соответствует оптимальное значение его длительности с точки зрения получаемой радиационной стойкости, т. е. радиационную стойкость можно регулировать временем и температурой отжига.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Герасимов А. Б., Джандиери М. Ш., Церцвадзе А. А. Кинетика накопления индуцированного радиацией пространственного заряда в диэлектриках МДП-структур // Микроэлектроника. — 1980. — Т. 9, №5. — С. 450—455.

2. Винецкий В. Л., Чайка Г. Е., Шевченко Е. С. Динамика встраивания заряда при облучении МДП-структуры // ФТП. — 1982. — Т. 16, № 8. — С. 1478—1482.

3. Collins T. V., Holmstrom F. E., Churchhill J. N. Charge distributions in MOS capacitors for large irradiation doses // IEEE Trans. Nucl. Sci. — 1979. — Vol. NS-26, N 6. — P. 5176—5179.

4. Красников Г. Я., Манжа Н. М., Лебедев С. В. и др. Аморфный кремний — перспективный материал для микроэлектроники // Электронная промышленность. — 2000. — № 3. — С. 44—47.

5. Касимов Ф. Д., Абдуллаев А. Г., Ветхов В. А. Исследование распределения концентрации носителей в объеме и на границах зерен поликристаллического кремния методом *C—V*-характеристик // В сб.: Диэлектрики и полупроводники. — Киев, Вища школа. — 1985. — Вып. 28. — С. 64—68.

6. Dozier C. M., Brown D. B. Effect of photon energy on the response of MOS devices // IEEE Trans. Nucl. Sci. — 1981. — Vol. NS-28, N 6. — P. 4137—4141.

в портфеле редакции в портфеле редакции в портфеле редакции в портфеле редакции

- Алгоритм управления для нечеткого регулятора. *Л. П. Вершинина (Россия, г. С.-Петербург)*
- Моделирование разъемных контактов в электрических соединениях электронной аппаратуры. *А. А. Ефименко, В. В. Шаталов (Украина, г. Одесса)*
- Состояние и тенденции развития твердотельных фотопребразователей солнечной энергии. *Ю. Е. Николаенко, Н. М. Вакив, С. И Круковский, В. Ю. Ерохов, И. И. Мельник, И. Р. Завербный (Украина, г. Львов)*
- Кремниевые P–N-фотодиоды для ближней ультрафиолетовой области спектра. *Ю. Г. Добровольский, В. В. Рюхтин, А. Б. Шимановский (Украина, г. Черновцы)*

- К вопросу о проектировании высоковольтных КМОП БИС ключей и коммутаторов. *В. Г. Вербицкий, В. И. Золотаревский, Ю. Е. Николаенко, Л. И. Самотовка, Е. С. Товмач (Украина, г. Киев)*
- Негатронные элементы на основе локальных пленок поликристаллического кремния. *Ф. Д. Касимов, М. Р. Рагимов (Азербайджан, г. Баку)*

в портфеле редакции в портфеле редакции в портфеле редакции в портфеле редакции