

# Исследование физических механизмов лазерной коррекции и стабилизации параметров структур Al–n–n<sup>+</sup>–Si–Al с барьером Шоттки

© Г.И. Воробец<sup>¶</sup>, М.М. Воробец, В.Н. Стребжев, Е.В. Бузанева\*, А.Г. Шкавро\*<sup>¶¶</sup>

Черновицкий национальный университет им. Ю. Федьковича (физический факультет),  
58012 Черновцы, Украина

\* Киевский национальный университет им. Т. Шевченко (радиофизический факультет),  
01017 Киев, Украина

(Получена 17 июля 2003 г. Принята к печати 25 сентября 2003 г.)

Методами оптической и растровой электронной микроскопии в сочетании с послойным химическим травлением исследованы физические процессы твердофазной диффузии в сформированных на свободной поверхности кремния и в окнах SiO<sub>2</sub> бескорпусных тонкопленочных структурах Al–n–n<sup>+</sup>–Si–Al с барьером Шоттки при импульсном лазерном облучении.

Согласно исследованиям [1–4], применение различных режимов импульсного лазерного облучения (ИЛО) позволяет управляемо корректировать электрофизические характеристики контактов металл–полупроводник (КМП) в структурах Al–n–n<sup>+</sup>–Si–Al с барьером Шоттки (ДШ) и стабилизировать их параметры [5].

В данной работе исследовались две группы ДШ Al–n–Si, подготовленных по стандартной технологии [4,5] на пластинах кремния КЭФ-1 с ориентацией (111). В структурах первой группы перед напылением Al, для создания ДШ, химическим травлением удаляли SiO<sub>2</sub> со всей рабочей поверхности пластины, во второй — только вскрывали окна в SiO<sub>2</sub>.

Параметры КМП Al–Si (высота потенциального барьера  $\phi_b$ , коэффициент идеальности  $n$  и дифференциальный коэффициент линейности  $\alpha$  вольт-амперных характеристик (ВАХ) в полулогарифмическом масштабе) зависят от технологических параметров и, в частности, от режимов ИЛО (таблица). В качестве источника ИЛО применяли лазер на иттрий-алюминиевом гранате в режиме свободной генерации с излучаемой длиной волны  $\lambda = 1.06$  мкм и интенсивностью излучаемой энергии  $I_0$  от 10 кВт/см<sup>2</sup> до 20 МВт/см<sup>2</sup>. На исследуемые ДШ воздействовали одиночными импульсами миллисекундной длительности.

Металлографическое исследование морфологии пленки Al, при ее послойном травлении в HF:HCl:H<sub>2</sub>O, показало, что для указанных структур существует пороговое значение интенсивности ИЛО  $I_c \approx 95–105$  кВт/см<sup>2</sup>. При облучении ДШ в режимах  $I_0 < I_c$  существенных изменений морфологии поверхности Al не наблюдается. При  $I_0 \approx 105–115$  кВт/см<sup>2</sup> в центре пятна облучения появляется однородно потемневшая область, что связано с тепловым воздействием лазерного излучения [6] и прогревом структуры на границе раздела Al–Si до температуры эвтектики. Увеличение  $I_0$  до 125–135 кВт/см<sup>2</sup> сопровождается расширением в 2–3 раза первой обла-

сти и появлением в ее центре более темной второй, обусловленной достижением температуры плавления пленки Al. Это согласуется с результатами теоретического моделирования радиального распределения температуры  $T(r, x, t)$  на поверхности образца ( $x = 0$ ) в пятне облучения без учета возможного фазового превращения облучаемого материала [7]:

$$T(r, 0, t) = [(1 - R)I_0d/K\pi^{1/2}] \times \arctg(4\lambda t/d^2)^{1/2} \exp(-r^2/d^2), \quad (1)$$

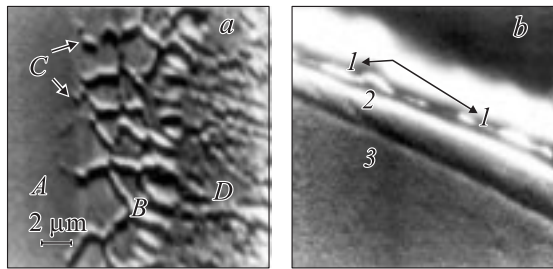
где  $R$  — коэффициент отражения излучения облучаемой поверхностью,  $d$  — радиус гауссового луча,  $K$  — коэффициент теплопроводности,  $\lambda$  — коэффициент температуропроводности Si.

В приповерхностных слоях Si, после стравливания Al, с помощью хромового травителя CrO<sub>3</sub>:H<sub>2</sub>O:HF хорошо декорируются треугольные ямки травления, характерные для Si (111), обусловленные дефектами структуры подложки. Преобладающими являются дефекты упаковки и выходы линий скопления дислокаций. Увеличение  $I_0$  от 60 до 95 кВт/см<sup>2</sup> приводит к полному исчезновению дефектов в приповерхностных слоях Si в первой группе КМП и уменьшению их плотности на 1.5–2 порядка во второй группе. Размеры ямок травления больше вблизи границы Si–SiO<sub>2</sub>. Взаимодействие между Al и Si реализуется в твердой фазе.

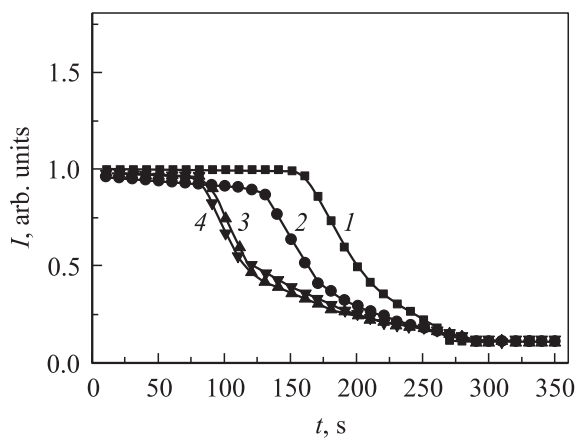
$I_0$ , кВт/см <sup>2</sup>	I group DS Al–n–n <sup>+</sup> –Si–Al			II group DS Al–n–n <sup>+</sup> –Si–Al		
	$\phi_b$ , эВ	$\alpha$ , В <sup>-1</sup>	$n$	$\phi_b$ , эВ	$\alpha$ , В <sup>-1</sup>	$n$
0	0.73	36.3	1.08	0.70	33.9	1.17
85	0.76	36.8	1.06	0.75	36.1	1.08
96	0.78	39.0	1.01	0.76	36.8	1.06
106	0.80	38.6	1.05	0.75	35.4	1.11
117	0.75	33.4	1.18	0.75	36.2	1.11

<sup>¶</sup> E-mail: rt-dpt@chnu.cv.ua

<sup>¶¶</sup> E-mail: shkavro@univ.kiev.ua



**Рис. 1.** Морфология поверхности кремния (а) и поперечного скола (b) диодов Шоттки Al–n–n<sup>+</sup>–Si–Al после стравливания алюминия. а) Участки КМП, соответствующие различной интенсивности ИЛО I<sub>0</sub>, кВт/см<sup>2</sup>: А — 85–90, В — 95–105, D — 105–115; С — точки соединения зерен алюминия. б) Переходный слой p<sup>+</sup>–Si (2) между подложкой n–Si (3) и остатками алюминиевой пленки (1). Растровый электронный микроскоп.



**Рис. 2.** Зависимости тока электрохимического травления структур Al–n–n<sup>+</sup>–Si–Al от времени после ИЛО различной интенсивности I<sub>0</sub>, кВт/см<sup>2</sup>: 1 — 0, 2 — 85, 3 — 95, 4 — 105.

На рис. 1,а (участки А–D) показаны возможные механизмы межфазного взаимодействия Al и Si на границе раздела КМП в соответствии с радиальным распределением интенсивности излучения в пучке. В режимах I<sub>0</sub> ≈ 80–95 кВт/см<sup>2</sup> (рис. 1,а, участок А) поверхность Si однородна и дефекты упаковки не обнаруживаются. При I<sub>0</sub> ≈ 95–105 кВт/см<sup>2</sup> для первой группы КМП и I<sub>0</sub> ≈ 105–115 кВт/см<sup>2</sup> для второй стимулируется диффузия Si по границам зерен Al (рис. 1,а, В). Преимущественными направлениями диффузии являются точки соединения зерен Al (рис. 1,а, С). При I<sub>0</sub> ≈ 105–110 кВт/см<sup>2</sup> для первой группы КМП и I<sub>0</sub> ≈ 110–120 кВт/см<sup>2</sup> для второй активируются процессы диффузии Si по всей площади зерен Al (рис. 1,а, D) с последующим осаждением эпитаксиальной пленки p<sup>+</sup>–Si из пересыщенного раствора Si–Al.

Исследование поперечных сколов структур (рис. 1, б) показало наличие переходного слоя твердого раство-

ра Al–Si (2) между Al (1) и Si (3), образованного вследствие термической обработки исходных структур и последующего ИЛО. В зависимости от режима ИЛО толщина переходного слоя изменяется в пределах 0.6–1.2 мкм, что согласуется с результатами измерения токовременных зависимостей электрохимического травления (рис. 2). Формирование переходного слоя можно связать как с образованием на поверхности Si эпитаксиального слоя p<sup>+</sup>–Si, так и с преобладающим процессом диффузии Al в Si. Твердофазная эпитаксия p<sup>+</sup>–Si должна характеризоваться приблизительно постоянным значением концентрации Al, растворившегося в Si, а соответственно и фиксированным значением тока при электрохимическом травлении. Наличие монотонно убывающих участков на токовременных зависимостях свидетельствует в пользу диффузионного проникновения Al в Si при ИЛО. Данные результаты можно интерпретировать, используя физическую модель диффузионных процессов, стимулированных термоупругими напряжениями в приконтактных слоях на границе раздела КМП.

Согласно расчетам, при ИЛО структур Al–Si импульсами длительностью τ ≈ 10<sup>-3</sup> с слой Al толщиной 1 мкм (K<sub>Al</sub> = 2.36 Дж/(с · см · град), κ<sub>Al</sub> = 1.03 см<sup>2</sup>/с) прогревается равномерно. Тепловой фронт за это время распространяется через всю структуру. Оптимальный режим нагрева границы раздела Al–Si (до температуры T ≈ 550 °С, что не превышает температуры эвтектики системы Al–Si T<sub>e</sub> ≈ 577 °С) осуществляется при I<sub>0</sub> ≈ 95 кВт/см<sup>2</sup>. В приконтактном слое кремния толщиной 5 мкм возникают градиенты температуры порядка 1.6 · 10<sup>4</sup> град/см, а вблизи необлученной поверхности кремния — 10<sup>3</sup> град/см. Поскольку коэффициенты линейного расширения α<sub>T</sub> Al и Si отличаются в 10 раз (α<sub>TAl</sub> = 23.1 · 10<sup>-6</sup> К<sup>-1</sup>, α<sub>TSi</sub> = 2.33 · 10<sup>-6</sup> К<sup>-1</sup>), при ИЛО на поверхности Al и в приконтактном слое Si возникают упругие напряжения растяжения, а в приконтактном слое Al — напряжения сжатия. Максимальные значения напряжений на границе раздела КМП, рассчитанные нами по методике [8] при I<sub>0</sub> ≈ 95–265 кВт/см<sup>2</sup> без учета фазовых превращений, находятся в пределах σ<sub>yy</sub> = σ<sub>zz</sub> = 6.7–18.7 МПа. Нейтральная плоскость (σ<sub>yy</sub> = σ<sub>zz</sub> = 0) расположена на расстоянии 35–40 мкм от КМП. Кристаллические решетки Al и Si на границе КМП деформируются, что стимулирует диффузию пограничных атомов Al в Si, а также атомов Si из глубины кристалла в приконтактную область Si и способствует релаксации точечных дефектов, дефектов упаковки, сдвигу линий дислокаций в Si.

Оценки радиальных σ<sub>r</sub> и тангенциальных σ<sub>θ</sub> напряжений [9] на границе раздела Al–Si для приконтактного слоя Si при нагреве структуры до 500 °С также дают значения σ<sub>r</sub> = σ<sub>θ</sub> ≈ 15.6 МПа, что вполне согласуется с рассчитанными выше значениями σ<sub>yy</sub>, σ<sub>zz</sub>.

Вероятно, что микропластические деформации в области пространственного заряда ДШ вследствие релаксации упругих напряжений при I<sub>0</sub> < I<sub>c</sub> стимулируют

упорядочение атомной структуры и уменьшают концентрацию центров, создающих глубокие уровни для генерационно-рекомбинационного токопереноса. В результате коэффициент идеальности  $n$  диодов Шоттки приближается к единице и высота потенциального барьера  $\phi_b$  увеличивается на 0.03–0.05 эВ. В контактах, сформированных в окнах SiO<sub>2</sub>, при ИЛО возникают дополнительные механические напряжения на границе Al–SiO<sub>2</sub> по периметру контакта Al– $n$ -Si и эффект понижения концентрации глубоких уровней проявляется меньше. При  $I_0 \approx I_c$  стимулируются процессы взаимодиффузии Si в Al и Al в Si, что сопровождается увеличением толщины переходного слоя  $p^+$ -Si на границе раздела, возрастанием  $n$  до 1.08–1.12 и увеличением  $\phi_b$  на 0.05–0.07 эВ. Наличие слоя  $p^+$ -Si подтверждается повышенным значением  $\phi_b$ , определяемым по ВФХ, в сравнении с  $\phi_b$ , вычисляемым для надбарьерного тока из ВАХ, исследованием в РЭМ, а также соответствующими расчетами параметров переходного слоя [4,10].

Таким образом, оптимальные режимы ИЛО ДШ Al– $n$ -Si, при которых взаимодействие на границе раздела Al–Si реализуется в твердой фазе, способствуют повышению высоты потенциального барьера и приближению значения коэффициента идеальности структур к единице. Возможный механизм лазерной коррекции параметров ДШ — уменьшение концентрации глубоких уровней в Si, связанных со структурными дефектами в приповерхностном слое кремния, вследствие релаксации термоупругих напряжений в КМП при ИЛО.

## Список литературы

- [1] В.И. Фистуль, А.М. Павлов. ФТП, **17**, 854 (1983).
- [2] Г.В. Майрановский, В.И. Фистуль, М.В. Фистуль. ФТП, **19**, 2082 (1985).
- [3] В.И. Фистуль, А.М. Павлов, А.П. Агеев, А.Ш. Аронов. ФТП, **20**, 2140 (1986).
- [4] E.V. Buzaneva, G.I. Vorobets, V.I. Strykha, P.P. Shevchuk, A.G. Shkavro. In Abstract Booklet: *International school-conference on physical problems in material science of semiconductors* (Chernivtsi, Ukraine, 1995) p. 305.
- [5] G.I. Vorobets, O.I. Vorobets, A.P. Fedorenko. *Problems of Optics and High Technology Material Science: Scientific works* (Kiev, 2002) p. 156.
- [6] В.Н. Абакумов, Ж.И. Алфёров, Ю.В. Ковальчук, Е.Л. Портной. ФТП, **17**, 2224 (1983).
- [7] У. Дьюли. *Лазерная технология и анализ материалов* (М., Мир, 1986).
- [8] Е.Е. Квасов, В.В. Макаров. ФТП, **18**, 747 (1984).
- [9] В.С. Сергеев, О.А. Кузнецов, Н.П. Захаров, В.А. Летягин. *Напряжения и деформации в элементах микросхем* (М., Радио и связь, 1987).
- [10] В.И. Стриха, Е.В. Бузанева. *Физические основы надежности контактов металл–полупроводник в интегральной электронике* (М., Радио и связь, 1987).

Редактор Л.В. Беляков

## Investigation of Physical Mechanisms of Laser Correction and Stabilisation of the Parameters of the Al– $n$ - $n^+$ -Si–Al Structures with a Schottky Barrier

G.I. Vorobets, M.M. Vorobets, V.N. Strebejev, E.V. Buzaneva\*, A.G. Shkavro\*

Yu. Fed'kovych Chernivtsy National University, 58012 Chernivtsi, Ukraine

\* T. Shevchenko Kyiv National University, 01017 Kiev, Ukraine

**Abstract** The physical processes, stimulated by a pulse laser irradiation, in the Al– $n$ - $n^+$ -Si–Al thin-film structures with a Schottky barrier fabricated on a free surface of silicon and in the SiO<sub>2</sub> windows have been investigated with the help of the optical and electronic microscopy in a combination to level-by-level chemical etching.