

ПАССИВАЦИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КАРБИДА КРЕМНИЯ В ВОДОРОДНОЙ ПЛАЗМЕ

А. О. Константинов, Н. С. Константинова, О. И. Коньков,
Е. И. Теруков, П. А. Иванов

Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе Российской академии наук, 194021, Санкт-Петербург, Россия
(Получено 2 июня 1993 г. Принято к печати 9 июня 1993 г.)

Поверхностная модификация полупроводниковых материалов и формирование высокоомных слоев с помощью обработки в плазме высококачественного разряда в водороде интенсивно исследуются в последние годы [1, 2]. Однако о применении этой методики к карбиду кремния в литературе не сообщалось. В настоящей работе нами установлена возможность получения приповерхностных высокоомных слоев кристаллического карбида кремния с помощью обработки в водородной плазме и проведено исследование свойств таких слоев и структур металл—полупроводник на их основе.

Исследовавшиеся в работе структуры изготавливались на основе кристаллического материала *n*-типа проводимости, объемных кристаллов или же эпитаксиальных слоев. Исходный материал был легирован донорами (азотом) до концентрации $2 \cdot 10^{17} \div 3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Пассивация поверхности проводилась в плазме разряда в водороде при давлении 0.1 Тор. Разряд возбуждался с помощью ВЧ генератора с частотой 13.6 МГц, мощность возбуждения составляла $0.05 \div 2 \text{ Вт/см}^2$. Пассивация проводилась при повышенных температурах в диапазоне $300 \div 700 \text{ }^\circ\text{C}$. На пассивированную поверхность термическим напылением наносились металлические контакты (золото или никель). На обратной стороне кристалла формировался омический контакт. Изменение профиля легирования в результате плазменной обработки контролировалось с помощью вольт-фарадных измерений барьерных контактов на частоте 1000 Гц.

Обработка в водородной плазме приводила к образованию высокоомного слоя на поверхности кристалла. Вольт-фарадные характеристики структур Au—SiC свидетельствовали о деактивации или компенсации мелкой примеси в поверхностном слое толщиной $0.05 \div 0.1 \text{ мкм}$ и значительным уменьшении высоты барьера. Типичные профили легирования, полученные в результате плазменной обработки, показаны на рис. 1. Образец П5 (рис. 1, *a*) обрабатывался при $500 \text{ }^\circ\text{C}$ мощностью 0.05 Вт/см^2 , образец П7 (рис. 1, *b*) — при $700 \text{ }^\circ\text{C}$ и 0.12 Вт/см^2 . Вольт-амперная характеристика (ВАХ) поверхностного барьера Au—SiC на кристалле П7 показана на рис. 2, *a* (кривая 1). Для сравнения на этом же рисунке приводится ВАХ барьера (кривая 1'), сформированного на той части образца, которая маскировалась от воздействия плазмы. Как видно из рисунка, пассивация в плазме приводит к трансформации обычных характеристик барьера металл—полупроводник к характеристикам, типичным для структур с токами, ограниченными пространственным зарядом.

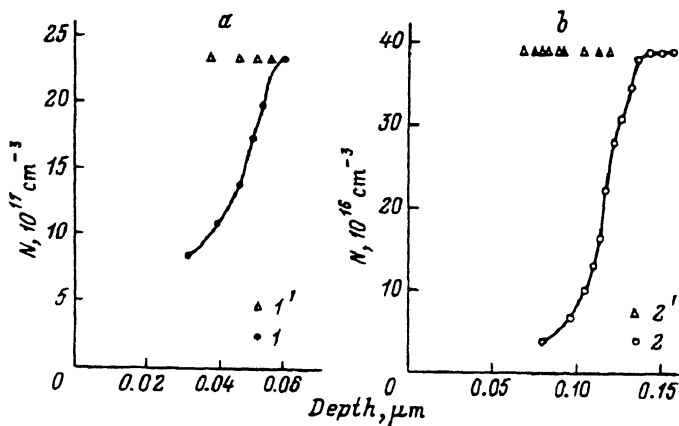


Рис. 1. Профили концентрации нескомпенсированной мелкой примеси в двух различных образцах П5 (а) и П7 (б) после обработки в плазме (1, 2) и до нее (1', 2').

Это свидетельствует о том, что обработка в плазме вводит в образец некоторые ловушечные центры.

Теория Ламперта и Марка [3] для токов, ограниченных пространственным зарядом (ТОПЗ), позволяет использовать ВАХ структур с ТОПЗ для определения параметров и концентрации ловушечных центров. Как видно из рис. 2, ВАХ образца П7 имеет форму, близкую к экспоненциальной. Согласно теории Ламперта и Марка, ВАХ такого вида соответствует случаю равномерного распределения ловушечных центров по энергиям залегания уровня, так что

$$j = 2en_0\mu \left(\frac{V}{L} \right) \exp(V/V_1), \quad (1)$$

где $V_1 = eN_E kTL^2/2\epsilon_s$, L — длина высокоомной области, n_0 — равновесная концентрация электронов в высокоомной области, μ — их подвижность, N_E — число ловушек в единице объема на единичном интервале энергии, ϵ_s — диэлектрическая проницаемость. В нашем случае длина высокоомной области очень мала и фактор $\mu V/L$ необходимо заменить на насыщенную дрейфовую скорость $v_s \approx 10^7$ см/с. Согласно (1), ВАХ образца П7 соответствует плотности ловушек

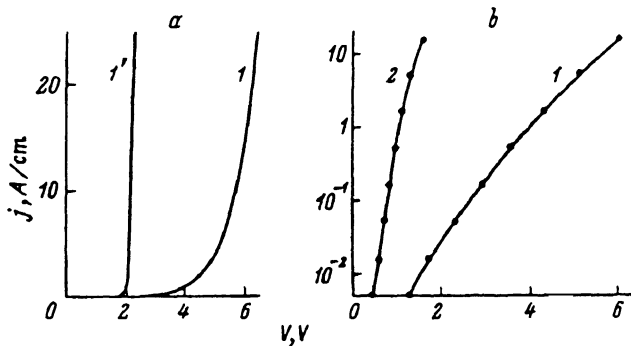


Рис. 2. Вольт-амперные характеристики барьерных структур. а — образец П7, барьерный контакт Au—SiC сформирован на поверхности, обработанной плазмой (1) и замаскированной от ее воздействия (1'). б — образец П5, барьерные контакты Au—SiC (1) и Ni—SiC (2) сформированы на поверхности, обработанной плазмой.

(2÷3) · 10¹⁹ см⁻³ эВ⁻¹. Показанный на рис. 2, *b* ВАХ образца П5 (зависимость 2) получена на контакте Ni—SiC, который имеет меньшую высоту барьера, чем контакт Au—SiC. Наклон зависимости соответствует плотности ловушек 8 · 10¹⁸ см⁻³ эВ⁻¹. Обратим внимание на тот факт, что концентрация центров, введенных при обработке, заметно превосходит исходную концентрацию доноров в образце.

Нами были исследованы зависимости параметров высокоомного слоя от температуры и длительности процесса плазменной пассивации, а также от мощности ВЧ разряда. Увеличение продолжительности процесса несколько увеличивало толщину слоя, однако зависимость толщины от времени была весьма слабой. Образцы с меньшим уровнем легирования при прочих равных условиях имели большую толщину высокоомного слоя. Увеличение мощности разряда слабо влияло на толщину слоя, однако оно значительно увеличивало концентрацию ловушек в слое и сдвигало порог открывания барьерной структуры металл-карбид кремния в область более высоких прямых смещений.

Обсудим механизм пассивации карбида кремния в свете полученных результатов. Совершенно очевидно, что пассивация карбида кремния *n*-типа проводимости в водородной плазме не сводится к деактивации примесей за счет образования комплексов водород-примесь, как это наблюдается при водородной пассивации кремния [1] или арсенида галлия [2]. По-видимому, механизм пассивации связан с введением новых электрически активных центров, количество которых заметно превосходит количество имевшихся в образце мелких доноров. Такая ситуация весьма сходна с той, которая наблюдается при облучении карбида кремния частицами высоких энергий [4]. Собственные точечные дефекты, образующиеся при облучении SiC, относятся в основном к донорному типу. Исследования эффекта Холла в нейтронно-облученных кристаллах SiC [4] обнаружили присутствие в таких кристаллах большого набора донорных уровней с энергиями 0.1+0.6 эВ ниже дна зоны проводимости. Образующиеся в меньшем количестве дефекты акцепторного типа компенсируют мелкую примесь, а положение уровня Ферми фиксируется на глубоких донорных дефектах. Полученные нами результаты указывают на то, что плазменная обработка карбида кремния в водороде приводит к аналогичным эффектам и механизм формирования высокоомного слоя связан с генерацией собственных точечных дефектов высокоэнергетичными ионами. Для проверки этого обстоятельства мы исследовали характеристики барьерных структур, полученных на основе материала, обработанного разрядом в аргоне. В таких структурах также была обнаружена компенсированная область, содержащая ловушечные центры. Однако как ее толщина, так и количество введенных центров были заметно меньше, чем при обработке разрядом в водороде. Причина этого, вероятнее всего, состоит в том, что обработка в аргоне сопровождается также заметным распылением материала. В случае водорода распыление практически отсутствует, поскольку из-за малой массы иона водорода коэффициент распыления очень мал.

Хорошо известно, что высокая химическая и термическая стабильность карбида кремния является большим достоинством этого материала для применений в условиях агрессивных сред, высоких температур и радиационных воздействий. В технологии карбида кремния существует, однако, серьезная проблема, связанная с тем, что материалы поверхностных покрытий менее стабильны, чем сам карбид кремния, и что именно они ограничивают диапазон условий работы приборов. Естественный путь решения этой проблемы состоит в замене нанесенных покрытий соответствующей модификацией свойств поверхностных слоев самого материала. Как следует из результатов настоящей работы, пассивация карбида кремния в водородной плазме является эффективным методом такой модификации.

Работа частично поддерживалась Университетом штата Аризона.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] J. W. Corbett, J. L. Lindstrom, S. J. Pearton. Defects in Electronic Materials. Ed. by M. Stavola, S. J. Pearton, G. Davis. MRS Symposia Proceedings. MRS. 229. Pittsburg (1988).
- [2] W. C. Dautermon-Smith. Defects in Electronic Materials. Ed. by M. Stavola, S. J. Pearton, G. Davis. MRS Symposia Proceedings. MRS. 313. Pittsburg (1988).
- [3] М. Ламперт, П. Марк. Инжекционные токи в твердых телах. М. (1973).
- [4] А. И. Вейнгер, Г. А. Ломакина, Е. Н. Мохов. ФТП, 18, 2014 (1984).

Редактор Л. В. Шаронова
