

06

Интерфейсные превращения в структуре $a\text{-SiC}/a\text{-Si}/6H\text{-SiC}$ при высокотемпературном (1500°C) отжиге

© П.А. Иванов, Т.П. Самсонова

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург
E-mail: Pavel.Ivanov@mail.ioffe.ru

Поступило в Редакцию 4 декабря 2007 г.

Проводились исследования интерфейсных реакций, происходящих при термическом отжиге „сэндвич“-структуры $a\text{-SiC}/a\text{-Si}/6H\text{-SiC}$. Пленки аморфного кремния и аморфного карбида кремния последовательно наносились на кристаллическую подложку $6H\text{-SiC}$ ионным распылением в вакууме. Отжиг структуры проводился при температуре 1500°C , т.е. выше точки плавления кремния. Показано, что в результате отжига кремниевая пленка полностью „растворяется“ в SiC, предположительно за счет процессов растворения углерода в расплаве кремния и диффузии кремния в карбиде кремния.

PACS: 82.33.Pt

Карбид кремния при атмосферном давлении не имеет собственного расплава, однако он растворяется в расплаве кремния. Это свойство используется для жидкофазной эпитаксии SiC (LPE, liquid phase epitaxy) из раствора-расплава углерода в кремнии. Недавно было показано, что способность SiC к растворению в расплаве Si может быть использована для улучшения качества слоев кубического SiC, выращенных на кремнии методом газофазной эпитаксии: при импульсном отжиге галогенными лампами (FLA, flash lamp annealing) на интерфейсе SiC/Si происходят подплавление поверхностного слоя кремния и рекристаллизация карбида кремния по механизму LPE [1].

В настоящей работе приведены результаты эксперимента по отжигу „сэндвич“-структуры $a\text{-SiC}/a\text{-Si}/6H\text{-SiC}$, состоящей из кристаллической подложки карбида кремния $6H$ -политипа и последовательно напыленных на нее слоев аморфного кремния и аморфного карбида кремния. Отжиг проводился при температуре 1500°C , т.е. выше точки плавления кремния (1400°C). Цель эксперимента состояла в том, чтобы выяснить,

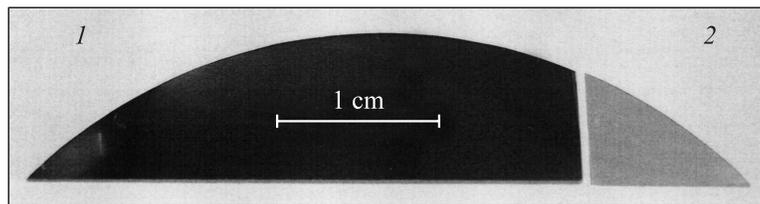


Рис. 1. Фотография „сэндвич-структуры“ $a\text{-SiC}/a\text{-Si}/6H\text{-SiC}$ (1 — неотожженная часть, 2 — отожженная часть).

как модифицируется тонкий „кремниевый“ интерфейс в результате отжига. Для этого с помощью Оже-спектроскопии измерялись профили распределения основных элементов — кремния и углерода — до и после отжига.

Для эксперимента использовалась прозрачная пластина $6H\text{-SiC}(0001)$ n -типа проводимости толщиной $350\ \mu\text{m}$, легированная азотом с концентрацией $\sim 10^{16}\ \text{cm}^{-3}$. Загрязнения и шероховатость поверхности устранялись механической полировкой алмазными пастами, химической очисткой и термическим окислением, с последующим удалением окисла. Слои аморфного кремния и аморфного карбида кремния (толщиной около $0.5\ \mu\text{m}$ каждый) наносились ионным распылением кремниевой и карбидкремниевой мишеней в вакууме. Затем от структуры была отделена часть, которая отжигалась при температуре 1500°C в атмосфере аргона в течение 30 min.

На рис. 1 показана оптическая фотография изготовленной „сэндвич-структуры“ $a\text{-SiC}/a\text{-Si}/6H\text{-SiC}$ (неотожженная часть — 1, отожженная часть — 2). Как видно, неотожженная часть структуры непрозрачна (пленка аморфного кремния толщиной $0.5\ \mu\text{m}$ в видимом диапазоне непрозрачна). Однако в результате отжига вся структура просветлилась. Уже только одно это обстоятельство свидетельствует о том, что на интерфейсе происходят интенсивные фазовые превращения. Во всяком случае очевидно, что сплошная кремниевая пленка между кристаллическим и аморфным карбидом кремния исчезает.

На рис. 2 показаны Оже-профили распределения основных элементов — кремния и углерода, полученные при послойном стравливании структуры аргоновым пучком. В неотожженной части структуры совершенно четко видны три области: $6H\text{-SiC}$ подложка (на глубине $x > 1.1\ \mu\text{m}$ от поверхности), где $N_C \approx N_{\text{Si}} \approx 50\%$ (N_{Si} и N_C — атомные

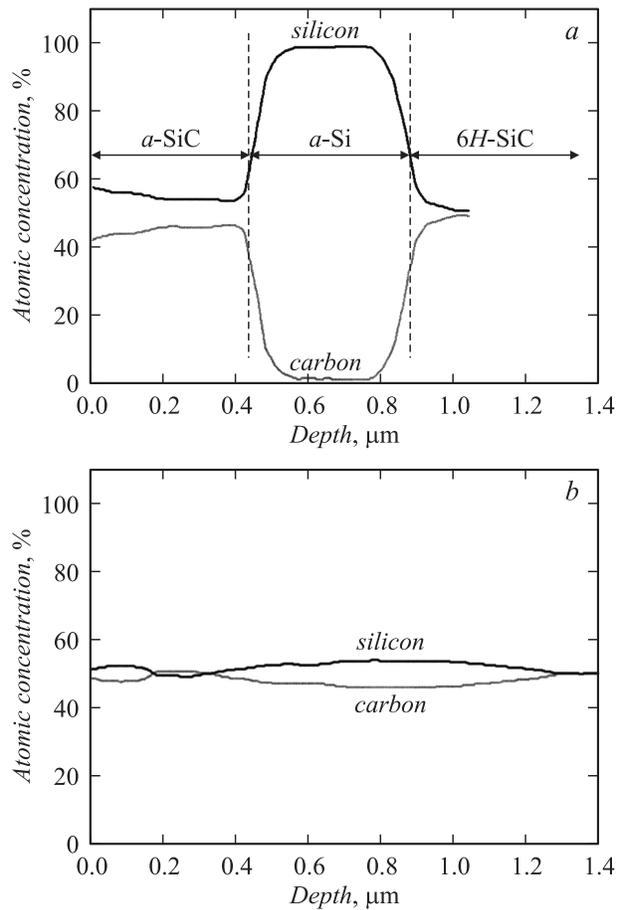


Рис. 2. Оже-профили распределения кремния и углерода в структуре $a\text{-SiC}/a\text{-Si}/6H\text{-SiC}$ до отжига (a) и после отжига (b).

концентрации углерода и кремния соответственно), слой аморфного кремния ($0.5 < x < 0.8 \mu\text{m}$), где $N_{\text{Si}} \approx 100\%$, и слой аморфного карбида кремния ($0 < x < 0.4 \mu\text{m}$), где $N_{\text{Si}} \approx 52\%$, а $N_{\text{C}} \approx 48\%$.

Как и ожидалось, в отожженной части структуры чисто кремниевой фазы нет: во всем диапазоне глубин травления (вплоть до подложки) содержание углерода в процентном отношении сопоставимо с содер-

жанием кремния. Как мы полагаем, в результате термообработки при температуре выше точки плавления кремния тонкий промежуточный слой кремния „растворяется“ в SiC. Процессы, которые происходят на интерфейсе, — это плавление кремниевого слоя, насыщение его углеродом за счет растворения поверхностного слоя SiC в Si и рекристаллизация по LPE-механизму. Кроме того, возможны захват атомов кремния рекристаллизованным слоем (кремний имеет высокий предел растворимости в SiC, свыше 10^{20} cm^{-3}) и самодиффузия кремния в карбиде кремния.

В последнее время появилось немало публикаций, посвященных термодиффузионной сварке твердых тел (diffusion bonding) с использованием промежуточных слоев из материалов, образующих твердые растворы с соединяемыми пластинами. Например, в работе [2] продемонстрирована возможность диффузионной сварки керамических пластин Ti_3AlC_2 с использованием промежуточного $4\text{-}\mu\text{m}$ слоя аморфного кремния, нанесенного на одну из пластин магнетронным распылением. Отжиг пары производился при температуре 1400°C в течение двух часов. Показано, что диффузия кремния в керамику способствует упрочнению термодиффузионного сварного соединения.

Наблюдаемый нами эффект растворения кремниевой пленки на практике может оказаться полезным для соединения кристаллических пластин карбида кремния, например пластин разных политипов с целью формирования гетерополитипных переходов. Такой метод соединения, через промежуточный кремниевый слой, может стать альтернативой прямому твердофазному сращиванию пластин карбида кремния [3] благодаря, во-первых, менее жестким требованиям к качеству соединяемых поверхностей и, во-вторых, благодаря более качественному („эпитаксиальному“) интерфейсу.

Работа поддержана грантом РФФИ № 05-02-17768.

Список литературы

- [1] Polychroniadis E., Stoemenos J., Ferro G., Monteil Y., Panknin D., Skorupa W. // Materials Science Forum. 2004. V. 457–460. P. 351–354.
- [2] Yin X.H., Li M.S., Li T.P., Zhou Y.C. // Journal of Materials Science. 2007. V. 42. P. 7081.
- [3] Иванов П.А., Костина Л.С., Потанов А.С., Самсонова Т.П., Белякова Е.И., Аргунова Т.С., Грехов И.В. // ФТП. 2007. Т. 41. В. 8. С. 941.