

©1994 г.

ОПТИЧЕСКОЕ ПРОПУСКАНИЕ КОМПОЗИТНЫХ ПЛЕНОК SiO_2/Si , ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОГО НАПЫЛЕНИЯ

Г.А.Варданян, П.Г.Петросян, Л.Н.Григорян

Ереванский государственный университет,

375049, Ереван, Армения

(Получена 8 декабря 1993 г. Принята к печати 10 мая 1994 г.)

Методом лазерного напыления на сапфировых подложках получены композитные пленки, представляющие собой SiO_2 с включениями избыточного Si. Исследованы спектры оптического пропускания в зависимости от технологического режима нанесения пленок и последующей температурной обработки.

В последнее время интенсивно исследуются композитные пленки (КП) как перспективные материалы для микроэлектроники и оптоэлектроники. Такие материалы позволяют подбором компонентов, режимов нанесения и последующей обработки управлять в широких пределах их оптическими и электрическими свойствами [1,2]. Большой интерес с этой точки зрения представляют полупроводниковые КП, а именно диэлектрические пленки, содержащие микрокристаллы полупроводника. В настоящее время имеется относительно немногочисленные публикации, касающиеся КП SiO_2/Si . Исследование оптических и электрофизических свойств, а также разработка новых методик получения КП SiO_2/Si откроют, на наш взгляд, новые возможности для применения этих пленок. Среди множества методов получения тонких пленок одним из наиболее распространенных в последнее время стало лазерное напыление. Метод лазерного напыления позволяет чрезвычайно точно воспроизводить состав исходной мишени на подложке [3].

Нами впервые методом лазерного напыления получены КП SiO_2/Si , исследованы спектры оптического пропускания в зависимости от технологического режима нанесения и последующей температурной обработки.

Экспериментальная установка для лазерного напыления включает в себя твердотельный лазер ЛОТИ-3 и вакуумный универсальный пост ВУП-5. Лазерное излучение, сфокусированное линзой, вводится в вакуумную камеру и попадает на вращающуюся мишень из монокристаллического кремния. Нанесение пленок производилось в режиме модулированной добротности лазерного излучения с длиной волны 1.06 мкм

при частоте 25 Гц и плотности энергии излучения 1–2 Дж/см². Расстояние мишень–подложка составляло 25–30 мм. Пленки наносились на монокристаллические сапфировые подложки при температуре 300 °С. Толщина пленок составляла 0.7–1 мкм.

Исследовались образцы трех типов (A1, A2, A3), полученные при значениях давления остаточного газа в вакуумной камере $P_1 = 1.2 \cdot 10^{-5}$, $P_2 = 1 \cdot 10^{-4}$ и $P_3 = 8 \cdot 10^{-3}$ мм рт.ст. соответственно. Давление остаточного газа в камере регулировалось подачей кислорода через пьезоэлектрический натекатель.

При лазерном испарении кремниевой мишени вылетающие атомы кремния вступают в реакцию с кислородом и в зависимости от давления кислорода на подложке наносится слой с той или иной степенью нестехиометрии. Нестехиометрический слой SiO_x представляет собой твердый раствор Si в SiO₂. Это — нестабильная фаза, которая сохраняется долгое время при комнатной температуре. Степень нестехиометрии характеризует концентрацию избыточных атомов Si в SiO₂. Чем ниже давление кислорода в рабочей камере, тем меньше значения x и, соответственно, больше концентрация избыточных атомов кремния. Состав полученных пленок зависит как от давления кислорода, так и от энергии лазерного излучения. При больших энергиях лазерного излучения (0.7 Дж/импульс) распыление кремния происходит более интенсивно, и полученные пленки содержат большое количество избыточных атомов кремния. Однако следует обратить внимание на то, что при больших энергиях лазерного излучения в рабочей камере зажигается плазма, кислород присутствует в ионизированном состоянии и процесс окисления также происходит интенсивнее. Это приводит к уменьшению концентрации избыточных атомов кремния в пленке. Но тем не менее экспериментально установлено, что изменение энергии лазерного излучения позволяет управлять составом пленок SiO_x.

На рис. 1 приведены спектры пропускания нестехиометрических слоев SiO_x. Измерение спектров пропускания в диапазоне от 200 до 1100 нм проводилось с помощью оптического универсального вычислительного комплекса КСВК-23. Как видно из рис. 1, с уменьшением давления кислорода граница резкого роста поглощения (пропускание на уровне 50%) сдвигается в сторону длинных волн. Такое поведение спектра обусловлено избыточным кремнием, растворенным в SiO₂ в виде

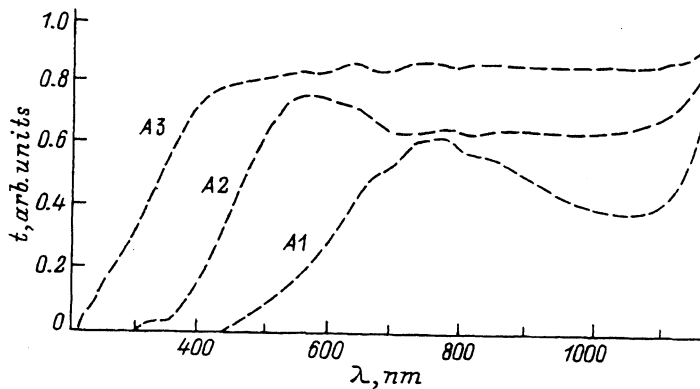


Рис. 1. Спектры пропускания t нестехиометрических слоев SiO_x.

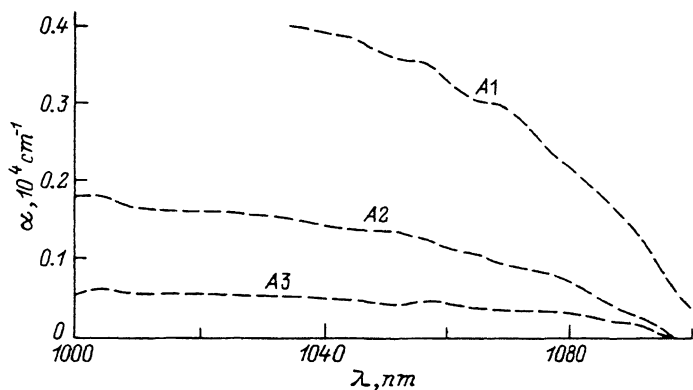


Рис. 2. Спектральные зависимости коэффициента поглощения α пленок SiO_x .

различных структурных дефектов [4–6]. В спектральном диапазоне от 800 до 1100 нм наблюдается провал в спектре пропускания образца А1, т.е. увеличивается поглощение. Поскольку пленка А1 наносилась при давлениях остаточного газа $P_1 = 2 \cdot 10^{-5}$ мм рт.ст. и концентрация избыточных атомов Si в SiO_2 больше, чем в пленках А2 и А3, естественно полагать, что наблюдаемый провал в спектре пропускания обусловлен кремнием в пленке. Для того чтобы убедиться в этом, нами был вычислен коэффициент поглощения α в SiO_x с использованием выражения для пропускания $T = T_0(1 - R) \exp(-\alpha D)$ (где T_0 и T — интенсивности падающего и проходящего света, D — толщина пленки) и построена спектральная зависимость коэффициента поглощения. Экспериментально установлено, что в диапазоне от 800 до 1200 нм $R \ll 1$, и при определении $\alpha = \alpha(\lambda)$ отражение можно не учитывать.

На рис. 2 показана спектральная зависимость коэффициента поглощения. Видно, что в пленках А1 и А2 проявляется край собственного поглощения кремния. Чем больше концентрация избыточных атомов кремния, тем отчетливее проявляется край собственного поглощения кремния.

Таким образом, во время лазерного напыления изменением давления остаточного газа в вакуумной камере можно изменить концентрацию избыточных атомов кремния в SiO_2 и получить такие пленки; где количество кремния достаточно велико, чтобы наблюдался край собственного поглощения кремния.

Для исследования влияния высокотемпературного отжига на спектры пропускания нестехиометрических слоев SiO_x образцы А1, А2 и А3 после изготовления подвергались высокотемпературной вакуумной обработке ($T = 850^\circ\text{C}$, $P = 2 \cdot 10^{-3}$ мм рт.ст., время обработки 2 ч).

В работе [7] показано, что во время высокотемпературной обработки пленок SiO_x происходит выделение фазы в виде микрокристаллов и их дальнейший диффузионный рост по мере увеличения длительности высокотемпературной обработки, т.е. с помощью высокотемпературной обработки из нестехиометрической пленки SiO_x образуется КП SiO_2/Si . Однако в работе [7] не наблюдался рост поглощения вблизи края собственного поглощения кремния. По-видимому, концентрация избыточных атомов кремния была не настолько велика, чтобы край на-

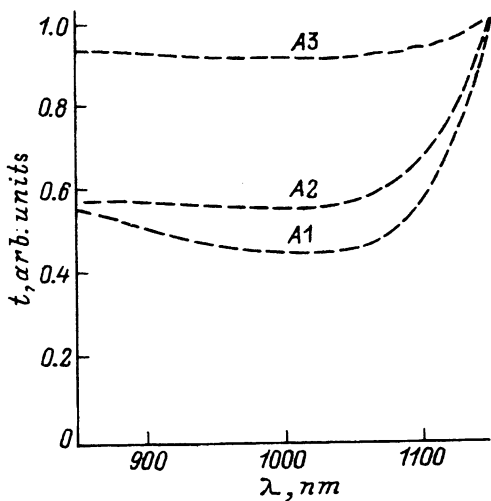


Рис. 3. Спектры пропускания t пленок SiO_x после высокотемпературной вакуумной обработки.

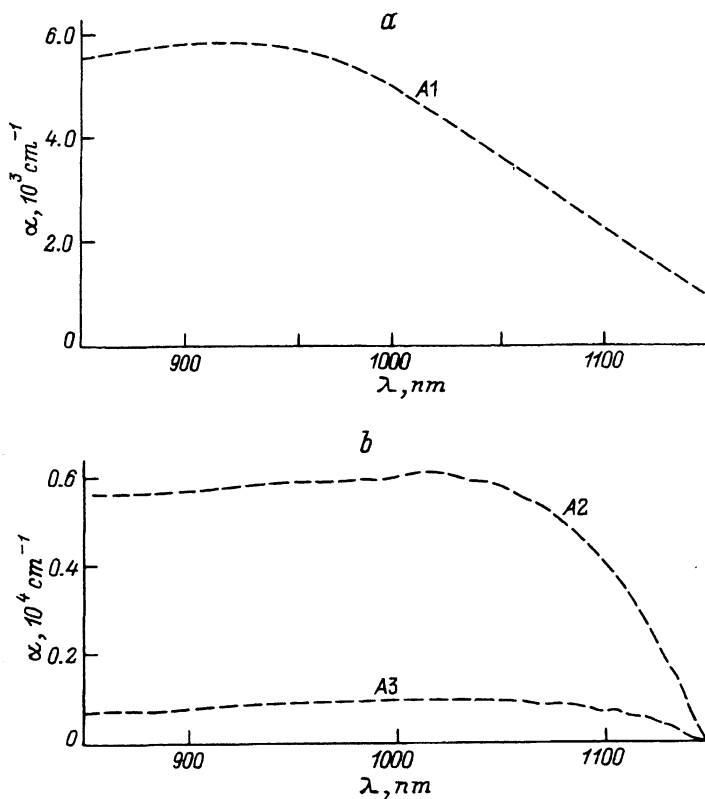


Рис. 4. Спектральные зависимости коэффициента поглощения пленок SiO_x A1(a), A2 и A3(b) после высокотемпературной обработки.

блюдался. В нашем случае отжиг приводит к увеличению поглощения вблизи края собственного поглощения кремния (рис. 3). Чем больше содержание кремния, тем сильнее изменяется спектр поглощения (образцы A1, A2). Высокотемпературный отжиг приводит к четкому проявлению края собственного поглощения кремния (рис. 4,а,б). После длительного отжига изменения прекращаются, поскольку все избыточные атомы собираются в островки в виде микрокристаллов, а матрица представляет собой чистый SiO₂.

Список литературы

- [1] Ю.И. Петров. *Физика малых частиц* (М., Наука, 1982).
- [2] D.I. DiMaria, D.W. Dong. *J. Appl. Phys.*, **51**, 2722 (1980).
- [3] T. Venkatesan et al. *Appl. Phys. Lett.*, **53**, 1557 (1988).
- [4] H.R. Philipp. *J. Non-Cryst. Sol.* **8-10**, 672 (1972).
- [5] K. Hubner. *Phys. St. Sol. (a)*, **61**, 665 (1980).
- [6] D.E. Aspnes, J.B. Theeten. *J. Appl. Phys.*, **50**, 4928 (1979).
- [7] В.Г. Бару, Л.Н. Григорян, С.А. Терешин, В.И. Покалянин, М.И. Елинсон. *Микроэлектроника*, **16**, 473 (1987).

Редактор Л.В. Шаронова