

06.2; 07; 12

© 1992

ФОРМИРОВАНИЕ СИЛИЦИДОВ ИЗЛУЧЕНИЕМ  $KrF$  ЛАЗЕРАВ.Л. К а н ц ы р е в, П.Б. С е р г е е в,  
М.А. Т ю н и н а

Целью данной работы было изучение возможности формирования силицидов молибдена на кремнии воздействием УФ излучения импульсного лазера. Эта задача определялась с одной стороны, преимуществами использования силицидов тугоплавких металлов для металлизации кремниевых интегральных схем (ИС) и, с другой стороны, тем, что перспективные технологии интегральных схем будут базироваться на применении эксимерных лазеров.

В проведенных экспериментах подложки кремния  $p$ - и  $n$ -типа ориентации (111) и (100) с напыленными в вакууме пленками  $Mo$  толщиной 0.1...0.5 мкм облучались в вакууме  $10^{-5}$  мм рт. ст. импульсами излучения эксимерного лазера на  $KrF$  (248 нм). Форма импульса мощности лазерного излучения (ЛИ) была близка к прямоугольной при длительности 80 нс. Плотность энергии излучения на подложке ( $E$ ) варьировалась от 0.5 до 5.0 Дж/см<sup>2</sup> при неоднородности  $E$  по сечению лазерного пучка не более 10%. Площадь пятна облучения составляла от 0.5 до 2 см<sup>2</sup>.

Образцы исследовались методами оптической и растровой электронной микроскопии, Оже-спектроскопии и рентгеноструктурного анализа. Дополнительно был измерен коэффициент отражения образцов на длине волны 248 нм.

Исследование морфологии поверхности системы  $Mo$  (0.1 мкм)/ $Si$  после воздействия ЛИ показало, что при  $E$  более 1.0...1.5 Дж/см<sup>2</sup> пленка  $Mo$  разрушалась. Края пленки у границы пятна абляции неровные, „рваные“. При увеличении  $E$  до 1.5 Дж/см<sup>2</sup> наблюдалось уменьшение коэффициента зеркального отражения с 30% до 5% и изменение цвета обработанной области. В то же время, при  $E = 2.0...2.5$  Дж/см<sup>2</sup> поверхность пленки  $Mo$  становилась более гладкой, зеркальной. В интервале  $E = 2.5...3.0$  Дж/см<sup>2</sup> на поверхности системы  $Mo/Si$  с толщиной пленки  $Mo$  0.1...0.2 мкм было обнаружено формирование микрорельефа, аналогичного ранее описанному [1]. При  $E = 3.0...3.5$  Дж/см<sup>2</sup> наблюдалось начало абляции пленки с поверхности  $Si$  в области воздействия ЛИ.

Изучение Оже-спектров с послойным травлением материала в области воздействия ЛИ показало, что для  $Mo$  толщиной 0.1...0.2 мкм ( $E = 2.0...2.5$  Дж/см<sup>2</sup>) и для  $Mo$  0.5 мкм ( $E = 3.0$  Дж/см<sup>2</sup>) наблюдалось резкое изменение спектров на определенной глубине: до этой глубины в спектрах имелись линии  $Mo$ , глубже – линии  $Si$ . Иной вид имели спектры для  $Mo$  толщиной 0.1...0.2 мкм после воз-

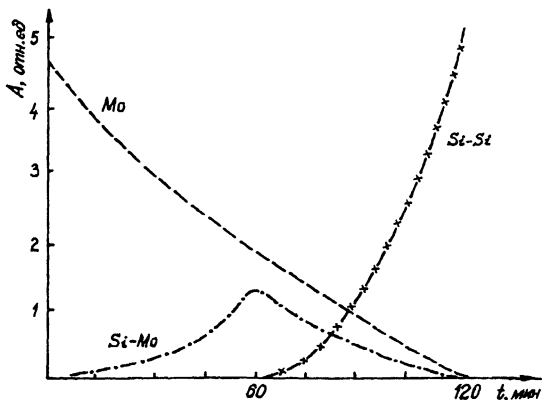


Рис. 1. Амплитуды линий 82 эВ, 92 эВ и 186 эВ Оже-спектров в зависимости от времени травления облученных ЛИ образцов *Mo* пленка на *Si* подложке. Толщина пленки *Mo* - 0.1 мкм,  $E = 3.0 \text{ Дж/см}^2$ .

действия с  $E = 3.0 \text{ Дж/см}^2$ . По мере увеличения времени травления в спектрах помимо линий *Mo* сначала появлялась, усиливалась и затем исчезала линия 82 эВ. Она приписывалась *Si*, но связанному не с атомом *Si*, а с другим атомом, вероятно, *Mo*, так как других сигналов в спектрах обнаружено не было. На некоторой глубине появлялась также линия 92 эВ, соответствующая *Si* со связью *Si-Si*. Изменение концентрации *Mo*, *Si-Mo* и *Si-Si* оценивалось по изменению амплитуд линий 186 эВ, 82 эВ, 92 эВ соответственно. Было установлено (рис. 1), что с увеличением времени травления до 120 мин, что примерно соответствовало глубине 0.1 мкм, концентрация *Mo* монотонно падала. При этом в приповерхностном слое наблюдался рост концентрации связанного с *Mo* кремния, которая достигала максимума на глубине 0.05 мкм. Начиная с этой глубины концентрации *Mo* и *Si-Mo* уменьшились синхронно с ростом концентрации *Si*. Таким образом, можно предположить, что после воздействия ЛИ в подложке сформировался слой толщиной 0.1 мкм, содержащий смесь *Mo* и силицидов *Mo* до глубины 0.05 мкм и смесь силицидов и *Si* в области 0.05...0.1 мкм.

Обнаруженные изменения состава подтвердились результатами рентгеновской дифрактометрии образцов, приведенными на рис. 2. После воздействия ЛИ на дифрактограмме вместо широкого пика поликристаллического *Mo* (кривая 1) наблюдался пик монокристаллического *Mo* (110), а также слабые размытые максимумы в области  $39.6...40.2^\circ$  и  $41.2...42.0^\circ$  (кривая 2), которые можно приписать набору фаз силицидов *Mo*.

Для качественного анализа полученных результатов воспользуемся простейшей моделью плавления материалов под действием

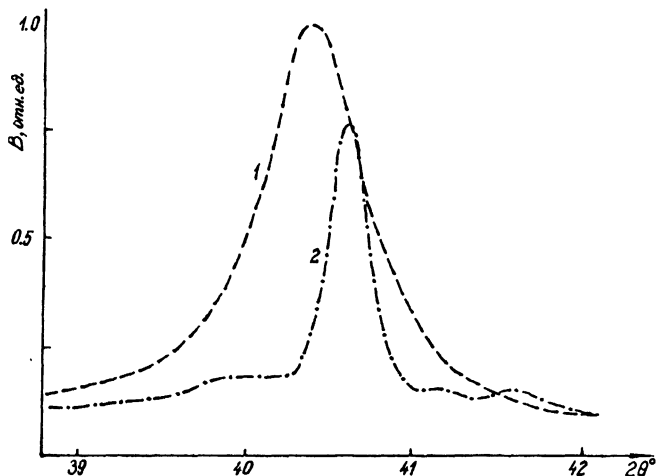


Рис. 2. Рентгеновская дифрактограмма, полученная для образцов пленки  $Mo$  на  $Si$  подложке до (кривая 1) и после (кривая 2) облучения их ЛИ. Толщина пленки  $Mo$  - 0.1 мкм,  $E=3.0$  Дж/см<sup>2</sup>,  $v$  - величина сигнала.

импульсного ЛИ [2]. Процессы прогрева  $Mo$  и  $Si$  под действием ЛИ определялись диффузией тепла от поверхности в глубь подложки поскольку длина тепловой диффузии для  $Si$  составила 2.6 мкм, для  $Mo$  - 2 мкм, что гораздо меньше глубины поглощения ЛИ в  $Mo$  и  $Si$ , равной примерно 0.01 мкм. Полагая коэффициент температуропроводности  $a$  постоянным [2]:

$$a = \frac{k}{\rho c} = const, \quad (1)$$

где  $k$  - коэффициент теплопроводности,  $\rho$  - плотность,  $c$  - удельная теплоемкость, распределение температуры в объеме подложки можно представить в виде [2]:

$$I(x,t) = \frac{2(t-R)}{K} I \left\{ \sqrt{\frac{at}{\pi}} \cdot \exp\left(-\frac{x^2}{4at}\right) - \frac{x}{2} \operatorname{erfc}\left(\frac{x}{2\sqrt{at}}\right) \right\}, \quad (2)$$

где  $T$  - температуры,  $x$  - глубина,  $t$  - время,  $R$  - коэффициент отражения,  $I$  - плотность потока падающего ЛИ. Пороговые значения  $I$  для начала плавления материала в момент окончания импульса, рассчитанные по (2) для измеренного значения  $R=30\%$ , составили для  $Mo$   $2.5 \cdot 10^7$  Вт/см<sup>2</sup> и для  $Si$   $1.2 \cdot 10^7$  Вт/см<sup>2</sup>. Этим значениям  $I$  соответствовали значения  $E=2$  Дж/см<sup>2</sup> и  $E=1$  Дж/см<sup>2</sup>. Поскольку коэффициенты теплопроводности и температуропроводности,

определяющие распределение температуры, оказались очень близки для  $Mo$  и  $Si$ , распределение температуры в системе  $Mo/Si$  представлялось суперпозицией распределений температуры для  $Mo$  и  $Si$ . Оказалось, что в интервале значений  $E$  от 1.0 до 2.0 Дж/см<sup>2</sup> возможно начало плавления  $Si$  под твердой пленкой  $Mo$ , а при превышении  $E$  значения 2.0 Дж/см<sup>2</sup> начиналось плавление приповерхностного слоя пленки  $Mo$ . Процесс плавления  $Si$  под пленкой  $Mo$  мог сопровождаться жидкофазной диффузией  $Mo$  в  $Si$  на глубину, не превышающую глубину проплава  $Si$ . Однако область возможного формирования силицидов  $Mo$  была тоньше и ограничивалась слоем расплава  $Si$ , в котором температура была не ниже температуры их образования (2030–2190 °C). По нашим оценкам, толщина слоя силицидов могла быть 0.10...0.15 мкм, что совпадает с экспериментальными данными по Оже-спектроскопии при  $E=3.0$  Дж/см<sup>2</sup> (рис. 1). Содержание фаз определялось временем существования расплава, соотношением теплот кристаллизации фаз, скоростью кристаллизации и возможностью образования метастабильных состояний [3]. Пользуясь экспериментальными данными и результатами оценок, можно предположить, что в принципе в приповерхностном слое толщиной 0.05 мм сформировалась смесь  $Mo$  и высокотемпературных фаз силицида молибдена, а на глубине 0.05...0.1 мкм – смесь  $Si$  и низкотемпературных фаз силицидов, вероятнее всего  $MoSi_2$ , с наличием которой можно связывать сигналы 39.8, 40.2° и 41.6° (рис. 2). Возможно также формирование  $Mo_3Si$  (41.2°).

Таким образом, в работе экспериментально доказано, что под воздействием импульсного излучения эксимерного  $KrF$  лазера на систему пленки  $Mo/Si$  подложка может сформировать силициды  $Mo$ . Порог формирования силицидов по значению  $E$  составил 3 Дж/см<sup>2</sup> для  $Mo$  пленки толщиной 0.1...0.2 мкм. Исследовано изменение морфологии поверхности  $Mo/Si$  под действием лазерного излучения.

#### С п и с о к л и т е р а т у р ы

- [1] К а н ц ы р е в В.Л., М о р о з о в Н.В., С е р г е е в П.Б., Т ю н и н а М.А. // Краткие сообщения по физике ФИАН. 1990. № 9. С. 3–5.
- [2] W h i t e S.W., P e e r c y P.S. // Laser and electron Beam Processing of Materials. 1980, Academic Press, New York.
- [3] B a c r i P., G r i m a l d i M.G., P u i l o F., C u l l i s A.G., C h e w N.G. // J. Appl. Phys. 1989. V. 66. N 2. P. 861–868.

Поступило в Редакцию  
10 августа 1992 г.