

Hot-Wall 및 Cold-Wall 工程의 SiO_2 热的窒化膜의 特性에 미치는 影響

(Effect of the Nitridation Process on the Characteristics of SiO_2 Films Thermally
Nitrided by the Hot-Wall Process and the Cold-Wall Process)

李 龍 淳*, 趙 範 茂*, 李 龍 鉉*, 孫 炳 基*

(Yong Soo Lee, Beom Mu Jo, Yong Hyun Lee and Byung Ki Sohn)

要 約

本論文에서는 電氣爐를 利用한 hot-wall 工程 및 高周波 誘導加熱 裝置를 利用한 cold-wall 工程으로 SiO_2 膜을 热的 窒化시켰을 때 SiO_2 窒化膜에 미치는 影響을 AES 分析 및 C-V測定을 통하여 調査하였다.

200\AA 의 SiO_2 膜을 1200°C 에서 2時間 동안 热的 窒化시킨 窒化膜에 대한 AES分析에 의하면 hot-wall 工程으로 製造한 窒化膜의 SiOxNy-Si 界面附近에 nitrogen-rich層이 形成되었으나, cold-wall工程으로 製造한 窒化膜에는 이런 層이 存在하지 않았다. Hot-wall工程을 利用했을 때 flatband 電壓의 變化는 cold-wall工程을 利用했을 때 보다 더 크게 나타났으며, 窒化 時間에 있어서 flatband 電壓의 最大는 hot-wall 工程의 경우가 cold-wall工程의 경우 보다 더 늦게 나타났다. 또한 SiOxNy-Si 界面의 Si 기판 쪽으로의 移動은 hot-wall工程의 경우가 cold-wall工程 때 보다 더 컸다.

Abstract

Thermally grown SiO_2 films were thermally nitrided in a hot-wall furnace and in a RF-heated cold-wall reactor and their Characteristics were investigated by the AES and the C-V measurements. The Auger depth profile show that 200\AA SiO_2 film nitrided at 1200°C , for 2hrs by the hot-wall process has a nitrogen-rich layer near the SiOxNy-Si interface. However, the nitrogen-rich layer is not observed in the case of cold-wall process. The maximum flat-band voltage for the SiO_2 films nitrided by the hot-wall process is higher than that by the cold-wall process, and the peak value of flat-band voltage for the hot-wall process appears the longer nitridation time than that for the cold-wall process. The SiOxNy-Si interface shift toward the Si substrate for the case of the hot-wall process is larger than that for the cold-wall process.

*正會員, 慶北大學校 電子工學科

(Dept. of Elec. Eng., Kyungpook Nat'l Univ.)

接受日字 : 1988年 2月 27日

I. 序 論

集積回路의 高密度化, 高集積化가 되어감에 따라, MOS 게이트의 SiO_2 膜은 보다 얇은 것이 요구되고

있다. 200 \AA 정도의 SiO_2 膜에 대해서는 많은研究開發이 이루어지고 있다. 그러나 그보다 더 얇은 SiO_2 膜은 缺陷密度, 不純物, 收率 및 電極物質과의 反應 등 많은 문제점^[1,2]이 있으며 현재의 製造工程으로서는 이러한 문제점을 극복하기에 어려움이 있다. 超薄膜($<200\text{ \AA}$)의 게이트 絶緣膜으로서 Si_3N_4 膜 또는 SiO_2 膜이 SiO_2 膜에 비하여, 높은 緩密度, 不純物擴散에 대한 높은 障壁效果, 낮은 電極과의 反應性向, 큰 誘電常數 및 높은 降伏電壓等 많은長點을 가지고 있다.^[3~5] 따라서 이러한 窒化膜들을 效果的으로 형성시키려는 노력이 진행되어 왔다.^[3~16]

1960年代부터 시작된 Si 을 热窯化시키기 위한試圖는 그 製造技術上의 어려움 때문에 성공적인結果를 얻지 못했다.^[2,11] 그 주된理由로, 가스 特히 窒素의 精製技術이 發達되지 못한점, N_2 를 利用한 高溫에서의 工程 및 成長된 窒化膜의 結晶화 등을 들 수 있다. 그후 N_2 를 代身하여 NH_3 를 使用하고 또 이를 精製하는 技術이 發達함에 따라 均質한 非晶質 실리콘 窒化膜의 형성이 가능하게 되었으며, SiO_2 窗化膜도 얻을 수 있게 되었다.^[17,18]

SiO_2 膜을 效果的으로 窒化시키기 위해서는 窒化反應 雾團氣 내에 酸素의 汚染을抑制하여야 한다. 이는 Si-O結合의 化學的 親合力이 Si-N結合의 그것보다 크기 때문이다.^[2] 그래서 窒化反應 雾團氣 내에 微量의 酸素가 存在하여도 SiO_2 窗化膜의 成質에 크게 影響을 미치게 된다.

本研究에서는 99.999%의 純度를 가지는 NH_3 가스를 使用하여 200 \AA 및 400 \AA 의 SiO_2 膜을 热的으로 窒化시켰다. 電氣爐을 利用한 hot-wall方式의 工程과 高周波 誘導加熱裝置를 利用한 cold-wall方式의 工程으로 각각 热的 窒化시켰다. 이렇게 해서 얻은 SiO_2 窗化膜을 auger electron spectroscope로 分析하여 서로 비교함으로써 窒素 및 酸素의 分布狀態에 의한 SiO_2 膜의 窒化課程을 比較調査하고, 또한 高周波 C-V測定에 의한 flatband 전압特性을 調査하여 hot-wall 및 cold-wall工程이 SiO_2 窗化膜의 特性에 미치는 영향을 비교 및 분석하였다.

II. 實驗方法

本研究에서는 SiO_2 膜의 热的 窒化時 hot-wall 및 cold-wall方式의 工程이 SiO_2 窗化膜에 미치는 影響을 調査하기 위하여 結晶面이 (100)이고 比抵抗이 $6\sim9\Omega\cdot\text{cm}$ 인 p型 Si 基盤을 1000°C 에서 乾式 酸化法으로 각각 200 \AA 및 400 \AA 의 SiO_2 膜을 成長시켰다. 이렇게 얻어진 SiO_2 膜을 N_2 雾團氣에서 1000°C 로 20分間 热處理를 행한 후 電氣爐 및 高周波 誘導加熱

爐를 利用하여 1000°C 및 1100°C 에서 각각 窒化時間을 變化시켜 热的 窒化를 行했다. C-V測定을 위해 SiO_2 窗化膜을 게이트 絶緣膜으로 하는 MIS素子를 製造했다. MIS素子는 真空蒸着器를 利用하여 게이트部分에 Al膜을 증착시킨 후 真鍮蝕刻工程에 의하여 게이트전극을 형성시켰다. 그후 다시 真鍮蝕刻工程을 거쳐 뒷면의 SiO_2 窗化膜을 $\text{BHF}^{[19]}$ 로 除去한 후 Al을 真空蒸着하였다. 이때 게이트의 面積은 $3.3\times10^{-3}\text{ cm}^2$ 이었으며 그 形態는 圓形이었다. Cold-wall方式으로서는 高周波 誘導加熱裝置가 利用되었다. 이때 誘導加熱裝置의 發振周波數는 420 kHz 였으며 出力管은 3極 真空管인 7T85RB가 使用되었다. SiC로 코팅(coating)된 graphite를 susceptor로서 使用하여 SiO_2 膜을 热的으로 窒化시켰다. Hot-wall方式의 工程에서는 石英管을 利用한 2-inch 공정의 three zone furnace가 利用되었다. NH_3 (99.999%) 가스를 利用하여 热的 窒化를 行하는 동안 別途의 精製裝置는 使用되지 않았다.

그림 1은 高周波 誘導加熱爐의 裝置圖이고 그림 2는 電氣爐의 裝置圖이다. 그리고 그림3에서 SiO_2 窗化膜을 게이트 絶緣膜으로 하는 MIS素子의 製造工程順序圖를 나타냈다.

III. 結果 및 考察

1. AES分析

그림 4는 200 \AA 의 SiO_2 膜을 hot-wall工程으로 1200°C 에서 2時間 동안 热的 窒化시킨 후 얻은 auger depth profile이다. SiO_2 窗化膜의 表面에서 窒素의濃度가 매우 낮고, $\text{SiO}_x\text{Ny}-\text{Si}$ 界面附近에서 nitrogen-rich 現象이 있음을 보이고 있으며 이것은界面變形(interface strain)^[12] 때문이라고 생각된다.

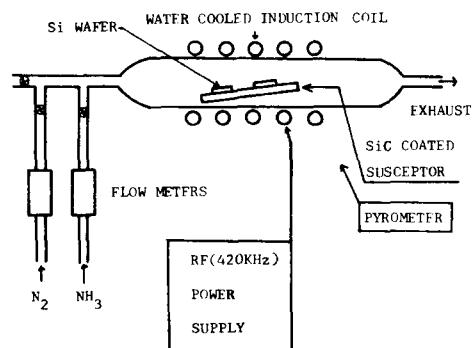


그림 1. 热的 窒化를 위한 cold-wall工程 裝置圖

Fig. 1. Cold-wall system for thermal nitridation.

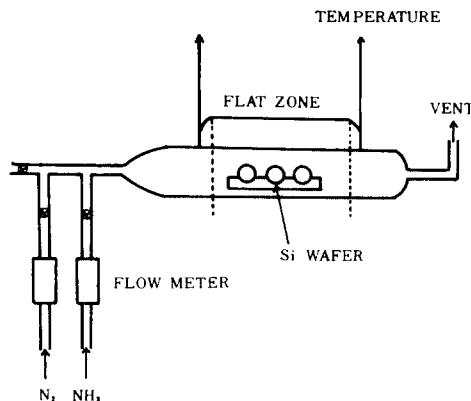


그림 2. 热的窒化를 위한 hot-wall 工程 裝置圖
Fig. 2. Hot-wall system for thermal nitridation.

Starting Material
P-type (100) $6\text{-}9 \Omega\text{-cm}$

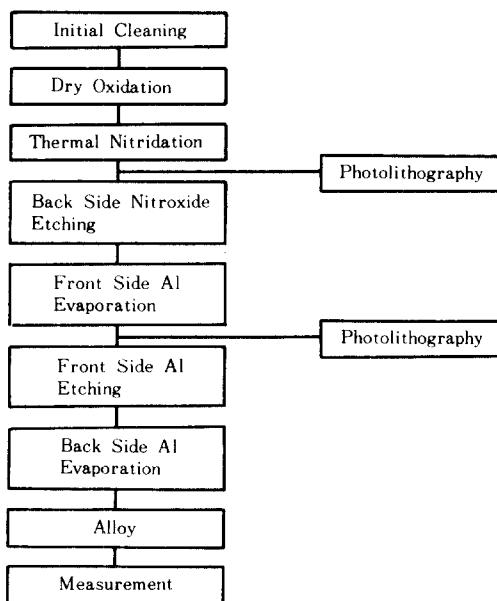


그림 3. SiO_2 窒化膜을 게이트絕緣膜으로 하는 MIS 素子의 製造 工程 順序圖

Fig. 3. Fabrication process of MIS capacitor with nitroxide film gate insulator.

또한 SiO_2 窒化膜의 表面보다 안쪽 部分에서 窒素의 濃度가 높으며 SiO_2 窒化膜의 bulk內에서는 窒素의 濃度가 낮음을 나타내고 있다. SiO_2 窒化膜의 表面에서 窒素의 濃度가 낮게 나타나고 있는 것은 SiO_2 膜을 热的窒化시킨 후 N_2 雾團氣에서 試料를 끄집어

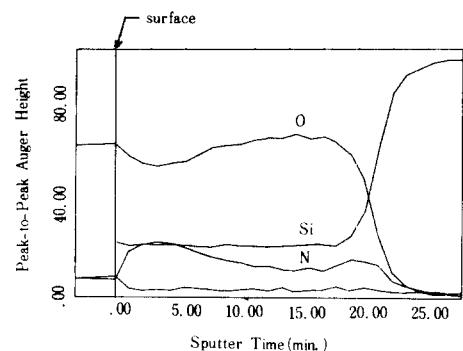


그림 4. 200\AA 的 SiO_2 膜을 hot-wall 工程으로 1200°C 에서 2時間 동안 热的窒化시킨 SiO_2 窒化膜의 AES 分析의 depth profile

Fig. 4. AES in-depth profile of the 200\AA SiO_2 film nitrided for 2hrs. at 1200°C by hot-wall process.

내는 동안(약 5분) SiO_2 窒化膜 表面이 酸化된 것이다. Hot-wall 工程에서는 反應室이 石英管으로 된 電氣爐가 使用되는데, 石英은 그 自體가 SiO_2 로 構成되어 있으므로 高溫이 되면 石英表面에서의 酸素의 活性化 및 反應室 外部로부터擴散되어 들어 오는 酸素 및 다른 不純物의 流入를 막을 수 없다.^[18] 따라서 hot-wall 工程에서는 酸素의 汚染을 排除할 수 없고, 또한 試料를 끄집어 떼 때 N_2 가스 雾團氣 속에 包含된 酸素 및 酸素를 包含하는 다른 不純物의 存在로 인해 SiO_2 窒化物의 表面이 酸化되는 것을 피하기 어렵다. 그러나 高周波 誘導加熱 裝置를 利用한 cold-wall 方式의 工程에서는 susceptor만이 加熱體로 使用되므로 不純物, 특히 酸素의 汚染을 크게 줄일 수 있다.

그림 5는 cold-wall 方式으로 200\AA 의 SiO_2 膜을 1200°C 에서 2時間 동안 热的窒化시킨 SiO_2 窒化膜에 대한 auger depth profile이다. SiO_2 窒化膜 表面에서 窒素의 濃度가 매우 높다가 안쪽으로 들어 가면서 서서히 낮아짐을 보이고 있다. 그리고 hot-wall 工程으로 热的窒化시켰을 때와는 달리 SiO_2 - Si 界面附近에서 nitrogen-rich 現象이 나타나지 않으며, 또한 hot-wall 工程을 利用하였을 때 보다 SiO_2 窒化膜 bulk內에서 窒素의 濃度가 높고 酸素의 濃度는 낮음을 보이고 있다.

NH_3 가스 雾團氣 속에서 SiO_2 膜의 热的窒化는 그의 表面과 SiO_2 - Si 界面附近에서부터 일어난다. NH_3 에서 分解된 NH_x ($1 < x < 3$) 가擴散되어 들어가서 SiO_2 ,

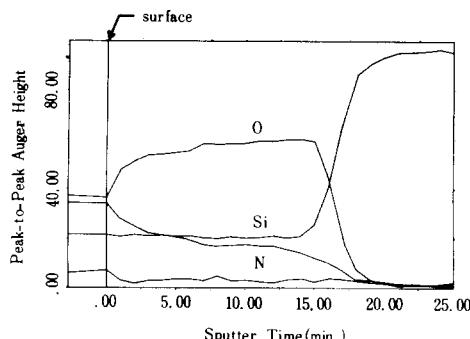


그림 5. 200Å의 SiO_2 膜을 cold-wall 工程으로 1200 °C에서 2時間 동안 热的窒化시킨 SiO_2 窒化膜에 대한 AES 分析의 depth profile

Fig. 5. AES in-depth profile of the 200 Å SiO_2 film nitrided for 2hrs. at 1200°C by cold-wall process.

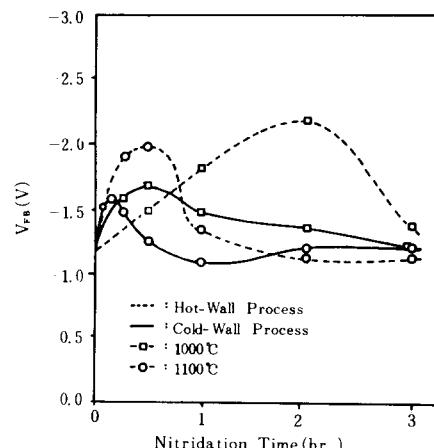


그림 6. 乾式酸化法으로 成長시킨 200 Å SiO_2 膜의 窒化時間 變化에 따른 flatband 電壓 特性

Fig. 6. Flatband voltage vs. nitridation time, for 200 Å SiO_2 grown in O_2 ambience.

膜內의 格子間 자리(interstitial sites)에 均一하게 位置하며^[3] 格子間 자리의 낮은 活性化 에너지 때문에 SiO_2 -Si界面까지擴散되어 들어간다. 이후 이들은 格子間 자리에서 置換形 자리(substitutional sites)에 位置하게 된다. 그리고 $\text{SiO}_2 + 4\text{NH}_3 \rightarrow \text{Si}_3\text{N}_4 + 6\text{H}_2\text{O}$ 의 反應보다는 $2\text{SiO}_2 + 2\text{NH}_3 \rightarrow \text{Si}_2\text{N}_2\text{O} + 3\text{H}_2\text{O}$ 의 反應이 훨씬 일어나기 쉽다.^[2,3] 그러나 热的으로 窒化된 SiO_2 窒化膜의 表面에서 높아진 構造的 細密性 때문에 SiO_2 窒化膜 内로 窒化剤의 供給은 抑制되고 Si_3N_4 의 조성보다는 SiO_xNy 의 非化學量論의 (non-stoichiometric)인 조성을 나타내게 된다. 그러므로 그림 4와 그림 5에서 窒素과 酸素의 成分濃度를 比較하여 볼 때 cold-wall 工程으로 热窒化한 SiO_xNy 膜이 좀 더 Si_3N_4 에 가까운 膜으로 된다고 할 수 있다.

SiO_2 膜이 热窒化되는 동안 膜의 内部에서 酸素가 發生하게 된다.^[15] 따라서 SiO_2 窒化膜 内部에는 窒化剤와 酸化剤가 存在한다. 이들 酸化剤는 Si기판과 反應하여 $\text{SiO}_{x,y}\text{-Si}$ 界面의 이동을 일어나게 한다.^[1,15] 그림 4와 그림 5를 比較하여 보면 hot-wall 工程으로 製造한 SiO_2 窒化膜이 cold-wall 工程으로 製造한 SiO_2 窒化膜에 비하여 酸素의 分布가 많고, 또한 界面의 移動도 크게 일어남을 알 수 있다. 이것은 hot-wall 工程에서 酸素의 汚染을 排除할 수 없고, 이로 인한 $\text{SiO}_{x,y}\text{-Si}$ 界面의 移動이 큼을 나타낸다. 그림 6은 200Å의 SiO_2 膜을 hot-wall 및 cold-wall工程으로 1000°C 및 1100°C에서 窒化時間을 각각變化시켜 热的 窒化를 행한 후 MIS 素子를 製作하여 얻은

V_{FB} (flatband voltage) 變化에 대한 特性을 나타낸 것이다. V_{FB} 는 다음의 式에서 C_{FB} (flatband capacitance)를 구하고 이 값을 측정한 C-V 曲線上에 對應시켜 구하였다.

C_{FB} 에 관한 式^[19] 은

$$\frac{C_{\max} - C_{FB}}{C_{\max} - C_{\min}} = \frac{C_{\max}}{C_{\max} + C_{\min}(2\sqrt{\ell n(Na/n_i)} - 1)}$$

이다. 여기서 C_{\max} 는 絶緣膜의 容量 값이고, C_{\min} 은 Si 기판에 反轉層이 形成 되었을 때의 容量 값이다. n_i 는 真性 carrier의 濃度이고, Na 는 Si 기판의 不純物 濃度이다. 그리고 이들은 實驗에서 구한 값들이다. 200Å의 SiO_2 膜을 hot-wall 工程과 cold-wall 工程으로 각각 窒化시켰을 때 窒化時間이 增加함에 따라 $|V_{FB}|$ 가 急激히 增加하여 어떤 窒化時間 (t_{\max})에서 最大 值를 보이다가 다시 急激히 減少하여 계속 시간이 經過함에 따라서 서서히 減少하여 初期 SiO_2 膜의 V_{FB} 值으로 되돌아 가는 特性을 보이고 있다. Hot-wall 工程으로 1000°C에서 SiO_2 膜을 약 2時間 동안 热窒化시켰을 때 $|V_{FB}|$ 는 最大가 되었고 그 值은 약 2.2V 정도였으며, 1100°C에서 热窒化시켰을 때에는 窒化時間이 약 30分 정도에서 最大가 되었고 그 值은 약 2V 정도였다. cold-wall 工程의 경우, 1000°C에서 약 30分 동안 热窒化시켰을 때 $|V_{FB}|$ 는 最大가 되었고 그 值은 약 1.65V 정도였다. 1100°C에서는 약 8分동안 热窒化시켰을 때

때 $|V_{FB}|$ 는 最大 값인 약 1.6V 를 나타냈다. Hot-wall 工程에서나 cold-wall 工程에서 窒化 温度가 높으면 $|V_{FB}|$ 의 變化는 빨리 일어났다. 그리고 hot-wall 工程에서 보다 cold-wall 工程으로 窒化 하였을 때 $|V_{FB}|$ 의 變화가 빨리 일어났고 그 값도 적었다. 그리고 窒化 温度가 높을수록 t_{max} 는 적게 나타나고 있다.

$\text{SiO}_2\text{-Si}$ interface에서 Si-dangling 結合이 存在하게 되는데 이것은 陽電荷의 根源이다.^[19] 따라서 陰의 V_{FB} 變化를 가져온다. SiO_2 膜을 热窒化시키는 동안 陰의 方向으로 V_{FB} 變化가 일어나는데, 이는 陽의 電荷로 나타나는 缺陷(defects) 이 增加하기 때문이다. 즉 热窒化가 進行되는 동안 窒化 初期에 H, N-H 혹은 O-H 등의 radical 들이 안쪽으로擴散되어 들어가면서 缺陷을 增加시키게 된다.^[20] 그리고 이들 缺陷들은 $\text{SiO}_{x,y}\text{-Si}$ interface附近에서 가장 크게 된다. 窒化 時間이 더욱 經過하면 窒化가 일어나게 되고 또 한 annealing 이 되어 缺陷은 줄어들게 된다. 따라서 $|V_{FB}|$ 的 變化도 減少하게 된다.

그림 6에서 SiO_2 膜을 cold-wall 工程으로 热窒化시킨 것이 $|V_{FB}|$ 的 變化가 빨리 일어나는 것은 SiO_2 的 解離가 hot-wall 工程에서 보다 容易하므로 窒化가 빨리 되기 때문이다. 그리고 $|V_{FB}|$ 的 變化값도 적게 나타났는데 이는 酸素의 汚染이 적을수록 SiO_2 窒化膜 内에서 陽電荷로 작용하는 缺陷들이 적게生成된다는 것이다. 그림 7은 400 Å의 SiO_2 膜을 그림 6에서 행한 것과 같은 方法으로 热窒化시켜서 얻은 V_{FB} 變化에 대한 特性을 나타낸 것이다. hot-wall 工程과 cold-wall 工程으로 각각 热窒化시킨 $\text{SiO}_{x,y}$ 膜 모두 窒化 時間이 增加함에 따라 $|V_{FB}|$ 가 急激히 增加하여 어떤 窒化 時間에서 最大 値를 보이다가 다시 急激히 減少하고 계속 시간이 經過함에 따라서 서서히 減少하는 性質을 보이고 있다. 이러한 特性은 그림 6과 같게 나타나고 있다. 1000°C에서 hot-wall 工程으로 热的窒化시켰을 時間이 2時間일 때 $|V_{FB}|$ 는 最大 値를 나타냈으며 그 값은 2.6V 정도였고, cold-wall 工程을 利用했을 때에는 t_{max} 가 30分일 때 $|V_{FB}|$ 는 最大 値를 나타내었고 그 값은 2.2V 정도였다.

1100°C에서는 hot-wall 工程에 의한 窒化膜의 t_{max} 는 약 30分이었으며 이 때 $|V_{FB}|$ 는 약 2.2V 였다. 그리고 cold-wall 工程에서는 t_{max} 가 약 8분이었으며 $|V_{FB}|$ 的 최대값은 약 2.15V였다. 400 Å의 SiO_2 膜을 热窒化시켰을 때에도 200 Å의 SiO_2 膜을 热的窒化시켰을 때와 마찬가지로 cold-wall 工程에 의한 SiO_2 窒化膜에서 $|V_{FB}|$ 的 變化가 빨리 일어났으며 그

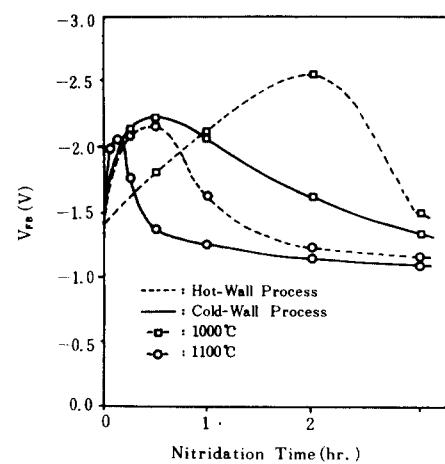


그림 7. 400 Å의 SiO_2 膜에 대한 窒化時間變化에 따른 flatband 電壓 特性

Fig. 7. Flatband voltage vs. nitridation time, for 400 Å SiO_2 grown in O_2 ambience.

값도 적었다. 또한 窒化 温度가 높을수록 $|V_{FB}|$ 的 變化도 적게 나타났다. 그림 6과 그림 7에서 나타난 바와 같이 初期 SiO_2 膜의 두께가 달라도 t_{max} 는 같다. 그리고 初期 SiO_2 膜이 두꺼울수록 $|V_{FB}|$ 的 變化는 크게 일어났다.

IV. 結論

本研究에서는 SiO_2 膜을 热的窒化시킬 때, hot-wall 및 cold-wall 方式의 工程이 SiO_2 窒化膜에 어떤 影響을 미치는가 調査하였다. SiO_2 窒化膜은 NH_3 雾團氣에 存在하는 酸素를 包含하는 不純物 때문에 그構造的 및 電氣的 特性이 크게 달랐다. 즉 200 Å의 SiO_2 膜을 1200°C에서 2時間 동안 热窒化시켰을 때, hot-wall 工程으로 製造된 SiO_2 窒化膜은 $\text{SiO}_{x,y}\text{-Si}$ interface附近에서 nitrogen-rich 層이 나타났다. 그러나 cold-wall 工程으로 製造했을 때에는 그러한 現象은 나타나지 않았다. V_{FB} 的 變化는 hot-wall 工程으로 製造된 窒化膜이 더 컸으며, 酸素의 汚染 때문에 SiO_2 的 解離는 妨害를 받아서 t_{max} 가 cold-wall 工程을 利用했을 때 보다 더 컸다. Cold-wall 工程으로 製造된 SiO_2 窒化膜의 窒素濃度가 더 높았다. 热的으로 窒化된 SiO_2 窒化膜은 $\text{SiO}_2\text{-Si}$ interface에서 移動하여 $\text{SiO}_{x,y}\text{-Si}$ interface를 가지게 되며, 窒化 雾團氣內에서 酸素의 汚染이 심할수록 더 많이 移動하게 된다. 즉 hot-wall 工程으로 製造한 SiO_2 窒化膜이 cold-wall 工程으로 製造한 것보다 界面이 더 많이 移動했다.

參 考 文 獻

- [1] M.M. Mosleigh and K.S. Saraswat, "Thermal nitridation of Si and SiO₂ for VLSI," *IEEE Trans. Electron Devices*, ED-32, no. 2, pp. 106-123, Feb. 1985.
- [2] 伊藤隆司, "熱窒化技術" 超LSI技術, 半導體研究振興會, 工業調查會發行, pp. 195-217, 1982.
- [3] Y. Hayafuji and Kajiwara, "Nitridation of silicon and oxidized-silicon," *J. Electrochem. Soc.*, vol. 129, no. 9, pp. 2102-2108, Sept. 1982.
- [4] T. Ito, T. Nakamura, and H. Ishikawa, "Effect of thermally nitrided SiO₂ (nitrioxide) on MOS characteristics," *J. Electrochem. Soc.*, vol. 129, no. 1, pp. 184-188, Jan. 1982.
- [5] E. Kooi, J.G. Van Lierop, and J.A. Appels, "Formation of silicon nitride at Si-SiO₂ interface during local oxidation of silicon and during heat treatment of oxidized silicon in NH₃ gas," *J. Electrochem. Soc.*, vol. 125, no. 7, pp. 1117-1120, Jul. 1976.
- [6] R.V. Gridhar and K. Rose, "SF₆ enhanced nitridation of silicon in active nitrogen," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 45, no. 5, pp. 578-580, Sept. 1984.
- [7] T. Chiu, W.G. Oldham, and C. Hovland, "Lowenergy implantation of nitrogen and ammonia into silicon," Proceedings of the symposium on silicon nitride thin insulating films, vol. 83-8, pp. 367-380, 1983.
- [8] T. Hori, Y. Naito, H. Iwasaki, and H. Esaki, "Interface states and fixed charges in nanometer range thin nitrided oxides prepared by rapid thermal annealing," *IEEE Electron Device Lett.*, vol. EDL-7, no. 12, pp. 669-671, Dec. 1986.
- [9] F.H.P.N. Habaraken, A.E.T. Kuiper, and Y. Taminga, "Thermal nitridation of silicon dioxide films," *J. Appl. Phys.*, vol. 53, no. 1, pp. 6996-7002, Jan. 1982.
- [10] S.K. Lai, D.W. Dong, and A. Hartstein, "Effect of ammonia anneal on electron trappings in silicon dioxide," *J. Electrochem. Soc.*, vol. 129, no. 9, pp. 2042-2044, Sept. 1982.
- [11] F.H.P.N. Habaraken, E.J. Evers, and A.E.T. Kuiper, "Hydrogen content of thermally nitrided thin silicon dioxide films," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 44, no. 1, pp. 62-64, Jan. 1984.
- [12] R.P. Vasquez and A. Madhukar, "Study of the kinetics and mechanism of the thermal nitridation of SiO₂," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 46, no. 4, pp. 361-363, Feb. 1985.
- [13] Paipung Pan, "Characteristics of thermal SiO₂ films during nitridation," *J. Appl. Phys.*, vol. 61, no. 1, pp. 284-293, Jan. 1987.
- [14] S. Aritome, M. Morita, T. Tanaka, and M. Hirose, "Low temperature nitridation of fluorinated silicon dioxide films," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 51, no. 13, pp. 981-983, Sept. 1987.
- [15] Y. Naito, T. Hori, H. Iwasaki, and H. Esaki, "Effect of nitrogen distribution in nitride oxides prepared by thermal annealing on its electrical characteristic," *J. Vac. Soc. Technol.*, vol. 5, no. 3, pp. 633-637, Jun. 1987.
- [16] T. Ito, S. Hijiya, T. Nozaki, H. Arakawa, M. Shinoda, and Y. Fukukawa, "Very thin silicon nitride films grown by direct thermal reaction with nitrogen," *J. Electrochem. Soc.*, vol. 125, no. 3, pp. 448-452, Mar. 1982.
- [17] T. Ito, T. Nozaki, and H. Ishikawa, "Direct thermal nitridation of silicon dioxide films in anhydrous ammonia gas," *J. Electrochem. Soc.*, vol. 127, no. 9, pp. 2053-2057, Sept. 1980.
- [18] S.P. Murarka, C.C. Chang, and A.C. Adams, "Thermal nitridation of silicon in ammonia gas: composition and oxidation resistance of resulting films," *J. Electrochem. Soc.*, vol. 126, no. 6, pp. 996-1003, Jun. 1979.
- [19] K. Lebovec, "Rapid evaluation of C-V plots for MOS structures," *Solid-State Electronics*, vol. 11, pp. 135-137, 1968.
- [20] Paihung Pan, "Characteristics of thermal SiO₂ films during nitridation," *J. Appl. Phys.*, vol. 61, no. 1, pp. 284-293, Jan. 1987. *

著者紹介



李 龍 洙(正會員)

1962年 8月 15日生. 1985年 2月
경북대학교 전자공학과 졸업 공학
사학위 취득. 1988年 2月 경북대
학교 대학원 전자공학과 졸업 공
학석사학위 취득. 1988年 3月 경
북대학교 대학원 박사과정 입학.
1988年 8月 ~ 현재 군복무중. 주관심분야는 CVD,
RTP 및 반도체공정 등임.



趙 範 茂(正會員)

1954年 10月 19日生. 1977年 2月
경북대학교 전자공학과 졸업 공학
사학위 취득. 1979年 2月 경북대
학교 대학원 전자공학과 졸업 공학
석사학위 취득. 1984年 8月 경북
대학교 대학원 박사과정 수료.
1979年 3月 ~ 현재 국방품질검사소 근무. 주관심분
야는 CVD, 반도체공정, 반도체소자제조등임.



李 龍 鈜(正會員)

1946年 3月 17日生. 1975年 2月
경북대학교 전자공학과 졸업 공학
사학위 취득. 1977年 2月 경북대
학교 대학원 전자공학과 졸업 공
학석사학위 취득. 1988年 2月 충
남대학교 대학원 전자공학과 박사
과정 수료. 1983年 8月 ~ 1984年 8月 미국 University
of Arizona 전기공학과 객원교수. 1979年 3月
~ 현재 경북대학교 전자공학과 부교수. 주관심 분야
는 CVD, RTP, Plasma 응용기술, 반도체 집적회로
제조공정 및 전자재료등임.

● 孫炳基 (正會員) 第25卷 第11號 參照

현재 경북대학교 전자공학과
교수