

150Å 快速热氮化 SiO₂ 膜的击穿特性

刘志宏

香港大学电机与电子工程系

陈蒲生 刘百勇

华南理工大学物理系, 广州, 510641

郑耀宗

香港城市理工学院电子工程系

1990年3月19日收到

对具有器件质量的 150 Å 厚 SiO₂ 膜经传统的长时间热氮化和高温快速热氮化后, 研究了其击穿特性及其在高场强下的耐久力. 研究表明, 氮化后击穿场强的分布变窄, 对栅电极面积的依赖性减弱, 最大击穿场强略微下降. 热氮化对高电场下 SiO₂/Si 界面稳定性和决定于时间的介质击穿均有改善. 这种改善既取决于所加栅电压的极性, 又强烈依赖于氮化工艺条件. 根据电流传输机构, 本文提出一种考虑了电荷积累、陷阱密度及其重心位置的击穿模型.

PACC: 7755; 7777; 7700; 7750

一、引言

近几年来, 在高温下对传统的热生长 SiO₂ 膜在氨气中进行氮化的研究很受重视. 已有大量报道认为, 热氮化可以使传统的 SiO₂ 膜性能得到显著的改善^[1-15]. 然而, 对于热氮化膜的特性仍有不少相矛盾的结论. 其中最为突出的是介质击穿特性和高场下介质膜的耐久力, 包括决定于时间的介质击穿 (TDDB) 和界面态密度在高场下的增加. Ito^[4,5] 和 Moslehi^[6] 曾观察到经长时间热氮化 (1000°C, 30—120min) 或高温快速热氮化 (1200°C, 30—120s) 后击穿场强提高, 而 Pan^[7] 则报道了由氮化导致的击穿性能下降. 另一方面, 不少作者发现, 氮化通常会导致 TDDB 特性下降, 而经过对氮化膜再次氧化, TDDB 性能则可以改善^[8-12]. 但亦有人观察到即使不经再氧化, TDDB 性能也可以通过氮化改进^[5,13-15]. 一般认为, 热氮化膜/硅界面对抗热电子轰击的能力有所提高, 但亦有人报道氮化会使界面性能劣化^[11,16-18]. 由此可见, 对这些性质进行系统深入研究十分必要.

在本工作中, 我们对两种典型的热氮化膜的击穿场强、决定于时间的介质击穿和高场下界面稳定性进行了测试分析, 并与传统的 SiO₂ 膜进行了比较和评估. 由于所采用的热氮化膜是与金属—绝缘栅—半导体场效应晶体管 (MISFIT) 同时制作在一块硅片上, 因而它经受了 MISFIT 全制作工艺的处理, 且具有“器件质量”. 研究表明, 热氮化

极大地改变了击穿性能,其中包括低场击穿的消除和狭窄的击穿场强分布。此外,击穿场强对栅电极面积的依赖性亦显著下降。通过采用恒定电流注入技术,测出 TDDB 和界面不稳定性均强烈依赖于电流注入极性。对此,我们提出一个陷阱中心模型予以解释。

二、实 验

金属—绝缘体—半导体 (MIS) 电容和 n 沟道 MISFET 采用传统的四掩膜硅栅自对准 MIS 工艺制作在 $8-10\Omega\text{cm}$ p 型(100)晶向硅单晶片上。初始的栅氮化层采用干氧化技术生长至 150 Å 厚,然后在常压下用高纯氨气(电子纯, $\text{H}_2\text{O}, \text{O}_2$ 均 $< 1\text{ppm}$) 进行热氮化。两种典型的氮化工艺条件为: 常规氮化, 1000°C , 60min; 快速热氮化, 1200°C , 60s。(对应于氧化膜、常规氮化膜和快速氮化膜制作的样品分别称为 OX, NNO 和 RNO。)所有的栅介质层都不再作任何专门的退火处理,但均经历了后续的高温工艺,包括了多晶掺杂和注入激活处理等。

在全部工艺完成后,采用温度-偏压技术对栅介质层可动离子进行了测试估算: 在 200°C , $3 \times 10^6\text{V/cm}$ 场强下偏置 10min, 对所有三种样品测出的可动离子密度均约为 $10^9/\text{cm}^2$ 。击穿场强采用 HP4145B 参数分析仪测量。通过对 $I-V$ 关系的实时监测和储存,定义发生使电流不稳定而急剧增加的电场为击穿电场。恒定电流注入亦由工作在时间控制模式的 HP4145B 来实现,并定义当恒流源的输出电压变化大于注入初始值的 10% 时,发生 TDDB。由恒定电流注入导致的界面不稳定性则由传统的准静态电容-电压法来测试评估。所有测试均在室温、干氮气氛下进行。

三、实验结果与讨论

图 1 为样品 OX, NNO 和 RNO 的击穿场强分布直方图。其中使用了两个大小不

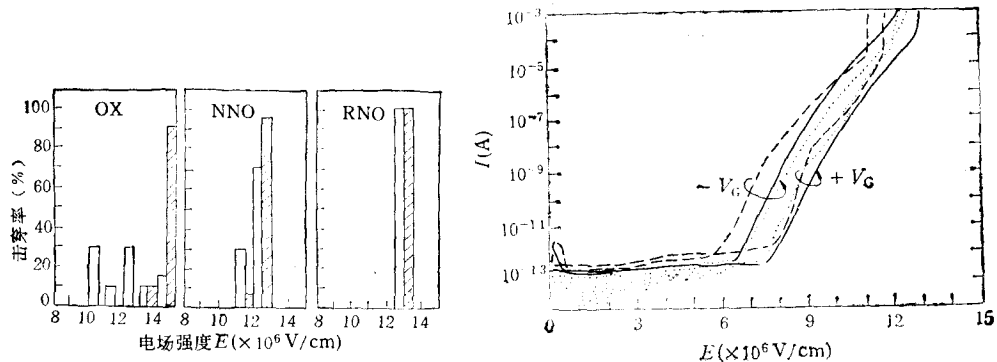


图 1 不同类型样品击穿场强分布对栅面积的依赖关系 OX 为氧化膜样品; NNO 为常规氮化膜样品; RNO 为快速氮化膜样品;
□为栅极面积 $A_G = 1 \times 10^{-4}\text{cm}^2$; ▨为栅极面积 $A_G = 1 \times 10^{-6}\text{cm}^2$

图 2 典型的正、反向 $I-V$ 特性曲线
——为 OX; ----为 RNO;
.....为 NNO; $A_G = 1 \times 10^{-4}\text{cm}^2$

同的栅电极面积,在 2 吋见方的面积中共测量了 40 个器件。由图 1 可见,初始氮化层的击穿场强接近 SiO_2 的本征击穿值 ($12-14 \times 10^6 \text{V/cm}$)。而对于具有较大栅面积的器件,击穿场强略有下降。氮化后,最大击穿场强约下降 5—10%,而且击穿场强的分布变窄。更为显著的是:击穿场强对面积的依赖关系下降,这一点尤其对快速氮化的样品更为明显。这些结果似乎支持 Ito 等人的假设,即认为氮化过程中氮化渗入和结合可以减少氧化层中的局部弱点,从而使击穿更多依赖于材料本身的结构^[5]。然而,由于氮氧化物的带隙宽度会随氮氧比上升而下降^[6],随着氮化时间增长,击穿电场将会略有下降,因此,在选择氮化条件时,必须兼顾考虑这两个相互矛盾的因素。

图 2 给出了一组典型的 $I-V$ 曲线。由图 2 可见,对于样品 NNO,其击穿场强和临界击穿电流均有所下降,但对于样品 RNO,其 $I-V$ 特性并无明显的变化。不过,氮化使 $I-V$ 曲线在高场区 ($7-9 \times 10^6 \text{V/cm}$) 的斜率下降,甚至出现一个台阶,这个现象正对应于大量陷阱电子产生的情形。如假设隧穿机构仍为高场下电流的主要传导机构,则电流密度 J 表示为

$$J = AE^2 \exp(-B/E), \quad (1)$$

其中 E 为阴极电场强度。 A 和 B 分别为与电子有效质量和势垒高有关的常数,并可由下式给出:

$$A = \frac{q^3 m_0}{16\pi \hbar m_{ox} \phi_b}, \quad B = \frac{4(2m_{ox})^{1/2} \phi_b^{3/2}}{3q\hbar}. \quad (2)$$

其中 q 为电子电荷, m_0 , m_{ox} 分别为电子在自由空间和氧化层中的有效质量, \hbar 为普朗克常数,而 ϕ_b 为势垒高度。显见: B 正比于 $\phi_b^{3/2}$, 而 A 反比于 ϕ_b 。据(1)式, $\ln(J/E^2) - 1/E$ 之间应有一直线关系。

图 3 是根据图 2 中负栅压时的实验数据作出的 $\ln(J/E^2) - 1/E$ 关系图。由图 3 中见到,对于氮化后的氧化层,特别是快速热氮化后的氧化层,在高场下, $\ln(J/E^2) - 1/E$ 之间仍存在着直线关系,所以可以认为主要电流传输机构仍为隧穿电流。由图 3 中还看到,

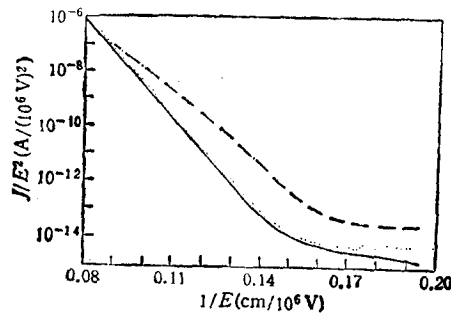


图 3 $\ln(J/E^2) - 1/E$ 关系图(由图 2 中反向 $I-V$ 曲线数据得到)

—为 OX; ---为 RNO; ···为 NNO; $A_G = 1 \times 10^{-4} \text{cm}^2$

NNO 的斜率都比 OX 和 RNO 的斜率来得小,由此得出:常规氮化膜相应的隧穿势垒高度比氧化膜的和快速氮化膜的为低。

为了检验氮化对 TDDB 特性的影响,我们对栅面积为 $1 \times 10^{-4} \text{cm}^2$ 的 MIS 电容

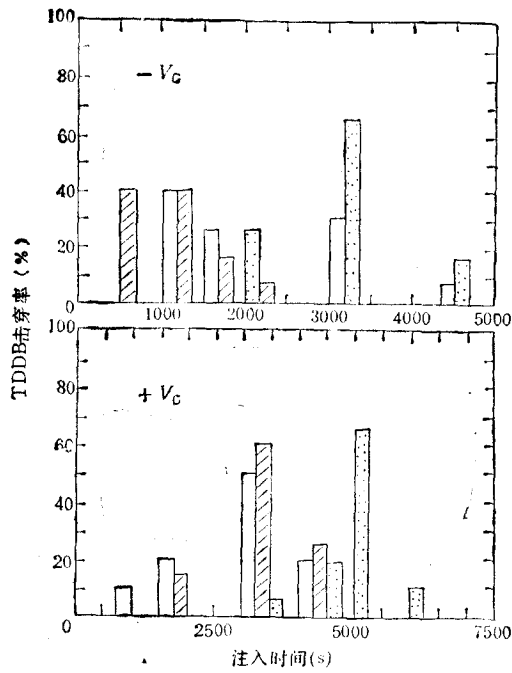


图4 氮化对决定于时间的介质击穿性质的影响
 □ 为 OX; ▨ 为 NNO; ▩ 为 RNO;
 + V_G 为电子从衬底向介质层注入; - V_G 为电
 子从栅极向介质层注入;
 $I_{注入} = 1\mu A$; $A_G = 1 \times 10^{-4} cm^2$

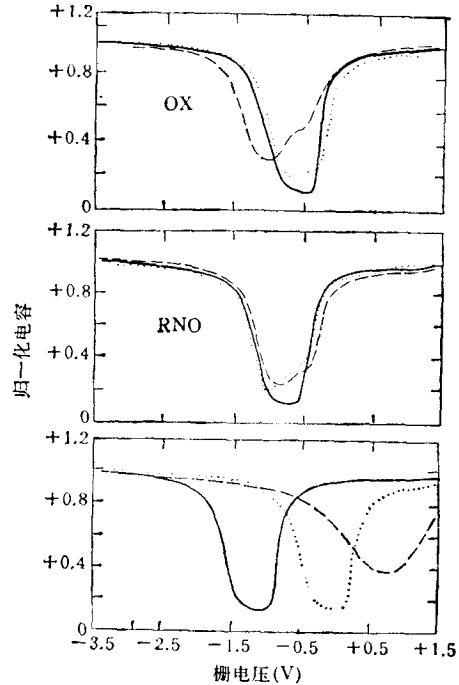


图5 不同恒定电子注入时的准静态 C-V
 曲线 ——为注入前; ... 为 + V_G 注入
 ($0.1C/cm^2$); --- 为 - V_G 注入 ($0.1C/cm^2$);
 $A_G = 1 \times 10^{-4} cm^2$

进行了注入。对每种样品共测了 40 个器件,结果如图 4 所示。由图 4 中看到,在恒定电流注入下,导致器件击穿的时间强烈地依赖于注入电流(栅电压)的极性和氮化条件。当使用负栅压时,深氮化的样品(NNO)将会在此控制氧化层短得多的时间内击穿,但对于浅氮化的样品(RNO),TDDB 特性得以改善。然而,当注入极性调转后(即采用正栅压时),两种氮化的样品均可比氧化物有更好的耐久力,即具有较长的 TDDB 时间。从这里再次看出,样品 RNO 有最好的 TDDB 性能。

为进一步观察热氮化氧化层在高场注入下的稳定性,对样品进行了注入前后准静态 C-V 特性的测量。实验结果由图 5 给出。结果表明,当 $0.1C/cm^2$ 的电子从 Si 衬底注入进绝缘层中后,氮化样品的 C-V 曲线(特别是 RNO 样品)与控制氧化物的相比只出现极小的形变。这意味着在热电子轰击下,氮化物中界面态的产生远低于传统的 SiO₂ 层。这一点与目前大多数的观察^[8-12,14-18]相一致。但是当 $0.1C/cm^2$ 的电子从栅注入绝缘层后(负栅注入),结果则大为不同。特别是对样品 NNO,尽管正栅注入时它有好的稳定性,但在负栅注入时,其 C-V 曲线严重畸变。此外,C-V 曲线沿电压轴的平移还表明了电荷陷阱的状态发生变化。通常在注入前后 C-V 曲线的平移量正比于陷阱电荷的密度,但当氧化层中有正电荷积累时,情形会比较复杂。

四、击穿模型

一般认为,氧化层中正电荷的积累和陷阱增殖是使氧化层发生击穿的主要原因^[18,19]. 然而,根据对氮化样品的测量结果,未察觉到由于注入产生的正电荷积累($C-V$ 曲线很少向负栅压方向移动). 因为浅氮化样品的陷阱密度相对较低^[11],这种氮化所抑制的正电荷积累可能正是使浅氮化样品具有较好的高场稳定性的原因. 不过,对于深氮化的样品,由于存在高密度的电子陷阱^[20],从而使得正电荷积累对 $C-V$ 曲线的影响不易被发现. 另一方面,这种高密度的电子陷阱在充电时,亦会对阳极电场产生增强作用,从而导致击穿性能下降. 因此,必须同时考虑正电荷积累和高陷阱密度对击穿的影响. 实验表明:对于热氮化 SiO_2 层,其陷阱密度和重心位置均依赖于氮化程度. 通常深氮化会引入高密度的电子陷阱,并使其重心向栅电极方向移动^[8,20]. 当这些陷阱充电时,将会产生一附加电场,其方向与阴极电场相反,因此将削弱阴极电场,增强阳极电场. 根据(1)式,阴极电场 E 的下降将会使注入电流下降,从而防止样品击穿.

图6示意在MIS电容中恒定电流注入产生的电荷及其对有效势垒高度的影响. 根据这个模型,当在氮化层中存在极高密度的陷阱电子时,它将对击穿状态带来很大影响. 正如图5所示,在负栅注入时,由于绝缘层/衬底界面的电场被加强,与正栅注入相比,这时产生的界面态要高得多. 这意味着,在界面处大量 Si-O 键被击断,从而最终导致介

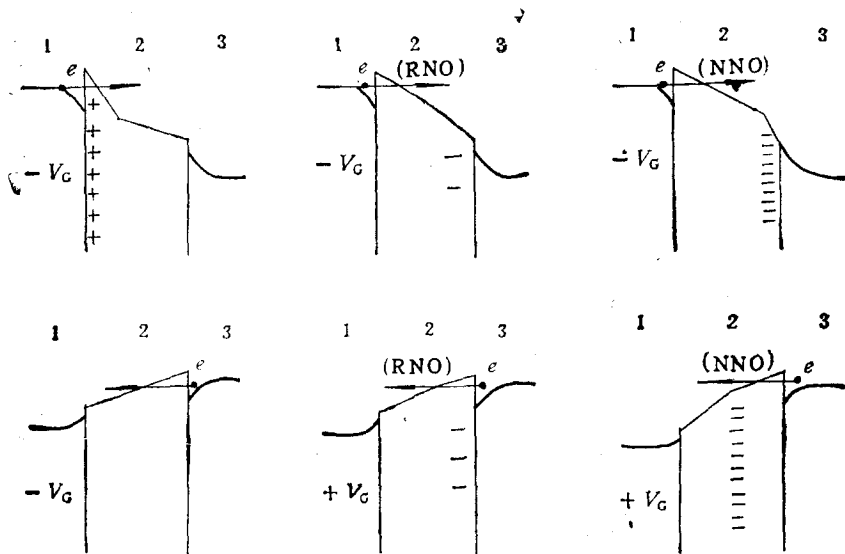


图6 $+V_G$ 和 $-V_G$ 注入后, MIS 结构势垒高度和绝缘层中电荷分布图 1,2,3 分别为多晶硅栅、氧化层和硅衬底; +, - 分别对应于正、负电荷

质击穿. 但对于浅氮化的氧化层,特别是对再氧化的氮氧化层来说,因其陷阱密度通常低于传统的氧化层^[8,11],因而,氮化对正电荷积累的抑制作用占主导地位. 由图5可见,负栅注入后并无明显负向 $C-V$ 曲线移动,从而可知正电荷的产生受到抑制以致阴极电场下

降, 击穿性能改善。另外一个必须考虑的因素是陷阱的重心位置, 这是因为虽然存在于深氮化样品 NNO 中的大量电子陷阱可以有助于减小阴极电场, 但当这些陷阱的重心位置随氮化程度的加深向栅电极移动时(这种移动对正栅注入更为明显^[8]), 它们对阳极电场的加强作用可能最终左右击穿过程。

五、结 论

氮化对击穿性质的影响极大地依赖于氮化深度, 从整体上来说, 深氮化样品比浅氮化样品的击穿性能和高场稳定性差。与传统的热氧化 SiO₂ 比较, 氮化的 SiO₂ 膜具有比较窄的击穿场强分布、比较弱的面积依赖关系和较稳定的高场耐久性能。尽管, 在高场耐久性能测量中观察到了强烈的注入极性依赖关系, 但当采用高温快速热氮化处理, 仍可获得良好的高场稳定性。

衷心感谢香港大学 Peter Lai 博士对本工作给予的指导与支持。

- [1] Y. Hayafuji and K. K. Kajiwara, *J. Electrochem. Soc.*, **129**(1982), 2102.
- [2] T. Ito, T. Nosaki and H. Ishikawa, *J. Electrochem. Soc.*, **127**(1980), 2053.
- [3] F. L. Terry, R. J. Aucoin, M. L. Naiman and S. D. Senturia, *IEEE Electron Device Lett.*, **EDL-4**(1983), 191.
- [4] T. Ito, T. Nakamura and H. Ishikawa, *IEEE Trans. Electron Device*, **ED-29**(1982), 498.
- [5] T. Ito, H. Arakawa, T. Nozaki and H. Ishikawa, *J. Electrochem. Soc.*, **127**(1980), 2248.
- [6] M. M. Moslehi, K. C. Saraswat and S. C. Shatas, *Appl. Phys. Lett.*, **47**(1985), 1113.
- [7] P. Pan, *J. Appl. Phys.*, **61**(1987), 284.
- [8] S. S. Wong, S. H. Kwan and H. R. Grinolds, *Proc. Symp. on Silicon Nitride and Silicon Dioxide Thin Insulating Films* (1983), p. 346.
- [9] W. Yang, R. Jayaraman and C. G. Sodini, *IEEE Trans. Electron Device*, **ED-35**(1988), 935.
- [10] T. Hori, H. Iwasaki and K. Tsuji, *IEEE Trans. Electron Device*, **ED-35**(1988), 904.
- [11] T. Hori, H. Iwasaki and K. Tsuji, *IEEE Trans. Electron Device*, **ED-36**(1989), 340.
- [12] T. Hori and H. Iwasaki, *IEDM Tech. Dig.*, (1987), 570.
- [13] S. K. Lai, D. W. Dong and A. Hartstein, *J. Electrochem. Soc.*, **129**(1982), 2042.
- [14] Hong-hsiang Tsai, Liang-Chong Wu, Ching-yuan Wu and Chen-ming Hu, *IEEE Electron Device Lett.*, **EDL-8**(1987), 143.
- [15] T. Kaga and T. Hagiwara, *IEEE Trans. Electron Device*, **ED-35**(1988), 929.
- [16] Fu-Chieh Hsu and Kuang-yi Chiu, *IEDM Tech. Dig.*, (1984), 96.
- [17] D. K. Shih, D. L. Kwong and S. Lee, *Appl. Phys. Lett.*, **54**(1989), 822.
- [18] S. Holland, I. C. Chen, T. P. Ma and C. Hu, *IEEE Electron Device Lett.*, **EDL-5**(1984), 302.
- [19] Y. Nissan-cohen, J. Shappir and D. Frohman-dent-chkowsky, *J. Appl. Phys.*, **57**(1985), 2830.
- [20] K. Raol, A. Gupta, S. Pradhan and K. P. Poenker, *Proc. Symp. on Silicon Nitride and Silicon Dioxide Thin Insulating Films* (1986), p. 135.

BREAKDOWN CHARACTERISTICS OF RAPID THERMAL NITRIDED SiO_2 FILM OF 150\AA THICKNESS

LIU ZHI-HONG

Department of Electrical and Electronic Engineering, University of Hong Kong

CHEN PU-SHENG LIU BAI-YONG

Department of Physics, South China University of Technology, Guangzhou, 510641

CHENG YAO-ZONG

Department of Electronic Engineering, City Polytechnic of Hong Kong

(Received 19 March 1990)

ABSTRACT

The silicon dioxide film of thickness 150\AA with device quality has been nitrated thermally by conventional long time method and high temperature rapid method. For the films breakdown characteristics and endurance under high field were investigated. These results indicate that after nitridation, the distribution of breakdown field strength narrows, its dependence on electrode area decreases, and the maximum breakdown field strength degrades slightly. At the same time, SiO_2/Si interface stability under high field and time-dependent dielectric breakdown characteristics are improved by thermal nitridation. The improvement depends strongly on both the electrode direction of applied gate voltage and nitridation processing condition. According to the mechanism of current transport, we suggest a breakdown model in which charge accumulation, trapping density and position of its center of gravity are all considered.

PACC : 7755; 7777; 7700; 7750