

N₂O 가스로 열산화된 게이트 산화막의 특성

Electrical properties of the gate oxides by thermal oxidation in N₂O gas

이철인*, 최현식*, 서용진*, 김창일*, 김태형*, 장의구*

(Cheol-In Lee, Hyun-Sik Choi, Young-Jin Seo, Chang-Il Kim, Tae-Hyung Kim, Eui-Goo Chang)

요 약

미래의 ULSI 소자의 게이트 산화막으로 이용하기 위하여 N₂O 가스 분위기에서 기존의 전기로를 이용한 실리콘의 열산화에 의해 N₂O 산화막을 형성하였고, MOS 소자를 제작하여 전기적 특성을 고찰하였다.

900℃에서 90분간 산화한 N₂O 산화막의 경우, 플랫폼 전압(V_{FB}), 고정전하밀도(N_f)와 플랫폼 전압의 변화량(ΔV_{FB})은 각각 0.81[V], 6.7x10¹⁰[cm⁻²]와 80~95[mV]를 나타내었다.

N₂O 산화막의 전기전도기구는 저전계 영역에서는 Fowler-Nordheim 터널링, 고전계영역에서는 Poole-Frenkel 방출이 지배적으로 나타났고, 절연파괴전계는 16[MV/cm]로 높게 나타났다. 따라서 N₂O 산화로 형성된 게이트 산화막이 ULSI 소자의 게이트 유전체로 응용이 가능하리라 생각된다.

Abstract

In order to applicate the gate insulators in future ULSI devices, electrical properties were investigated in MOS device with N₂O oxide grown by thermal oxidation using conventional furnace in N₂O ambient.

For the sample oxidized at 900℃ for 90 min, Flatband voltage(V_{FB}), fixed charge density(N_f) and flatband voltage shifts(ΔV_{FB}) after BTS were obtained 0.81[V], 6.7x10¹⁰[cm⁻²] and 80~95[mV], respectively. The dominant conduction mechanism of N₂O oxide appeared to be Fowler-Nordheim tunneling in the low electrical field region(4~6[MV/cm]) and to be Poole-Frenkel emission in the high electrical field region(9[MV/cm] or above). Dielectric breakdown field of N₂O oxide appeared about 16[MV/cm].

These results suggest that the N₂O oxides are a promising candidate for ultrathin gate dielectric for MOS ULSI applications.

1. 서론

ULSI 기술에 MOS 응용을 위하여 고품질 초박막(100Å)의 산화막 성장이 소자의 dimension을 scale down하기 위하여 중요하게 되었다. 순수한 산소에서 산화막의 성장율은 산화의 초기 단계에서 현저하게 높다. 따라서 기존의 전기로에서 산화는 온도를 낮추거나, 산소 분압을 감소하거나, RTO(Rapid Thermal Oxidation)를 채택하여 얇은 산화막을 성장시킬 수 있다. [1, 2]

재현성있고 얇은 게이트 유전체를 얻기 위하여 수행된 광범위한 연구들 가운데에서 게이트 산화막 내로 질소 혼합이 가장 유망한 방법중

의 하나이고, SiO₂막 내의 질소의 존재가 전기적인 특성에 크게 영향을 줄 수 있다고 보고되었다. [3, 4] NH₃를 이용하여 질화시킨 산화막이 불순물 확산에 대한 저항의 증가 및 계면상태 밀도의 감소와 같은 개선된 특성을 나타내었다. [5, 6] 그러나, 이 방법은 NH₃의 열분해시 생성되는 수소에 의하여 전자 trapping문제를 야기한다. [7, 8]

이에 반해, N₂O내에서 실리콘의 열산화는 NH₃로 질화시킨 산화막에서 대표적으로 보이는 수소 관련된 전자 트래핑 문제를 피할 수 있는 방법이다. 또한 N₂O 산화하는 동안 형성된 Si-SiO₂계면에서의 질소 풍부층은 산화막의 구조를 강화하고 게이트 유전체의 질을 개선할 뿐만아니라 산화율을 상당히 감소하는 산화제 확산 장벽으로 작용한다. [9]

* :중앙대학교 전기공학과
接受日字:1992年 12月 21日

따라서, 본 연구에서는 전기로를 이용하여 N_2O 가스 분위기에서 온도와 시간을 달리하여 N_2O 산화막을 성장시킨 후 MOS소자를 제작하여 C-V 및 I-V 특성으로 전기적 특성을 고찰하였다.

2. 실험

본 실험에서는 비저항이 $18-22(\Omega\text{-cm})$ 이고 결정면이 (100) 인 직경 5인치의 보론이 도핑된 p형 CZ-Si 웨이퍼와 99.998(%)의 고순도 N_2O 와 99.8(%)의 N_2 및 O_2 가스를 사용하였다.

실리콘 웨이퍼를 표준 세척한 후, 실리콘 웨이퍼 표면의 자연 산화막(native oxide)을 제거하기 위하여 초기 세척한 실리콘 기판을 희석된 HF용액(DI water:HF=10:1)에 담근 후 탈이온수(DI water)로 세척하고 N_2 가스로 충분히 건조시킨 후 전기로를 이용 열산화하였다. oxynitride막은 산화 온도(900, 1000, 1100°C) 및 시간(30, 60, 90, 120, 150min)을 변화하여 성장시켰고, 이때 N_2O 가스의 유량은 $1.0(\ell/\text{min})$ 이었다.

N_2O 에서 성장시킨 산화막의 전기적 특성을 조사하기 위하여 $1 \times 10^{-7}(\text{Torr})$ 에서 금속 마스크(metal mask)를 사용하여 99.999(%)의 알루미늄 전극을 진공 증착하였다. 웨이퍼 뒷면은 BHF용액(buffered HF (HF:NH₄F=1:6))을 사용하여 뒷면 산화막을 식각하고 알루미늄 전극을 진공 증착한 후, 450°C의 전기로에서 30분간 열처리로 ohmic contact하여 MOS소자를 제작하였다.

성장된 N_2O 산화막의 두께는 Ellipsometer (Rudolph autoEL IV)로 측정하였으며, 고주파 C-V특성과 Quasi-static C-V특성은 LCR미터(HP 4284A)로, I-V특성은 Semiconductor Parameter Analyzer (HP 4145B)로 측정하여 전기적 특성을 고찰하였다.

3. 결과 및 검토

그림 1은 결정면이 (100) 인 P형 실리콘을 전기로에서 N_2O 가스 분위기로 열산화한 후 Ellipsometer와 C-V특성 측정으로 계산된 oxynitride막의 두께를 산화온도 및 산화시간에 대하여 나타낸 것이다. 그림 1에서 900°C에서 30분 동안 산화한 시료는 65Å 정도의 두께를 보였고 이후 산화시간에 따라 점점 느리게 증가하여 150분간 산화한 시료에서는 130Å 정도를 나타내었다. 1000°C에서 산화한 경우, 30분간 산화한 시료는 130Å 정도의 두께를 보였으나 점차 느리게 증가하여 150분간 산화한 시료에서는 203Å 정도의 두께를 나타내었다. 1100°C에서 산화한 경우, 30분간 산화한 시료는 260Å 정도의 두께를 나타내었고 이후 산화시간이 증가함에 따라 거의 직선적으로 증가하여 150분간 산화한 시료에서는 719Å을 나타내었다. 그림 1에서 보면 900°C와 1000°C에서 산화한 시료에서는 산화막 두께의 증가가 둔화하는 경향을 나타내고 있으나 1100°C에서 산화한 시료에서

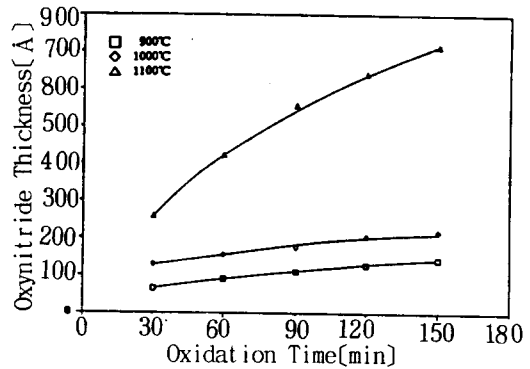


그림 1. 산화시간에 대한 oxynitride막 두께
Fig. 1. Oxynitride film thickness as a function of oxidation times.

는 산화막 두께가 직선적으로 증가하고 있으며 1100°C에서 산화한 시료가 900°C나 1000°C에서 산화한 시료보다 산화율이 높게 나타나고 있거나 모든 산화온도(즉, 900°C, 1000°C 및 1100°C)에서, N_2O 분위기에서의 산화율이 동일한 온도의 순수한 O_2 분위기에서의 산화율보다 훨씬 낮다. Briner등[10]은 N_2O 가스를 열분해하는 경우, 900°C에서 14.2%의 N_2O 가 분해되지 않고 82.4%가 N_2 와 O_2 로 분해되며, 3.4%가 NO와 N_2 로 분해되며, 1000°C에서는 N_2 와 O_2 로 91.1%, NO와 N_2 로 8.9%로 분해되고, 1100°C에서는 N_2 와 O_2 로 86.4%, NO와 N_2 로 13.7%가 전체적으로 분해된다고 보고하였다. 이러한 결과를 토대로 검토해 보면 900°C에서는 N_2O 가 완전히 분해되지 않지만, 전체적으로 산화온도의 증가에 따라 실리콘 기판과 반응하는 O_2 의 비율이 낮아지고 NO의 비율은 높아지지만 산화온도 증가에 따라 산화막 성장율의 현저한 증가는 산화온도에 의한 영향이 지배적이고 산화시간이 증가함에 따라 산화막 성장율이 포화하는 것은 실리콘과 쉽게 반응할 수 있는 NO가 결합하기 쉬운 실리콘 기판 표면의 현수결합(dangling bond)과 먼저 결합하고 산화가 진행됨에 따라 N_2O 산화막 내로 확산하여 들어가 Si-SiO_xN_y계면에서 조밀한 구조의 질소 풍부층을 형성하여 산화제가 Si-SiO_xN_y계면을 통하여 실리콘 기판으로 확산되어 들어가는 것을 차단하여 산화막의 성장이 자기제한(self-limited)되기 때문이라고 생각되며, 앞서 보고한 연구에서도 동일한 결과를 얻었다.[9]

그림 2, 그림 3 및 그림 4는 900, 1000, 및 1100°C에서 산화시간을 달리하여 산화시킨 oxynitride막의 고주파(1MHz) C-V특성을 보였다. 이때 막 내의 이동성전하에 의한 영향을 제거하기 위하여 게이트에 음(-)의 전압을 인가한 후 BTS(bias temperature stress) 처리하여 측정하였다. 그림 2, 그림 3 및 그림 4에서 나타난 바와 같이 산화온도와 시간이 증가함에 따라 측정영역에서 최대 용량값(C_{max})은 감소하고 고주파 C-V곡선이 음(-)의 방향으로 이동하고 플랫폼 전압의 이동은 증가하는 양상을 나타냈다.

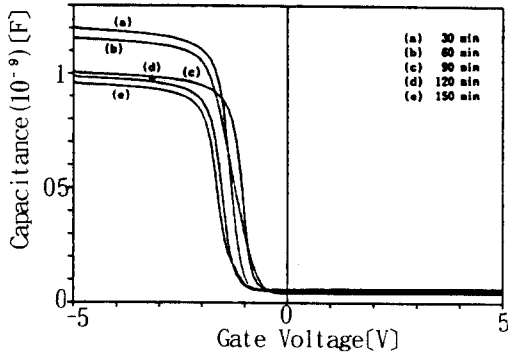


그림 2. 900°C에서 산화한 시료의 고주파 C-V특성 곡선
Fig. 2. High-frequency C-V curves of the samples oxidized in 900°C

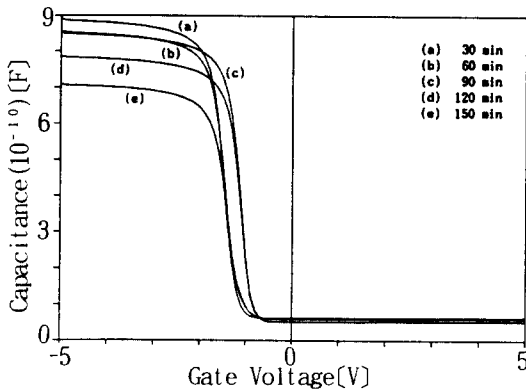


그림 3. 1000°C에서 산화한 시료의 고주파 C-V특성 곡선
Fig. 3. High-frequency C-V curves of the samples oxidized in 1000°C

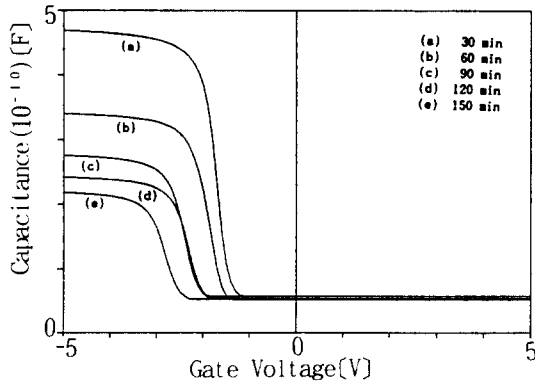


그림 4. 1100°C에서 산화한 시료의 고주파 C-V특성 곡선
Fig. 4. High-frequency C-V curves of the samples oxidized in 1100°C

산화조건을 달리하여 산화된 각 시료별로 고주파 C-V특성을 측정한 결과 플랫폼 전압의 이동 양상은 그림 5와 같이 나타났다. 그림 5

에서 산화온도와 시간에 따르는 플랫폼 전압을 살펴보면 900°C에서 30분간 산화한 경우 -1.04V를 나타내었으나 점차 감소하여 90분간 산화한 시료에서는 -0.81V로 최소값을 보인 후 다시 증가하여 150분간 산화한 시료에서는 -1.17V를 나타내었다. 1000°C에서 30분간 산화한 시료는 -1.21V를 보이나 점점 감소하여 90분간 산화한 시료에서는 -0.87V로 최소값을 보이고 이후 증가하여 150분간 산화한 시료에서 -1.34V를 나타내었다. 반면에 1100°C에서 산화한 경우는 산화시간이 증가함에 따라 점점 증가하여 150분간 산화한 시료에서는 -2.61V를 나타내었다.

산화온도에 따라 생성된 oxynitride막의 고

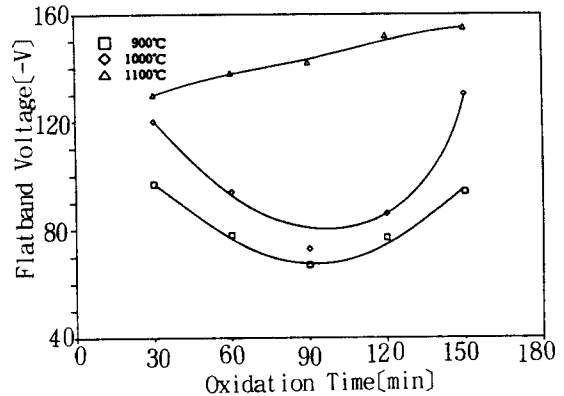


그림 5. 산화온도 및 시간에 대한 플랫폼 전압

Fig. 5. Flatband voltage as a function of oxidation temperatures and times.

정전하밀도는 그림 2, 그림 3 및 그림 4의 고주파 C-V특성 곡선에서 계산하여 그림 6에서 산화온도와 시간에 대한 고정전하밀도의 변화를 살펴보면 900°C에서 30분간 산화한 경우 $9.7 \times 10^{10} \text{cm}^{-2}$ 을 보이고 90분간 산화한 경우 $6.7 \times 10^{10} \text{cm}^{-2}$ 으로 최소값을 보이나 150분간 산화한 시료는 $9.4 \times 10^{10} \text{cm}^{-2}$ 으로 증가하였다. 1000°C에서 산화한 경우는 30분간 산화시 $1.2 \times 10^{11} \text{cm}^{-2}$ 을 보이나 점차 감소하여 90분간 산화시 $7.3 \times 10^{10} \text{cm}^{-2}$ 으로 최소값으로 감소하였고 이후 산화시간이 증가함에 따라 점점 증가하여 150분간 산화한 시료의 경우는 $1.6 \times 10^{11} \text{cm}^{-2}$ 을 보였다. 1100°C에서 산화한 경우는 산화시간에 따라 점점 증가하여 150분간 산화한 시료는 $1.3 \times 10^{11} \text{cm}^{-2}$ 을 보이고 있다. 계면의 질소 풍부층이 N_2O 산화막의 전기적인 특성에 상당한 영향을 미치리라 추측되며, N_2O 로 산화시킨 산화막의 V_{FB} 에서 측정된 고정전하밀도의 값($\sim 6.7 \times 10^{10} \text{cm}^{-2}$)은 O_2 에서 산화시킨 산화막에 대한 값($\sim 4.3 \times 10^{10} \text{cm}^{-2}$)과 비교할 수 있지만 NH_3 질화된 산화막과 재산화 질화막에 대하여 보고된 값($\sim 9 \times 10^{11} \text{cm}^{-2}$)보다 상당히 낮다[1]. N_2O 분위기에서 성장한 유전체를 가지는 소자가

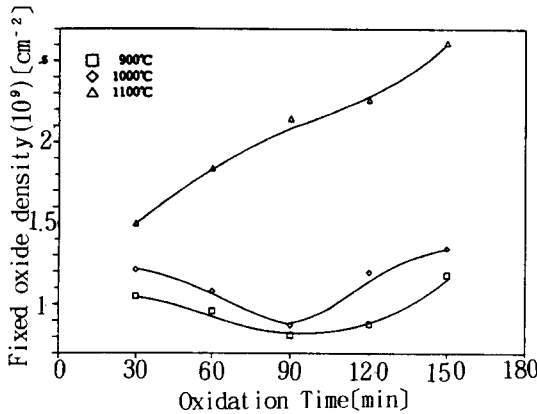


그림 6. 산화온도와 시간에 대한 고정전하밀도
Fig. 6. Fixed oxide charge density as a function of oxidation temperatures and times.

작은 고정전하밀도를 보이는 것은 이들 유전체가 H 또는 H 관련된 species의 농도가 훨씬 작다는 사실에 기인할 수 있다. NH_3 질화된 산화막에서, H_2 에 의해 유도된 Si-O결합 파괴와 분해는 양(+)의 고정전하로서 작용할 수 있는 3가(trivalent)의 실리콘 결합과 nonbridging 산소원자의 형성을 가져온다. 그러나 고정전하의 생성이 Si-SiO_xN_y 계면 가까이 존재하는 과잉 실리콘이나 계면에서 복잡한 조성을 이루는 SiO_xN_y층의 결합의 존재에 기인한 것으로 볼 때 산화막에 대한 것보다 고정전하가 높게 나타나는 것은 질화된 산화막의 것과 비슷하게 질소의 혼입에 기인된다고 생각된다. 질화된 산화막에서의 고정전하밀도가 높게 나타나는 것은 질소의 혼입과 관련된 결합발생 공정과 고온에서 더 효과적인 어니얼링 공정에 의해 결정된다고 보고하였다. N₂O산화막에서 Si-SiO_xN_y 계면의 질소농도가 재산화 질화된 산화막의 것(~5 atm%)보다 낮은 ~2(atm%)이고(9) 결과적으로 고정전하밀도가 훨씬 낮다. Si-SiO_xN_y 계면 특성의 개선은 질소의 혼입에 의하여 SiO_xN_y막의 형성을 통하여 계면의 strain 완화에 기인한다고 추측하였다. Si-SiO_xN_y 계면 근처로 확산되어온 질소원자는 hot electron에 의해 계면 근처에서 strained Si-O결합을 파괴하고 Si-O결합을 형성하여 계면 strain을 가져오는 Si-O결합을 줄이고 Si-SiO_xN_y 계면 근처의 SiO₂에서 compressive stress를 보상하기 때문이라 생각된다.

그림 7은 BTS전 후에 측정된 고주파 C-V특성 곡선을 나타낸 것이다. 이때 O₂로 산화시킨 산화막은 900°C에서 10분간 산화한 두께가 155Å인 시료와 oxynitride막은 900°C에서 90분간 N₂O산화한 108Å인 시료에 MOS소자를 제작하여 측정하였다. 그림 7에서 보는바와 같이 산화막과 oxynitride막의 C-V곡선은 다른 양상을 보였다. BTS후 측정된 산화막의 C-V곡선은 초기 C-V곡선으로부터 왼쪽으로 크게 편이되어 나

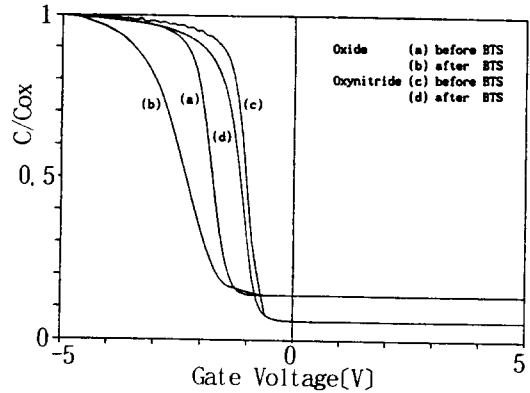


그림 7. BTS전후의 고주파 C-V 특성 곡선
Fig. 7. High-frequency curves of before and after of BTS.

타났으며 oxynitride막의 경우 C-V곡선의 편이가 산화막의 경우보다 훨씬 적은 값을 나타내었다. 또한 산화온도와 시간을 변화하여 형성된 모든 시료를 BTS전후 고주파 C-V곡선을 측정하여 플랫폼 전압의 변화량(ΔV_{FB})을 그림 8에 나타내었다. 산화막의 경우 V_{FB} 가 450~640mV인데 반하여 N₂O산화막의 경우, 900°C에서는 30분간 산화한 시료에서 100~115mV를 보

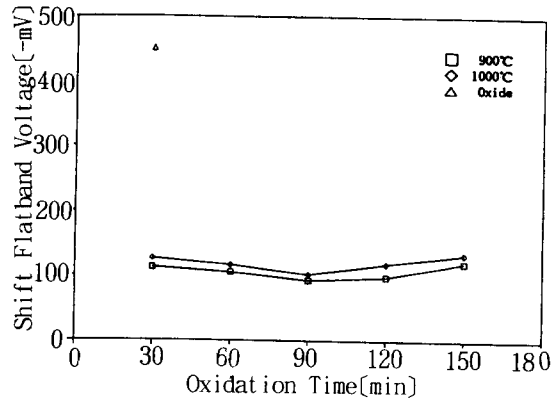
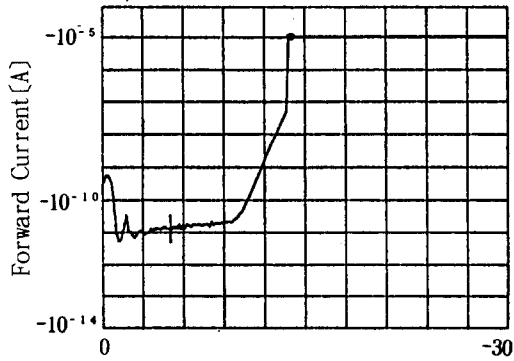


그림 8. 산화온도와 시간에 대한 플랫폼 전압의 변화량
Fig. 8. Shifts of flatband voltage as a function of oxidation temperatures and times.

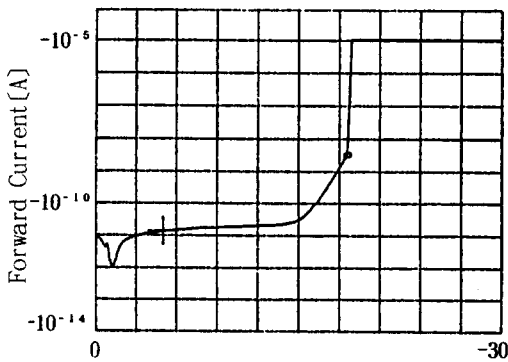
인 후 점차 감소하다가 90분간 산화한 시료에서 80~95mV로 최소값을 나타낸 후 다시 증가하여 150분간 산화한 시료에서 110~125mV를 나타낸다. 1000°C에서는 30분간 산화한 시료에서 120~130mV를 보인 후 점차 감소하여 90분간 산화한 시료에서 90~105mV로 최소값을 보인 후 다시 증가하여 150분간 산화한 시료에서 130~150mV를 보인다. 이러한 현상은 SiO₂막의 경우에는 산화막과 실리콘 사이의 천이영역에 과잉 실리콘이 존재하여 Si⁺와 같은 이온화된 실리콘에 의해 양(+)의 전하인 고정전하가 생

기게 되나 이때 높은 온도(100~400°C)에서는 음(-)의 고전계를 인가한 경우 산화막의 천이 영역에서는 실리콘과 산소는 비교적 약하게 결합되어 있으므로 이미 strain을 받고 있는 Si⁺의 또 다른 Si-O결합이 끊어지고 이에 따라 Si⁺⁺가 생성되어 산화막의 천이영역에서 부가적인 양(+)의 전하가 만들어지기 때문으로 생각된다. 그런데 N₂O산화막의 경우는 실리콘과의 계면에 강한 결합의 Si-N이 존재하므로 산화막에서 보다 고전계 스트레스에 의해 새로이 생성된 양(+)의 전하가 적은 결과 BTS에 대한 영향이 적은 것으로 추정된다.

그림 9는 900과 1000°C에서 90분간 N₂O가스로 열산화한 oxynitride막에 제작된 MOS소자의 I-V특성을 나타내었다. 그림 10은 비교를 위하여 산화막에 제작된 MOS소자의 I-V특성을 나타내었다. 그림 9와 그림 10에서 동일 전계에서 터널링 전류가 N₂O산화막의 시료에서 미소하



(a) 900°C의 경우



(b) 1000°C의 경우

그림 9. N₂O에서 산화온도에 따라 90분간 산화한 시료의 I-V특성

Fig. 9. I-V characteristics of the samples oxidized at 90min as a function of oxidation temperatures in N₂O gas.

산화막의 경우보다 증가하는 것으로 보아 N₂O산화막의 전도도가 산화막보다 증가한다고 추

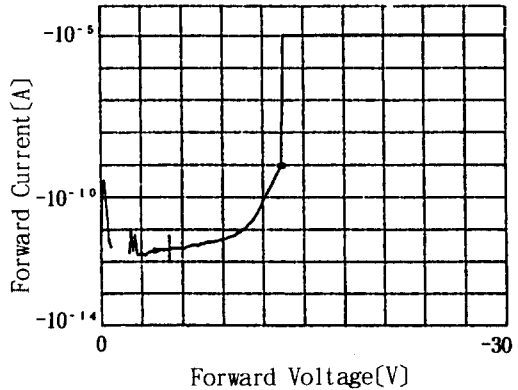


그림 10. O₂산화막의 I-V 특성
Fig. 10. I-V characteristics of oxide film.

측할 수 있다. 이는 N₂O산화막의 산화반응 시에 Si-SiO_xN_y계면에서 질소 풍부층이 생성됨과 동시에 oxynitride막 내부에서는 산소 원자와 질소 원자의 부분적인 치환이 이루어져 전자와 정공에 대한 유효 터널 장벽의 높이를 낮추는 결과로 되어 동일 전계하에서 보다 많은 캐리어의 이동이 가능해진 결과라 생각된다.

기존의 연구에서 산화막의 전기전도기구는 Fowler-Nordheim터널링이 지배적이라고 알려져 있으므로 그림 9의 oxynitride막의 I-V특성에 서 누설전류가 증가하는 영역을 Fowler-Nordheim plot을 하여 본 결과 그림 11과 같이 나타

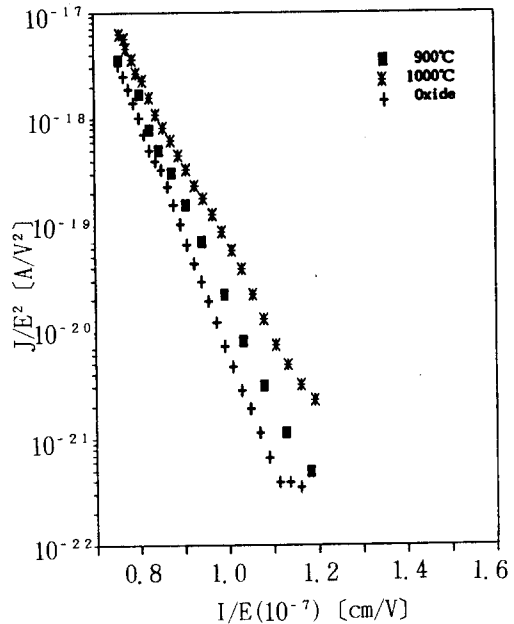


그림 11. 산화막과 oxynitride막의 Fowler-Nordheim plot

Fig. 11. Fowler-Nordheim plot of oxide and oxynitride films.

나 N₂O산화막의 전기전도기구는 SiO₂막과 같이 F-터널링에 의한 추측할 수 있었다. 또한 고전계 영역의 I-V특성은 Poole-Frenkel 방출기구의 I-E의 관계로 plot 한것을 그림 12에 나타내었다. 이때의 기울기가 거의 직선적으로 나타나 N₂O산화막은 고전계 영역에서 $1 \propto E^{1/2}$ 의

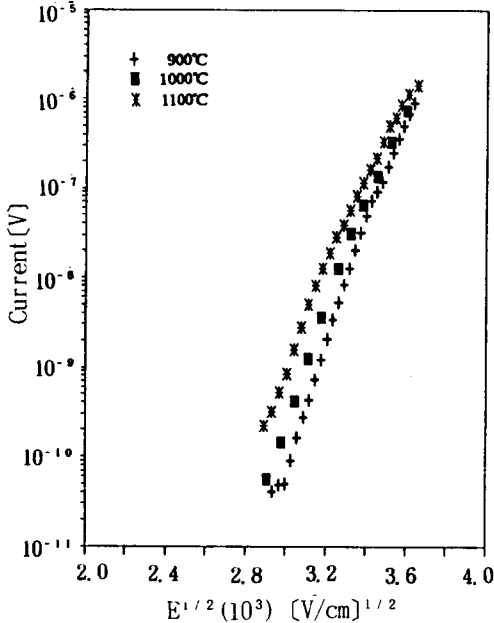


그림 12. Oxynitride막의 I-E 특성
Fig. 12. I-E characteristic of oxynitride films.

관계를 갖게 되므로 고전계 영역에서의 전기전도기구가 Poole-Frenkel emission임을 의미한다.

또한 그림 9에서 두께가 108Å 인 oxynitride 막의 I-V특성에서 6×10^6 (V/cm)의 전계이하의 범위에서는 전류가 미소하게 흐르며 둔한 전계의존성을 나타내었다. 이때는 저전계에 의해서 실리콘 표면이 축적 영역이 완전히 이루어지지 않은 상태이며, 이때 지배적인 전도기구는 직접 터널링에 의한 전도기구로 추측된다.

이상의 I-V특성으로 고찰하여 본 결과 N₂O산화막은 저전계의 범위에서는 미소하나마 SiO₂막의 경우보다 전류가 조금 더 흐르는 것으로 나타났으나 이는 실제 소자로서의 동작에 문제가 될 정도는 아니며 9(MV/cm) 이상의 고전계 영역에서는 대부분의 SiO₂막이 절연파괴를 일으키나 N₂O산화막은 절연파괴를 일으키지 않고 안정된 I-V특성을 보이고 13~14(MV/cm)에서 절연파괴를 일으켰다. 따라서 N₂O산화막은 ULS 소자의 중간 절연막으로서 양호한 특성을 가질 것으로 예상되었다.

그림 13은 성장 조건을 달리하여 성장시킨 N₂O 산화막의 시료에 대한 절연파괴 전계를 나타내었다. 그림 13의 결과에서 알 수 있는 바와 같이 N₂O산화막의 절연파괴 전계는 산화온

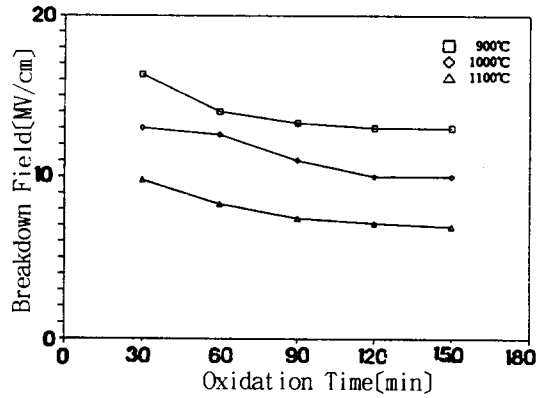


그림 13. 산화시간에 대한 oxynitride막의 항복 전계
Fig. 13 Breakdown fields of oxynitride films as a function of oxidation times.

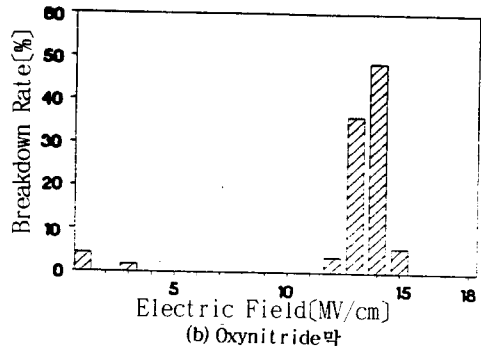
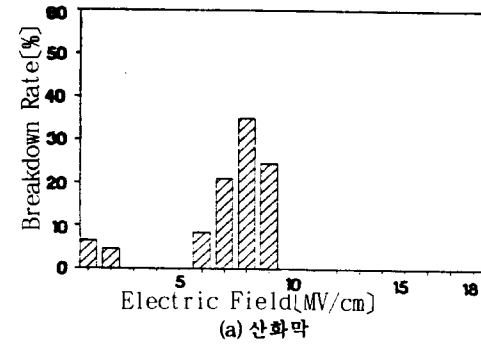


그림 14. 항복전계 분포 (a) 산화막 (b) Oxynitride막
Fig. 14. Histograms of breakdown field of (a) the oxide films and (b) the oxynitride films.

도와 산화시간에 따라 감소하였고, 900°C에서 산화시킨 경우는 30분간 산화시킨 시료에서 16 (MV/cm)이상으로 최고값을 나타낸 후 점차 감소하여 90분간 산화 이후는 13~14(MV/cm) 정도로 포화를 보이고, 1000°C에서 산화시킨 경우는 30분간 산화시킨 시료에서 13(MV/cm) 정도로

나타낸 후 점차 감소하여 90분간 산화 이후는 11(MV/cm)로 포화하였고, 1100°C에서 산화한 경우는 O₂산화막과 거의 비슷한 7~9(MV/cm)를 나타내었다. 또한 그림 14에 비교를 위하여 순수한 O₂산화막의 절연파괴 실험 결과도 함께 나타내었으며 N₂O산화막이 SiO₂막보다 절연 파괴 특성의 histogram이 더 높은 전계와 좁은 분포를 보이는 것으로 나타나 N₂O분위기에서 실리콘 기판을 열산화한 oxynitride막의 절연 파괴 특성이 SiO₂막보다 향상됨을 알 수 있었다. Oxynitride막의 경우 높은 절연파괴 전계의 분포를 보이는 것은 SiO₂막보다 막의 구조가 조밀하고 균일하여 weak spot수가 적고 SiO₂막의 Si-O결합보다 조밀하고 결합력이 큰 Si-N결합이 많이 존재하여 상대적으로 보다 높은 절연파괴 특성을 나타낸다고 생각된다.

4. 결론

본 논문에서는 기존의 전기로를 이용하여 N₂O가스 분위기에서 직접 열산화하여 형성된 N₂O산화막의 전기적 특성을 조사하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 900°C에서 30분간 산화한 시료의 두께가 65 Å으로 N₂O산화는 수 Å까지 두께 조절이 용이하였다.
- 2) N₂O로 900°C에서 90분간 산화시킨 시료는 플랫폼 전압(V_{FB}), 고정전하밀도(N_t) 및 플랫폼 전압의 변화량(ΔV_{FB})은 각각 0.81(V), 6.7x10¹⁰(cm⁻²)와 80~95(mV)로 최소를 나타내었다.
- 3) N₂O산화막의 전기전도기구는 저전계에서 직접 터널링, 중간전계에서 F-N터널링, 고전계에서 P-F방출이 지배적이라고 추측되었다. 또한 절연파괴전계는 900°C에서 30분간 산화한 시료에서 16(MV/cm)로 최대값을 나타내고 대부분의 N₂O산화막에서는 13~14(MV/cm)정도를 나타내었다.

이상의 결과로 N₂O산화막은 고온에서도 고도로 제어할 수 있는 고품질 초박막 게이트 유전체로서 초고집적 반도체 소자의 게이트 유전체에 적용이 가능하리라 예상된다.

참고문헌

1. M. M. Moslehi and K. C. Saraswat, "Thermal Nitradation of Si and SiO₂ for VLSI,"

- IEEE Electron Devices, Vol. 32, No. 2, pp. 106-123, 1985.
2. W. Ting, G. Q. Lo, J. Ahn, T. Y. Chu and D. L. Kwong, "Comparision of Dielectric Wear-out between Oxides Grown in O₂ and N₂O," IRPS, pp. 323-326, 1991.
3. J. P. Ponpon, J. J. Grob, A. Grob and R. Stuck, "Formation of Thin Silicon Oxide Films by Rapid Thermal Heating," J. Appl. Phys., Vol. 59, No. 11, pp. 3921-3923, 1986.
4. M. M. Moslehi, C. J. Han, K. C. Saraswat, C. R. Helms, and S. Shatas, "Compositional Studies of Thermally Nitrided Silicon Dioxide (Nitroxide)," J. Electrochem. Soc., Vol. 132 No. 9, pp. 2189-2197, 1985.
5. T. Hori, H. Iwasaki and K. Tsuji, "Electric and Physical Properties of Ultrathin Reoxidized Prepared by Rapid Thermal Processing," IEEE Electron Devices, Vol. 36, No. 2, pp. 340-350, 1989.
6. T. Ito, T. Nakamura, and H. Ishikawa, "Advantage of Thermal Nitride and Nitroxide Gate Films in VLSI Process," IEEE Electron Devices, Vol. 29, No. 4, pp. 498-502, 1982.
7. S. P. Muraka, 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, 1979.
8. T. Hori, H. Iwasaki and K. Tsuji, "Charge-Trapping Properties of Ultrathin Nitrided Oxides Prepared by Rapid Thermal Annealing," IEEE Electron Devices, Vol. 35 No. 7, pp. 904-910, 1988.
9. G. T. Dunn and S. A. Scott, "Channel Hot-Carrier Stressing of Reoxidized Nitrided Silicon Dioxide," IEEE Electron Devices, Vol. 37, No. 7, pp. 1719-1726, 1990.
10. 장의구, 김창일, "N₂O가스에서 열산화한 게이트 유전체의 특성," 한국전기전자재료학회 논문지, Vol. 6, No. 1, pp. 55-62, 1993.
11. E. Briner, C. Meiner and A. Rothen, "Recherches sur la Decomposition Thermique du Protoxyde et de L'Oxyde D'azote," J. Chim. Phys., Vol. 23, pp. 609-620, 1926.

著者紹介



김창일
1960년 7월 13일생. 1984년 중앙대 공대 전기공학과 졸업. 1986년 2월 중앙대 대학원 전기공학과 석사. 1993년 2월 동 대학원 전기공학과 (공박). 현재 중앙대 강사.



장의구
1943년 3월 9일생. 1972년 중앙대 공대 전기공학과 졸업. 1975년 2월 중앙대 대학원 전기공학과 석사. 1983년 2월 동 대학원 전기공학과 (공박). 1987년 1월-88년 1월 Arizona주립대 연구교수. 현재 중앙대 공대 전기공학과 교수.



김태형
1963년 2월 25일생. 1985년 중앙대 학 공대 전기공학과 졸업. 1987년 중앙대학 전기공학과, 석사. 현재 중앙대학 전기공학과 박사과정.



최현식
1964년 3월 24일생. 1987년 중앙대 학 공대 전기공학과 졸업. 1989년 중앙대학 전기공학과 (석사). 현재 중앙대학 전기공학과 박사과정.



이철인
1962년 8월 20일생. 1986년 중앙대 공대 전기공학과 졸업. 1988년 8월 중앙대 대학원 전기공학과 석사. 현재 동 대학원 전기공학과 박사과정



서용진
1964년 3월 13일생. 1987년 중앙대 학 전기공학과 졸업. 1989년 중앙대 학 전기공학과 석사. 현재 중앙대 전기공학과 박사과정.