

DC 반응성 스퍼터링으로 상온에서 증착한 Al₂O₃ 박막의 유전특성

박주동 · 최재훈 · 오태성

홍익대학교 공과대학 금속·재료공학과
(2000년 3월 3일 접수)

Dielectric properties of Al₂O₃ thin film deposited at room temperature by DC reactive sputtering

Joo Dong Park, Jae Hoon Choi, and Tae Sung Oh

Department of Metallurgical Engineering and Materials Science, Hong Ik University, Seoul 121-791, Korea
(Received Marcy 3, 2000)

요 약 - DC 반응성 스퍼터링법을 이용하여 스퍼터링 가스내 산소함량을 30~70%의 범위에서 변화시키며 상온에서 300 nm 두께의 Al₂O₃ 박막을 제조하였다. 스퍼터링 가스내 산소함량 30~70%의 조건에서 모두 비정질 Al₂O₃ 박막이 성막되었으며, 스퍼터링 가스내 산소함량에 무관하게 1.58 정도의 굴절계수를 나타내었다. 스퍼터링 가스내 산소함량 50% 이상의 조건으로 증착한 Al₂O₃ 박막은 550 nm 파장에서 98% 정도의 우수한 투과도를 나타내었으나, 산소함량 30% 및 40%의 조건에서는 투과도가 94% 정도로 저하하였다. 스퍼터링 가스내 산소함량 50%의 조건으로 성막한 Al₂O₃ 박막의 유전상수는 10.9, 손실계수는 0.01로 최적의 유전특성을 나타내었다. 스퍼터링 가스내 산소함량 40~60%의 조건으로 증착한 Al₂O₃ 박막은 C-V 곡선에서 flatband 전압 V_{FB}의 이동이 발생하지 않았으며, 150 kV/cm에서 10⁻⁵ A/cm² 이하의 우수한 누설전류 특성을 나타내었다.

Abstract - Al₂O₃ thin films of 300 nm thickness were deposited at room temperature using DC reactive sputtering with variation of the O₂ content in the sputtering gas from 30% to 70%. Regardless of the O₂ content in the sputtering gas, the sputtered Al₂O₃ films were amorphous and exhibited the refractive index of 1.58. When the O₂ content in the sputtering gas was higher than 50%, the Al₂O₃ films exhibited excellent transmittance of about 98% at 550 nm wavelength. However, the transmittance decreased to about 94% for the Al₂O₃ films deposited with the sputtering gas of the 30% and 40% O₂ contents. The optimum dielectric properties (dielectric constant of 10.9 and loss tangent of 0.01) was obtained for the Al₂O₃ film deposited with the sputtering gas of the 50% O₂ content. When the O₂ content in the sputtering gas was within 40% to 60%, the Al₂O₃ films exhibited no shift of flatband voltage V_{FB} in C-V curves and exhibited leakage current density lower than 10⁻⁵ A/cm² at 150 kV/cm.

1. 서 론

최근 반도체 기술의 눈부신 발달로 기억소자의 고집적화가 급격히 진행됨에 따라 기억소자내 MOS(Metal Oxide Semiconductor) storage 캐패시터의 크기 축소와 더불어 소자의 작동에 필요한 정전용량의 유지를 위해 SiO₂를 대체할 수 있는 새로운 고유전율 재료에 대한 개발이 요구되고 있다. 이에 따라 Ta₂O₅ [1], Y₂O₃ [2]와 같은 단일금속 산화물이나 SrTiO₃ [3], (Ba,Sr)TiO₃ [4], Pb(Zr,Ti)O₃ [5], (Pb,Lu)(Zr,Ti)O₃ [6] 등

의 페로브스카이트계 재료를 기억소자에 적용하기 위한 연구가 활발히 진행되고 있으나, 누설전류 밀도가 높거나 집적도가 떨어지는 등의 문제점이 있으며 기존의 poly Si 전극과의 계면 안정성 및 공정의 재현성이 확립되지 않은 실정이다 [7, 8].

Al₂O₃ 박막은 화학적 안정성과 우수한 기계적 특성 및 가시광선 영역에서의 우수한 광학적 특성을 지니고 있어 내마모 코팅 [9], 확산 방지막 [10], 광학 박막 [11] 및 반도체 소자의 절연막 [12]으로 널리 연구되어 왔다. 또한 Al₂O₃ 박막은 알카리 이온과 같은 불순

물에 대한 투과도가 매우 낮고 방사선 내성이 우수하며 유전상수가 비교적 높고 손실계수가 낮으며 열전도도가 우수하기 때문에 최근 Al_2O_3 박막을 DRAM 소자의 게이트 산화막 및 캐패시터 유전체 박막으로 적용하기 위한 연구가 진행되고 있다 [12, 13]. Al_2O_3 박막에서는 기존 SiO_2 박막에서 문제점으로 지적되었던 불순물의 높은 확산속도, 산화막의 제조에 요구되는 높은 공정온도 및 낮은 축전용량과 유전과괴전압 등을 동시에 해결할 수 있어 고집적 DRAM 소자의 캐패시터 재료로서 적용이 가능할 것으로 예상된다. Al_2O_3 박막의 제조방법으로는 e-beam 증착, sol-gel, 반응성 스퍼터링, laser ablation 등이 다양하게 연구되었으며 [2, 14-16], 최근에는 다양한 precursor의 개발로 MOCVD, PECVD, atomic layer deposition [9, 17, 18] 등의 방식도 연구되고 있다.

본 연구에서는 비교적 저가의 장비를 사용하여 높은 증착속도로 대면적의 기판에 산화물 박막을 재현성 있게 성막시킬 수 있는 DC 반응성 스퍼터링법을 이용하여 스퍼터링 가스내 산소함량을 30~70%의 범위에서 변화시키며 300 nm 두께의 Al_2O_3 박막을 제조 후, 산소함량에 따른 Al_2O_3 박막의 미세구조, 광학적 성질 및 유전특성을 분석하였다.

2. 실험

Al_2O_3 박막의 반응성 스퍼터링에는 순도 99.99%의 Al 금속타겟을 사용하였으며, 기판으로는 Pt(200 nm)/

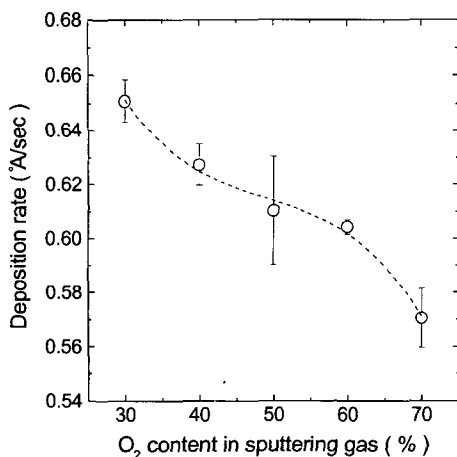


그림 1. Deposition rate of the Al_2O_3 films as a function of the O_2 content in the sputtering gas.

Ti (50 nm)/ SiO_2 (300 nm)/Si(100), Si(100) 및 Corning glass 2948을 사용하였다. 크기 15 mm×15 mm의 기판을 스퍼터 챔버에 장입한 후, 기판 표면에 흡착된 불순물과 수분을 제거하기 위하여 100 W의 RF 전압을 인가하여 Ar^+ 이온으로 기판 표면을 5분간 bombardment 하였다. 또한 Al_2O_3 박막의 증착전 Al 타겟 표면에 형성된 산화물 층과 불순물을 Ar^+ 이온으로 타겟 표면을 pre-sputtering 하였다. 기판의 bombardment와 타겟 pre-sputtering을 완료 후 진공도가 5×10^{-6} torr에 도달 시, mass flow controller를 사용하여 스퍼터링 가스내 산소 함량을 30~70%의 범위에서 변화시키며 Ar과 O_2 가스를 챔버 내로 유입하며 상온에서 300 nm 두께의 Al_2O_3 박막을 성막하였다. 이때 전체 스퍼터링 가스의 유입량은 50 sccm으로 고정하였으며, 펌핑 속도를 조절하여 작업압력 7×10^{-3} torr에서 고정전류 (0.5 A) 방식으로 스퍼터링하였다.

스퍼터 증착된 박막의 두께는 stylus profiler를 사용하여 측정하였다. X선 회절분석으로 박막의 결정상을 분석하였으며, AFM을 이용하여 박막의 표면 형상과 거칠기를 관찰하였다. Corning glass 2948 기판에 증착된 Al_2O_3 박막의 투과도를 UV/Visible spectrophotometer를 사용하여 가시광선 영역에서 측정하였다. Pt 및 Si 기판에 성막한 Al_2O_3 박막에 상부전극으로 200 nm 두께의 Al dot(직경 200 μm)을 DC 마그네트론 스퍼터링으로 형성 후, HP 4194A를 이용하여 Al_2O_3 박막의 C-V 특성과 유전상수를 측정하였으며 HP 4140B로

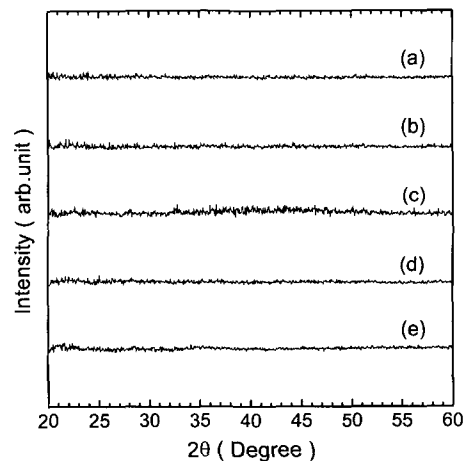


그림 2. XRD patterns of the Al_2O_3 films deposited with the sputtering gas of (a) 30% O_2 , (b) 40% O_2 , (c) 50% O_2 , (d) 60% O_2 , and (e) 70% O_2 .

누설전류 특성을 분석하였다.

3. 결과 및 고찰

상온에서 Corning glass 2948 기판에 증착한 Al₂O₃ 박막의 스퍼터링 가스내 산소함량에 따른 증착속도를 그림 1에 나타내었다. Pt 기판 및 Si 기판에 증착한 Al₂O₃ 박막의 경우에도 스퍼터링 가스내 산소함량에 따른 증착속도가 그림 1과 동일한 경향을 나타내었다. 스퍼터링 가스내 산소함량이 30%인 경우에는 0.65 Å/sec

의 증착속도를 나타내었으나, 스퍼터링 가스내 산소함량이 증가함에 따라 스퍼터링 방식이 유전체 모드로 전환되어 증착속도가 감소하였으며 스퍼터링 가스내 산소함량이 70%인 경우에는 0.59 Å/sec의 증착속도를 나타내었다. 또한 본 연구에서 고정전류(0.5 A) 방식으로 반응성 스퍼터링시 스퍼터링 가스내 산소함량이 30%에서 60%로 증가함에 따라 인가전압이 216 V에서 220 V로 상승하였으며 스퍼터링 가스내 산소함량이 70%인 경우에는 인가전압이 231 V로 상승하였으나, 300 nm 두께의 Al₂O₃ 박막을 증착시 30~70% 범위의 스퍼터링 가

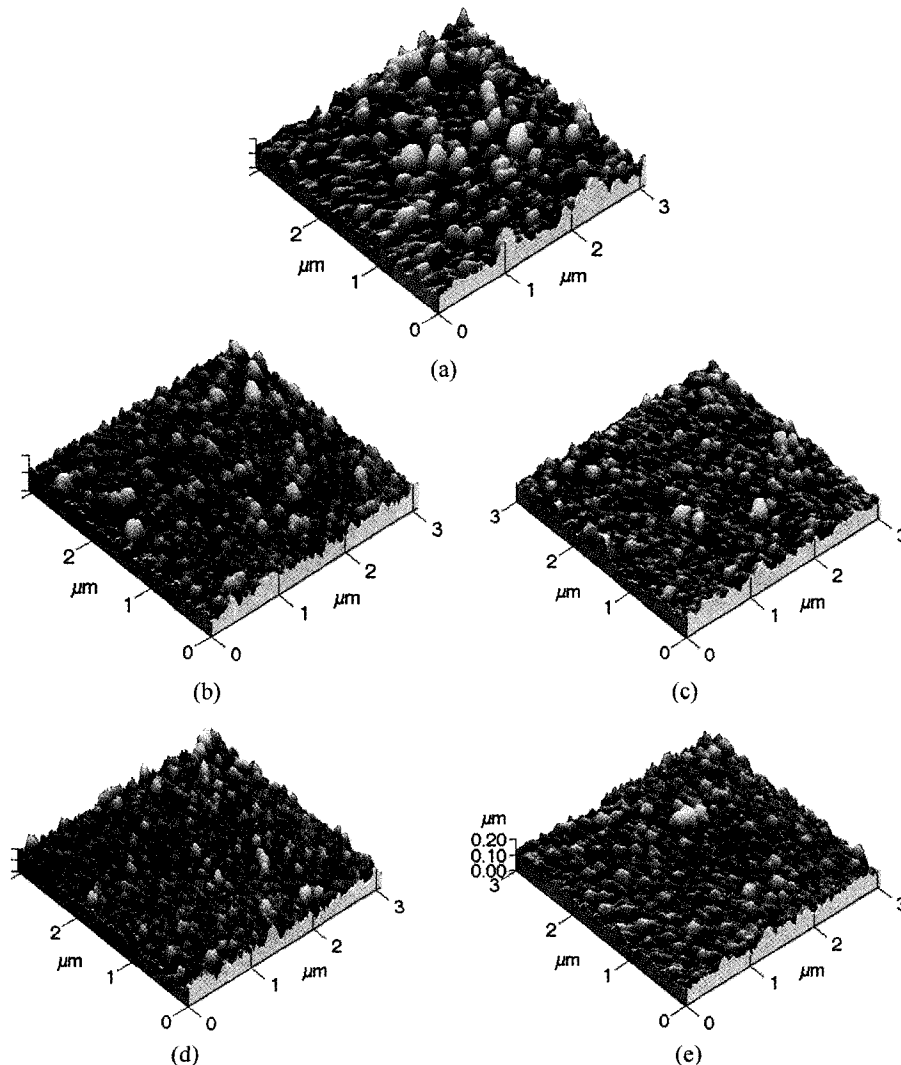


그림 3. AFM surface morphology of the Al₂O₃ films deposited with the sputtering gas of (a) 30% O₂, (b) 40% O₂, (c) 50% O₂, (d) 60% O₂, and (e) 70% O₂.

스내 산소함량에 무관하게 기판온도는 항상 35°C 미만으로 유지되었다.

그림 2에 Si 기판에 증착한 Al_2O_3 박막의 XRD 분석결과를 나타내었다. 30~70% 범위의 스퍼터링 가스내 산소함량에 무관하게 상온에서 증착한 300 nm 두께의 Al_2O_3 박막은 비정질임을 확인할 수 있었다. Pt 기판과 Corning glass 2948 기판에 상온에서 반응성 스퍼터링으로 증착한 Al_2O_3 박막의 경우에도 비정질 박막으로 성장하였다. 일반적으로 Al_2O_3 박막은 기판 온도의 증가에 따라 약 350°C부터 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, $\delta\text{-Al}_2\text{O}_3$, $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$, $\kappa\text{-Al}_2\text{O}_3$ 순서의 중간안정상을 거쳐 700°C 이상의 기판 온도에서 열역학적으로 가장 안정한 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 상으로 성장되며 [19], 반응성 스퍼터링으로 상온에서 Al_2O_3 박막을 증착시 기판 종류에 무관하게 비정질 박막으로 성장되는 것으로 보고되고 있다 [15, 19].

그림 3과 4에 Pt 기판상에 증착한 Al_2O_3 박막에 대해 AFM으로 관찰한 표면 형상과 RMS 표면 거칠기를 각기 나타내었다. 그림 3과 같이 스퍼터링 가스내 산소함량이 증가함에 따라 Al_2O_3 박막의 결정립 크기가 감소하는 경향을 나타내었다. 또한 그림 4와 같이 스퍼터링 가스내 산소함량이 30%에서 60%까지 증가함에 따라 Al_2O_3 박막의 RMS 표면 거칠기가 감소하는 경향을 나타내었으며, 이는 스퍼터링 가스내 산소함량이 증가함에 따라 타겟 표면에서의 산화층 형성에 의해 Al_2O_3 박막의 증착속도가 감소하여 조대한 결정립의 박막에서 작은 결정립으로 이루어진 치밀한 박막이 형성

[20]되는데 기인한 것으로 판단된다. Koski 등 [15]은 반응성 스퍼터링으로 제조한 Al_2O_3 박막에 대해 타겟 인가전압이 증가함에 따라 표면 거칠기가 낮은 조밀한 박막이 성장된다고 보고하였으며, 본 연구에서도 스퍼터링 가스내 산소함량이 증가함에 따라 타겟 인가전압이 상승하였다. 그림 4에서 산소함량 70%의 조건으로 성장한 Al_2O_3 박막은 산소함량 50% 및 60%의 조건으로 성장한 박막에 비해 높은 표면 거칠기를 나타내었으며, 이는 스퍼터링 가스내 산소함량이 증가할수록 플라즈마 전하밀도가 감소하기 때문에 산소함량 70%의 조건에서 반응성 스퍼터링시 불안정한 플라즈마가 형성된 것에 기인한다고 판단된다.

그림 5에 반응성 스퍼터링으로 증착한 Al_2O_3 박막의 굴절계수를 나타내었다. 결정질 Al_2O_3 박막은 1.65~1.75 범위의 굴절계수를 나타내며 비정질 Al_2O_3 박막은 1.3~1.65 범위의 굴절계수를 나타낸다는 보고 [21-24]와 같이, 반응성 스퍼터링으로 상온에서 증착하여 비정질인 Al_2O_3 박막은 30~70% 범위의 스퍼터링 가스내 산소함량에 무관하게 1.58 정도의 굴절계수를 나타내었다. 그림 6에 Corning glass 2948 기판에 증착한 Al_2O_3 박막의 가시광선 투과도를 나타내었으며, 그림 7에는 550 nm의 파장에서 측정된 투과도를 비교하였다. 그림 6과 같이 반응성 스퍼터링으로 증착한 Al_2O_3 박막은 30~70% 범위의 스퍼터링 가스내 산소함량에 무관하게 모두 90% 이상의 우수한 투과도를 나타내었다. 그림 7에서와 같이, 산소함량 50% 이상의 조건으로 증착한

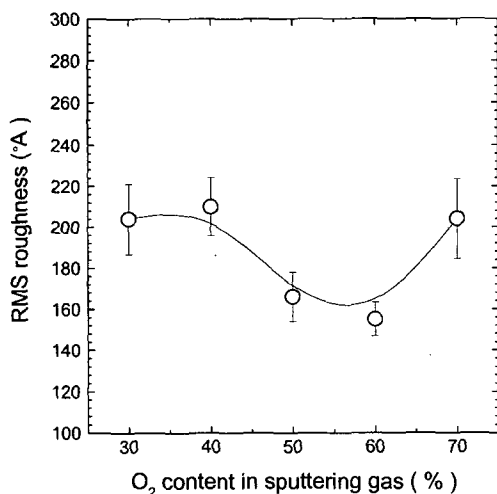


그림 4. RMS surface roughness of the Al_2O_3 films as a function of the O_2 content in the sputtering gas.

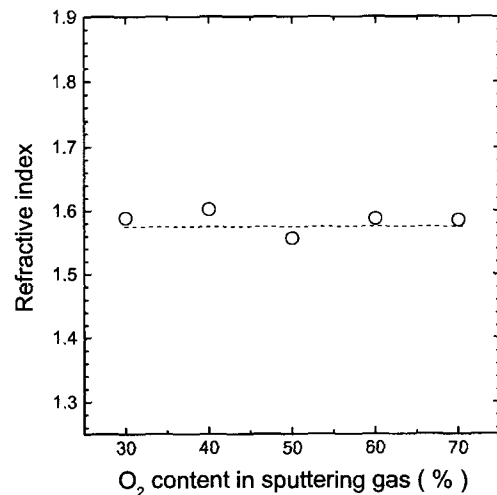


그림 5. Refractive index of the Al_2O_3 films as a function of the O_2 content in the sputtering gas.

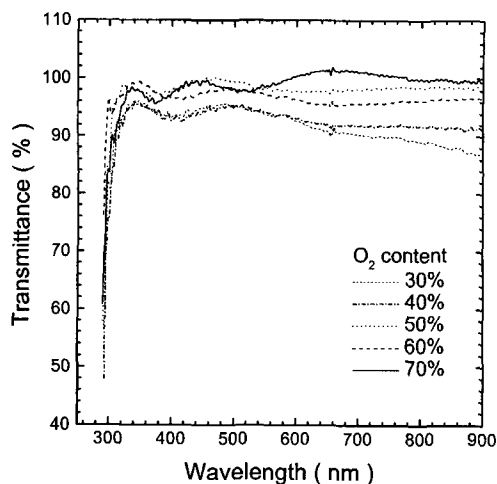


그림 6. Transmittance of the Al₂O₃ films as a function of the wavelength.

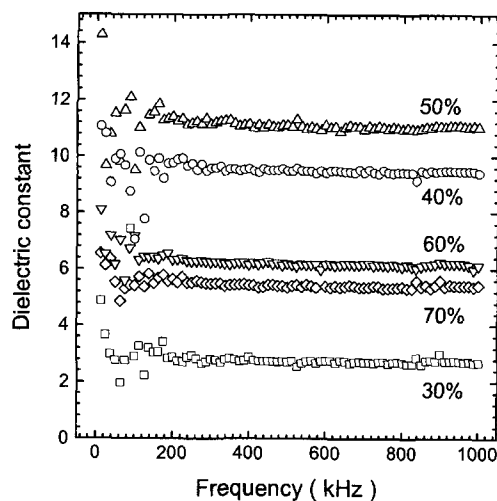


그림 8. Dielectric constant of the Al₂O₃ films as a function of the frequency.

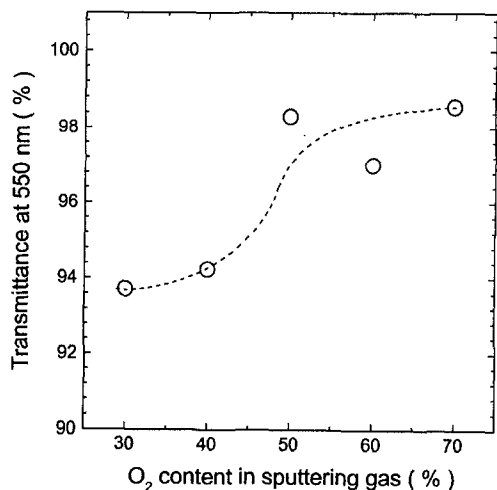


그림 7. Transmittance of the Al₂O₃ films at wavelength of 550 nm as a function of the O₂ content in the sputtering gas.

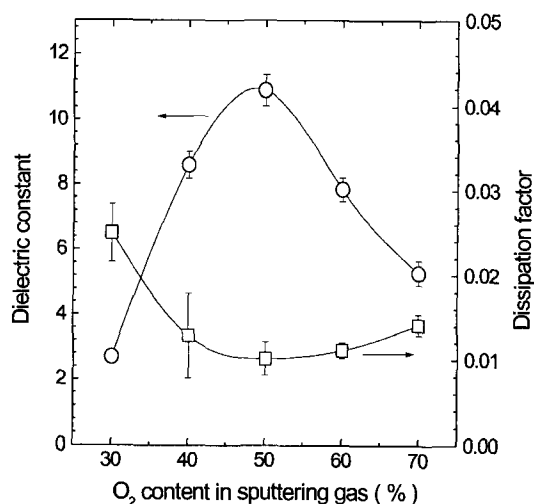


그림 9. Dielectric constant and loss tangent of the Al₂O₃ films measured at 1 MHz as a function of the O₂ content in the sputtering gas.

Al₂O₃ 박막은 550 nm 파장에서 98% 정도의 매우 우수한 투과도를 나타내었다. 그러나 산소함량 30% 및 40%의 조건으로 증착한 박막에서는 550 nm 파장에서의 투과도가 94% 정도로 저하하였으며, 이는 스퍼터링 가스내 산소함량의 저하에 의해 화학양론적 조성에 비해 산소가 결핍된 Al₂O₃ 박막이 성막되었음에 기인한 것으로 판단된다. 이 결과로부터 반응성 스퍼터링법으로 제조한 Al₂O₃ 박막에서 산소 결핍을 피하기 위해서는 스퍼터링 가스내 산소함량이 50% 이상이어야 함을 알 수 있었다.

그림 8에 Al/Al₂O₃/Pt 구조로 제조한 박막 캐패시터의 측정 주파수에 따른 유전상수를 나타내었으며, 그림 9에는 1 MHz에서 측정된 유전상수와 손실계수를 스퍼터링 가스내 산소함량의 함수로 나타내었다. 그림 8 및 그림 9에서 스퍼터링 가스내 산소함량 50%의 조건으로 성막한 Al₂O₃ 박막의 유전상수는 10.9, 손실계수는 0.01로 최적의 유전특성을 나타내었다. Shibata [1]와 Alexandrov 등 [25]은 각기 반응성 스퍼터링으로 제조

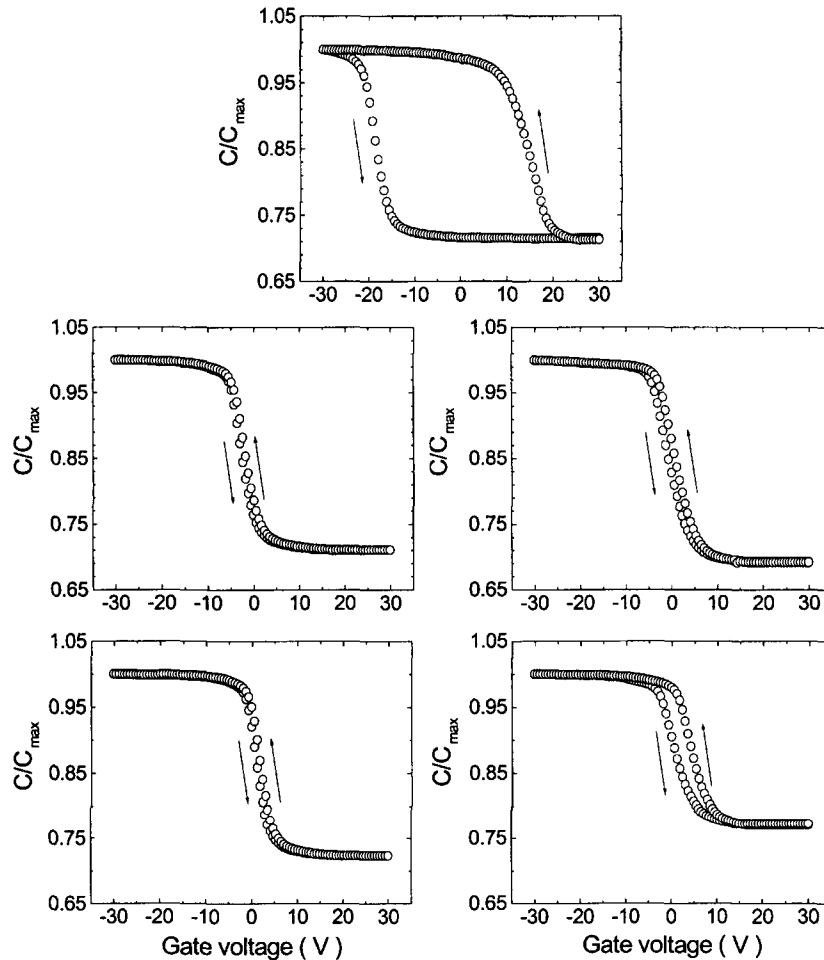


그림 10. C-V curves of the Al/Al₂O₃/p-Si structure. Al₂O₃ films were sputter-deposited with the sputtering gas of (a) 30% O₂, (b) 40% O₂, (c) 50% O₂, (d) 60% O₂, and (e) 70% O₂.

한 Ta₂O₅ 박막과 TiO₂ 박막에 대해, 최적의 유전상수를 나타내는 스퍼터링 가스내 산소함량이 존재하며 이는 산소함량에 따른 박막의 결정상 변화에 기인한다고 보고하였다. 그러나, 본 연구에서 반응성 스퍼터링법으로 상온에서 증착한 Al₂O₃ 박막은 그림 2와 같이 스퍼터링 가스내 산소함량에 무관하게 모두 비정질이었으며, 이로부터 스퍼터링 가스내 산소함량에 따른 유전특성의 변화가 주로 조성에 기인하는 것이며 산소함량 50%의 조건으로 성막한 박막의 조성이 화학양론비에 가장 근접하였다고 추론할 수 있다.

그림 10에 스퍼터링 가스내 산소함량에 따른 Al/Al₂O₃/p-Si 구조의 C-V 곡선을 나타내었다. C-V 특성을 측정하기 위해 p-Si 기판의 하부를 식각한 후 Al을

스퍼터 증착하였으며, 이를 Ag 페이스트를 사용하여 Cu 판에 부착 후, 1 MHz에서 30 mV의 AC 진폭을 이용하여 ±30 V의 범위에서 0.05 V/sec의 속도로 측정하였다. 그림 10과 같이 스퍼터링 가스내 산소함량에 무관하게 측정영역과 공핍영역 및 반전영역의 구분을 확연히 관찰할 수 있으나, 스퍼터링 가스내 산소함량 30%의 조건으로 성막한 경우에는 그림 10(a)와 같이 flatband 전압 (V_{FB})이 이동하여 반시계 방향의 이력이 관찰되었다. 이는 스퍼터링 가스내 산소함량 30%의 조건으로 증착시 산소결핍 조성의 Al₂O₃ 박막이 형성되어 산소 공격자에 의해 전자 농도가 증가하는데 기인한 것으로 판단된다. 산소함량 30%의 조건으로 증착한 Al₂O₃ 박막을 Hall 분석한 결과, $2 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 의 전자

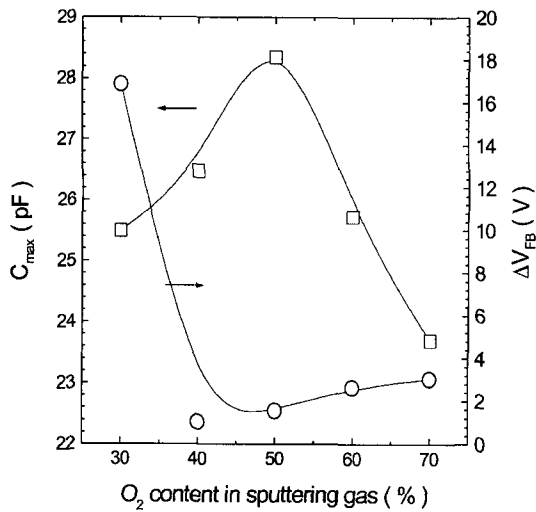


그림 11. Maximum capacitance (C_{max}) and shift of the flatband voltage (ΔV_{FB}) of the Al/Al₂O₃/p-Si structure as a function of the O₂ content in the sputtering gas.

농도와 0.57 cm²/V · s의 이동도가 측정되었다. 스퍼터링 가스내 산소함량 40~60%의 조건으로 증착한 Al₂O₃ 박막에서는 VFB의 이동이 거의 관찰되지 않아 trap 밀도가 낮은 안정한 계면이 형성되었음을 확인할 수 있다 [26]. 반면에, 그림 10(e)와 같이 산소함량 70%의 조건으로 증착한 박막에서는 산소함량 30%의 조건일 경우보다는 심하지 않으나, VFB가 이동하여 이력현상을 나타내었다. 일반적으로 스퍼터링 방식으로 제조한 절연체 박막을 금속-절연체-반도체의 MIS 구조에 적용시 절연체/반도체 계면의 방사 손상에 의해 다수의 산화물 포획전하가 발생하는 것으로 보고되고 있다 [27]. 본 연구에서 반응성 스퍼터링으로 Al₂O₃ 박막을 증착시 스퍼터링 가스내 산소함량의 증가에 따라 타겟 인가전압이 증가하였다. 따라서 산소함량 70%의 조건으로 증착한 Al₂O₃ 박막에서 C-V 곡선의 이력은 스퍼터링 전압의 증가에 의해 Si 기판의 표면 손상이 증가하는데 기인한 것으로 판단된다.

그림 11에 Al₂O₃ 박막의 C-V 곡선의 측정 영역에서 측정한 최대 캐패시턴스(C_{max})와 flatband 전압의 이동(ΔV_{FB})을 나타내었다. 스퍼터링 가스내 산소함량에 따른 최대 캐패시턴스의 변화가 그림 9에 나타난 Pt 기판상에 제조한 Al₂O₃ 박막의 유전상수와 유사한 거동을 나타내어, Si 기판 및 Pt 기판상에 Al₂O₃ 박막을 증착시 최적의 특성을 나타내는 스퍼터링 가스내 산소

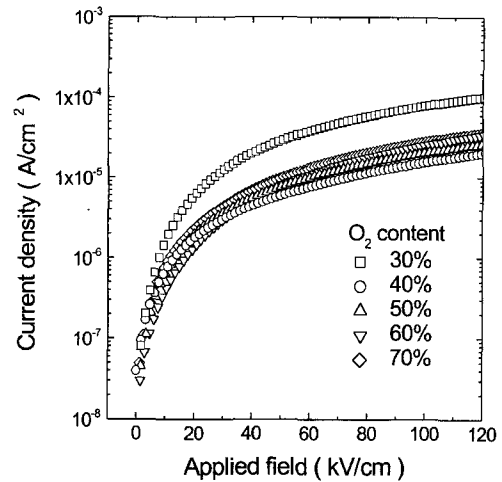


그림 12. Leakage current density of the Al₂O₃ films as a function of the applied electric field.

함량이 동일하다는 것을 확인할 수 있었다. 그림 12에 Al/Al₂O₃/p-Si 구조의 인가 전기장에 따른 누설전류 특성을 나타내었다. 표면 형상 및 C-V 곡선에서 예상할 수 있는 바와 같이 스퍼터링 가스내 산소함량 30%의 조건으로 증착한 Al₂O₃ 박막의 경우에는 150 kV/cm에서 1.4 × 10⁻⁴ A/cm의 높은 누설전류 밀도를 나타내었으나, 스퍼터링 가스내 산소함량 40~70%의 조건에서 증착한 Al₂O₃ 박막은 150 kV/cm에서 10⁻⁵ A/cm 이하의 우수한 누설전류 특성을 나타내었다.

4. 결 론

상온에서 DC 반응성 스퍼터링 공정으로 증착한 Al₂O₃ 박막은 스퍼터링 가스내 산소함량 30~70%의 조건에서 모두 비정질 박막으로 성장하였으며, 스퍼터링 가스내 산소함량의 증가에 따라 결정립 크기가 감소하였다. 반응성 스퍼터링으로 증착한 비정질 Al₂O₃ 박막은 30~70% 범위의 스퍼터링 가스내 산소함량에 무관하게 1.58 정도의 굴절계수를 나타내었다. 스퍼터링 가스내 산소함량 50% 이상의 조건으로 증착한 Al₂O₃ 박막은 550 nm 파장에서 98% 정도의 매우 우수한 투과도를 나타내었다. 그러나, 산소함량 30% 및 40%의 조건으로 증착한 박막에서는 550 nm 파장에서의 투과도가 94% 정도로 저하하였으며 이는 스퍼터링 가스내 산소함량의 저하에 의해 화학양론적 조성에 비해 산소가 결핍된 Al₂O₃ 박막이 성장되었음에 기인한 것으로

판단된다.

스퍼터링 가스내 산소함량 50%의 조건으로 성막한 Al_2O_3 박막의 유전상수는 10.9, 손실계수는 0.01로 최적의 유전특성을 나타내었으며, 이로부터 산소함량 50%의 조건으로 성막한 박막의 조성이 화학양론비에 가장 근접하였다고 판단된다. Al/ Al_2O_3 /p-Si 구조의 C-V 곡선을 관찰한 결과, 스퍼터링 가스내 산소함량 40~60%의 조건으로 증착한 Al_2O_3 박막에서는 V_{FB} 의 이동이 거의 관찰되지 않아 trap 밀도가 낮은 안정한 계면이 형성되었음을 확인할 수 있었다. 스퍼터링 가스내 산소함량 30%의 조건으로 증착한 Al_2O_3 박막의 경우에는 150 kV/cm에서 1.4×10^{-4} A/cm의 높은 누설전류 밀도를 나타내었으나, 스퍼터링 가스내 산소함량 40~70%의 조건에서 증착한 Al_2O_3 박막은 150 kV/cm에서 10^{-5} A/cm 이하의 우수한 누설전류 특성을 나타내었다.

감사의 글

본 연구는 산업자원부의 공업기반기술 과제료 성문전자(주)의 지원에 의해 이루어졌으며, 이에 감사드립니다.

참고문헌

- [1] S. Shibata, *Thin Solid Films* **227**, 1 (1996).
- [2] V. Mikhaelashvili, Y. Betzer, I. Prudnikov, M. Orenstein, D. Ritter, and G. Eisenstein, *J. Appl. Phys.* **84**, 6747 (1998).
- [3] M. Itsumi, S. Ohfuji, and H. Akiya, *Jpn. J. Appl. Phys.* **35**, 4963 (1996).
- [4] B. Nagaraj, T. Sawhney, S. Perusse, S. Aggarwal, R. Ramesh, V. S. Kaushik, S. Zafar, R. E. Jones, J. H. Lee, V. Balu, and J. Lee, *Appl. Phys. Lett.* **74**, 3194 (1999).
- [5] T. Kawasaki, Y. Akiyama, S. Fujita, and S. Satoh, *IEICE Trans. Electron.*, **E81-C**, 584 (1998).
- [6] E. Tokumitsu, R. Nakamura, and H. Ishiwara, *IEEE Electron Device Letters*, **18**, 160 (1997).
- [7] C. Isobe and M. Saitoh, *Appl. Phys. Lett.* **56**, 907 (1990).
- [8] J. Y. Kim, *Bull. Korean Ceram. Soc.* **11**, 138 (1996).
- [9] V. A. C. Haanappel, D. v. d. Vendel, H. S. C. Metselaar, H. D. van Corbach, T. Fransen, and P. J. Gellings, *Thin Solid Films* **254**, 153 (1995).
- [10] S. H. Kim, C. E. Kim, and Y. J. Oh, *Thin Solid Films* **305**, 321 (1997).
- [11] S. Yanagiya and M. Ishida, *J. Electron. Mater.* **28**, 496 (1999).
- [12] Z. Jin, H. S. Kwok, and M. Wong, *IEEE Electron Device Lett.*, **19**, 502 (1998).
- [13] E. P. Gusev, M. Copel, E. Cartier, I. J. R. Baumvol, C. Krug, and M. A. Gribelyuk, *Appl. Phys. Lett.* **76**, 176 (2000).
- [14] Q. Fu, C. B. Cao, and H. S. Zhu, *Thin Solid Films* **348**, 99 (1999).
- [15] K. Koski, J. H. Is, and P. Juliet, *Thin Solid Films* **339**, 240 (1999).
- [16] B. Hirschauer, S. S. derholm, G. Chiaia, and U. O. Karlsson, *Thin Solid Films* **305**, 243 (1997).
- [17] H. L. Wang, C. H. Lin, and M. H. Hon, *Thin Solid Films* **310**, 260 (1997).
- [18] Y. Kim, S. M. Lee, C. S. Park, S. I. Lee, and M. Y. Lee, *Appl. Phys. Lett.* **71**, 3604 (1997).
- [19] G. Hoetzch, O. Zywitzki, and H. Sahn, *Proc. of 40th Ann. Techn. Conf. of the SVC*, 77 (1997).
- [20] L. I. Maissel and R. Glang, *Handbook of Thin Film Technology*, (McGraw-Hill, 1970), Chap. 4-29.
- [21] V. A. C. Haanappel, H. D. van Corbach, T. Fransen, and P. J. Gellings, *Surf. Coat. Technol.* **72**, 13 (1995).
- [22] J. Gottmann and E. W. Kreutz, *Surf. Coat. Technol.* **116-119**, 1189 (1999).
- [23] J. M. Schneider, W. D. Sproul, R. W. J. Chia, M. S. Wong, and A. Matthews, *Surf. Coat. Technol.* **96**, 262 (1997).
- [24] P. V. Patil, D. M. Bendale, R. K. Puri, and V. Puri, *Thin Solid Films* **288**, 120 (1996).
- [25] P. Alexandrov, J. Koprinarove, and D. Todorov, *Vacuum*, **47**, 1333 (1996).
- [26] C. Hillsom, *Handbook of Semiconductors Vol. 4 Device Physics*, (North-Holland, 1993), Chap. 3.
- [27] S. Wolf and R. N. Tauber, *Silicon Processing for the VLSI Era Vol. 1*, (Lattice Press, 1986), Chap. 7.