

TiN의 충전처리가 확산방지막 특성에 미치는 영향(Ⅱ) : Cu/TiN/Si 구조

박기철, 김기범
서울대학교 금속공학과

Effect of Stuffing of TiN on the Diffusion Barrier Property(Ⅱ) : Cu/TiN/Si Structure

Ki-Chul Park and Ki-Bum Kim

Department of Metallurgical Engineering, Seoul National University

초 록 Cu와 Si사이의 확산방지막으로 1000 Å 두께의 TiN의 특성에 대하여 면저항 측정, 식각패 임자국 관찰, X선 회절, AES, TEM 등을 이용하여 조사하였다. TiN 확산방지막은 550°C, 1시간의 열처리 후에 Cu의 안쪽 확산으로 인해 Si(111)면을 따라 결정결함(전위)을 형성하고, 전위 주위에 Cu 실리사이드로 보이는 석출물들을 형성함으로써 파괴되었다. Al의 경우에는 달리 Si 패임자국이 형성되지 않는 것으로부터 TiN 확산방지막의 파괴는 Cu의 안쪽 확산에 의해서만 일어나는 것을 알 수 있었다. 또한, Al의 경우에는 우수한 확산방지막 특성을 보여주었던 충전처리된 TiN가 Cu의 경우에는 거의 효과가 없는 것을 알 수 있었다. 이것은 Al의 경우에는 TiN의 결정립계에 존재하는 TiO₂가 Al과 반응하여 Al₂O₃를 형성함으로써 Al의 확산을 방해하는 화학적 효과가 매우 크지만, Cu의 경우에는 CuO 또는 Cu₂O와 같은 Cu 산화물은 TiO₂에 비해서 열역학적으로 불안정하기 때문에 이러한 화학적 효과를 기대할 수 없으며, 따라서 충전처리 효과가 거의 없는 것으로 이해된다.

Abstract The diffusion barrier property of 100-nm-thick titanium nitride (TiN) film between Cu and Si was investigated using sheet resistance measurements, etch-pit observation, x-ray diffractometry, Auger electron spectroscopy, and transmission electron microscopy. The TiN barrier fails due to the formation of crystalline defects (dislocations) and precipitates (presumably Cu-silicides) in the Si substrate which result from the predominant in-diffusion of Cu through the TiN layer. In contrast with the case of Al, it is identified that the TiN barrier fails only the in-diffusion of Cu because there is no indication of Si pits in the Si substrate. In addition, it appears that the stuffing of TiN does not improve the diffusion barrier property in the Cu/TiN/Si structure. This indicates that in the case of Al, the chemical effect that impedes the diffusion of Al by the reaction of Al with TiO₂ which is present in the grain boundaries of TiN is very important. On the while, in the case of Cu, there is no chemical effect because Cu oxides, such as Cu₂O or CuO, is thermodynamically unstable in comparison with TiO₂. For this reason, it is considered that the effect of stuffing of TiN on the diffusion barrier property is not significant in the Cu/TiN/Si structure.

1. 서 론

반도체 소자의 집적도가 증가하고 최소선폭 1 μ m 이하의 소자들이 보편화됨에 따라 배선의 선폭도 점차 감소하게 되었다. 현재 배선 재료로 널리 쓰이고 있는 Al 또는 Al 합금은 비저항이 높고 전기적이동(electromigration)

과 응력이동(stress migration)에 대한 저항성이 작아 차세대 반도체 소자의 배선으로는 적합하지 않을 것으로 예상되고 있다. 이러한 관점에서 Cu는 비저항이 작고 전기적이동과 응력이동에 대한 저항성이 크기 때문에¹⁾, 다가오는 ULSI(ultra-large-scale integration) 시대의 배선재료로 많은 관심을 끌고 있다.

하지만, Cu는 Si에서 가장 빨리 확산하는 원소이며, 상온에서도 약 10^{-8} cm/sec의 확산 계수를 가진다.^{2,3)} 또한 이론⁴⁾과 실험⁵⁾을 통해 Cu는 p-type Si 내의 B(boron)과 중성 복합체를 형성하여 B 억셉터를 비활성화시킴으로써 전기적으로 활성화된 억셉터의 양을 크게 감소시키는 것으로 알려져 있다.⁶⁾ 아울러 Cu는 Si 내에서 재결합 센터(recombination center)로 작용하여 소수 운반자(minority carrier)의 수명을 감소시켜 Si 소자의 동작에 영향을 미친다. 따라서 Cu를 배선재료로 이용하기 위해서는 Cu와 Si 기판 사이에서 이들의 반응 및 상호 확산을 막아줄 확산방지막을 필요로 한다.

W⁷⁾, 비정질 Ni₆₀Nb₄₀⁸⁾, 비정질 W-Si⁹⁾, Ta^{10~12)}, TiB₂¹³⁾, Ta-Si-N¹⁴⁾, TiN^{15~18)}와 같은 물질들이 Cu와 Si사이의 확산방지막으로 연구되었다. 이 중에서 TiN은 Al 배선공정에서 확산방지막으로 성공적으로 쓰이고 있기 때문에 많은 연구가 되었다. Wang 등¹⁵⁾은 반응성 스퍼터링에 의해서 증착한 TiN에 대해서 조사하였는데, N-rich TiN(Ti₄₅N₅₅)이 Ti-rich TiN(Ti₅₅N₄₅)보다 좋은 확산방지막이라고 하였다. Suwa 등¹⁶⁾은 TiN의 증착시 기판에 인가된 전압에 따른 확산방지막 특성의 변화를 조사하였는데, 약 -100V의 전압을 인가하여 증착한 TiN의 확산방지막 성능이 크게 향상되었다고 하였다.

Al 배선공정에서 TiN가 산소를 함유하면 확산방지막 성능이 향상된다는 것은 잘 알려진 사실이다^{19,20)}. 또한 선행연구에서 TiN의 충전처리(stuffing)가 Al과 Si사이에서 확산방지막의 성능을 크게 향상시켜줌을 확인하였다.²¹⁾ 하지만, 아직까지 Cu와 Si사이에서 TiN의 충전처리가 확산방지막 성능에 미치는 영향에 대해서는 보고된 바가 없었다. 따라서 본 연구에서는 TiN의 충전처리가 Cu와 Si사이의 확산방지막 성능에 미치는 영향에 대해서 고찰하였다.

2. 실험방법

Si(100)기판 위에 반응성 스퍼터링으로 1000Å의 TiN 박막을 증착하였다. 갓 증착된 TiN의 색깔은 갈색에 가까웠으며, 비저항은 $705 \mu\Omega$ -cm이었다. 갓 증착된 TiN를 450°C의

질소 분위기에서 30분 동안 열처리함으로써 충전처리(stuffing)하였다. 충전처리된 TiN의 색깔은 어두운 녹색색이었으며 비저항은 $1830 \mu\Omega$ -cm이었다. 충전처리 전후의 미세구조와 조성 변화를 분석하기 위해 각각 TEM(transmission electron microscopy)과 RBS(Rutherford backscattering spectrometry)를 이용하였다. 이에 대한 자세한 분석은 참고문헌 21에 나와 있다.

갓 증착한 TiN와 충전처리된 TiN 박막 위에 마그네트론 스퍼터링으로 3000Å의 Cu를 증착하였다. 증착압력은 2mTorr, 증착속도는 $10 \text{Å}/\text{sec}$ 이었고, SiO₂ 위에 증착된 Cu의 비저항은 $3.5 \mu\Omega$ -cm이었다. 증착된 시편을 수소 분위기에서 450°C부터 650°C까지 50°C 간격으로 1시간 동안 열처리하였다.

열처리 후의 시편을 열처리 온도에 따라 four point probe를 써서 면저항을 측정하였으며, XRD(x-ray diffractometry)를 이용하여 상분석을 하였다. 확산방지막의 파괴온도를 조사하기 위해 열처리한 시편의 Cu와 TiN층을 선택성이 우수한 습식식각액에 의해서 제거하고 Si 표면을 Secco 에칭하여 식각패임자극의 존재여부를 조사하였다. 또한 AES(Auger electron spectroscopy) 깊이분석과 단면 TEM분석을 행하였다.

Secco 에칭을 하기 위해 Cu와 TiN층을 각각 HNO₃ : H₂O = 1 : 20, NH₄OH : H₂O₂ : H₂O = 1 : 2 : 6의 용액을 이용하여 제거하였다. 다음에 약 5초 동안 Si 표면을 Secco 에칭하였다.²²⁾ XRD 분석시 전압은 50kV, 전류는 100mA이었고, θ -2 θ 스캔을 하였으며 스캔 속도는 1°/min이었다. AES 분석시 전자총의 전압은 10kV, 전류는 $0.025 \mu\text{A}$ 이었고 스캔 면적은 $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ 이었다. 깊이분석시 스퍼터링 Ar의 에너지는 3keV이었고, 스퍼터링 속도는 250Å/min이었다. TEM분석은 Philips CM20을 이용하였다.

3. 결과 및 고찰

Cu/as-deposited TiN/Si과 Cu/stuffed TiN/Si 시편의 열처리 온도에 따른 면저항의 변화를 그림 1에 나타내었다. 갓 증착한 TiN나 충전처리된 TiN에 관계없이 650°C까지 계속적으로 면저항이 감소하는 것을 볼 수 있다. 이

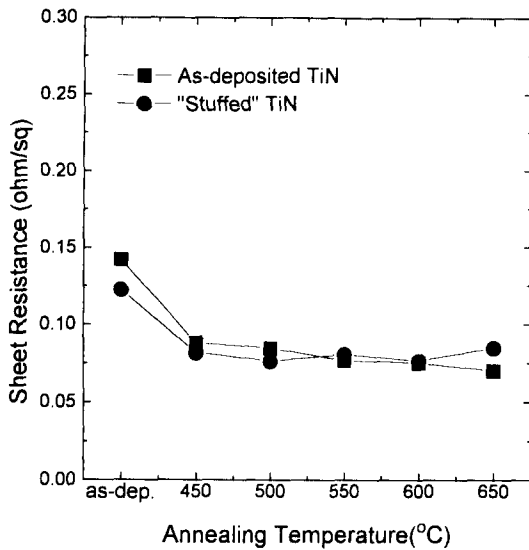


Fig. 1 Sheet resistances of Cu/TiN/Si samples as a function of annealing temperature.

것은 Cu와 TiN의 반응이나 Si의 바깥쪽 확산과 같은 Cu의 면저항을 증가시킬 수 있는 반응이나 상호확산이 거의 일어나지 않았다는 것을 의미한다. 한 예로 Cu-0.076 at.%Si 합금의 비저항은 $3.02 \mu\Omega\text{-cm}$ 이며, Cu-0.9at.%Si의 비저항은 $9.58 \mu\Omega\text{-cm}$ 이다.²³⁾ 따라서 Si의 바깥쪽 확산의 측면에서 본다면 0.076at.%의 Si도 Cu층으로 확산하지 않았음을 알 수 있다. 면저항이 감소하는 것은 Cu의 면저항이 감소하기 때문이며, 이것은 증착된 상태에서 Cu의 비저항이 $3.5 \mu\Omega\text{-cm}$ 이고 덩어리 Cu의 비저항은 $1.67 \mu\Omega\text{-cm}$ 임을 비교해볼 때 열처

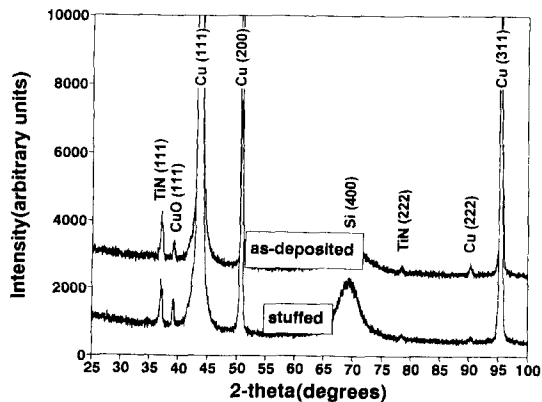


Fig. 2 X-ray diffraction patterns of the Cu/TiN/Si samples annealed at 650°C for 1hour.

리 중에 결정립의 성장이나 결함의 소멸 등에 의해 Cu의 비저항이 감소했기 때문이다.

650°C에서 1시간 동안 열처리한 후의 X선 회절 패턴을 그림 2에 나타내었다. CuO (JCPDS card : 5-661)을 제외한 어떠한 Cu-TiN나 Cu-Si 화합물에 해당하는 회절선도 없음을 볼 수 있다. 이와 같은 결과는 Cu-Ti-N의 삼원계 상태를 고찰함으로써 열역학적으로 이해할 수 있다. 그림 3은 Cu-Ti-N 삼원

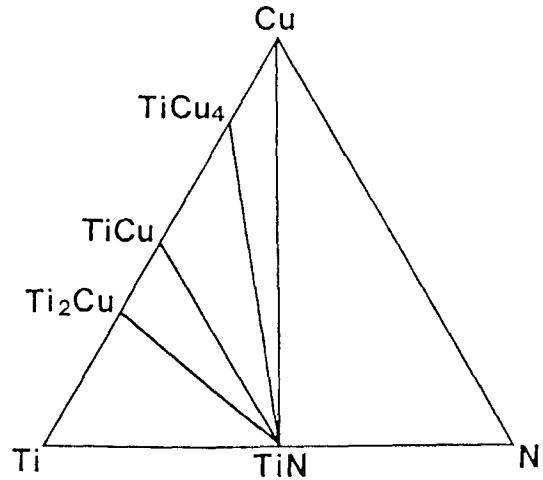


Fig. 3 Isothermal section of ternary phase diagram for Cu-Ti-N in the temperature range of 700-1000°C.

계 상태도의 등온단면도이다.¹⁵⁾ 그림에서 두 상간에 존재하는 선을 공액선(tie line)이라고 하며, 공액선이 존재하는 것은 두 상이 열역학적으로 평형상태에 있다는 것을 의미한다. 그림에서 볼 수 있듯이, Cu와 TiN 사이에는 공액선이 존재한다. 따라서 Cu와 TiN은 반응하여 새로운 상을 형성하지 않음을 알 수 있다.

열처리 후에 Cu와 TiN층을 각각 선택성이 우수한 습식식각액에 의해서 제거하고 Si 표면을 Secco 에칭한 후 광학현미경으로 Si 표면을 관찰하였다. 갓 증착된 TiN나 충전처리된 TiN를 이용한 경우 모두 500°C, 1시간의 열처리 후까지는 식각패임자국을 발견할 수 없었다. 하지만 550°C의 열처리 후에 그림 4(a)와 같은 수 백 μm 크기의 식각패임자국을 관찰할 수 있었다. 따라서 이 온도 또는 이하에서 TiN는 확산방지막의 기능을 상실한 것을 알 수 있다. 이러한 식각패임자국을 SEM을

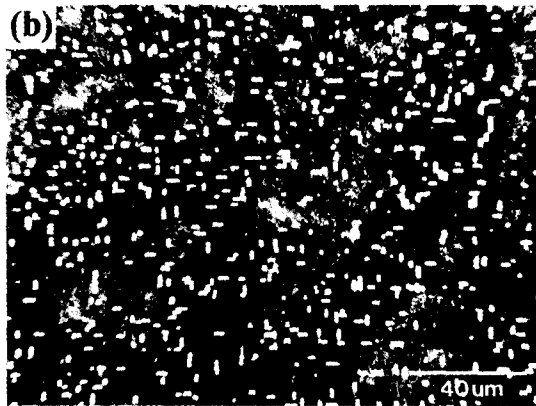


Fig. 4 Dark field optical micrographs of the etch-pits obtained from the Cu/TiN/Si samples. After annealing at 550°C for 1hour, large etch-pits, as shown in (a), were observed. After annealing above 600°C for 1hour, small etch-pits, as shown in (b), were observed together with large etch-pits shown in (a).

이용하여 보다 자세히 관찰한 결과를 그림 5에 나타내었다. 하나의 큰 식각패임자국은 수 μm 크기의 작은 식각패임자국으로 이루어져 있음을 볼 수 있으며, 개개의 작은 식각패임자국들은 특정한 결정방위인 Si 기판의 [110] 방향을 따라 형성되어 있음을 볼 수 있다. 600°C의 열처리후부터는 550°C에서 관찰된 큰 식각패임자국들[그림 4(a)]과 시편 전체에 균일하게 분포한 수 μm 크기의 작은 식각패임자국들[그림 4(b)]이 동시에 관찰되었다.

TiN의 충전처리가 확산방지막 성능에 미치는 영향을 분석하기 위해 그림 4(a)에 보여준 것과 같은 큰 식각패임자국들의 크기와 밀도를 열처리 온도에 따라 그림 6에 나타내었다. 그림 6을 보면 550°C에서는 충전처리된 TiN

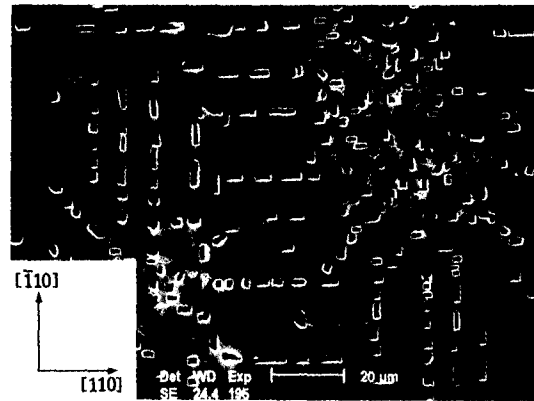


Fig. 5 Scanning electron micrograph of the etch-pits.

가 약간 더 좋은 확산방지막인 것처럼 보이나 열처리 온도가 증가함에 따라 그러한 경향은 없어지는 것을 볼 수 있다. 즉, 갓 증착한 TiN나 충전처리된 TiN나 Cu와 Si 사이의 확산방지막으로는 큰 차이가 없는 것을 알 수 있다.

Cu/as-deposited TiN/Si 시편의 열처리 전과 550°C에서 1시간 동안 열처리한 후의 AES 깊이분석 결과를 그림 7에 나타내었다. 열처리 전에 Cu/TiN와 TiN/Si 계면이 명확한 것을 알 수 있다. 550°C에서 1시간 동안 열처리한 후의 깊이분석 프로파일을 보면 열처리 전에 비해 Cu나 Si의 확산이 심화되었지만, Cu나 Si이 TiN 층을 통과하지 못한 것을 볼 수 있다.

Cu/stuffed TiN/Si 시편의 열처리 전과 550°C에서 1시간 동안 열처리한 후의 AES 깊이분석 결과를 그림 8에 나타내었다. 열처리 전에 Cu/TiN와 TiN/Si 계면이 명확한 것을 알 수 있다. 또한 충전처리된 TiN가 갓 증착한 TiN에 비해서 약 5at.% 정도 많은 산소를 함유하고 있음을 볼 수 있다. 550°C에서 1시간 동안 열처리한 후의 깊이분석 프로파일을 보면 열처리 전에 비해 Cu나 Si의 확산이 심화되었지만, Cu나 Si이 TiN 층을 통과하지 못한 것을 볼 수 있다. 그림 7과 8을 비교해 보면 갓 증착한 TiN와 충전처리된 TiN사이의 확산방지막의 성능에 큰 차이가 없는 것처럼 보인다. 하지만, 열처리 후에 Cu의 응집현상에 의해서 Cu의 표면이 매우 거칠어짐을 SEM을 이용하여 관찰할 수 있었다. 이러한

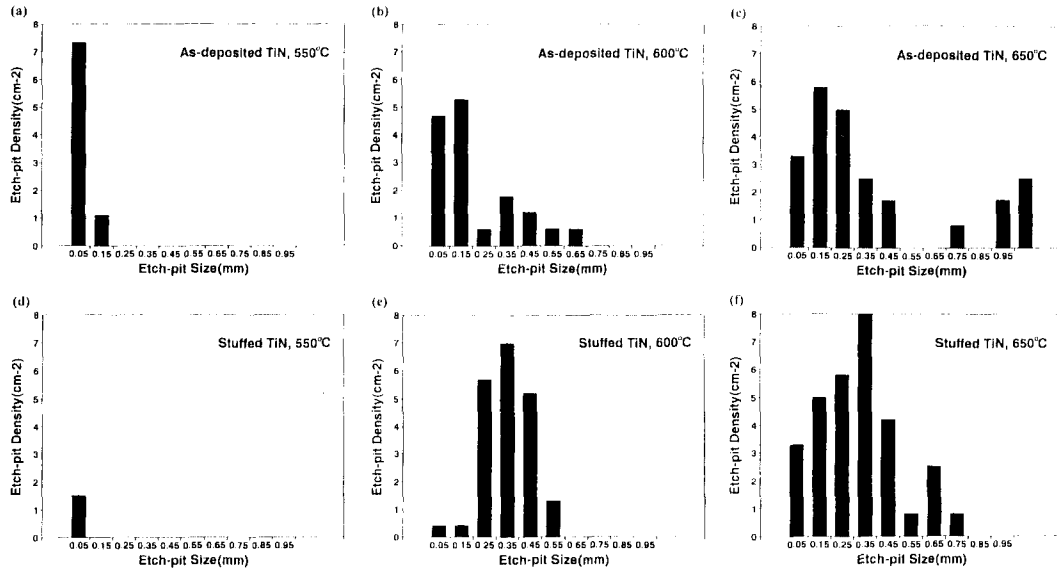


Fig. 6 Etch-pit densities of the Cu/TiN/Si samples : (a) as-deposited TiN, 550°C, (b) as-deposited TiN, 600°C, (c) as-deposited TiN, 650°C, (d) stuffed TiN, 550°C, (e) stuffed TiN, 600°C, and (f) stuffed TiN, 650°C.

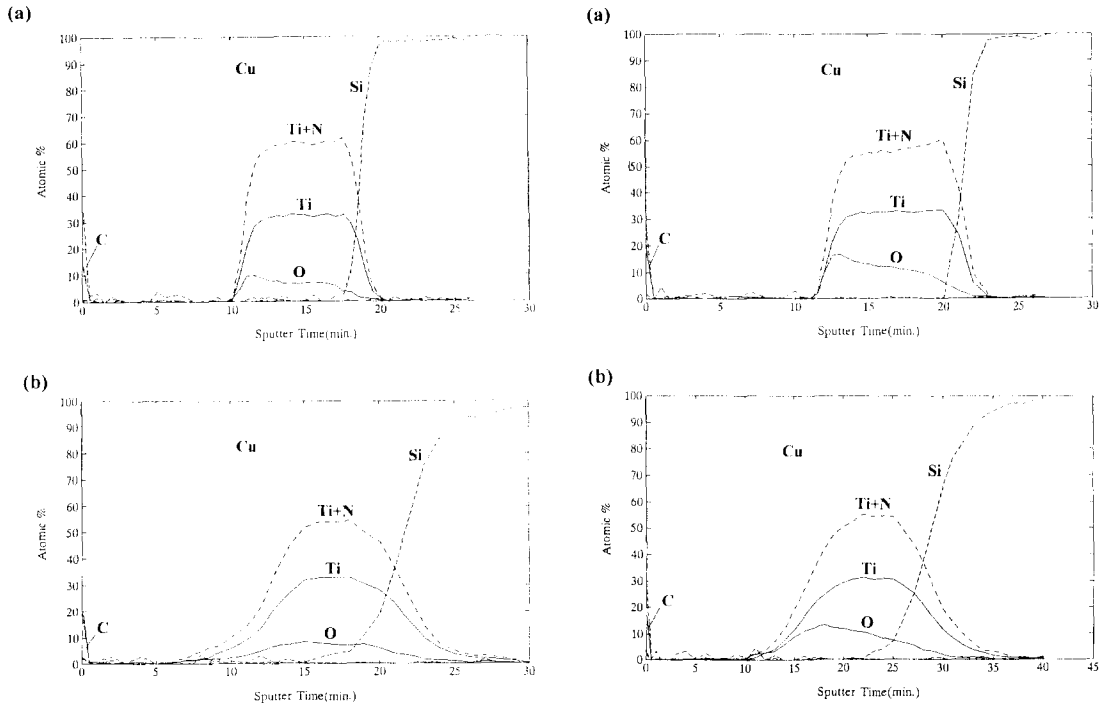


Fig. 7 AES depth profiles obtained from the Cu/as-deposited TiN/Si sample : (a) before heat treatment and (b) annealed at 550°C for 1 hour.

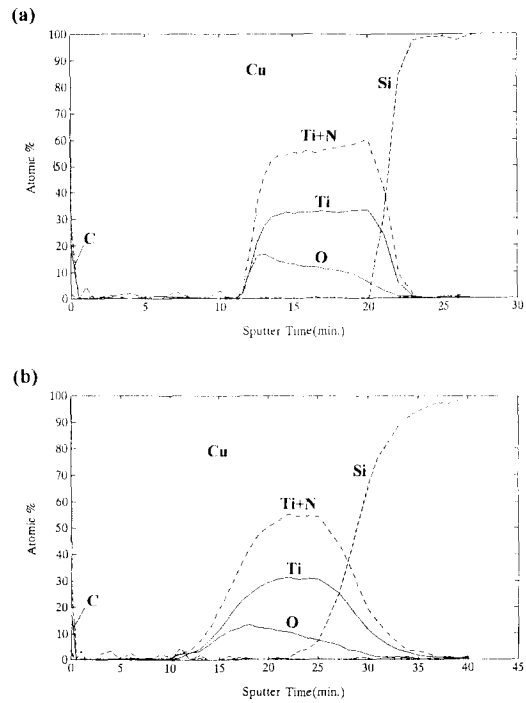


Fig. 8. AES depth profiles obtained from the Cu/stuffed TiN/Si sample : (a) before heat treatment and (b) annealed at 550°C for 1 hour.

사실은 AES 깊이분석시 계면확장을 유발시키기 때문에 AES 깊이분석 프로파일로부터는

정확한 충전처리의 효과나 미세한 계면반응을 분석하기가 힘들 것으로 생각된다.

단면 TEM 분석을 통하여 열처리 전과 열

처리 후의 반응을 분석하였다. 그림 9에 열처리 전과 650°C에서 1시간 동안 열처리한 후에 Cu/as-deposited TiN/Si 시편의 단면 TEM 사진을 나타내었다. 열처리 전에 Cu/TiN와 TiN/Si 계면이 명확하고 어떠한 반응의 흔적

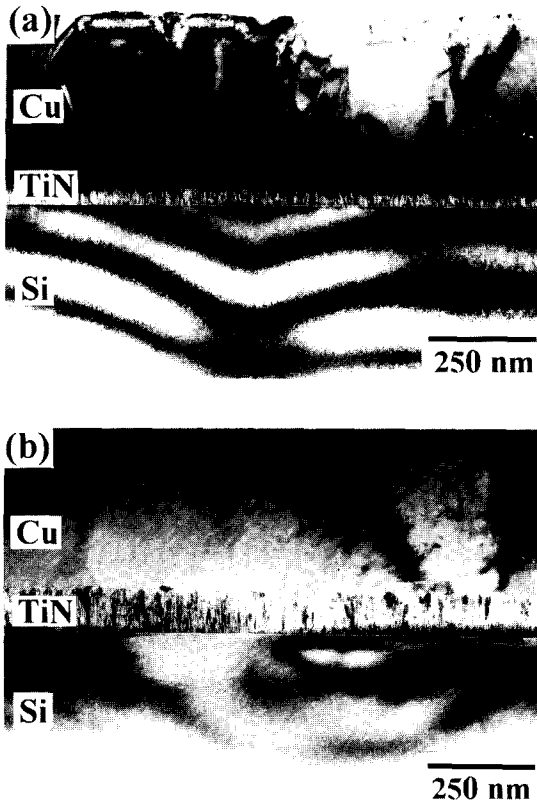


Fig. 9. Cross-sectional TEM micrographs obtained from Cu/as-deposited TiN/Si sample : (a) before heat treatment and (b) annealed at 650°C for 1 hour.

도 없음을 볼 수 있다. 또한 TiN가 주상정 구조를 갖고 있으며 Cu 결정립 내부에 많은 결함이 존재하는 것을 볼 수 있다. 650°C에서 1시간 동안 열처리한 후에는 Cu 결정립이 수 μm 크기로 성장했고 대부분의 결함이 없어진 것을 볼 수 있다. 또한 Cu/TiN와 TiN/Si 계면에서 어떠한 반응의 흔적도 없음을 볼 수 있다.

열처리 전과 650°C에서 1시간 열처리한 후의 Cu/stuffed TiN/Si 시편의 단면 TEM 사진을 그림 10에 나타내었다. 650°C의 열처리 후에 Cu/TiN사이의 접착력이 좋지 않아 Cu의 응집이 일어난 것을 볼 수 있다. 갓 증착한

TiN의 경우와 마찬가지로 열처리 전이나 열처리 후에 Cu/TiN와 TiN/Si 계면에 어떠한 반응의 흔적도 없음을 볼 수 있다. 하지만 TEM 시편의 두꺼운 부분에서 그림 11과 같은 결함이 발견되었다. 시편이 두꺼워서 TiN 층의 모습은 잘 보이지 않는다. 그림을 보면 Si 기판의 {111}면을 따라 약 2.5 μm 크기의 전위가 형성되어 있고 그 주위에 20-35nm 크기의 많은 석출물들이 형성되어 있음을 볼 수 있다[그림 11의 (b)]. 석출물 안에 존재하는 Moiré fringe로부터 이러한 석출물들이 Si 기판과는 다른 면간거리를 가지는 삼차원적인 결구조를 가지고 있음을 알 수 있으며, 따라서 Cu의 Si 기판으로의 확산에 의해서 형성된 Cu 실리사이드(Cu_3Si)일 것으로 생각된다.¹⁰⁾ 이와 같은 석출물들이 TEM 시편의 두꺼운 부분에 존재하고 크기가 작아서 회절된 전자빔의 강도가 너무 약하기 때문에 자세한 분석은 할 수 없었다. 하지만, 그림 11로부터

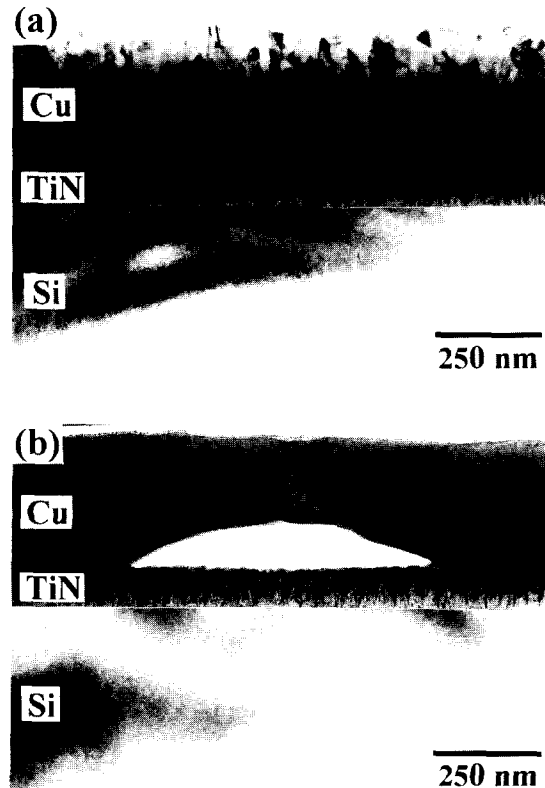


Fig. 10. Cross-sectional TEM micrographs obtained from stuffed TiN/Si sample : (a) before heat treatment and (b) annealed at 650°C for 1 hour.

Cu 배선공정에서 TiN 확산방지막은 지배적인 Cu의 안쪽확산에 의해서 파괴된다는 것을 알 수 있으며, Si의 바깥쪽 확산은 거의 없음을 알 수 있다.

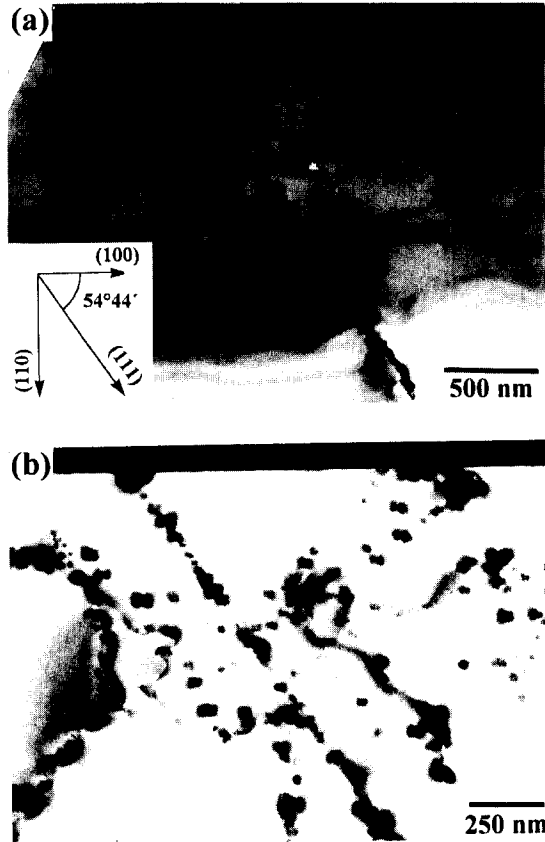


Fig. 11 Cross-sectional TEM micrographs obtained from Cu/as-deposited TiN/Si sample annealed at 650 °C for 1 hour (a) and (b) magnified image.

그림 11과 같은 결합이 존재하는 Si 표면을 Secco 에칭하면 결합이 존재하는 부분은 다른 부분보다 빠른 속도로 식각될 것이다. 따라서 그림 5와 같은 식각패임자국을 형성할 것이다. 즉, 그림 5와 같은 식각패임자국의 근원은 그림 11에서 보여준 것과 같은 Cu의 안쪽 확산에 의해 Si 기판에 형성된 결합이라는 것을 알 수 있다.

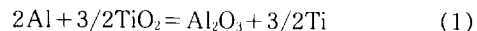
갓 증착한 TiN와 충전처리한 TiN를 Al과 Si 사이의 확산방지막으로 비교연구한 선행연구에서²¹⁾, TiN의 충전처리가 Al과 Si사이에서는 확산방지막의 성능을 크게 향상시켜준다는

것을 알 수 있었다. 또한 투과전자현미경을 통하여, 충전처리에 의해서 TiN의 결정립계에 존재하는 밀도가 현저히 낮은 공간의 폭이 반 이하로 감소하는 것을 관찰하였다. 따라서, Al의 경우에 충전처리한 TiN가 보다 우수한 확산방지막 특성을 보여주는 것은 빠른 확산 경로인 결정립계의 폭이 감소하여 결정립계를 통한 확산이 감소하기 때문이라고 이해하였다.

만약에 TiN의 충전처리 효과가 결정립계의 간격이 감소함으로 인해 발생하는 물리적 효과라면 Cu에 대해서도 충전처리한 TiN가 우수한 확산방지막이어야 할 것이다. 하지만, 본 연구에서 Cu와 Si사이에서는 TiN의 충전처리 효과가 거의 없음을 알 수 있었다.

Al/TiN/Si 구조와 Cu/TiN/Si 구조에서 다른 점은 금속층에 있어서의 차이일 뿐이다. 따라서, 이와 같은 충전처리의 효과에 있어서의 차이는 Al과 Cu의 특성과 큰 연관이 있다. Al과 Cu의 큰 차이점은 Al은 매우 반응성이 큰 금속이고, Cu는 반응성이 작은 귀한 금속에 속한다는 것이다. 이러한 반응성에 있어서의 차이는 TiN 박막 내에 함유된 산소와의 반응성에 있어서도 차이를 나타낼 것이다. 충전 처리된 TiN의 경우에는 결정립계에 TiO₂의 형태로 산소가 함유되어 있을 것으로 예상되며,²⁴⁾ 따라서 Al 및 Cu와 TiO₂ 사이의 반응을 비교해볼 필요가 있을 것이다.

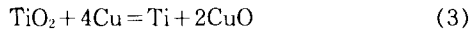
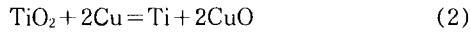
Al은 상온에서도 TiO₂와의 반응에 의해서 Al₂O₃와 Ti을 형성할 수 있다. 즉,



에 해당하는 상온에서의 Gibbs 자유에너지의 변화는 $-242.8kJ/mol$ 이다.²⁵⁾ 따라서, Al은 TiN의 결정립계에 존재하는 산소와 반응하여 Al₂O₃를 형성하는 반응으로 인해 확산이 방해받을 것으로 예상된다. 즉, Al의 경우에는 충전처리에 의해서 TiN의 결정립계의 간격이 감소함으로 인해서 발생하는 물리적인 효과 외에 산소와의 반응으로 인해 확산이 방해받는 화학적 효과가 존재할 수 있다.

반면에 Cu의 경우에는 Cu₂O 또는 CuO와 같은 Cu 산화물이 열역학적으로 불안정하기 때문에 Cu가 TiO₂와 반응하여 Cu 산화물을 형성할 수 있는 반응은 열역학적으로 불가능

하다. 즉, 상온에서



의 반응에 해당하는 Gibbs 자유에너지 값의 변화는 각각 (2) 632.2, (3) 602.0kJ/mol로서 양의 값을 가진다²⁵⁾. 따라서, TiN의 충전처리가 화학적으로 Cu의 확산을 방해할 수 없다는 것을 알 수 있다.

아울러 식(1)의 반응속도가 Al의 확산속도보다도 충분히 커서 Al이 확산해나가기 전에 Al₂O₃를 형성한다면 충전처리된 TiN의 결정립계는 다시 Al₂O₃에 의해서 충전될 것이다. 따라서, 더 이상의 확산이 어려워질 것이다. 하지만, Cu의 경우에는 식 (2)와 (3)에 제시한 반응들이 열역학적으로 불가능하기 때문에 이러한 효과를 기대할 수 없다.

4. 결 론

Cu와 Si사이의 확산방지막으로 1000 Å 두께의 것 증착한 TiN와 충전처리된 TiN에 대하여 연구하였다. TiN 확산방지막은 지배적인 Cu의 안쪽 확산으로 인한 Si 기판에 전위와 Cu₃Si로 보이는 석출물들을 형성함으로써 파괴됨을 알 수 있었다. Al의 경우와는 달리 Cu의 경우에는 TiN 확산방지막이 Si의 바깥쪽 확산이 없이 Cu의 안쪽 확산에 의해서만 일어난다는 것을 알 수 있었다. 또한 충전처리가 TiN의 확산방지막 성능에 미치는 영향은 거의 없었다. 이와 같은 결과를 Al의 경우와 비교해볼 때, 충전처리에 의해서 TiN 박막 내에 함유된 산소가 Al 또는 Cu와 반응함으로써 Al 또는 Cu의 확산을 방해하는 화학적 효과가 확산방지막의 성능에 미치는 영향이 큼을 알 수 있었다.

감사의 글

본 연구는 부분적으로 93년도 교육부 학술연구조성비(ISRC 93-E-1023)와 한국전자통신연구소 차세대 반도체 사업단의 연구지원에 의해서 수행되었음을 밝히며, 이에 감사를 드립니다. XRD 분석을 도와주신 한국표준과학연구원의 김창수 박사님과 AES분석을 해주신 한국과학기술연구원의 이정혜씨에게 감사를 드립니다.

참 고 문 헌

1. H. Miyazaki, K. Hinode, Y. Homma, and K. Mukai, Extended Abstract of 48th Fall Meeting, Jpn. Soc. Appl. Phys. 1987, p. 329.
2. E.R. Weber, Appl. Phys. A 30, 1(1983).
3. C.S. Fuller and J.C. Severins, Phys. Rev. 96, 21(1954); C.J. Gallagher, J. Phys. Chem. Solids 3, 82(1957).
4. S.K. Estreicher, Phys. Rev. B 41, 5447 (1990).
5. M.O. Aboelfotoh, Phys. Rev. B 44, 12 (1991).
6. J.W. Chen and A.G. Miles, Annu. Rev. Mater. Sci. 10, 157(1980).
7. N. Awaya and Y. Arita, Digest of Technical Papers, Symposium on VLSI technologies, Kyoto, 1989, p. 103.
8. R.E. Thomas, K.J. Guo, D.B. Aaron, E.A. Dobisz, J.H. Perepezko, and J.D. Wiley, Thin Solid Films 150, 245(1987).
9. R.E. Thomas, J.H. Perepezko, and J.D. Wiley, Appl. Surf. Sci. 26, 534(1986).
10. K. Holloway, P.M. Fryer, C. Cabral, Jr., J. M. Harper, P.J. Bailey, and K.H. Kelleher, J. Appl. Phys. 71, 5433(1992).
11. P. Catania, J.P. Doyle, and J.J. Cuomo, J. Vac. Sci. Technol. A 10, 3318(1992).
12. L.A. Clevenger, N.A. Bojarczuk, K. Holloway, J.M.E. Harper, C. Cabral, Jr., R. G. Schad, F. Cardone, and L. Stlot, J. Appl. Phys. 73, 300(1993).
13. C.S. Choi, G.A. Ruggles, A.S. Shah, G.C. Xing, C.M. Osburn, and J.D. Hunn, J. Electrochem. Soc. 138, 3062(1991).
14. E. Kolawa, J.S. Chen, J.S. Reid, P.J. Pokela, and M.-A. Nicolet, J. Appl. Phys. 70, 1369(1991).
15. S.Q. Wang, I. Raaijmakers, B.J. Burrow, S. Suthar, S. Redkar, and K.-B. Kim, J. Appl. Phys. 68, 5167(1990).
16. M. Suwa, K. Kudoo, and S. Fukada, Jpn. Soc. Appl. Phys. 39th Spring Meeting, Ext. Abstracts, 1992, p. 707.

17. J.O. Olowolafe, J. Li, and J.W. Mayer, *J. Appl. Phys.* 68, 6207(1990).
18. J.O. Olowolafe, C.J. Mogab, R.B. Gregory, and M. Kottke, *J. Appl. Phys.* 72, 4099 (1992).
19. W. Sinke, G.P.A. Frijlink, and F.W. Saris, *Appl. Phys. Lett.* 47, 471(1985).
20. S.E. Hornstrom, A. Charai, O. Thomas, L. Krusin-Elbaum, P.M. Fryer, J.M.E. Harper, S. Gong, and A. Robertsson, *Surf. Interface Anal.* 14, 7(1989).
21. 박기철, 김기범, *한국재료학회지*, 5, 87 (1995).
22. S. Wolf and R.N. Tauger, *Silicon Processing for the VLSI Era*, (Lattice Press, CA, 1987) Vol. 1, p. 533.
23. S.L. Archbult, W.E. Prytherch, H.W. Brownsdon, and C.H. Desch, *Effect of Impurities in Copper*, (British Non-Ferrous Metals Research Association, London, 1937), Research Monograph No 4, p. 45.
24. L. Soriano, M. Abbate, J.C. Fuggle, P. Prieto, C. Jiménez, L. Galán, and S. Hofmann, *J. Vac. Sci. Technol. A4*, 2784 (1986).
25. M.W. Chase, Jr., C.A. Davis, J.R. Downey, Jr., D.J. Frurip, R.A. McDonald, and A.N. Syverud, "JANAF Thermochemical Tables", American Chemical Society and American Institute of Physics for the National Bureau of Standards, (1985).