

## Mo-화합물의 확산방지막으로서의 성질에 관한 연구

김지형 · 이웅혁\* · 권용성\* · 염근영 · 송중한\*\*

성균관대학교 재료공학과, 성균관대학교 물리학과\*, 한국과학기술연구원\*\*  
(1997년 2월 3일 접수)

### Diffusion barrier properties of Mo compound thin films

Ji-Hyung Kim, Yong-Hyuk Lee\*, Yong-Seung Kwon\*, Geun-Young Yeom  
and Jong-Han Song\*\*

Department of Materials Engineering, Sungkyunkwan University,

\*Department of Physics, Sungkyunkwan University,

\*\*Korea Institute of Science and Technology

(Received February 3, 1997)

**요 약** - 본 연구에서는 1000 Å 두께의 Molybdenum 화합물 (Mo, Mo-N, MoSi<sub>2</sub>, Mo-Si-N)의 Cu에 대한 확산방지막으로서의 특성을 면저항측정장비 (four-point-probe), XRD, XPS, SEM, RBS 분석을 통하여 조사하였다. 각 박막층은 dc magnetron sputtering 장비를 이용하여 증착되었고 300°C-800°C의 온도구간에서 30분동안 진공열처리하였다. Mo 및 MoSi<sub>2</sub> 방지막은 낮은 온도에서 확산방지막으로서의 특성파괴를 보였다. 결정립계를 통한 Cu의 확산과 Mo-실리사이드내의 Si의 Cu와의 반응이 그 원인인 것으로 사료된다. 질소를 첨가한 시편의 경우 확산방지특성 파괴온도는 Mo-N 방지막의 경우 650°C-30분, Mo-Si-N 방지막의 경우 700°C-30분으로 향상되었다. Cu와 Si의 확산은 방지막의 결정립계를 통하여 더욱 빠르게 확산된다. 따라서 증착시 결정립계를 질소와 같은 물질로 채워 Cu와 Si의 확산을 저지할 수 있을 것으로 사료된다. 본 실험결과에서의 질소첨가는 이와 같은 stuffing 효과 외에도 Mo-실리사이드 박막의 결정화 온도를 다소 높인 것으로 나타났고, 그 결과 결정립계의 밀도를 감소시켜 확산방지막으로서의 특성을 향상시킨 것으로 사료된다. 또한 질소첨가는 실리사이드내의 금속과 실리콘과의 비를 변화시켜 확산방지막의 특성에 영향을 미친 것으로 보인다. 본 실험에서 조사된 확산방지막 중에서는 Mo-Si-N 박막이 Cu와 Si간의 확산을 가장 효과적으로 저지시킨 것으로 나타났으며 650°C-30분까지 안정한 특성을 보였다.

**Abstract** - In this study, diffusion barrier properties of 1000 Å thick molybdenum compound (Mo, Mo-N, MoSi<sub>2</sub>, Mo-Si-N) films were investigated using sheet resistance measurement, X-ray diffraction (XRD), X-ray photoelectron spectroscopy (XPS), Scanning electron microscopy (SEM), and Rutherford backscattering spectrometry (RBS). Each barrier material was deposited by the dc magnetron sputtering and annealed at 300-800°C for 30 min in vacuum. Mo and MoSi<sub>2</sub> barrier were failed at low temperatures due to Cu diffusion through grain boundaries and defects in Mo thin film and the reaction of Cu with Si within MoSi<sub>2</sub>, respectively. A failure temperature could be raised to 650°C-30 min in the Mo barrier system and to 700°C-30 min in the Mo-silicide system by replacing Mo and MoSi<sub>2</sub> with Mo-N and Mo-Si-N, respectively. The crystallization temperature in the Mo-silicide film was raised by the addition of N<sub>2</sub>. It is considered that not only the N<sub>2</sub> stuffing effect but also the variation of crystallization temperature affects the reaction of Cu with Si within Mo-silicide. It is found that Mo-Si-N is the more effective barrier than Mo, MoSi<sub>2</sub>, or Mo-N to copper penetration preventing Cu reaction with the substrate for 30°Cmin at a temperature higher than 650°C.

## 1. 서 론

ULSI (Ultra Large Scale Integrated) circuit 시대에 접

어들어 반도체 소자의 고밀도, 고집적화에 따라 소자의 축소화를 요구하게 되었고 이에 따른 선폭의 sub-micron 이하로의 미세화는 박막배선내에 높은 전류밀도

를 유발시켜 electromigration 현상과 이로 인한 reliability의 문제를 발생시킨다. 현재의 반도체공정에서 배선금속으로 쓰이고 있는 Al-Cu 합금은 배선재료로서 근본적인 문제들 (비교적 높은 비저항, 낮은 녹는점, electromigration에 대한 낮은 저항성 등) 로 인하여 ULSI 시대의 배선재료로서 관심을 모으는 Cu에 대한 연구를 하게 되었다[1, 2]. Cu는 낮은 비저항 ( $1.67 \mu\Omega\text{-cm}$ )을 갖고 Al보다 녹는점이 높으며 ( $1084^\circ\text{C}$ ), electromigration 및 stress migration에 대한 큰 저항성을 갖고 있다[3]. 이러한 장점에도 불구하고, Cu는  $\text{SiO}_2$ 와의 밀착력이 나빠져, 실리콘과의 반응성이 크고 실리콘내 높은 확산속도를 가지며, 실리콘 내부로 확산시 'deep trap'을 형성하는 문제점 등으로 아직 Cu를 배선재료로서 사용하는 데에는 풀어야할 많은 어려움이 있다[4]. 이와 같은 문제점을 방지하기 위해서는 Cu와 Si사이에 확산방지막이 필요하며, 확산방지막으로는 전기전도성과 열적안정성, 외부원자의 확산방지능력 등의 이유로 Ti, Ta, W과 같은 refractory metal 및 이의 화합물이 연구되어져 왔다[5~8]. 현재까지 보고된 바로는 확산방지막을 통한 Cu와 Si의 확산은 확산방지막의 결정립계를 통하여 더욱 활발히 확산되며 따라서 비정질 확산 방지막의 경우에는 결정화 온도와 관계가 있는 것으로 보고되고 있다. 이러한 이유로 비교적 결정화온도가 높은 비정질계의 확산방지막인 refractory metal-실리사이드가 연구의 대상이 되었다[9~15]. Refractory metal-실리사이드는 증착시 비정질의 성질을 갖고 있어 결정화되기 전까지 Cu와 Si의 빠른 확산통로가 되는 결정립계가 없으며 따라서 결정화온도가 여러 refractory metal-실리사이드 확산방지막의 파괴특성을 결정하는데 영향을 미치는 것으로 보고되고 있다[9]. 또한 실리사이드내의 금속과 실리콘원소와의 조성비도 확산방지특성에 영향을 미치며 stuffing 물질로서 사용되고 있는 질소의 첨가가 금속과 실리콘과의 비를 변화시키는 것으로 보고되어지고 있다[9].

본 실험에서는 refractory metal 화합물의 한 원소의 화합물인 molybdenum 화합물을 확산방지막으로 택하여 실험하였다. Molybdenum은 높은 용점을 갖고 우수한 열적 안정성과 비교적 낮은 비저항을 가지며 고온에서 Cu와 반응하지 않은 특성을 지니고 있어 확산방지막으로 가능성이 있다[8]. 또한 실리콘과의 열팽창계수차이도 확산방지막 연구대상물질중 하나인 Ta과 W보다는 적어 stress도 또한 적은 것으로 예상된다. Mo 실리

사이드는 비정질구조로 증착되어 결정립계를 통한 빠른 확산을 방지할 것으로 예상된다. 또한 확산방지막에의 질소첨가는 결정화 후 결정립계에 채워질 것으로 예상되며 (stuffing) 이로 인해 Cu와 Si의 상호확산을 막을 것으로 사료된다. 현재 연구되고 있는 확산방지막으로서의 Ta계와 Ti계 등이 있으며, Ta계로서는 Ta-Si-N이  $500 \text{ \AA}$ 의 박막으로  $650^\circ\text{C}$ 에서 30분간의 열처리에서 상호확산이 일어나지 않은 것이 보고되고 있고[10], Ti계는  $1000 \text{ \AA}$ 의 TiW이  $775^\circ\text{C}$ 의 확산방지온도를 나타내는 것으로 보고되고 있으나 TiW은 매우 brittle하며, 또한 증착시 스트레스가 높아 문제가 된다[11, 12]. 반면 Mo 화합물 (Mo-N, Mo-Si-N) 등은 내마모코팅 (hard coating), Al 확산 방지막물질, 게이트 금속 등으로 연구되어오나 Cu 확산방지막 특성에 관한 연구는 거의 진행이 안된 상태이다[13, 14]. 따라서 본 연구에서는 이 Mo 화합물에 대한 확산방지막으로서 순수 금속과 금속-실리사이드 박막의 비교 및 질소 함량에 따른 확산방지특성을 조사하였다.

## 2. 실험방법

10 : 1 HF 용액으로 자연산화막을 제거한 실리콘 (100) 웨이퍼 위에  $1000 \text{ \AA}$  두께의 Mo-N과 Mo-Si-N박막을 각각 Mo,  $\text{MoSi}_2$  composite target으로 Ar/ $\text{N}_2$  분위기의 reactive dc magnetron sputtering 방법을 이용하여 증착하였다. 시편을 공기중에 노출시키지 않은 상태에서 Cu 역시 dc sputtering 방법으로 증착하여 Cu ( $5000 \text{ \AA}$ )/Mo 화합물 ( $1000 \text{ \AA}$ )/Si기판의 구조를 만들었다. 모든 증착은 초기진공을  $1 \times 10^{-6}$  torr 이하로 유지한 후 시행하였으며, 증착시의 Ar 가스 유량은 10 sccm으로 고정하였고 질소를 0~20% 첨가하고 throttle 밸브를 조절하여 증착시의 압력을 5 mtorr 로 일정하게 유지시켰다. 증착된 각 시편의 열처리 온도에 따른 확산방지특성을 관찰하기 위하여  $1 \times 10^{-5}$  torr 이하의 진공분위기에서  $300 \sim 800^\circ\text{C}$  범위에서 앞서 증착한 시편들을 30분동안 열처리하였다.

증착 및 열처리된 각 시편의 면저항은 Four point probe system으로 측정하였고 열처리 온도에 따른 박막의 구조적 변화는 X-ray diffractometer (XRD)를 사용하여 분석하였다. Rutherford backscattering spectrometry (RBS)를 이용하여 열처리과정에서의 확산방지막의 조성과 열처리후 Cu와 실리콘간의 상호확산정도를 분석하였다. 확산방지막을 통한 Cu 표면으로의 Si 확산을 X-ray pho-

toelectron spectroscopy (XPS)로 조사하였고, Cu와 확산방지막층을 제거한 뒤 Secco etchant[16]를 이용하여 실리콘 표면을 식각한 후 Scanning electron microscopy (SEM)로써 Si와 Cu의 상호확산으로 인해 형성된 실리콘 기판위의 결합을 관찰하였다. Cu는  $\text{HNO}_3+\text{H}_2\text{O}$  용액으로 제거하였고, Mo-N층은  $\text{H}_2\text{SO}_4+\text{HNO}_3+\text{H}_2\text{O}$  용액으로, Mo-Si-N층은  $\text{HF}+\text{HNO}_3$  용액으로 각각 제거되었다.

### 3. 결과 및 고찰

#### 3.1 Mo 화합물/Si

Cu/Mo-화합물/실리콘기판 구조의 열처리후 결과에 대한 고찰을 위해 우선 확산방지막으로 사용될 Mo-화합물 박막자체의 열처리온도에 따른 전기적, 구조적변화를 four point probe와 XRD로써 조사하였다. 1~10  $\Omega\text{-cm}$ 의 비저항을 갖는 실리콘위에 증착된 Mo-(N)과 Mo-Si-(N)의 열처리 온도에 따른 비저항의 변화를 Fig. 1에 나타내었다. 그림에서 보듯이 Mo-(N)/Si 시편 및 Mo-Si-(N)/Si 시편내에 첨가된 질소함량이 증가함에 따

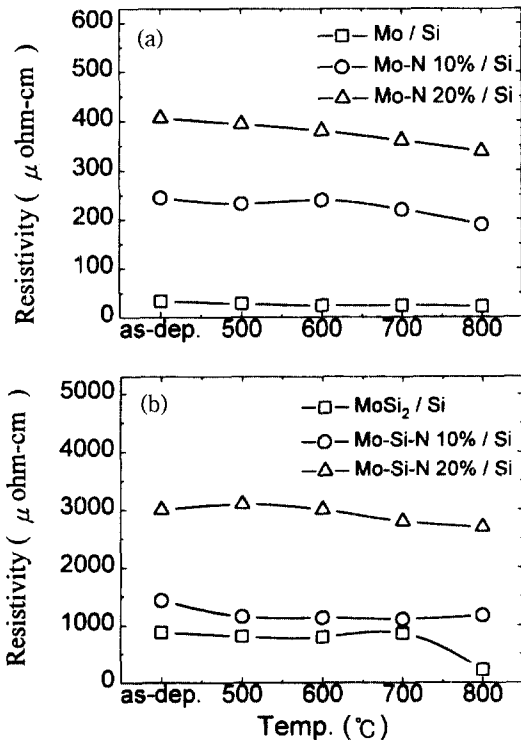


Fig. 1. Resistivity as a function of annealing temperature for (a) Mo-(N)/Si and (b) Mo-Si-(N)/Si.

라 비저항이 증가함을 보였고, 열처리온도를 증가시키기에 따라서는 점차적으로 감소함을 알 수 있었다. 그러나, MoSi<sub>2</sub> 박막에서는 800 $^{\circ}\text{C}$  열처리 이후 비저항의 급격한 감소가 관찰되었다.

Fig. 2에 Mo-(N)과 Mo-Si-(N)의 열처리온도에 따른 XRD pattern을 나타내었다. 증착된 Mo 박막은 (110) Mo peak을, Mo-N (10% nitrogen)박막은 (111) Mo<sub>2</sub>N과 (200) Mo<sub>2</sub>N peak을 보였다. 열처리된 Mo와 Mo-N (10% nitrogen)은 peak 크기의 큰 증가를 보이지는 않았다. 반면, 증착된 각 시편과 600 $^{\circ}\text{C}$  열처리된 MoSi<sub>2</sub>와 Mo-Si-N박막은 비정질구조를 보였고, 700 $^{\circ}\text{C}$ 이상으로 열처리된 시편들은 비정질구조에서 결정화된 구조로의 변화를 보였다. MoSi<sub>2</sub>의 경우 800 $^{\circ}\text{C}$ 이상의 열처리후 tetragonal MoSi<sub>2</sub>로 결정화됨을 나타낸다. Fig. 1에서 보인 비저항의 감소는 Fig. 2에서 나타낸 결정구조의 변화와 관계가 있는 것으로 사료된다. Fig. 1(a)의 Mo-(N)의 비저항이 큰 변화가 없는 것은 Fig. 2(a), (b)에서 구조변화가 없는 것과도 일치한다. Fig. 1(b)에서 800 $^{\circ}\text{C}$  열처리후 MoSi<sub>2</sub> 비저항의 큰 감소 또한 Fig. 2(c)에서 나타내고 있는 결정화 정도의 증가 및 낮은 비저항을 갖는 tetragonal MoSi<sub>2</sub>로의 구조변화와 관계가 있는 것으로 사료된다. 안정한 tetragonal MoSi<sub>2</sub> 박막은 40~100  $\mu\Omega\text{-cm}$ 의 비저항을 갖는 것으로 보고되고 있는 것[17]에 비교하면 본 실험의 시편은 열처리후에도 높은 비저항값을 보이는데 이는 열처리가 완전한 결정화가 아닌 부분적인 결정화에 기인한 것으로 생각되어진다. Fig. 2(d)에서 나타내고 있는 Mo-Si-N (20% nitrogen)은 열처리온도를 높임에 따라 700 $^{\circ}\text{C}$  열처리시 비정질 구조에서 다소 높은 비저항을 갖는 hexagonal 상의 형성을 보였고 900 $^{\circ}\text{C}$ 의 열처리후에도 약간의 결정화만을 보였다. 이 결과는 앞서 열처리 온도에 따른 비저항변화의 결과와도 일치하는 결과로 사료된다.

#### 3.2 Cu/Mo 화합물/Si

Fig. 3은 Cu/Mo-(N)/Si과 Cu/Mo-Si-(N)/Si 시편의 열처리온도에 대한 면저항 변화를 나타낸다. 각 Cu/Mo-(N)/Si 시편과 Cu/Mo-Si-(N)/Si 시편은 서로 다른 열처리온도에서 급격한 면저항의 증가를 보였으며 급격한 면저항의 증가가 일어나기 전의 열처리단계까지는 점차적인 면저항의 감소를 보였다. 이와 같은 면저항의 감소는 열처리에 의한 결정립의 성장과 박막내부 결합의 소멸 등에 의한 Cu의 면저항 감소에 의한 것으로 보인다. 각

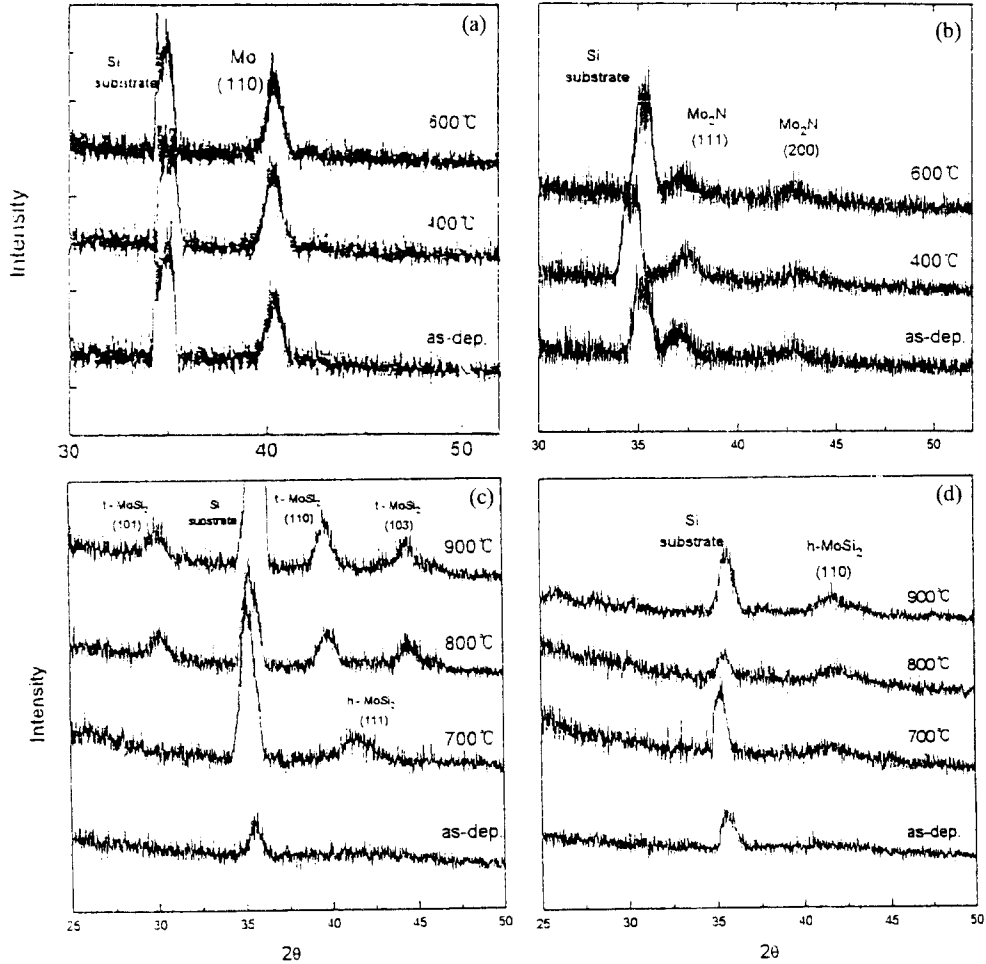


Fig. 2. XRD data as a function of annealing temperature for (a) Mo/Si, (b) Mo-N (10% nitrogen)/Si, (c) MoSi<sub>2</sub>/Si, and (d) Mo-Si-N (20% nitrogen)/Si.

시편에 있어서의 급격한 면저항의 증가는 기관의 실리콘이 Cu층으로 확산하여 Cu박막내부에 높은 비저항을 갖는 Cu-Si화합물 (Cu-실리사이드)를 형성시켰기 때문이다. Mo-(N)박막중 가장 높은 온도에서 면저항의 증가를 보인 Mo-N (10% nitrogen)확산방지막시편은 650°C 열처리후 면저항이 크게 증가하였다. MoSi<sub>2</sub>시편은 300°C의 낮은 온도에서 면저항의 증가를 보였으며 Mo-Si-N (10%nitrogen)시편은 600°C에서 면저항의 큰 증가를 보였다. 반면 Mo-Si-N (20%nitrogen)시편은 800°C의 열처리 단계까지 면저항의 큰 증가는 보이지 않았다.

Cu와 Si은 강한 상호 반응성을 가지고 있어 낮은 온도에서도 서로 반응하여 Cu-실리사이드 (Cu<sub>3</sub>Si)를 형성한다. 따라서 Si 위에 증착된 층들을 제거한 후 Cu와 Si

의 상호확산으로 인한 Si 기관위의 결함 (etch pit)을 관찰함으로써 확산방지막의 파괴를 확인할 수 있다. 실리콘 기관내에 형성된 결함들은 Secco etchant에 의해 쉽게 제거되어 역피라미드 (inverted pyramid)모양의 etch pit을 남긴다. Secco etchant는 (100) type의 웨이퍼표면의 결함 관찰시 사용하는 식각액이다. 확산방지막특성을 평가하기 위해 Secco etching을 마친 열처리된 실리콘 기관을 SEM으로 관찰한 결과를 Fig. 4에 나타내었다. 실리콘 기관의 Secco etching전에 Cu와 Mo화합물은 앞서 실험방법에서 설명한 습식 식각액을 사용하여 선택적으로 식각되어졌다. 그림에서 보듯이 700°C 30분 열처리후 Mo-Si-N (20% nitrogen)시편의 실리콘 표면에서 수 μm 크기의 사각형 모양을 지닌 etch pit이 관찰되

었고 800°C로 열처리 온도를 증가시키에 따라 etch pit의 수도 증가하였다. Mo-N (10%nitrogen) 시편은 650°C

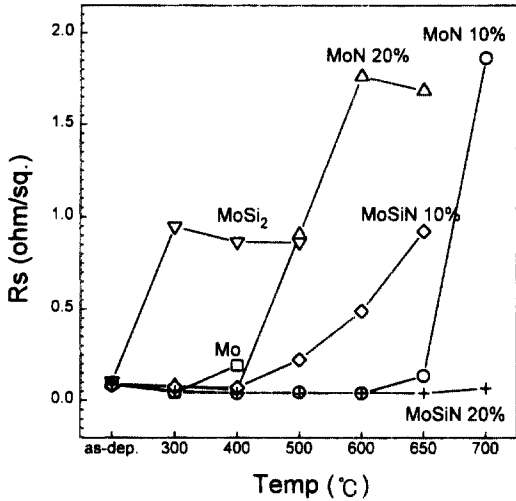


Fig. 3. Sheet resistance of Cu/Diffusion Barrier/Si samples as a function of annealing temperature.

열처리에서부터 etch pit이 관찰되었고 역시 열처리 온도 증가와 함께 etch pit의 수도 증가하였다. 이 etch pit은 실리콘 기판의 결정방향과 관련된 것으로 <110>방향을 가지며 {111}면과 접해 있으며, etch pit의 밀도가 높아짐에 따라 Si <110>방향을 따라 연결되어 (100)실리콘기판의 결함특성을 나타내었다[6~15].

각 열처리온도에서의 XRD pattern을 그림에 나타내었다. Mo 화합물의 peak과 Si peak과의 겹침을 피하기 위하여 입사각을 2°로 하였기 때문에 peak의 강도는 다소 낮은 경향을 보이며, 따라서 결정화에 따른 peak강도의 증가도 크게 나타나지는 않는다. Scan 각도는 20°~80°이었으나 그림에서는 Cu-실리사이드의 주 peak부분만을 나타내었으며, 참고로 Mo-(N)/Si시편의 열처리한 경우 Mo-실리사이드의 peak은 그림외의 각도에서도 나타나지 않았다. Fig. 5(b)의 Mo-Si-N (20% nitrogen) 시편은 열처리에 따른 Cu peak의 성장이 관찰되었고 700°C 열처리시에는 Cu peak의 감소와 함께 확산방지막을 통한 Si와 Cu와의 반응으로 형성된 Cu-실리사이드

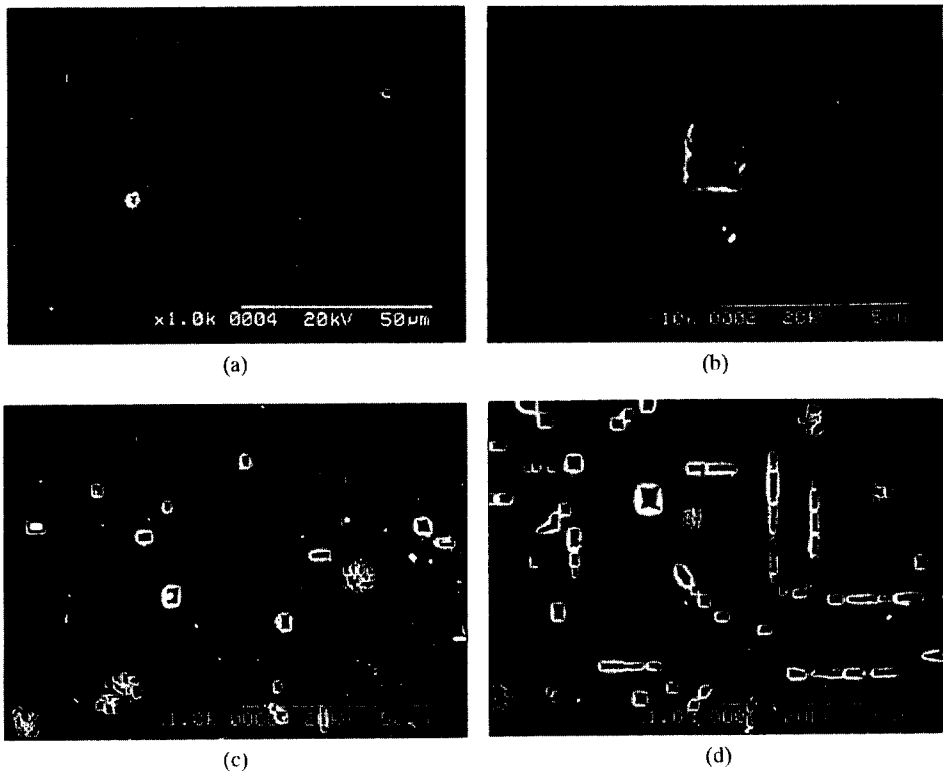


Fig. 4. SEM micrographs of silicon surface after Secco etching for (a), (b) Cu/Mo-Si-N (20% nitrogen)/Si after 700°C annealing, (c) Cu/Mo-Si-N (20% nitrogen)/Si after 800°C annealing, and (d) Cu/Mo-N (10% nitrogen)/Si after 800°C annealing.

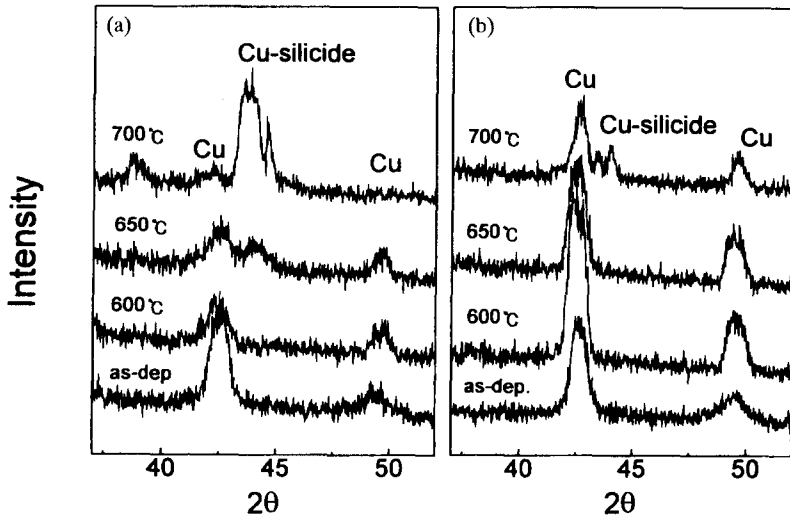


Fig. 5. XRD data as a function of annealing temperature for (a) Cu/Mo-N (10% nitrogen)/Si and (b) Cu/Mo-Si-N (20% nitrogen)/Si.

드 peak이 관찰되었다. Fig. 5(a)의 Mo-N (10% nitrogen) 시편의 경우, Cu-실리사이드 peak은 650°C 열처리후부터 형성됨을 보였다.

RBS를 통하여 증착된 박막의 조성과 열처리시의 상호확산정도를 조사하여 Fig. 6에 나타내었다. 우선 열처리에 따른 Cu층의 응집화 (agglomeration)에 의한 분석의 장애를 없애기 위해 Cu층을 HNO<sub>3</sub>+H<sub>2</sub>O용액으로 식각한 후 확산방지막의 표면에 3.0 MeV의 He<sup>++</sup> 이온을 가하여 분석하였다. Cu층의 응집화 (agglomeration)는 열처리시 Cu층의 표면 에너지를 감소시키기 위한 현상이며, 이로 인해 RBS분석시 Cu와 확산방지막과의 계면에서의 RBS 프로파일 결과를 실제와 달리 Cu가 확산방지막을 통과하여 Si기판의 뒷면으로까지 확산해 들어간 것으로 기록한다. 본 실험의 열처리에서는 600°C에서 Cu의 응집화를 광학현미경으로 관찰하였고, 육안으로는 시편색이 탁해지는 것으로 확인할 수 있었다. MoSi<sub>2</sub> target을 Ar만으로 sputter하여 증착한 MoSi<sub>2</sub> 박막은 Mo:Si=1:2.3의 조성비를 보였고, 그림에 나타내지는 않았지만 MoSi<sub>2</sub>확산방지막 시편은 300°C 또는 그 이하의 낮은 온도에서 그 구조가 파괴됨을 보였고, XRD 및 면저항측정 결과와도 일치했으며, 이 경우 Si 기판으로부터의 실리콘과 Cu와의 반응이라기보다는 확산방지막인 Mo 실리사이드내의 과잉 Si과 Cu와의 반응이 그 원인이 되는 것으로 사료된다. 때문에 비록 열적으로 준안정상이라는 하지만 실리사이드내에 금속과 실리콘과의 비

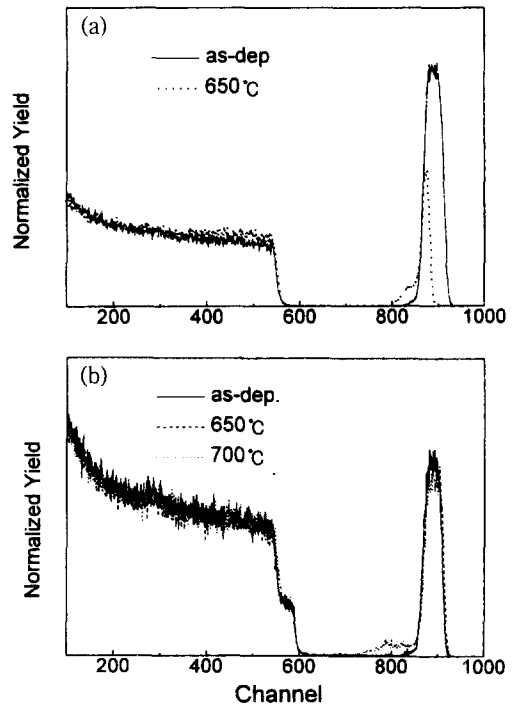


Fig. 6. Rutherford backscattering spectra of (a) Cu/Mo-N (10% nitrogen)/Si and (b) Cu/Mo-Si-N (20% nitrogen)/Si (after Cu etching).

가 1:2보다 금속이 많이 첨가되어 금속과 실리콘의 비가 5:3 또는 3:1인 확산방지막을 연구한 예도 있다[9~18].

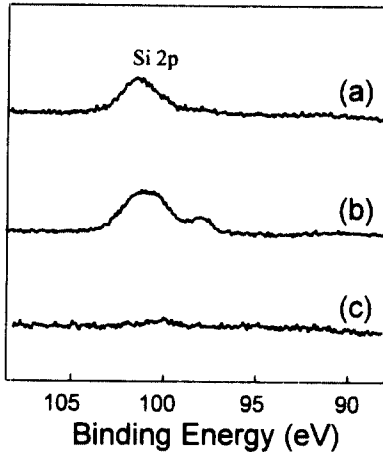


Fig. 7. XPS narrow scan data of silicon 2p peak on Cu (a) after 300°C annealing for Cu/MoSi<sub>2</sub>/Si, (b) after 650°C annealing for Cu/Mo-N (10% nitrogen)/Si, and (c) after 650°C annealing for Cu/Mo-Si-N (20% nitrogen)/Si.

반면, Mo-Si-N (20% nitrogen)박막은 Mo:Si:N=1:2:2의 비를 보였다. Fig. 6(b)에서 보듯이 Mo-Si-N (20% nitrogen) 시편의 700°C 열처리 profile은 증착시의 profile에 비해 channel number 800 부근에서 긴 tail을 보인다. 이 tail은 Mo-Si-N확산방지막으로 확산한 Cu에 의한 것으로 RBS 결과를 확인해 볼 수 있는 Rump 프로그램의 시뮬레이션 결과 확인할 수 있었으며, 650°C 열처리결과에서 보이고 있는 확산방지막과 기판실리콘과의 약간의 상호확산에 따른 계면변화로 인한 약간의 tail과는 구분된다[19]. Fig. 6(a)의 Mo-N (10% nitrogen) 시편은 650°C 열처리의 Cu 확산으로 인한 tail을 보이며 Mo-N층의 두께감소는 Cu층의 식각시 선택적으로 식각되지 못하고 함께 제거되었기 때문으로 보인다.

Fig. 7은 열처리 후 확산방지막을 통한 실리콘기판에서 Cu표면으로의 Si 확산을 조사하기 위하여 XPS narrow scan 분석을 한 결과이며 Cu층을 약 1000 Å 제거한 뒤 조사하였다. Fig. 7(b), (c)에서 나타내고 있는 650°C 열처리 후 Si 2p peak은 Fig. 7(b)의 Mo-N (10% nitrogen) 시편에서만 관찰되었고 Fig. 7(c)의 Mo-Si-N (20% nitrogen)시편에서는 관찰되지 않았다. 한편, Fig. 7 (a)의 MoSi<sub>2</sub> 확산방지막 시편은 300°C에서도 Si peak이 관찰되었다.

#### 4. 결 론

Cu 와 실리콘 기판사이에서 Mo 화합물 (Mo-(N)과

Mo-Si-(N))의 확산방지막으로서의 특성을 열처리온도를 변수로 하여 조사하였다. 분석은 면저항측정, XRD, RBS, SEM, XPS 등을 이용하였다.

Mo-N 박막은 증착시 Mo<sub>3</sub>N구조를 보였고 600°C까지의 열처리에 따른 구조변화는 보이지 않았다. Mo-Si-N 박막은 비정질구조로 증착되어 700°C 열처리시 hexagonal MoSi<sub>2</sub>로의 결정화를 보였으며, MoSi<sub>2</sub>박막의 800°C 열처리시 나타나는 tetragonal구조는 형성되지 않았다.

확산방지막으로서 적용시 Mo-N (10% nitrogen) 시편은 650°C에서, Mo-Si-N (20% nitrogen) 시편은 700°C 열처리후 구조파괴를 보였다. Mo-Si-N 확산방지막의 증착시 질소첨가는 N<sub>2</sub> stuffing 효과 외에도 결정화온도변화 및 Mo:Si 비의 변화로 Cu 확산방지특성에 영향을 미친다고 사료된다.

#### 감사의 글

본 연구는 한국과학재단의 핵심연구지원과제의 연구비지원(과제번호: 951-0803-036-2)에 의해 수행되었으며 이에 감사드립니다.

#### 참고문헌

1. P. S. Ho, *Thin Solid Films*, **96**, 301 (1982).
2. S. Wolf and R. N. Tauber, *Silicon Processing for the VLSI Era*, Vol. 2, Lattice Press, Sunset Beach, p. 268, (1990).
3. S. Q. Wang, *J. Appl. Phys.*, **68**, 5176 (1990).
4. J. L. W. Blewer and J. W. Mayer, *MRS Bulletin*, **18**, June (1993).
5. E. R. Weber, *Appl. Phys.*, A, 1 (1983).
6. S. Q. Wang, I. Raaijmakers, B. J. Burrow, S. Suthar, S. Redkar and K. B. Kim, *J. Appl. Phys.*, **68**(10), 5176, (1990).
7. K. C. Park and K. B. Kim, *J. Electrochem. Soc.*, Vol. **142**, 3109 (1995).
8. K. Holloway, P. M. Fryer, C. Cabral, Jr. J. M. E. Harper, P. J. Bailey, and K. H. Kelleher, *J. Appl. Phys.* **71**(11), 1 June (1992).
9. Jian Li and J. W. Mayer, *MRS Bulletin*, 52, June (1993).
10. J. S. Reid, E. Kolawa, R. P. Ruiz and M. A. Nicolet, *Thin Solid Films*, **236**, 319 (1993).
11. E. Kolawa, J. S. Chen, J. S. Reid, P. J. Pokela and

- M. -A. Nicolet, *J. Appl. Phys.*, **70**, 1389 (1991).
12. S. Q. Wang, S. Suthar, C. Hoeflich and B. J. Burrow, *J. Appl. Phys.*, **73**, 2301 (1993).
  13. S. Wolf and R. N. Tauber, *Silicon Processing for the VLSI Era*, Vol. 2, Lattice Press, Sunset Beach, (1990) p. 126.
  14. V. P. Anitha, A. Bhattacharya, N. G. Patil, and S. Major, *Thin Solid Films*, **236**, 306 (1993).
  15. K. Kawaguchi and S. Shin, *J. Appl. Phys.*, **67**(2), 921 (1990).
  16. K. Holloway and P. M. Fryer, *Appl. Phys. Lett.*, **57**, 1736 (1990).
  17. S. Wolf and R. N. Tauber, *Silicon Processing for the VLSI Era*, Vol. 1, Lattice Press, Sunset Beach, (1985) p. 533.
  18. J. W. C. de Vries and A. H. van Ommen, *J. Appl. Phys.* **64**(2), 15 July (1988) p. 749.
  19. E. Kolawa, J. S. Reid, P. J. Pokela and M. A. Nicolet, *J. Appl. Phys.*, **70**(3) (1991) p. 1369.
  20. Syd R. Wilson, Clarence J. Tracy, and John L. Freeman, Jr., "Handbook of multilevel metallization for integrated circuits", NOYES publications, p. 59-67 (1994).