

고집적 반도체 배선용 Cu(Mg) 박막의 전기적, 기계적 특성 평가

안재수* · 안정욱 · 주영창 · 이제훈¹⁾

서울대학교 공과대학 재료공학부, ¹⁾삼성전자

Electrical and Mechanical Properties of Cu(Mg) Film for ULSI Interconnect

Jea-Su Ahn*, Jeong-Uk An, Young-Chang Joo, and Je-Hun Lee¹⁾

*School of Materials Science & Engineering, Seoul National University, Seoul 151-742 Korea,

¹⁾AMLCD Division, Device Solution Network, Samsung Elcetronics Co., Ltd Korea

초 록: 반도체 소자의 배선용 재료로서 사용가능한 합금원소 Mg를 첨가한 Cu(Mg) 박막의 기계 및 전기적 특성 변화를 조사하였다. Cu(2.7at.%Mg) 박막은 열처리를 할 경우 Cu 박막에 비하여 표면거칠기는 약 1/10 정도로 줄고 SiO₂와의 접착력도 2배 이상 향상된 결과를 나타내었다. 또한 300°C 이상의 온도에서 10분 이상 열처리를 할 경우 급격한 저항감소를 보여주었는데 이는 Mg 원소의 확산으로 인해 표면 및 계면에서 Mg 산화물이 형성되고 내부에는 순수 Cu와 같이 되었기 때문이다. 경도 및 열응력에 대한 저항력도 Cu 박막에 비해 우수한 것으로 나타났으며 열응력으로 인해 Cu 박막에 나타나던 표면 void가 Cu(Mg) 박막에서는 전혀 관찰되지 않았다. EM Test 결과 lifetime은 2.5MA/cm², 297°C에서 순수 Cu 라인보다 5배 이상 길고 BTS Test 결과 Capacitance-Voltage 그래프의 플랫 밴드 전압(V_F)의 shift현상이 Cu에서는 나타났지만 Cu(Mg) 박막에서는 발생하지 않는 우수한 신뢰성을 보여주었다. 누설전류 측정을 통한 SiO₂의 파괴시간은 Cu에 비하여 약 3배 이상 길어 합금원소에 의한 확산방지 효과가 있음을 확인하였다.

Abstract: The electrical and mechanical properties of sputtered Cu(Mg) films are investigated for highly reliable interconnects. The roughness, adhesion, hardness and resistance to thermal stress of Cu(Mg) film annealed in vacuum at 400°C for 30min were improved than those of pure Cu film. Moreover, the flat band voltage(V_F) shift in the Capacitance-Voltage(C-V) curve upon bias temperature stressing(BTS) was not observed and leakage currents of Cu(Mg) into SiO₂ were three times less than those of pure Cu. Because Mg was easy to react with oxide than Cu and Si after annealing, the Mg Oxide which formed at surface and interface served as a passivation layer as well.

Keywords: Doped Cu, Cu 합금배선, 전기적 성질, Cu 합금박막

1. 서 론

현재의 반도체 배선재료는 기존의 알루미늄이 아닌 구리로 대체되어 있다. 반도체 소자가 고도로 집적화되어 배선의 선폴이 0.13 μm까지 미세화되면서 배선에 가해지는 전류밀도가 급격히 증가하고 RC 신호 지연이 심해졌는데 RC 신호 지연

에 대해서는 식(1)과 같이 표현되며 식(1)로부터 배선과 절연체의 두께가 작아짐에 따라 RC 신호 지연이 급격하게 증가됨을 알 수 있다¹⁾.

$$RC \text{ time delay} = \frac{\rho L^2 \epsilon_{ILD}}{t_M t_{ILD}} \quad (1)$$

여기서 ρ, t_M, L은 각각 배선물질의 비저항, 두

계, 길이며 t_{ILD} , ϵ_{ILD} 는 절연체의 두께, 유전율이다. RC 신호 지연을 줄이기 위해서는 비저항이 낮은 금속과 유전율이 낮은 물질을 사용하여야 하며 이러한 요구로 인하여 배선 물질은 Al보다 저항이 낮은 Cu가 사용되기 시작하였고 절연체는 SiO_2 에서 유전상수가 더욱 낮은 저유전(low-k) 물질이 사용되기 시작하였다²⁾. 또한 Cu 배선은 Al 배선에 비해 전기 저항이 낮은 것 이외에도 여러 가지 장점을 가지고 있는데 무엇보다 Al에 비하여 electromigration(EM)에 대한 저항성이 더 크다고 알려져 있다¹⁾. 이러한 EM 현상은 배선의 선평이 작아져서 전류밀도가 높아지게 될 경우 더욱 심하게 나타나 회로의 파괴를 가져올 수도 있는 등의 심각한 신뢰성 문제가 된다. 따라서 Cu 배선을 사용하게 될 경우 반도체 배선의 신뢰도를 더욱 높일 수가 있게 된다.

비록 Cu 배선이 Al 배선보다 전기저항이 낮고 EM에 대한 저항성이 더 높아 신뢰성에서도 큰 장점을 가지고 있지만 기존의 Al 배선에서 발생하지 않는 여러 가지 문제점들이 있다³⁾. 우선 Cu는 Al과는 달리 건식식각이 불가능하여 절연막을 먼저 증착하여 라인이 형성될 곳을 에칭한 후에 금속을 채워넣는 다마신(damascene)방법으로 사용되고 있으며⁴⁾ 배선의 선평이 계속 감소하기 때문에 전류밀도는 계속 증가하고 이러한 높은 전류밀도에 의한 EM 문제가 더 심각해져 반도체소자의 신뢰성에 심각한 문제가 발생할 수 있다⁵⁾. 그리고 Cu 배선의 경우 산소와 반응하여 표면이 쉽게 산화되어 부식 등의 많은 공정상의 어려움을 가져오며, Cu가 유전체에 직접 노출될 경우 유전체로 쉽게 확산되어 회로에 심각한 문제를 일으킨다⁶⁾. 또한 Cu는 절연체와의 접착력이 약하기 때문에 회로 집적시 많은 문제가 생기게 되고 집적 후에도 신뢰성 문제를 야기시킨다³⁾.

이러한 문제들을 지금까지는 확산방지막을 이용하여 해결하고 있으나 배선의 선평이 점점 감소할수록 확산방지막의 두께가 얇아져서 결국 확산방지막이 없어져야 할 것이고 따라서 Cu 자체에서 확산을 억제할 수 있는 self-passivation 배선의 개발이 필수적으로 이루어져야 한다. 이러한 Cu 배선의 문제점들을 해결하기 위하여 이온 주입방법, 표면 실리사이드 형성, 플라즈마 처리 등의 여러 가지 방법들이 시도되어 왔으나 지금까지 가장

가능성 있는 방법으로 알려진 것은 Cu에 소량의 합금원소를 첨가시켜서 Cu 합금을 사용하는 것이다⁷⁻¹⁰⁾. Cu에 Al이나 Mg 등의 합금원소를 첨가시킬 경우 이들의 산화도가 Cu보다 강하여 배선의 표면 및 계면으로 확산되어 Self-passivation layer를 형성시킨다¹¹⁾. 이러한 passivation layer는 Cu의 산화를 방지하고 Cu 이온이 절연체로 확산해 들어가는 것을 방지하며 EM에 대한 저항성을 향상시킬 뿐만 아니라 계면의 접착력을 증가시킨다.

또한 Cu 합금배선을 사용하게 될 경우 Cu 배선의 문제점들을 해결할 뿐만 아니라 공정의 간소화도 이룰 수가 있다³⁾. 즉 Cu 배선을 사용할 경우는 Cu의 확산을 막고 절연체와의 접착력을 좋게 하기 위하여 확산방지막의 증착이 선행되어야 하지만 Cu 합금배선을 사용할 경우는 이러한 확산방지막의 증착공정이 없어지게 되므로 공정이 간소해질 수 있다. 본 연구에서는 스퍼터를 이용하여 증착한 Cu(Mg) 박막의 기계 및 전기적 특성을 조사하여 순수 Cu 박막과 비교 분석하였다.

2. 실험방법

Cu 및 Cu(Mg) 박막은 기저압력이 5×10^{-7} Torr인 DC 마그네트론 스퍼터(sputter)를 이용하여 증착하였다. Cu 박막은 순수 Cu 타겟을 사용하였고 Cu(Mg) 박막 증착시에는 3.0at% Mg가 함유된 Cu(Mg) 합금타겟을 사용하였다. Cu 및 Cu(Mg) 박막은 1000 \AA SiO_2 가 올려진 p-type Si 웨이퍼 위에 4000 \AA 두께로 증착하였고 증착시 Ar압력은 2.5 mTorr를 유지하였다.

우선 증착한 Cu(Mg) 박막을 10^{-7} Torr 범위의 진공로를 이용하여 $100 \sim 600^\circ\text{C}$ 의 온도범위에서 열처리를 하여 온도에 따른 저항 변화를 측정하였고 350°C 에서 5분~120분간 열처리를 하여 열처리 시간에 따른 저항 변화를 측정하였다. 열처리 온도에 따른 저항 변화의 관찰 외에 기계적, 전기적 성질 등의 분석을 위한 열처리는 350°C 의 온도에서 30분간으로 고정하였다.

Cu(Mg) 박막의 기계적 성질을 알아보기 위하여 Scratch Test 장비를 이용하여 SiO_2 와의 접착력을 측정하였고 Atomic Force Microscope(AFM)을 이용하여 박막의 표면거칠기를 알아보았다. 그리고 Nano-indentor를 이용하여 박막의 강도를, 스트레

스 측정장비를 이용하여 박막의 열응력에 대한 저항도를 측정하고 Field Emission-Scanning Electron Microscope (FE-SEM)를 이용하여 표면에 형성된 공공(void)을 관찰하였다.

전기적 성질의 평가는 Bias Temperature Stress (BTS) Test를 이용하였다. BTS Test는 Capacitance-Voltage(C-V) curve 측정과 Time Dependant Dielectric Breakdown (TDDB) 측정을 하였다. C-V 측정에는 HP4280 장비를 이용하였고 TDDB 측정에는 Keithley 237 장비를 이용하였다.

4-point probe를 이용하여 면저항을 측정하고 α -step을 이용하여 두께를 측정해서 비저항을 계산하였다. 그리고 박막 내부의 조성을 알아보기 위하여 Auger Electron Spectroscopy(AES), Ionized Coupled Plasma-Atomic Emission Spectrometer (ICP-AES), Energy Dispersive Spectroscopy(EDS) 등을 이용하였으며 High Resolution Transmission Electron Microscope(HRTEM)을 이용하여 미세구조를 살펴보았다.

3. 결과 및 고찰

반도체 소자가 고도로 집적화되면서 소자는 여러 물질이 층을 이루는 다층구조를 이루게 되었고 가장 핵심적인 Cu 배선이 위치하는 바닥층에서는 표면의 균일도가 중요하게 되었다. 즉 이러한 다층구조의 배선을 제작할 경우 표면이 거칠어지게 되면 그 위에 얇은 박막을 증착할 경우에 균일하게 증착이 되지 않는 등의 문제가 발생할 수 있다. 따라서 배선으로 사용되는 재료는 열처리 과정을 거치더라도 표면이 거칠어지지 않아야 한다.

Cu와 Cu(Mg) 박막의 표면 거칠기를 분석하기 위하여 AFM을 이용하였다. 열처리 과정을 거치고 난 이후의 Cu와 Cu(Mg) 박막의 표면은 Fig. 1과 같은데 Cu 박막의 경우 열처리를 하게 되면 RMS 표면거칠기가 100Å 정도로 표면이 매우 거칠어지는데 반해 Cu(Mg) 박막은 약 10Å 정도로 매우 매끄러운 표면을 유지하고 있다는 것을 알 수가 있다. 즉 Cu 박막에서는 dewetting 및 agglomeration 되는 현상이 발생하여 표면이 거칠어지지만 Cu(Mg) 박막에서는 그러한 현상이 일어나지 않고 있다. 이러한 원인으로 Cu 박막은 SiO₂와의 접착력이 좋지 못한 반면에 Cu(Mg) 박막에서는 합

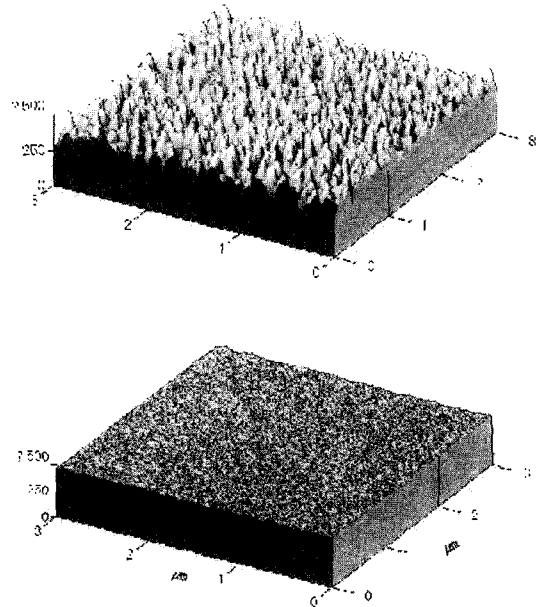


Fig. 1. Surface roughness of Cu and Cu(Mg) films annealed at 350°C for 30min.

금원소 첨가로 인해 접착력 향상이 이루어지고 이로 인해 dewetting 및 agglomeration 현상이 일어나지 않다고 보고되고 있다¹⁷⁾. 이와 같이 Cu(Mg) 박막의 경우 열처리를 하게 되더라도 표면의 거칠기 정도가 월등히 우수한 막질을 얻을 수가 있었다.

기존의 Cu 배선은 절연체와의 접착력이 좋지 않다는 문제점이 있어서 Cu와 절연체 사이에 접착력 향상을 위한 층을 추가하여야만 했다. 하지만

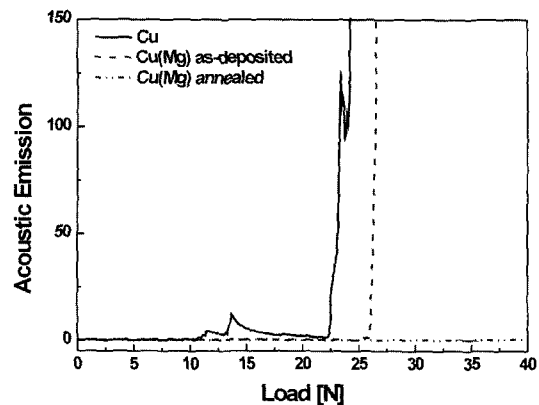


Fig. 2. Acoustic emission data using scratch test of the test results of Cu and Cu(Mg) film.

Scratch Test를 수행하여 접착력을 측정해본 결과, Fig. 2와 같이 Cu 박막 경우는 기판에서 떨어져 나가는 압력이 약 13N 정도인데 반하여 Cu(Mg) 박막의 경우 접착력이 약 26N으로 약 2배 상승하였으며 열처리 과정을 거치게 되면 접착력이 40N 이상으로 순수 Cu의 3배 이상의 값을 얻을 수 있었다. 즉 Cu(Mg) 박막을 사용하게 될 경우 접합층이 필요 없게 되는 장점이 있게 되는데 이는 Cu(Mg) 박막의 Mg가 열처리 과정을 거치는 동안 Cu(Mg)와 SiO₂의 계면으로 이동하여 SiO₂에 존재하는 산소와 반응하여 계면에 Cu_x-Mg_y-O_z 계의 Mg 산화물을 형성시켜 접착력을 향상시키는 것으로 판단된다.

Cu를 이용한 배선은 절연체를 먼저 식각을 한 후 Cu를 채워넣는 다마신 방법을 이용한다. 이러한 다마신 방법에는 반드시 chemical mechanical polishing(CMP) 공정이 필요한데 이러한 CMP 공정에서는 경도와 탄성계수 등이 매우 중요하다. 따라서 Cu와 Cu(Mg) 박막의 경도를 알아보기 위하여 나노 압입시험을 하여 Fig. 3과 같은 결과를 얻었다. Cu보다 Cu(Mg)의 경도가 훨씬 높은 것을 알 수 있으며 같은 Cu(Mg) 박막일 경우에는 열처리를 하기 전의 경도가 열처리 후의 값보다 더 높은 값이 나타났다. 이것은 Cu(Mg) 박막이 열처리 전에는 Cu 내부에 Mg가 분산 존재하여 경도를 훨씬 증가되는 효과를 가져오고 이를 열처리하게 될 경우 Mg가 박막의 표면 및 계면으로 확산하여 내부에 순수 Cu만을 남겨놓기 때문에 열처리 이전보다 경도가 다소 줄어드는 것으로 보여진다. 본

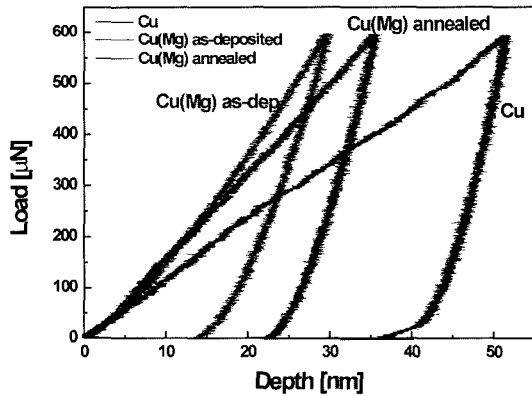


Fig. 3. Nano-indentation result of Cu and Cu(Mg) films.

결과에서처럼 Cu(Mg) 박막을 사용하게 될 경우 순수 Cu 박막보다 더 높은 경도를 가지는 배선을 제조할 수가 있으며 CMP와 같은 공정에 보다 더 잘 견디고 적합한 성질을 가지게 된다.

Si 기판 위에 금속 박막을 증착할 경우 기판과 박막의 열팽창 계수가 차이가 나기 때문에 가열과 냉각공정을 할 경우에 박막에는 큰 응력이 가해지게 된다. 일반적으로 금속 박막의 증착은 고온에서 이루어지므로 증착이 끝난 후 상온으로 돌아오게 되면 증착된 박막은 기판보다 더 많이 수축하려고 하여 박막에는 인장응력이 가해진다. 이러한 박막에 가해지는 응력을 분석하기 위하여 가열·냉각에 따른 응력의 변화를 측정하였다.

Fig. 4를 보면 Cu 박막의 경우에 일반적으로 알려진 온도-응력 양상과 비슷한 결과를 보이고 있고 온도 상승시 약 250°C 부근에서 소성변형이 시작되고 있음을 알 수가 있다. 하지만 Cu(Mg) 박막의 경우에는 첫번째 사이클에서는 약 200°C 정도

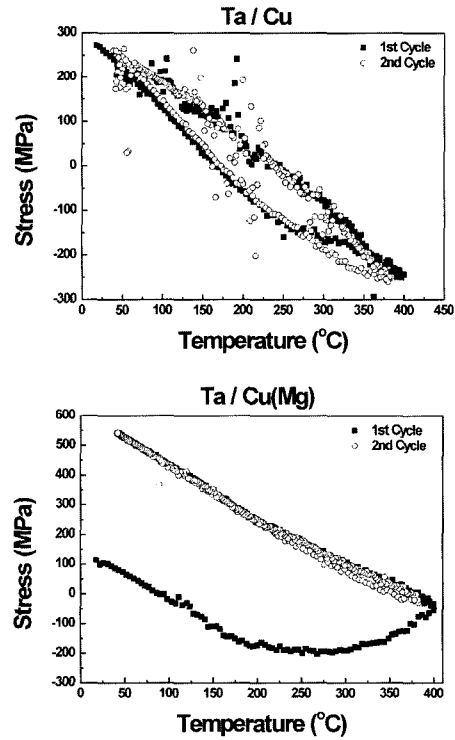


Fig. 4. Stress hysteresis graph of Ta/Cu and Ta/Cu(Mg) film.

에서 Mg의 재배열이 일어나며 두 번째 사이클부터는 Cu 박막과는 달리 400°C정도까지 거의 탄성 변형을 한다는 사실을 알 수가 있다. 즉 Cu(Mg)는 Cu보다 열처리시 발생하는 응력을 훨씬 더 잘 견딜 수 있다는 것이다. Cu(Mg)의 열응력에 대한 저항성은 박막표면에 형성된 공공을 통해서도 알 수가 있는데 즉 박막의 열처리 및 냉각시 박막에 생기는 인장응력의 해소를 위해 입계의 삼중점 등에 공공이 형성되는 것이다.

Fig. 5는 Cu와 Cu(Mg) 박막을 435°C까지 가열한 후 냉각했을 때 표면에 형성된 공공을 광학현미경 및 FE-SEM으로 촬영한 것이다. 이 사진을 비교해보면 Cu 박막의 표면에는 상당히 많은 공공이 형성된 것을 관찰할 수 있지만 Cu(Mg) 박막에는 공공이 거의 발생하지 않았음을 확인할 수가 있었다. 즉 Cu(Mg) 박막의 경우 표면 및 계면으로 이동한 Mg로 인하여 Cu의 확산이 제한되기 때문에 이처럼

표면에서 공공이 형성되지 않게 되고 결국 순수 Cu 박막보다 응력에 대한 저항력이 크게 된다.

Cu(Mg) 박막을 증착한 직후에는 Mg 원자가 Cu의 내부에 균일하게 분포하고 전자의 흐름을 방해하기 때문에 Cu의 저항을 높이는 원인이 된다^{12,13}. 그러나 열처리를 하게 되면 비저항이 급격히 감소하는데 이는 결정립 성장과 Cu 내부 결함의 감소 등도 영향을 미치지만 합금원소인 Mg 원자의 확산이 주원인으로 작용한다. 지금까지 보고된 바로는 Mg 원자는 Cu와 Si보다도 산소와의 반응성이 더 좋기 때문에 열처리시 Cu 박막의 표면 및 Cu와 SiO₂와의 계면으로 확산하여 산소와 반응하여 표면과 계면에 self-passivation layer인 MgO를 형성시키고 따라서 박막 내부에는 Mg가 거의 남아 있지 않아 순수 Cu와 비슷한 낮은 저항값을 나타낸다고 알려져 있다.^{14,15}

Fig. 6은 Cu(Mg) 박막의 비저항을 각각 온도와 시간에 따라 나타낸 것이다. 비저항은 열처리 온

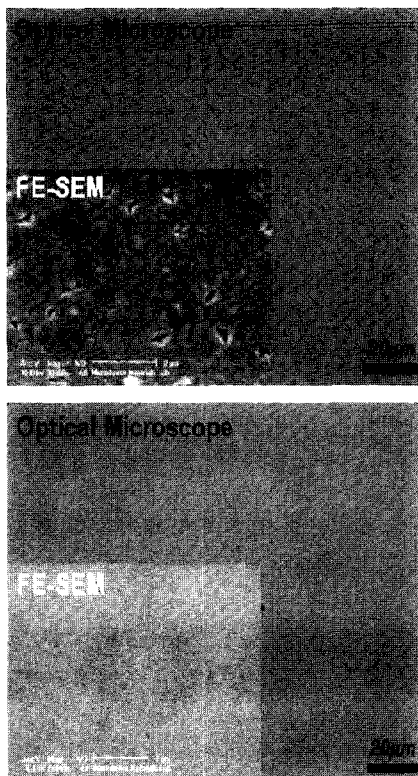


Fig. 5. FE-SEM and microscope image of the void formed at surface of Cu(left) and Cu(Mg)(right) film annealed at 435°C for 60min.

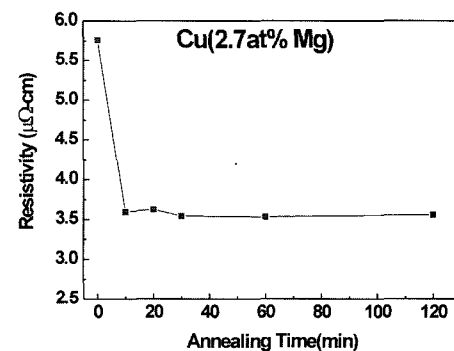
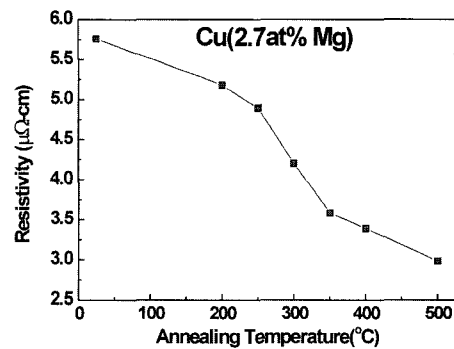


Fig. 6. Resistivity change of Cu(2.7at%Mg) film as a function of annealing temperature (annealed for 60 min) and annealing time (annealed at 350°C).

도가 증가할수록 조금씩 감소하다가 약 300°C 정도의 온도에서 급격히 감소하고 열처리 시간은 10분만에 최소값에 도달함을 알 수가 있다. 즉 Cu(Mg) 박막에서 Cu 내부에 존재하는 Mg 원자가 Cu의 표면 및 Cu와 SiO₂와의 계면으로 확산하여 Cu 합금의 저항을 최소화하기 위해서는 약 300°C 이상의 온도에서 10분 이상 열처리를 해 주어야 한다는 것을 확인할 수 있었다. 하지만 Cu(Mg) 박막의 비저항은 최소 3.5 $\mu\Omega\text{cm}$ 로 순수 Cu 박막의 비저항인 1.8 $\mu\Omega\text{cm}$ 보다는 높게 측정이 되었는데 이것은 Cu(Mg) 박막내의 Mg가 완전히 표면 및 계면으로 빠져나가지 못했거나 완전한 MgO layer를 형성치 못한 것으로 생각된다.

열처리 온도가 300°C 미만이 될 경우 Cu 합금의 비저항이 충분히 낮아지지 않는다는 문제가 있다는 것을 알 수 있었는데 이밖에도 표면에 형성되는 산화막의 종류가 달라지는 문제점이 발생한다. Cu(Mg) 박막을 300°C 이상의 온도에서 열처리를 할 경우에는 표면에 형성되는 산화막이 MgO이며 300°C 미만에서 열처리를 할 경우에는 MgO가 아닌 CuO이 형성되게 된다고 보고되어 있다¹⁴⁻¹⁶. 또한 일반적으로 MgO는 일정 두께 이상으로 커지지 않게 되어 계속적인 열처리에도 두께가 일정하게 유지되는 반면 CuO는 열을 가할수록 그 두께가 점점 커지게 되고 결국 Cu가 모두 산화된다고 알려져 있다¹⁴⁻¹⁶. 따라서 표면에 CuO가 아닌 MgO를 형성시키기 위해서도 300°C 이상의 열처리 온도가 필요하다. 이러한 열처리 온도에 따른 표면 산화막의 종류를 알아보기 위하여 열처리 전후의 Cu(Mg) 박막을 AES를 이용하여 분석하여 보았다.

Fig. 7에서 200°C에서 열처리를 하였을 경우 표면의 산소조성이 Mg 조성보다 약 2배 이상인 반면 350°C에서 열처리를 하게 되면 표면의 산소조성이 Mg 조성과 거의 같음을 알 수가 있다. 즉 350°C 이상에서는 Mg 원자의 표면 및 계면으로의 확산이 충분히 이루어지고 200°C에서는 Mg 원자의 확산이 충분치 않았음을 확인할 수 있다. 따라서 200°C에서는 표면에 CuO가 350°C에서는 MgO가 생기기 쉽다고 추정할 수 있다.

보다 정확한 열처리 전후의 Cu(Mg) 박막 내부의 Mg의 조성 변화를 알아보기 위하여 AES 이외에 EDS를 이용하여 Cu(Mg) 박막의 표면 및 내부와 계면에서 Mg의 조성을 살펴보았다. 우선

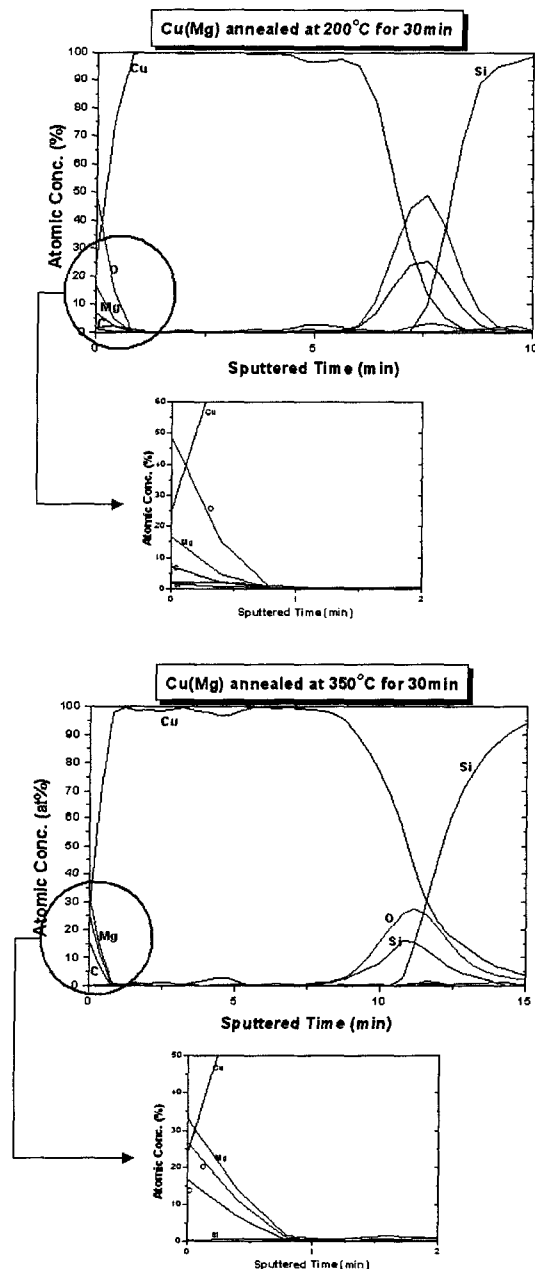


Fig. 7. AES results of Cu(2.7at%Mg) films annealed at 200°C and 350°C for 30min.

Cu(Mg) 박막의 표면에서 내부쪽으로 Mg의 조성을 살펴본 결과 Fig. 8과 같이 표면쪽에서는 Mg가 거의 일정한 양이 검출되었지만 계면쪽에서는 특정부분에서 Mg가 과다하게 검출되었다. 즉 표면

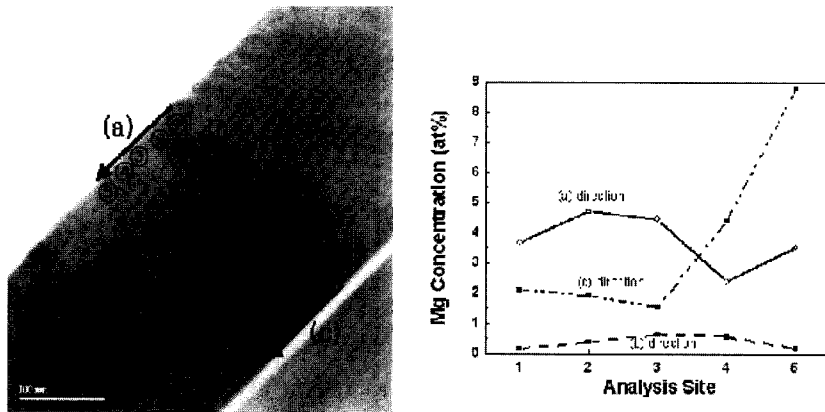


Fig. 8. Mg concentration in the Cu(Mg) film annealed at 350°C for 30min using EDS.

쪽에는 Mg가 비교적 일정하게 분포를 하고 있지만 계면쪽에서는 Mg가 특정 부분에 편석(segregation)이 된다는 것을 확인하였다. 이처럼 계면쪽에서 Mg가 완전한 산화막을 형성하지 못하므로 Cu의 확산을 완전히 막지는 못하는 것으로 판단된다. 또한 Cu(Mg) 박막 내부에서 Mg가 거의 없는 것으로 나타나고 있지만 미량이나마 검출이 되고 있는데 이것은 Mg가 Cu(Mg) 박막의 표면 및 계면으로 완전히 이동하지 못하고 Cu 내부에 남아는 것으로 이로 인하여 Cu(Mg) 박막의 비저항이 순수 Cu 박막의 비저항에 가깝게 낮아지지 못하고 높게 나온 것으로 추정할 수 있다.

Cu(Mg) 박막의 열처리 후의 미세조직을 알아보기 위하여 HRTEM을 이용하여 Cu(Mg) 박막의 단면을 관찰하였다. Fig. 9의 TEM 관찰 결과 Cu(Mg) 박막의 표면에 미세한 석출물들이 많이 분포하고

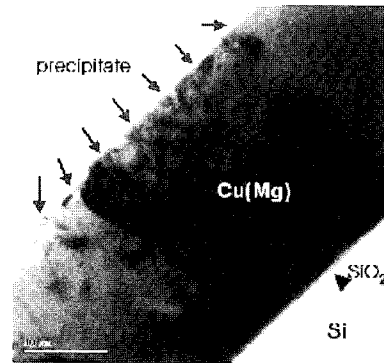


Fig. 9. Cross section image of Cu(Mg) film annealed at 350°C for 30min. Precipitates are formed at the surface.

있다는 것을 알 수 있으며 Fig. 10으로부터 석출물은 사방정계(orthorhombic)의 구조인 Cu_2MgO_3 의

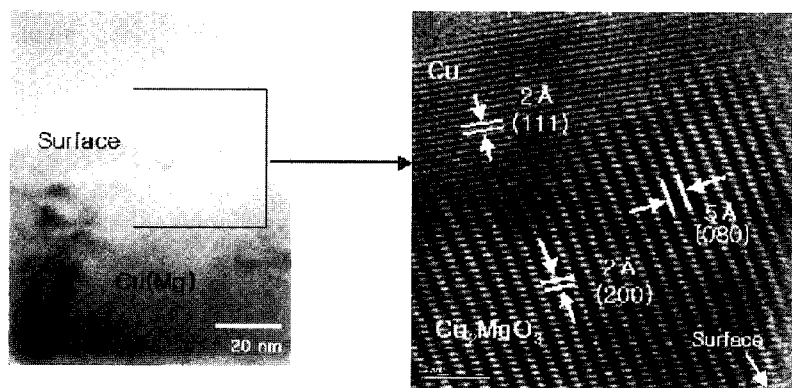


Fig. 10. High resolution image of the precipitate formed at the surface of Cu(Mg) film.

3원계 합금이라는 것을 알 수가 있는데 이는 기준에 발표된 Cu(Mg) 박막에서의 표면 및 계면에 MgO가 형성된다는 것과는 다소 다른 결과이다. 이러한 표면의 석출물은 Cu 내부의 Mg 원자가 표면으로 이동하여 Cu 및 산소와 반응하여 형성된 것으로 이러한 석출물의 형성은 Cu 내부의 Mg의 양을 감소시켜 Cu의 저항을 낮추는 한 원인이 된다.

그러나 Cu(Mg)의 미세구조를 살펴보면 Cu의 표면이나 계면에 연속적인 MgO가 관찰되지는 않았다. 보다 신뢰성있는 배선재료로 사용 가능하기 위해서는 배선의 표면 및 계면에 연속적이면서 치밀한 MgO layer 형성이 이루어져야만 Cu의 산화 및 확산을 방지할 수 있지만 본 연구에서는 부분적으로 연속된 Mg 산화막만을 얻을 수 있었다.

점점 더 작은 선폭을 갖는 반도체배선은 급격한 전류밀도와 고온의 극한상황에 항시 놓이기 마련인데 이로 인해 electromigration(EM) 현상이 발생하고 소자에 치명적인 파괴를 가져온다. Cu 배선이 기존의 Al 배선을 대체한 주요원인 중 하나가 더 좋은 EM 특성이며 따라서 Cu 배선과 Cu 합금 배선에 대해 EM Test를 실시하여 이들의 EM에 의한 배선파괴시간을 비교하였고 그 결과는 Fig. 11에 나와 있다. 2.5MA/cm², 297°C의 극한조건에서 8μm, 16μm의 선폭을 갖는 single 라인의 Cu와 Cu(Mg) 배선을 각각 비교한 결과, 배선파괴에 걸리는 시간(Mean Time To Failure)은 Cu(Mg)가 Cu보다 3~5배 이상 더 길었다. 배선의 선폭이 감소

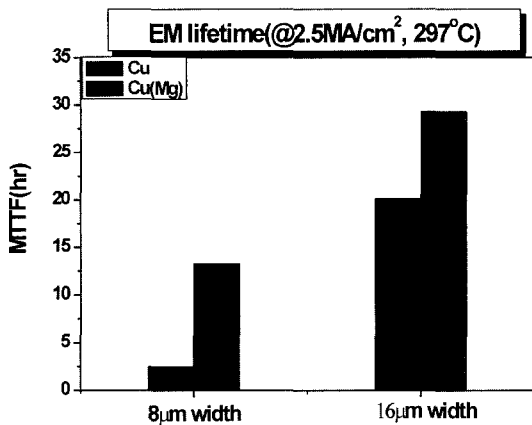


Fig. 11. MTTF results of Cu and Cu(Mg) line.

할수록 그 차이는 더욱 커졌다. EM은 주로 표면 및 계면을 통해 일어나게 되는데 선폭이 작아지면 작아질수록 상대적인 표면적비는 커지게 된다. 따라서 합금원소인 Mg가 표면 및 계면으로 확산하여 Cu 원자 EM path를 억제하여 순수 Cu 배선보다 EM에 대한 저항성이 크게 나온 것으로 생각할 수 있다. 따라서 배선의 폭이 작은 미세소자에서 EM에 대한 저항성은 순수 Cu 배선보다 Cu 합금 배선이 더욱 우수하고 보다 신뢰성 있는 배선물질이라고 할 수 있겠다.

Cu와 Cu(Mg)에서의 구리이온의 확산 정도를 알아보기 위하여 BTS Test를 실시하였다. Fig. 12는 1000Å의 SiO₂ 위에 증착된 Cu와 Cu(Mg)를 175°C에서 1MV/cm의 전계를 가하였을 때 시간에 따른 flat band voltage(V_{FB})의 이동 현상을 관찰한 것이다. Cu 박막의 경우 BTS를 가하는 시간에 따라서 V_{FB}의 이동이 심하게 나타났지만 Cu(Mg) 박막의 경우에는 같은 조건에서 V_{FB}의 이동이 나타나지

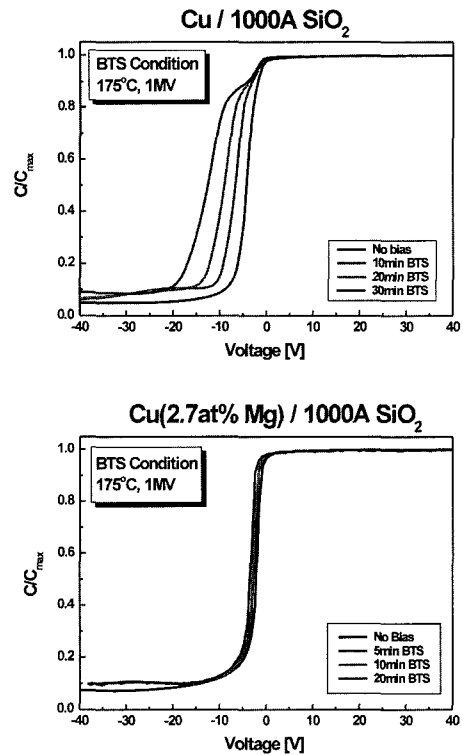


Fig. 12. VFB shift in Cu and Cu(Mg) dot due to the diffusion of Cu ion.

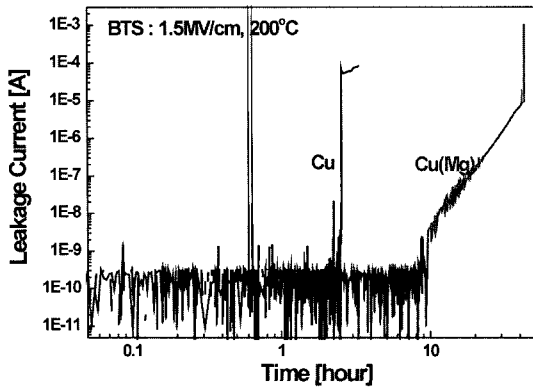


Fig. 13. TDDDB results of Cu and Cu(Mg) dots.

않고 있다. 즉 Cu(Mg) 박막의 경우는 계면에 형성된 Mg 산화물로 인하여 Cu 이온이 절연체로 확산하는 문제를 방지할 수 있다. 또한 1.5MV/cm 200°C의 조건에서 TDDDB(Time Dependent Dielectric Breakdown) 테스트를 통하여 절연체의 failure 시간을 측정하였다. Fig. 13을 보면 Cu(Mg)의 경우에는 특정 시간에서 순간적으로 절연체의 파괴가 발생하는 Cu와는 달리 누설전류가 서서히 증가한 후에 파괴가 일어났다. 즉 Cu(Mg)와 SiO₂계면에 생성되는 Mg 산화물이 완전히 연속적이지 않고 부분적으로 형성되었기 때문에 완전히 Cu 이온의 절연체로의 확산을 방지하지는 못한 것으로 생각된다. 또 이러한 절연체가 완전히 파괴되는 시간은 약 40시간정도이지만 누설전류가 증가한다는 것은 Cu의 확산이 서서히 일어난다는 것을 의미한다고 볼 수 있으므로 누설전류가 증가하기 시작하는 시간인 약 10시간을 절연체의 파괴가 일어나는 시간이라고 보는 것이 더 적당하다고 할 수 있다. 결국 Cu(Mg)에서 누설전류가 증가하기 시작하는 시간인 10시간은 Cu에서의 failure 시간인 3시간보다도 3배 이상 긴 시간이며 이는 미세소자의 파괴에 대해서 순수 Cu보다 좋은 신뢰성을 보여줄 수가 있다. 비록 Cu(Mg)가 Cu에 비해서 Cu 이온의 확산을 어느정도 방지한다는 것을 알 수가 있었다.

결 론

Cu 배선이 갖고 있는 많은 문제점들을 해결하기

위한 연구가 활발히 진행되고 있는 가운데 Mg를 이용한 합금구리배선의 기계 및 전기적 특성을 살펴 보았다.

우선 Cu(Mg)은 Cu에 비하여 우수한 기계적 성질과 전기적 성질을 보여주었는데 표면 거칠기는 1/10 수준으로, 절연체와의 접착력도 두 배 이상 향상되었음을 확인할 수 있었다. 스트레스에 대한 저항력 역시 Cu(Mg)가 Cu보다도 우수하여 스트레스로 인해 생기는 공공이 관찰되지 않았다. 또한 경도도 순수 Cu에 비하여 매우 증가하여 CMP 등의 공정에도 훨씬 더 적합한 것으로 판단된다.

Cu(Mg) 박막의 경우 열처리하면 순수 Cu 박막에 근접한 낮은 비저항을 얻을 수 있었고 EM에 대해서도 Cu보다 3~5배 이상 저항성이 우수한 것으로 나타났다. Cu의 확산정도를 비교해 보았을 때 1MV/cm, 175°C의 온도에서 30분간 BTS를 하여도 C-V 그래프에서 아무런 변화를 보여주지 않았고 2MV/cm, 200°C의 조건에서 절연체의 파괴 시간이 Cu에 비하여 3배 이상 긴 것으로 확인되었다. 미세구조 분석결과 표면에 Mg 원자가 이동하여 완전한 self-passivation layer인 MgO를 형성하지 못하고 부분적으로 이루어진 Mg 산화물을 형성한 것을 확인할 수 있었다.

감사의 글

본 연구는 시스템집적반도체기반기술개발사업 (SYSTEM IC 2010)의 지원으로 수행되었으며 연구비 지원에 감사드립니다.

참고문헌

1. S. P. Murarka and S. W. Hymes, Critical Reviews in Solid State and Material Sciences, 20(2), pp. 7-124, (1995).
2. J. G. Ryan, R. M. Geffken, N. R. Poulin, and J. R. Paraszczak, IBM J. Res. Develop. 39(4), (1995).
3. S. P. Murarka, Microelectronic Engineering 37/38, pp. 29-37, (1997).
4. L. Zucherman, "IBM to make smaller and faster chips - Second breakthrough in a week has wide uses" The New York Times, D1, Monday, September 22, (1997).
5. International Technology Roadmap for Semiconductors, (2000 and 2001).
6. J. T. Wetzel, Semicon West, (2000).

7. P. J. Ding, W. A. Lanford, S. Hymes, and S. P. Murarka, *J. Appl. Phys.* 74(2), pp. 1331-1334, (1993).
8. S. Hymes, S. P. Murarka, C. Shepard, and W. A. Lanford, *J. Appl. Phys.* 71(9), pp. 4623-4625, (1992).
9. V. Brusica et al., *J. Electrochem. Soc.*, (1991).
10. P. J. Ding, W. A. Lanford, S. Hymes, and S. P. Murarka, *J. Appl. Phys.*, 75(7), pp. 3627-3631, (1994).
11. W. A. Lanford, P. J. Ding, Wei Wang, S. Hymes, and S. P. Murarka, *Thin Solid Films*, 262, pp. 234-241, (1995).
12. S. P. Murarka, *Metallization - Theory and practice for VLSI and ULSI* (Butterworth-Heineman, Boston, p. 41, (1993).
13. R. E. Hummel, *Electronic properties of materials - second edition* (Springer -Verlag, Berlin, 1993), pp. 84
14. P. J. Ding, W. A. Lanford, S. Hymes, and S. P. Murarka, *Appl. Phys. Lett.*, 64(21), pp. 2897-2899, (1994).
15. W. A. Lanford, P. J. Ding, W. Wang, S. Hymes, and S. P. Murarka, *Mater. Chem. Phys.*, 41, pp. 192-198, (1995).
16. J. Li, J. W. Mayer, and E. G. Colgan, *J. Appl. Phys.*, 70(5), pp. 2820-2827, (1991).
17. C. P. Wang, S. Lopatin, A. Marathe, and M. Buynoski, R. Huang and D. Erb, 2001 IEEE.