

Ag-Co합금박막의 두께에 따른 미세구조 변화 및 자기저항 거동

이성래 · 김세휘

고려대학교 재료금속공학부

(1998년 4월 7일 받음, 1998년 6월 10일 최종수정본 받음)

동시진공증착한 Ag-Co합금박막의 두께에 따른 미세구조 및 거대자기저항의 거동의 변화를 연구하였다. 증착된 상태에서 40 at.%Co 합금의 200 nm두께에서 최대 24%의 자기저항을 얻었다. 합금박막의 두께가 감소함에 따라, 특히 50 nm 이하에서 비저항이 급격하게 증가되었고, 비저항 차 및 자기저항은 감소하였다. 비저항의 증가는 주로 표면비저항의 증가가 주도하였다. 고분해능 TEM을 사용하여 두께 감소에 따른 합금박막의 미세구조 변화를 분석한 결과, 첫째 Ag 및 Co 입자의 크기가 감소하며, 둘째 Co 및 Ag간의 상호 고용도가 증가되며, 셋째 Co입자의 형상비의 변화가 확인되었다. 이러한 미세구조적 변화는 자성체 입자의 자기모멘트, 자기이방성 등의 자기 상태의 변화를 가져오게 되어 자기저항에 영향을 끼치는 것으로 분석된다. 따라서 50 nm 이하에서 거대자기저항의 감소는 표면에서의 스핀전도에 의한 현상 뿐만 아니라 미세구조의 변화도 크게 기여하는 것으로 보인다.

I. 서 론

거대자기저항(GMR) 현상은 다층박막뿐만 아니라 비자성도체 기지에 미세한 자성체가 분산된 입상합금박막[1, 2]에서도 발견됨으로써 그 기구 및 실질적 응용에 대한 연구의 폭을 넓혀 주었다. 현재 GMR현상은 전도전자와 자성체간의 스핀의존산란에 기인되는 것으로 받아들여지고 있다[3]. GMR비의 크기를 결정하는 스핀의존산란강도는 전도전자가 자성체와의 교환작용 강도에 직접 의존하게 된다. 기본적으로 미세입상 합금박막에서 GMR비의 크기는 강자성 입자의 크기, 밀도 및 분포에 영향을 받을 뿐만 아니라 자성체의 조성, 계면에서의 농도[3, 4] 및 비자성도체의 비저항이 큰 영향을 끼친다. 또한 도체기지의 평균자유행로가 길어 전도전자들이 무질서 스핀배열을 하는 자성체 입자와 스핀의존산란의 기회가 많을수록 GMR비는 커진다. 즉 도체기지내의 점결함 등이 적을수록 평균자유행로가 길어져 비저항이 감소한다. 또한 강자성체 입자의 계면에서 농도가 높고 농도 기울기가 급할수록 스핀의존산란강도가 커진다. 따라서 도체기지지재료에 자성체 원소의 고용이 제한될수록 유리하다.

미세입상합금박막에서 두께가 100 nm 이하로 얇아지면 자기적 또는 자기저항 거동의 급격한 변화를 가져온다. 이러한 변화는 크게 두 가지 관점에서 해석되고 있다. 즉, 합금박막의 두께가 변화하면 조성, 강자성 입자의 크기 및 분포 등 미세구조적 변화의 관점과 박

막이 얇아지면 박막 표면에서의 스핀-궤도 상호작용에 의한 스핀전도(spin flipping) 산란 효과에 의한 전도전자의 스핀정보의 상실이 그 주 요인으로 지적되고 있다. 미세구조적 관점에서 Mitchell[5]등은 AgCo계에서 동일한 Co 조성에서 합금박막의 두께가 얇아지면 박막의 미세구조, 즉 Co입자의 크기의 감소와 분포의 변화로 자기적, 자기저항 거동이 변화되고 특히 50 nm 이하에서 급격한 변화를 보이는 것으로 보고하였다. Yu[6]등은 FeAg 합금박막에서 두께가 얇아짐에 따라 자기저항비 및 포화자기장이 감소하며 이는 Fe 입자의 크기 및 밀도의 감소로(S/V 감소) 스핀의존산란의 감소가 원인이라 하였다. Mitchell 결과와 상반되게 박막 두께의 증가에 따라 Fe의 크기가 감소한다는 계산 결과를 밝혔다. 그러나 AgFeNi계를 연구한 Wiggins[7]등은 두께(30~210 nm)에 따라 조성의 변화는 없었으며 계산된 입자의 크기도 1.4에서 1.8 nm로 증가하긴 하나 GMR 크기에는 영향이 없다고 밝혔다. Wang등[8, 9]에 따르면 AgCo계에서 박막 두께를 감소함에 따라 비저항차가 감소하며 특히 50 nm 이하에서 급격히 감소한다. 이의 원인은 박막 표면에서 스핀 전도 산란이 증가하여 전자의 스핀정보를 잃으므로 스핀의존산란이 감소하는 것이 주된 원인이라고 밝혔다. 이와 같이 합금박막에서 두께 특히 약 50 nm 이하에서 급격한 자기 및 자기저항의 변화는 미세구조적 관점과 스핀-궤도 상호작용에 의한 표면에서의 스핀 전도의 관점의 해석이 양분되고 있으나 아직 불확실하다.

본 연구에서는 Co와의 상호 고용도가 Cu-Co계에 비해 적으며 Cu 보다 비저항이 작은 Ag를 기지로 사용한 Ag-Co 합금계에서 두께에 따르는 미세구조 변화의 정량적 분석과 그에 따르는 자기 및 자기저항 거동에 대하여 연구하였다.

II. 실험 방법

2.1 시편제조

Ag-Co 합금박막은 순도 99.99 %인 Ag와 Co를 독립된 소스로부터 동시에 증발시키고 2대의 수정 진동자 증착속도 감지 및 제어 장치(XTC)를 사용한 자동제어 동시열진공 증착장비로 제작하였다. 증착 중 진공도는 1×10^{-6} Torr를 유지하였으며 Co의 조성은 40 at.%로 고정시켰다. 합금박막의 조성은 ICP를 사용하여 분석 확인하였다. 기판은 Corning사의 슬라이드 유리를 사용하였으며 합금박막의 두께를 10에서 200 nm로 변화시켰다. 열처리는 300 °C에서 고순도 아르곤 가스 분위기 하에서 행하였으며, 열처리시간은 10 및 20분으로 변화시켰다. 투과전자현미경 관찰용 시편은 SiO₂가 피복된 Cu 그리드 위에 10~80 nm의 합금박막을 증착시켜 제조하였다.

2.2 구조분석

일반 투과전자현미경(JEOL, 가속전압 120 kV) 및 고분해능 투과전자현미경(가속전압 300 kV)의 명시야 상으로 두께에 따르는 합금박막의 미세조직 및 Co 입자의 격자 상수, 크기를 관찰하고, 제한시야회절상으로 합금박막의 결정구조를 분석하였다. 합금박막의 면간격이 베가드 규칙을 따른다는 가정 하에 Co에 고용되는 Ag양을 계산하였다.

2.3 자기 및 자기저항 측정

자화값, 포화자계(H_s), 보자력 및 자기적 성질의 변화는 VSM을 이용하여 상온에서 박막면에 평행한 방향으로 ±10 kOe까지 자기장을 가하여 측정하였다. 사용한 자기저항 측정 방법은 4단자 방법을 사용하여 상온, ±10 kOe 자기장 범위에서 측정하였다.

III. 실험결과 및 고찰

3.1 Co-Ag 합금박막의 두께에 따르는 비저항 및 자

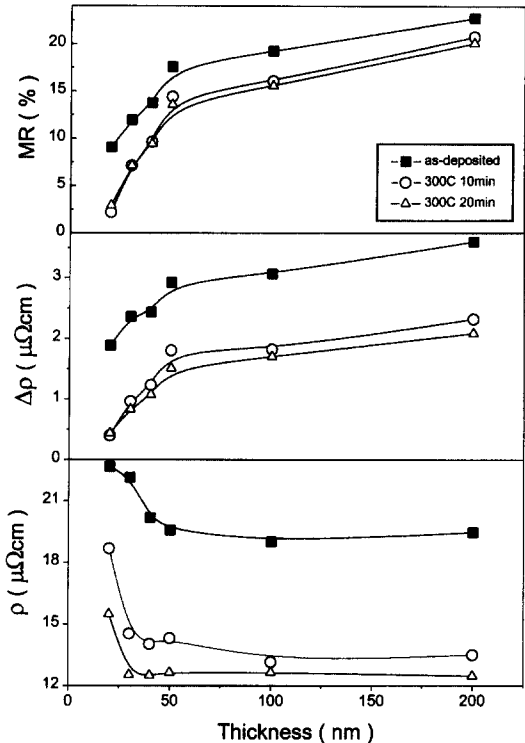


Fig. 1. The resistivity (ρ), resistivity change ($\Delta\rho$), and MR ratio (%) variations of as-deposited and annealed 40 at. % Co alloy film as a function of the thickness.

기저항 거동

Fig. 1은 Co₄₀Ag₆₀ 합금박막의 두께 변화 및 열처리에 따르는 비저항(ρ), 비저항차($\Delta\rho$) 및 MR 비(%)의 변화를 보여준다. 두께가 50 nm 이상에서는 큰 변화가 없고 그 이하에서 급격하게 비저항이 증가되고 있다. 열처리함에 따라 전체적으로 비저항은 감소하였으나 50 nm이하에서의 변화는 증착된 상태와 동일한 양상으로 증가함을 보여 준다. 균일한 박막에서 두께가 전도전자의 평균자유행로 보다 크고 표면에서 확산 산란(diffusive scattering) 이라고 가정하면 비저항은 bulk 비저항(ρ_B)과 표면산란에 의한 표면 비저항(ρ_s)의 합으로 다음과 같이 표현할 수 있다[10].

$$\rho_0 = \rho_B + \rho_s = \rho_B + 3 \rho_B \lambda_{eff} / 8t$$

여기서 λ_{eff} 는 bulk에서 전도전자의 평균자유행로, t 는 박막의 두께이다.

Fig. 2는 증착된 상태 및 300 °C에서 10분간 열처리한 시편의 박막 두께(t)에 대하여 $\rho_0 t$ 곱을 그린 것이다. 직선관계를 잘 따르고 있음을 보여주며 이는 20

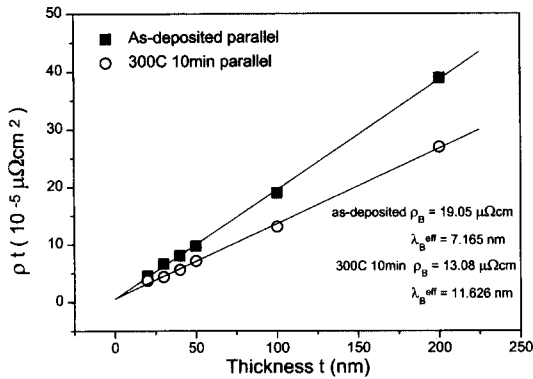


Fig. 2. Resistivity-thickness product (ρt) vs. alloy thickness plot for the as-deposited and annealed samples at 300 °C for 10 min.

nm까지 박막이 균일한 막이 형성되었음을 보여준다. 이 직선의 기울기가 ρ_B 이며 절편으로부터 평균자유행로를 구할 수 있다. 증착된 상태에서 벌크 비저항(ρ_B) 및 평균자유행로(λ_{eff})는 각각 19.05 $\mu\Omega\text{cm}$ 및 7.16 nm였다. 열처리함에 따라 비저항은 13.08 $\mu\Omega\text{cm}$ 로 31% 감소하였고 평균자유행로는 11.62 nm로 60% 증가하였다. 열처리에 따라 전체 비저항의 감소 및 λ_{eff} 의 증가는 과포화된 Co의 석출 및 결함의 감소에 의한 벌크 비저항 감소가 주로 기여한다. 50 nm 이하에서 비저항의 증가는 주로 표면 비저항에 기인하는 것이며 열처리 전후에 표면비저항의 변화는 크지 않다. Fig. 3은 열처리 전후의 두께에 따른 표면비저항의 변화와 전체 비저항에 대하여 표면비저항의 기여(ρ_s/ρ_0)를 합금박막 두께에 따라 표시하였다. 증착된 상태보다 열처리후 표면비저항이 증가되고 있으며 두께가 얇아질수록 열처리 전후의 표면비저항의 차이가 커지고 있다. ρ_s/ρ_0 는 100 nm 이상에서는 수 % 이던 것이 50 nm 이

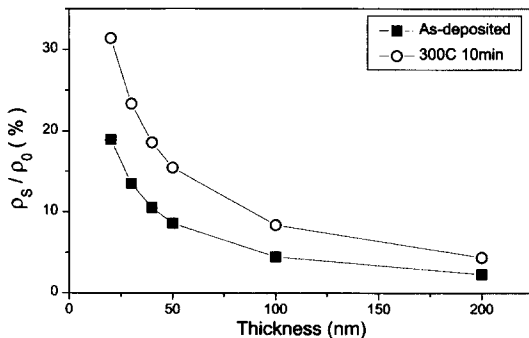


Fig. 3. Surface resistivity (ρ_s) to total resistivity ratio as a function of the thickness for the as-deposited and annealed samples at 300 °C for 10 min.

하에서 급격히 증가하여 20 nm에서는 약 20%로 증가하였고 특히 열처리한 경우에는 30% 이상으로 증가하였다. 열처리후 표면 비저항의 기여가 증가한 것은 상대적으로 벌크 비저항이 감소하였기 때문이다. 따라서 Fig. 1에서 본 바와 같이 50 nm 이하에서 비저항의 증가는 주로 표면비저항에 의하여 증가되며 열처리 전후의 비저항의 감소는 벌크 비저항의 감소에 기인한다.

비저항의 변화와는 반대로 비저항차($\Delta\rho$)는 두께가 얇아짐에 따라 감소하고 특히 50 nm 이하에서 급격한 감소를 보인다. 비저항차는 200 nm 두께에서 3.5 $\mu\Omega\text{cm}$ 로 최대값을 나타내고 있으며 박막의 두께가 얇아질수록 감소하여 20 nm일 때는 약 2 $\mu\Omega\text{cm}$ 로 관찰되고 있다. 열처리에 따라 전체적으로 $\Delta\rho$ 는 감소하고 있으며 이는 증착된 상태가 현 측정 조건에서는 최적의 스핀의존산란이 일어나는 조건을 만족하고 열처리에 따라 Co입자의 성장 등으로 계면에서의 스핀의존산란이 감소하기 때문이다. MR 비의 변화는 의 변화와 동일한 양상으로 변화된다.

두께에 따른 $\Delta\rho$ 의 감소의 원인은 미세구조적 관점과 표면에서의 전자의 스핀전도(spin flipping) 관점 두 가지로 대별된다. 미세구조적인 변화는 우선 합금박막의 두께가 얇아짐에 따라 Co 입자의 크기가 감소하여 현 측정조건(상온 및 10 kOe)에서 포화시킬 수 없는 초상자성 특성을 가져 스핀의존산란이 감소하는 것이다. Mitchell 등도 Co-Ag 합금박막에서 막의 두께가 얇아짐에 따라 포화자화값이 감소함을 보고하였고 직접적인 증거의 제시는 없었지만 그 원인을 자성체 입자의 크기 감소 때문이라고 고찰한 바 있다[5]. 그러나 Yu 등은 Fe-Ag 합금박막에서 박막의 두께가 증가하면 Fe 입자의 크기는 작아지고 밀도가 증가하여 자기저항비 및 포화자기장이 증가한다고 보고한 바 있다[6]. 두께가 증가함에 따라 입자의 크기가 감소하는 이유는 스퍼터 시간이 길어짐에 따라 in situ annealing 효과에 의하여 Fe 입자의 석출이 증가되어 작은 크기의 입자의 밀도가 증가된다고 보고하고 있으나 이는 일반적인 경향과 상반되는 결과이다. 일반적으로 박막의 두께가 증가하면 입자의 크기가 증가한다. Wang 등[8, 9]은 AgCo계에서 박막 두께에 따라 $\Delta\rho$ 가 감소하는 원인을 박막 표면에서 스핀-궤도 상호작용에 의한 스핀전도산란이 증가하여 전자의 스핀정보를 잃으므로 스핀의존산란이 감소하는 것이 주된 원인이라 밝히고 미세구조의 변화와 자화값의 변화가 없다고 주장하였다.

3.2 Co-Ag 합금박막의 두께에 따른 미세구조 변화

Fig. 4는 합금박막의 두께를 10에서 80 nm까지 변화시키며 막 두께에 따른 박막의 미세구조변화 및 제한영역회절상을 보여준다. 명시야상에서 보면 합금박막의 두께가 얇아지면 입자의 크기가 작아지는 것을 볼 수 있고 제한영역회절상에서도 두께가 얇아짐에 따라 점으로 이루어진 회절환이 점차 두껍고 희미하게 퍼진 회절환으로 바뀌는 것은 입자의 크기가 감소하고 있음을 말해준다. 20 nm 두께 이하에서는 균질한 박막 형성이 이루어지지 않고 주상정 입계의 void구조를 이루고 있다. 이러한 구조는 Fig. 1에서 20 nm 이하에서 급격한 비저항의 증가의 한 원인이 된다. 일반 TEM 사진으로는 Co와 Ag의 크기를 파악하기에는 어려우므로 고해상도 TEM을 이용하여 각 입자의 크기 등의 미세구조의 변화와 결정학적인 변화를 분석하였다.

Fig. 5는 50 nm 두께, 증착된 상태의 고해상도 전자현미경의 사진이다. Ag (111) 격자상, Moire fringe 및 Ag/Co간의 입계 등을 분명히 볼 수 있다. 그리고 일부 지역에 격자상이 없는 비정질 영역도 볼 수 있다. Ag (111) 격자상의 간격은 0.2375 nm로 표준 Ag d(111)

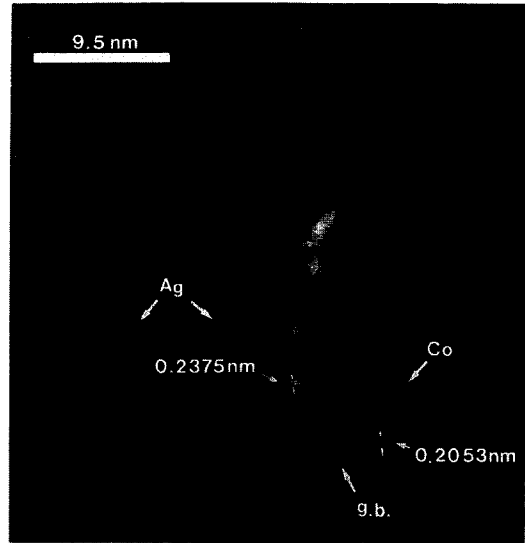


Fig. 5. High resolution TEM micrograph for the 50 nm as-deposited alloy film.

값 0.2359 nm와 1% 미만으로 잘 일치하고 있다. Co는 강자성체인 관계로 Ag 만큼 격자상이 분명하게 나타나지 않으나 확인 할 수 있는 상태이며 격자간격은

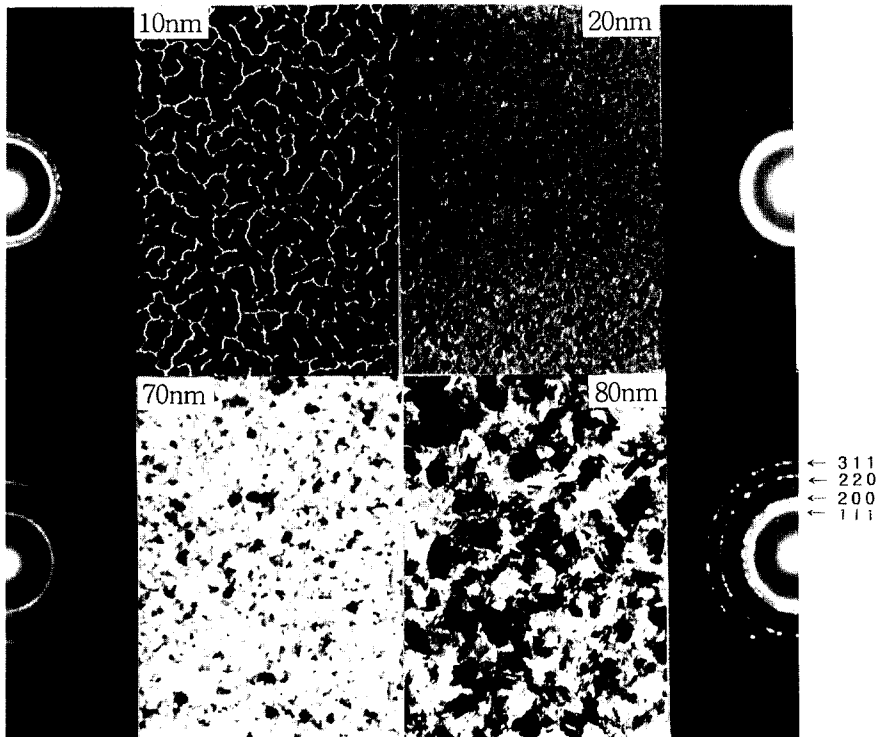


Fig. 4. TEM micrographs and SAD of as-deposited Ag-Co alloy films as a function of the thickness.

0.2053 nm로 측정되었다. 이는 fcc Co (111)의 격자상수(0.20467 nm)와 잘 일치한다. Table I은 합금박막의 두께에 따른 Ag 및 Co입자의 평균 직경, (111)의 d-spacing 및 계산된 고용도를 보여준다. 합금박막의 두께가 50, 40, 및 30 nm일 때 Ag 입자의 평균 직경은 12.8, 9.8, 및 8.2 nm으로 36 % 감소하며, Co의 경우에는 6.8, 4.6 및 3.8 nm으로 44 % 감소하였다. 이와 같이 Ag기지와 석출 Co입자 공히 그 크기가 박막의 두께가 얇아짐에 따라 감소한다. 격자상수는 Ag의 경우에는 큰 변화가 없었으나 Co의 경우에는 40 및 30 nm로 두께가 감소함에 따라 격자상수가 0.2065 및 0.2068 nm로 각각 증가하고 있다. 이에 대한 원인은 분명하지 않으나 기지와 석출상간의 격자불일치에 의한 스트레인, 또는 유효냉각속도의 증가에 의한 고용 증가 등의 원인을 고려할 수 있다. 따라서 Co 격자의 변화를 Co내에 Ag의 용해에 의한 결과로 가정하고 그 고용도를 Vegard 법칙에 따라 계산하면 두께가 감소함에 따라 고용도는 2 %에서 6.8 %로 증가되고 있다.

평형상태의 Ag-Co계에서는 상호고용도가 거의 없지만 액상냉각(냉각속도 약 $10^5 \sim 10^6$ C/sec)한 Ag-Co 합금의 XRD연구 결과 1.5 at.% Co가 Ag에 고용된다고 보고된 바 있다[11]. 본 연구원의 지난 연구에서 200 nm 두께의 Ag-40 at.%Co 합금박막에서는 약 3 at.% Co가 Ag에 과포화 고용되는 것으로 분석되었다[12]. 일반적으로 evaporation이나 스퍼터링 증착의 경우 유효냉각속도는 약 10^{12} /sec에 달하며[13] 이렇게 합금박막을 제조할 경우 상호 고용도의 증가, 비정질상을 포함한 준안정상의 형성이 비교적 용이하다. 현 시점에서 Co는 fcc Co로 형성된다. 평형상태에서 fcc Co는 970 °C 이상에서 안정한 상이나 증착된 Ag-Co 합금박막에서는 Co가 fcc Co로 존재한다. 이러한 고온상인 fcc Co는 hcp Co 보다 Ag의 고용이 증가된다. 합금박막의 두께가 더욱 얇아지면 증착시간이 짧아짐에 따라 기판에 도달한 원자들의 표면확산이 제한을 받게되어 유효냉각속도는 더욱 커지게 된다. 따라서 준안정상,

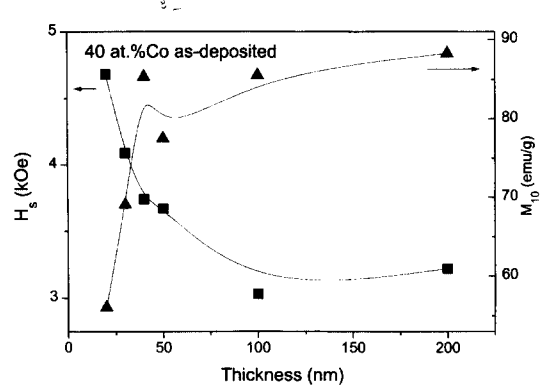


Fig. 6. Magnetization and saturation field changes of the as-deposited film as a function of thickness.

즉 Co로 과포화된 Ag와 그 반대의 경우, 비정질상등의 형성이 더욱 용이하고 입자의 크기도 감소하게 된다. Table I에서 보는 바와 같이 두께에 따른 (111) d-spacing의 변화에서 Co의 경우가 Ag에 비하여 더 크다. Co의 크기가 Ag에 비하여 작으므로 곡률 반경이 크다. 따라서 고용도의 증가가 상대적으로 곡률 반경이 큰 Co 입자가 더 크게되리라 예상된다. Wang[8,9] 등은 박막의 두께 감소에 따라 미세구조의 차이가 없었다고 주장하나 동일한 조건에서 증착하였을 경우 박막 두께에 따라 미세구조가 영향을 받지 않는다는 것은 이해하기 어렵다.

순수한 fcc Co의 초상자성 임계크기는 12.5 nm로서 [14] 현재 측정된 Co의 크기는 모두 초상자성 임계크기의 반 이하이다. 그리고 합금박막의 두께가 감소함에 따라 Co에 Ag의 고용이 증가되면 자기이방성 에너지는 감소하며 초상자성 임계크기는 12.5 nm 보다 더 크게된다. 따라서 상온 및 10 kOe의 제한된 측정조건에서는 Co입자를 포화시키기가 더욱 어려워지므로 Δρ, MR 및 자화값은 감소하게 되고 포화자기장은 증가하게 된다.

Fig. 6은 합금박막 두께에 따른 10 kOe, 상온에서의 포화자화값 및 포화자기장의 변화곡선이다. 합금박막의 두께가 얇아짐에 따라 자화값이 감소하는 것은

Table I. Observed average grain diameter, d-spacing of Ag and Co particles, and calculated solubility of Ag in Co as a function of the alloy thickness.

Alloy Thickness (nm)	Ag (d ₁₁₁ =0.2359 nm)		Co (d ₁₁₁ =0.20467 nm)		Ag Solubility in Co (at.%)
	d-spacing(nm)	Size(nm)	d-spacing(nm)	Size(nm)	
50	0.2375	12.79	0.2053	6.77	2.0
40	0.2360	9.79	0.2065	4.56	5.8
30	0.2375	8.21	0.2068	3.81	6.8

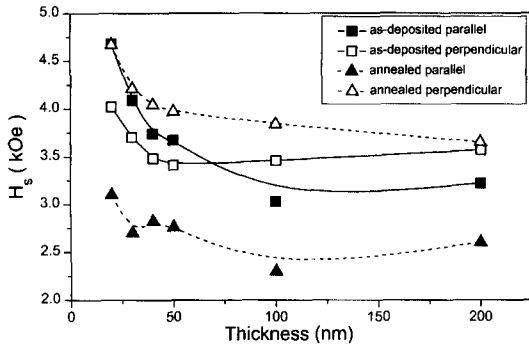


Fig. 7. Saturation field changes for as-deposited and annealed alloy films at 300°C for 10 min. Magnetic field was applied either parallel or perpendicular to the film plane.

상기한 바와 같이 첫째 Co 입자의 크기가 감소하여 초상자성 거동으로 포화되지 못하고, 둘째 Co의 일부가 Ag 기지에 고용되어 자기모멘트에 기여하지 못하며, 셋째 Co 입자에 Ag가 일부 고용되어 자기모멘트가 희석되는 점이 그 원인으로 생각할 수 있다. 따라서 박막의 두께가 감소함에 따라 포화자기장이 증가하는 것도 동일한 이유 때문이다. 이와 같이 일정한 조성의 합금박막에서 포화자화값과 포화자기장의 변화는 Co입자의 크기 등 미세구조가 박막 두께에 따라 크게 영향을 받고 있음을 보여준다. 50 nm 이하에서 급격한 Δρ의 감소는 Wang등[8, 9]이 지적한 표면에서의 전도전자의 스핀 전도에 의한 스핀의존산란의 감소 뿐만 아니라 미세구조 변화, 즉 Co입자 크기의 감소 및 Ag 고용에 의한 Co의 자기이방성 및 자기모멘트의 감소 또한 기여한다.

Fig. 7은 증착된 상태 및 300°C에서 10분간 열처리한 합금박막에 자기장을 박막의 수평과 수직으로 가하였을 때의 포화자기장의 두께에 따르는 변화를 보여준다. 먼저 증착된 상태에서 보면 40 nm 이상에서는 자기장을 박막의 면 방향으로 걸었을 때 포화자기장이 작았으나 40 nm 이하에서는 반대로 수직으로 자기장의 걸었을 때의 포화자기장이 작아지고 있다. 이는 두께 변화에 따라 자성체의 이방성이 바뀌고 있음을 보여준다. XRD 결과에 의하면 두께에 따라 결정배향의 변화는 없으므로 결정자기 이방성의 변화에 의한 것은 아니며 이는 자성체의 형상이방성의 변화가 그 원인으로 보인다. 즉 비교적 두꺼울 때는 형상이 면방향으로 약간 긴 형태에서 40 nm 이하에서는 두께 방향으로 긴 형태로 바뀌는 것으로 보인다. 이에 대한 원인으로 박막이 얇아지면 표면에서 성장하는 Co 결정립이 상대

적으로 많아지고 표면에서 성장하는 결정립의 입계가 표면에 고착되면 면방향으로의 성장이 억제되고 두께 방향으로 성장이 용이하여 두께방향으로 긴 결정립이 많아지는 것으로 보인다. 증착된 상태의 결과와는 달리 열처리 후에는 모든 두께에서 자기장을 박막의 면 방향으로 가했을 때 포화자기장이 작게 나타났고 자기장을 면에 수직으로 가했을 때는 포화자기장이 크게 증가하여 그 차이가 더욱 커진다. 이는 열처리에 따라 Co입자의 형상이 모든 두께에서 면 방향으로 성장하여 형상비가 크게 증가하였음을 보여준다. 열처리 시 입자의 성장은 제한된 두께 방향보다는 면 방향으로의 성장이 용이하기 때문이라 생각된다.

IV. 결 론

Co-evaporation 방법으로 제작한 Ag-40 at.%Co 합금 박막의 두께에 따르는 미세구조, 자기 및 자기저항 거동에 관한 연구를 통하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

50 nm 이하의 두께에서 비저항의 급격한 증가는 표면비저항의 증가에 기인되며 열처리를 하면 벌크 비저항의 감소로 50 nm이하의 두께에서 표면비저항의 기여도는 열처리 전 20%에서 열처리 후 30% 이상으로 더 커진다. 200 nm 두께에서 MR 비 24%가 20 nm에서는 8%로 감소한다. 이는 비저항차의 감소와 비저항의 증가에 기인된다.

합금박막의 두께가 감소함에 따라 변화되는 미세구조는 첫째 Ag 및 Co의 평균 입자 크기의 감소, 둘째 고용도의 증가, 즉 Co입자 내에 Ag 고용도의 증가, 셋째 Co입자형상의 변화를 관찰하였다. 이에 따르는 Co 입자의 자기상태의 변화는 첫째 자기이방성 감소에 의한 초상자성 임계크기의 증가 둘째 Co입자의 자기모멘트의 감소 셋째 형상이방성의 변화를 예측할 수 있다. 따라서 이러한 미세구조의 변화와 자기상태의 변화는 50 nm이하의 두께에서 관찰된 급격한 비저항차, 자기저항비 및 자화값의 감소와 포화자기장의 증가에 큰 영향을 끼친다.

후 기

본 연구는 과학기술처 미래원천 극미세 구조기술(nanoMAT2G-18)의 연구비 지원에 의하여 수행되었으며 연구비 지원에 감사드립니다.

참 고 문 헌

- [1] A. E. Berkowitz, J. R. Mitchell, M. J. Carey, A. P. Young, S. Zang, F. E. Spada, F. T. Parker, A. Hutten, and G. Thomas, Phys. Rev. Lett. **68**, 3745 (1992); A. E. Berkowitz, J. R. Mitchell, M. J. Carey, A. P. Young, D. Rao, S. Zang, F. E. Spada, F. T. Parker, A. Hutten, and G. Thomas, J. Appl. Phys. **73**, 5320 (1993).
- [2] J. Q. Xiao, J. S. Jiang and C. L. Chien, Phys. Rev. Lett. **68**, 3749 (1992).
- [3] S. Zhang and P. M. Levy, J. Appl. Phys. **73**, 5315 (1993).
- [4] S. Zhana, Appl. Phys. Lett. **61**, 1855 (1992).
- [5] J. R. Michell and A. E. Berkowitz, J. Appl. Phys. **75**, 6912 (1994).
- [6] C. Yu, Y. Wang, W. Lai, and Z. Wang, J. of Magn. Magn. Mater. **145**, 239 (1995).
- [7] J. Wiggins, M. L. Watson and P. A. Gago-Sadoval, and K. O'Grady, J. Appl. Phys. **79**, 5590 (1996).
- [8] J. -Q. Wang and G. Xiao, Phys. Rev. **B51**, 51 (1995).
- [9] J. -Q. Wang and G. Wang, J. Appl. Phys. **79**, 5587 (1996).
- [10] L. Eckertova, Physics of Thin Film, Plenum, New York (1986), pp. 219-233.
- [11] Y. Ning, Acta Metall. Sin. **19**, A346 (1983).
- [12] Y. H. Kim and S. R. Lee, J. Korean Magn. Soc. **7**, 31 (1997).
- [13] D. Turnbull, Met. Trans. **12A**, 695 (1981).
- [14] B. D. Cullity, Introduction to Magnetic Materials, Addison-Wesley (1972), pp. 410-422; S. R. Lee, J. of Korean Magn. Soc. **5**, 222 (1995).

Microstructure and Giant Magnetoresistance of AgCo Nano-granular Alloy Films

Seong-Rae Lee and Se-Hwi Kim

*Division of Materials Science and Metallurgical Engineering
Korea University, Seoul 136-701, Korea*

(Received 7 April 1998, in final form 10 June 1998)

The thickness dependence of the microstructure and the giant magnetoresistance behavior of co-evaporated Co-Ag granular alloy films were investigated. The maximum magnetoresistance ratio of 24% was observed in the the as-deposited state of the 40 at. % Co alloy having 200 nm thickness. The surface scattering contributed about 20% to the total resistivity in the 20 nm thick films. The MR ratio dropped sharply when the film thickness was below 50 nm. The reduction in the Co particle size and the increase in solid solubility of Ag in fcc Co when the film thickness decreased were observed using a high resolution TEM. The aspect ratio of the Co particles was also affected by the film thickness. Those microstructural changes as well as the surface induced spin flipping play a significant role in the $\Delta\rho$ change.