

RF 마그네트론 스퍼터 방법에 의한 다결정 NiO 박막의 비저항 변화

김영은^a · 노영수^{a,b} · 박동희^a · 최지원^a · 채근화^c · 김태환^b · 최원국^{a*}

^a한국과학기술연구원 광전자재료센터, 서울 136-791

^b한양대학교 전자전기컴퓨터공학부, 서울 133-791

^c한국과학기술연구원 나노재료분석센터, 서울 136-791

(2010년 6월 28일 받음, 2010년 9월 15일 수정, 2010년 10월 21일 확정)

NiO 산화물 타겟을 이용한 RF 마그네트론 스퍼터 방법으로 유리 기판 위에 NiO 박막을 Ar 가스만을 사용하여 증착하였으며, 증착 온도에 따라 NiO 박막 특성에 미치는 영향을 조사하였다. XRD 측정으로부터 증착된 박막의 결정구조는 200°C 이하에서 (111) 면의 우선 배향성으로 보이다가 350°C 이상에서 (220) 면의 우선 배향성을 가지는 다결정 입방구조임을 확인하였다. NiO 박막의 전기적 특성의 변화는 기판의 온도가 200°C까지는 $10^5 \Omega\text{cm}$ 의 부도체에 가까운 높은 비저항을 보였고 기판의 온도가 300°C 이상에서는 $10^{-1} \sim 10^{-2} \Omega\text{cm}$ 의 도체의 특성을 보이는 낮은 비저항으로 감소하는 Mott-Insulator Transition (MIT) 현상을 관측하였다. NiO 박막 내의 증착 온도 변화에 따른 $\sim 10^7$ 정도의 큰 비저항 변화를 결정성, 결정립의 변화 및 밴드 갭의 변화 등으로 설명하였다.

주제어 : NiO, 비저항, 금속-부도체 전이, RF 마그네트론 스퍼터링

I. Introduction

NiO 박막은 화학적 안정성과 우수한 전기적, 자기적 성질로 반자성 재료 [1], 전기착색 디스플레이 소자 [2], 비휘발성 메모리 [3], 화학 센서 [5] 및 p-형 투명 전극 재료 [6] 등으로 광범위하게 사용되고 있다. NiO는 밴드 갭이 상온에서 $E_g = 3.6\text{--}4.0 \text{ eV}$ 로 알려진 p-형 반도체 재료이다. p-형 반도체의 전기 전도 기구는 NiO 격자내의 국부적인 Ni^{3+} 이온의 존재에 [7] 기인하는 것으로 알려지고 있다. 정공(hole) 전도의 원인으로 알려진 결점(defect)으로는 Ni^{2+} 이온 공공(vacancy) 또는 침입형(interstitial) 산소 원자들로 알려지고 있다. 각 Ni^{2+} 이온 공공은 2개의 Ni^{3+} 이온으로 대체되고, 이들은 전기적으로 중성을 유지하기 위하여 전자의 받개(acceptor)로 작용하는 것으로 알려지고 있다 [8]. Gibbons 등에 [9] 의해 결정성 NiO 박막에서 저항 스위칭(resistive switching) 현상이 보고된 이래, 비휘발성 재료로 많은 연구가 진행되고 있다. NiO의 저항 스위칭 현상은 NiO 박막의 비저항 값의 정도에 의존성이 높으며 또한 접촉 전극 물질과의 일함수(work function)에 따라 의존하는 것으로 알려져 있다. 즉 비저항의

크기가 큰 $10^3 \Omega\text{cm}$ 이하에서는 저항 스위칭 이력(hysteresis) 현상이 나타나지만 $10^3 \Omega\text{cm}$ 이상에서는 나타나지 않는 것으로 보고되고 있다 [10]. 또한 Ti, Al 등 큰 일함수 차이를 보이는 금속에 대하여는 Schottky 접촉으로 인하여 역시 저항 스위칭 현상이 일어나지 않는 것으로 알려지고 있다 [11]. 이와 같이 NiO의 비저항 전기적 특성을 조절하는 것은 소자로서의 응용 시 매우 중요하다. 본 연구에서는 NiO 박막의 비저항 조절시 발견된 10^7 정도의 거대 비저항 변화를 관측하였고, 이러한 큰 metal-insulator-transition의 원인을 분석하여 보았다.

II. Experiments

1. NiO 박막의 증착

NiO 박막은 유리기판(Corning 1727) 위에 RF 마그네트론 스퍼터링을 이용하여 증착하였다. 타겟으로는 순도 99.99% NiO (99.99% purity, LSD co.) 상용 2인치 타겟

* [전자우편] wkchoi@kist.re.kr

을 사용하였다. 기관의 크기는 20×20 mm²의 크기로 절단하여, 증착하기 전에 아세톤-메탄올-에탄올 용액 순으로 초음파를 이용하여 세척하였고, 증류수로 10분 간 초음파 세척기에 담근 후 질소가스 분위기에서 증착 진공조 내의 기관 홀더를 장착하였다. 스퍼터용 플라즈마 가스로는 아르곤(99.999%)만을 사용하였으며, 증착 전 진공조의 압력은 6.7×10⁻³ Pa 범위에서 조절하였다. 스퍼터 타겟은 기관의 아래쪽에 위치하는 상향식 증착 방식을 사용하였고, NiO 박막은 기관과의 거리 110 mm, RF 인가전력 100 W로 고정하였으며, 작동압력을 0.53 Pa에서 기관온도는 상온에서 400°C까지 변화시키면서 두께는 120~140 nm 범위에서 증착하였다.

2. NiO 박막 물성의 측정

NiO 박막의 결정구조 조사는 X-ray diffraction (M18XHF-SRA, Mac Science, Japan, Cu K=1.5406Å)을 이용하여 온도변화에 따른 결정 구조와 결정화도를 측정하였다. 또한 표면 구조와 거칠기를 분석하기 위해서 Atomic force microscopy (D/Max -3,000, Veeco)를 사용하였다. 전기 비저항과 지벡(Seebeck) 계수는 Keithely 485를 이용하여 4-프로브로 측정하여 비교하였다. 박막의 광학적 조사는 UV-Vis 스펙트로미터(Lambda-18)를 이용하여 200~800 nm구간



Figure 1. The variation of X-ray diffraction patterns of NiO thin films at different substrate temperature (a) R.T, (b) 150°C, (c) 200°C, (d) 300°C, (e) 350°C, (f) 400°C.

에서 광투과도를 측정하였다. 박막의 국부적인 구조를 조사하기 위하여 NEXAFS(near edge x-ray absorption fine structure; PAL 2B1 SGM 빔라인) 실험을 실시하였고, O K-edge와 Ni L_{3,2} edge에서 흡수 스펙트럼을 얻었다.

III. Result

Fig. 1은 유리기관 위에 기관의 온도변화에 따른 NiO 박막의 XRD 피크 변화를 나타낸 그림이다. 기관의 온도변화에 따른 NiO 박막은 (111), (200), (220) 결정면과 관련된 피크들이 관찰되었다. 이로부터 NaCl 구조의 다결정 NiO 박막의 형성을 알 수 있었다. XRD 피크의 강도(intensity) 변화를 이용하여 식 (1)에 의해 박막의 조직화 정도(texture grade)를 계산할 수 있다.

$$TC_{i(hkl)} = \frac{\frac{I_{(hkl)}}{I^0_{(hkl)}}}{\frac{1}{k} \sum_{i=1}^k \frac{I_{i(hkl)}}{I^0_{i(hkl)}}} \quad (1)$$

여기서 TC는 texture grade이고, I⁰는 NiO 입방(cubic) 구조에서 피크의 세기로, JCPDS-file 4-835로부터 얻을 수 있다. I는 Fig. 1의 XRD데이터를 통해 얻은 피크의 세기이다. Fig. 2는 식 (1)을 통해 얻은 박막 조직화 정도를 나타낸 값이다. 계산된 값으로부터 증착된 박막의 결정구

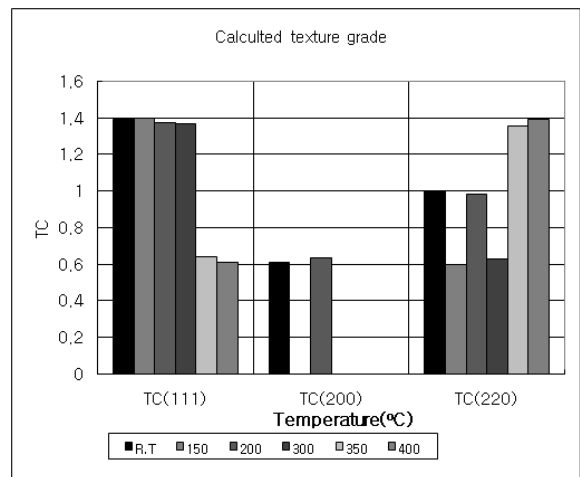


Figure 2. Texture grade of NiO thin films at different substrate temperature.

Table 1. Calculated lattice constant of the NiO thin films

Substrate temperature (°C)	(hkl)					
	(111)		(200)		(220)	
	2θ(°)	a(Å)	2θ(°)	a(Å)	2θ(°)	a(Å)
R.T	37.16	4.186	43.19	4.184	62.65	4.189
150	37.15	4.187			62.57	4.194
200	37.45	4.155	43.83	4.126	62.68	4.187
300	37.09	4.193			62.66	4.188
350	37.11	4.191			62.62	4.191
400	37.15	4.187			62.61	4.191

조는 200°C 이하에서 (111) 면의 우선 배향성으로 보이다가 350°C 이상에서 (220)의 우선 배향성으로 변화해 가는 것을 알 수 있다.

Table 1은 XRD 회절 조건인 $2d\sin\theta=n\lambda$ 로 부터 계산한 격자상수 값들을 나타내고 있다. 200°C의 경우를 제외하고는 대부분의 NiO 박막은 평균적으로 $a=4.18\text{\AA}$ 으로 NiO 분말 벌크($a=4.17\text{\AA}$) 보다 약간 큰 값을 가진다. 기판의 온도 변화에 따라 격자상수 값의 변화가 있지만 평균 오차가 +0.24% 미만으로 격자상수의 변화는 크지 않다. 하지만 200°C에서 증착된 NiO 박막의 경우 (220) 결정면을 제외한 (111), (200) 면으로부터 계산된 격자 상수값은 각각 4.155\AA 과 4.126\AA 으로 벌크 값에 비하여 각각 -0.36%, -1% 정도로 줄어든 것을 알 수 있다.

결정립(grain) 크기는 Scherrer 공식 (2)에 의하여 예측하여 보면 [12],

$$t = \frac{0.9\lambda}{\beta \cos\theta} \quad (2)$$

여기에서 t 는 결정립의 크기(nm)이고, λ 는 X선 파장길이(1.5406\AA), θ 는 Bragg각(rad), β 는 결정자의 크기에 의한 회절선 폭(rad)을 말한다. 각각 결정립의 크기는 상온부터 기판의 온도를 400°C로 증가함에 따라 36.1 nm, 36.3 nm, 30.0 nm, 33.5 nm, 24.5 nm, 18.5 nm이다.

결정립계 밀도를 예측하기 위하여 결정립계를 조합시킨 과잉 자유 부피의 값(excess free volume)을 식 (3)을 통해서 계산하였다 [13].

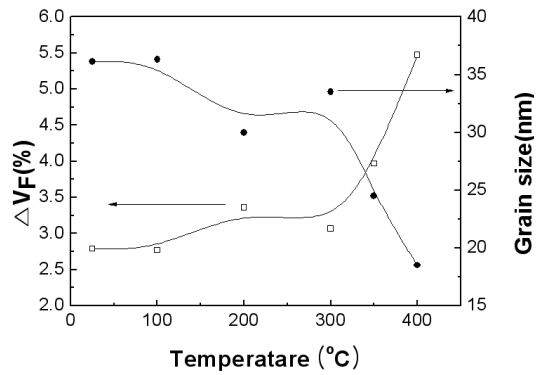


Figure 3. Density of grain boundaries and grain size of NiO thin films at different substrate temperature.

$$\Delta V_F = \frac{(t + \frac{d}{2})^2 - t^2}{t^2} \quad (3)$$

여기서 t 는 식 (2)를 통해 구했던 결정립의 크기이고, d 는 결정립의 크기에 의존하지 않는 일정한 값으로 결정립 면의 두께($d=1\text{ nm}$)이다.

결정립계(grain boundaries)의 밀도($\Delta V_F\%$)값은 기판의 온도가 상온부터 400°C로 증대됨에 따라 2.79%, 2.77%, 3.36%, 3.07%, 3.97%, 5.47%의 값으로 계산된다. 결정립의 크기가 감소하면 결정립계 자유 부피 값이 증가한다는 것을 알 수 있다.

NiO 박막의 표면형상과 거칠기의 변화를 조사하기 위하여 AFM (Atomic Force Microscopy)으로 표면의 미세구조와 표면 거칠기를 분석하였으며, Fig. 4(a)는 박막의 표면형상 및 AFM 스캔으로부터 얻어진(식 (3) 참조) 표면 거칠기 σ_{rms} (root-mean-square) 값(Fig. 3(b))을 나타내었다.

$$\sigma_{rms} = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^N (Z_i - Z_{ave})^2}{N}} \quad (4)$$

식 (4)에서 Z_i , Z_{ave} 는 주어진 픽셀의 값과 모든 scan 영역 내의 픽셀의 평균값이고 N 은 총 픽셀의 수이다. 거칠기 값은 기판의 온도가 증가함에 따라서 상온일 때 $\sigma_{rms}=1.25\text{ nm}$ 에서 400°C일 때 $\sigma_{rms}=3.16\text{ nm}$ 로 증가하는 것을 알 수 있었다. Fig. 4(c)의 선 scan 형상에서 보듯이 온도가 상승함에 따라 상온의 경우 표면심도가 2 nm에서 200°C에서 4 nm, 400°C 6 nm로 증가함을 확인할 수 있다. 이는 기판

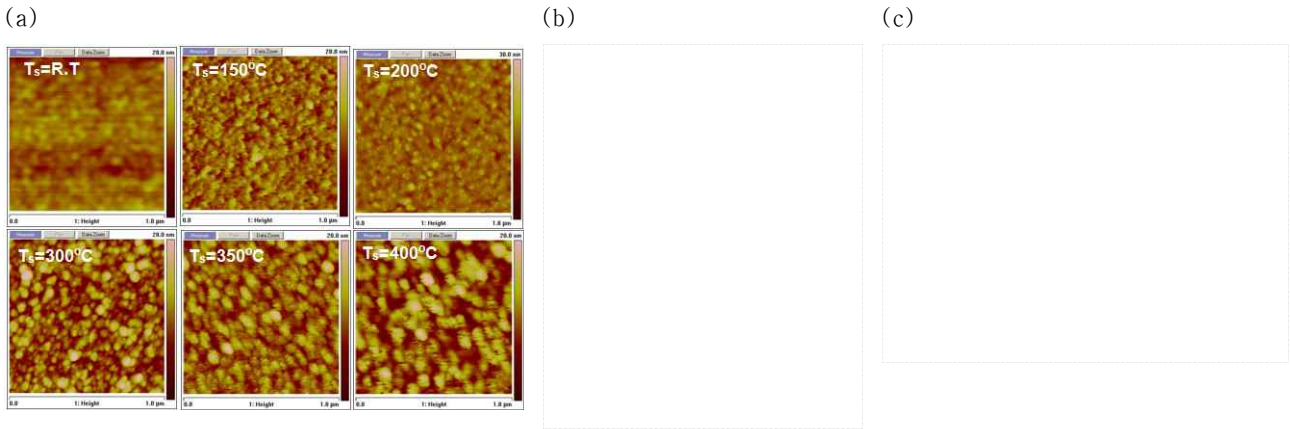


Figure 4. (a) Atomic force microscopy (AFM) images of NiO thin films at different substrate temperature. (b) Root-mean-square values of surface roughness (σ) of NiO thin films at different substrate temperature. (c) Atomic force microscopy (AFM) line scan of NiO thin films at different substrate temperature.

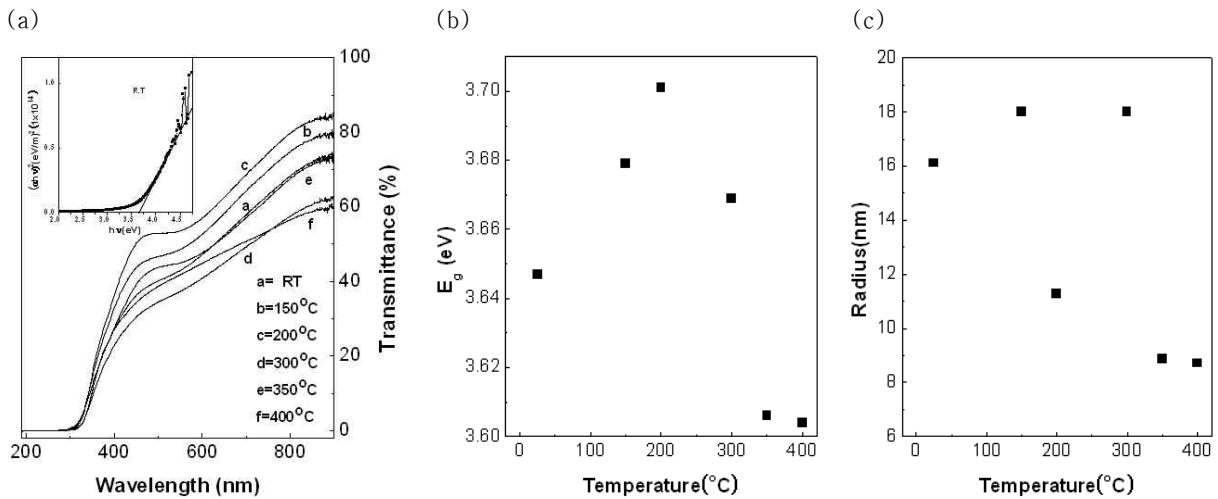


Figure 5. (a) The variation of spectral transmittance of NiO thin films at different substrate temperature. (b) Optical band gap and (c) grain radius of NiO thin films at different substrate temperature.

온도가 상승함에 따라 표면에서 스퍼터된 Ni과 O 원자들의 표면 이동도(surface mobility)가 증가되고 빠른 핵형성에 따른 결정립의 성장이 커짐에 따른 표면 조도의 증가가 원인이므로 여겨진다.

Fig. 5(a)는 기판의 온도변화에 따른 NiO 박막의 투과도를 나타낸 것이다. 투과도의 경우 기판 온도가 상온에서 증가함에 따라 증대하는 경향을 보였으며, 200°C에서 증착된 NiO 박막이 $\lambda=550$ nm에서 53.5%의 가장 높은 투과도를 보였으며, 박막의 전체평균 투과도는 57.89%이다. 온도가 200°C보다 높은 경우 모두 상온에서 증착된 박막보다 낮은 투과도를 보였다. 투과도 곡선을 이용하여 NiO 박막의 광학적 밴드갭(Band gap)을 계산하였다.

ambert-Beer-Bouguer 공식 (5)를 사용하여 흡수계수 α (cm^{-1})를 구할 수 있고,

$$\alpha = \ln(1/T)/d \tag{5}$$

식 (4)에서 T는 투과도, t는 박막의 두께를 나타낸다. 흡수계수와 입사광의 에너지(h)와의 관계식 (5)로 부터 광학적 밴드갭을 구할 수 있다 [14].

$$(ahv)^{1/n} = A_n(hv - E_g) \tag{6}$$

식 (6) A_n 은 상수, E_g 는 광학적 밴드갭, n은 전이의 종류

에 따른 상수값이다. $n = 1/2, 2, 3/2, 3$ 값은 각각 허용된 직접전이, 허용된 간접전이, 금지된 직접전이 및 금지된 간접 전이를 의미한다. 밴드갭은 흡수단 부근에서 일차적으로 변화하는 부분의 외삽법을 통하여 흡수계수가 0이 되는 광에너지 값으로 결정된다.

Fig. 5(b)는 투과도 곡선을 이용한 NiO 박막의 광학적 밴드갭(Band gap)을 나타낸다. Fig. 5(b)에서 보듯이 온도가 200°C일 때 3.701eV로 가장 큰 밴드갭을 가진다. 200°C 이하에서 기판의 온도가 증가함에 따라서 밴드갭이 증가하다가 300°C 이상에서 밴드갭이 감소하는 것을 알 수 있다. 이렇게 구한 밴드갭과 유효질량 근사법(effective mass approximation)을 사용하여 NiO 결정립의 평균 반경을 아래 식(7)을 사용하여 계산하여 보았다.

$$\Delta E_g = \frac{\eta^2 \pi^2}{2R^2} \left(\frac{1}{m_e^*} + \frac{1}{m_h^*} \right) \quad (7)$$

E_g 는 NiO 벌크의 E_g 와 Fig. 5 (b)에서 구한 긴 파장 흡수단(long-wave edge)의 광에너지와의 차이이다. NiO의 밴드갭으로는 3.66eV를 사용하였으며 [15], 전도대의 전자 유효질량 m_e^* 로는 0.11 m_0 , 가전자대의 정공 유효질량 m_h^* 로는 0.32 m_0 를 사용하였다 [16].

Fig. 5(c)는 밴드갭으로부터 계산된 NiO 결정립의 평균 반경을 나타낸다. 기판의 온도가 상온에서 400°C로 증가함에 따라 평균반경이 16.11 nm, 18.00 nm, 11.28 nm, 18.00 nm, 8.86 nm, 8.71 nm로 증가하다가 감소하는 것을 볼 수 있다. 밴드갭을 이용한 NiO 결정립의 평균 반경은 XRD를 통해 얻은 결정립의 크기(평균직경) t 의 변화와 잘 일치하고 있음을 알 수 있다.

Fig. 6에서 보듯이 증착된 NiO 박막의 비저항(ρ)은 기판의 온도가 상온에서 200°C까지는 $3.5 \times 10^4 \sim 2 \times 10^5 \Omega\text{cm}$ 정도의 높은 비저항 값을 보였고, 기판의 온도가 300~400°C로 증가하면 $10^{-1} \sim 10^{-2} \Omega\text{cm}$ 의 낮은 비저항으로 급격히 감소하였다. 기판 온도가 200°C에서 300°C로 변할 때 비저항이 $\sim 10^7$ 정도의 매우 큰 비율로 급격하게 감소되는 것을 알 수 있었다. 이러한 변화는 Mott가 제안한 금속-부도체(MIT: metal-insulator transition) 전이와 같은 현상으로 구분될 수 있고, 이러한 급격한 비저항의 감소의 원인으로 다음과 같이 분석하여 보았다.

Mattiessen 공식 [17]에 의해 박막의 비저항 값은 여러

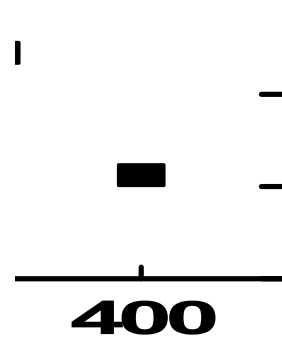


Figure 6. The variation of resistivity of NiO thin films at different substrate Temperature.

가지 전자의 산란과정에 의한 결과로 (8)식과 같이 설명할 수 있다.

$$\rho_f = \rho_p + \rho_{PD} + \rho_{GB} + \rho_i + \rho_s \quad (8)$$

여기서 ρ_p 는 격자의 열적 진동 즉 포논(phonon)에 기인하는 비저항이고, ρ_{PD} 는 점 결함(point defects), ρ_{GB} 는 전자와 결정립계(grain boundaries)사이의 충돌에 의한 비저항성분, ρ_i 는 불순물들에 의한 저항성분, ρ_s 는 표면산란에 의한 비저항성분이다. 본 실험에서는 박막이 증착되는 동안 추가적인 불순물이 없었고 비저항값을 일정한 온도에서 측정하였기 때문에 포논과 불순물에 의한 비저항성분은 동일하다고 가정할 수 있다. 박막의 두께(120~140 nm)가 Ni, O의 전자 평균 자유 행로(electronic mean free path) 20, 10.2 nm보다 충분히 두꺼운 두께를 가지므로 표면산란에 의한 저항성분도 무시할 수 있다. 따라서 박막의 전체 저항값은 점 결함(point defects)과 결정립계(grain boundaries)에 의해 영향을 받게 된다. 본 실험에서도 온도 변화에 따른 박막의 결정자크기의 감소에 따라 비저항값의 감소에 영향을 미치는 것을 알 수 있다.

증착된 NiO 박막의 국부적인 구조를 조사하기 위하여 NEXAFS (near edge x-ray absorption fine structure) 실험을 실시하였고, O K-edge와 Ni L_{3,2} edge에서 흡수 스펙트럼을 얻었다. Fig. 7(a)에서 보듯이, 528 eV 근처의 pre-edge는 O1s 궤도에서 O2p 궤도와 Ni 3d 전자 궤도 사이의 혼성화(hybridization) 궤도로의 흡수를 나타내며, 533eV와 536eV에 중심을 둔 피크들은 각각 O2p-Ni4s와

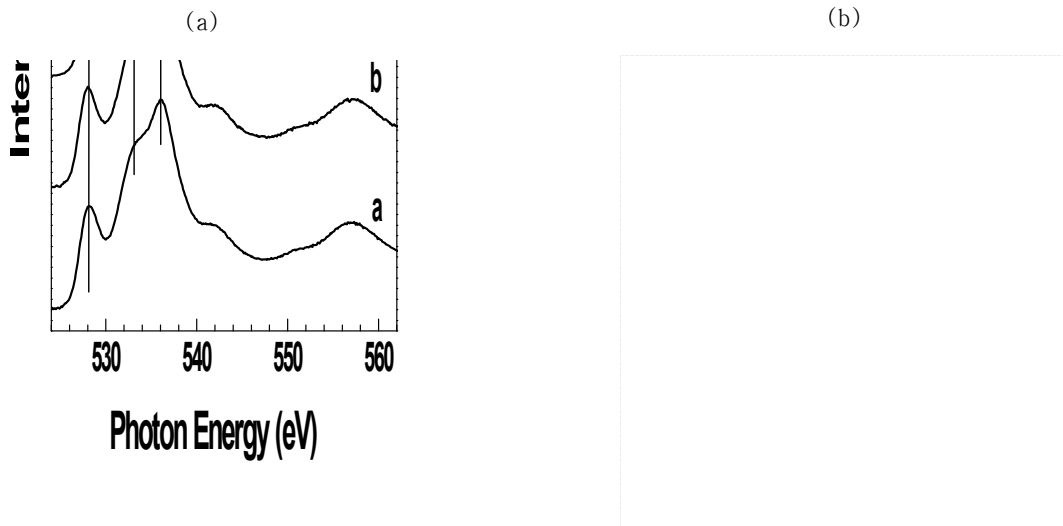


Figure 7. (a) NEXAFS O K-edge and (b) Ni L3,2 edge of NiO thin film deposited at RT-400°C. (a) R.T, (b) 150°C, (c) 200°C, (d) 300°C, (e) 350°C, (f) 400°C.

O2p-Ni4p의 혼성화 궤도의 흡수에 의한 것이다 [18-20].

Fig. 7(b)의 경우 Ni L₃, L₂ 피크는 Ni 2p_{3/2}, 2p_{1/2} 궤도에 Ni 3d 궤도가 각각 t_{2g}와 e_g 궤도로 나뉘어져 그에 해당되는 전이로부터 2개의 부피크(subpeak) 으로 나누어지게 된다. Ni L₃의 경우 853.8eV와 실선으로 표시된 shoulder 피크가 이에 해당한다. NiO의 밴드갭은 주로 가전도대(valance band)의 최고 에너지 준위를 형성하는 O2p 에너지 레벨과 전도대의 제일 낮은 에너지에 해당하는 Ni3d 에너지 레벨 차이로 정의될 수 있다. Fig. 7(a)의 O K-edge 중 O1s에서 O2p-Ni3d 혼성궤도로의 전이를 나타내는 pre-edge의 에너지의 변화는 밴드갭의 변화와 밀접한 관계를 가진다. 즉 pre-edge에너지의 증대는 전도대 에너지 준위의 증대를 의미하며, 이는 밴드갭의 증가를 의미하게 된다. Fig. 7(a)에서 보는 바와 같이 상온에서 200°C로 기판온도가 증가됨에 따라 pre-edge의 에너지는 528eV에서 528.3 eV까지 증대하다가 400°C로 증대함에 따라 다시 527.7 eV로 감소하였고, 200°C와 400°C의 경우 약 0.6 eV정도의 차이를 보이고 있다. 즉 200°C까지는 밴드갭이 증대하였으며, 그 이상의 온도에서는 밴드갭이 감소함을 알 수 있고 이는 곧 200°C까지는 저항이 증대하는 부도체(insulator), 그 이상에서는 다시 저항이 감소하는 금속(metal)성의 전기적 성질을 가지는 경향을 보여주고 있고 Fig. 6의 결과를 잘 설명하여 준다. 한편 Terakura 등에 [21] 의해서 보고된 바와 같이 스핀 교환(exchange)과 상관(correlation)을 고려한 국재 스핀 밀도(local-spin-density) 방법으로 NiO 경우 (111) 면으로 반

강자성(anitferromagnetic) 특성을 가지도록 Ni과 O의 원자가 배열하고 있는 경우, Ni 3d 원자준위 중 e_g밴드가 좁아지는 것으로 인해 저항이 높은 부도체의 전기적 성질을 띄게 되는 것을 계산적으로 증명하였다. Fig. 5와 Fig. 6으로부터 상온에서 200°C까지 온도가 증가함에 따라 NiO (111)의 우선 배향성을 가지는 박막의 저항이 매우 높은 부도체의 특성을 보이는 것은 Terakura 등의 결과와 잘 일치하고 있는 것을 알 수 있다. 따라서 NiO(220)면이 우선 배향성을 가지는 박막의 경우 300~400°C에서의 비저항 감소 원인을 밝히기 위해 위와 같은 이론적인 계산을 통하여 Ni 3d원자준위 중 e_g, t_{2g} 밴드의 에너지 준위 변화를 예측할 필요가 있다.

IV. Conclusion

본 연구에서는 NiO(99.99%) 스퍼터링 타겟을 이용하여 NiO 박막을 RF 마그네트론 스퍼터링 방법으로 증착하였다. NiO 박막의 증착 조건 중 Ar가스 및 RF 스퍼터링 출력 그리고 타겟과 기판과의 거리를 고정시키고 기판의 온도를 변화시켜 비저항의 변화를 보았다.

유리기판에 증착된 NiO 박막은 NaCl 구조의 다결정 NiO 박막의 결정구조를 갖고, 기판의 온도 변화에 따라 200°C 이하에서 (111) 면의 우선 배향성으로 보이다가 300°C 이상에서 (220)의 우선 배향성을 갖는다. 격자상수는 평균적으로 a=4.18Å으로 NiO 분말 벌크(a=4.17Å)보다 큰 값을 가

지고 결정자의 크기는 증가하다가 감소한다. 기판의 온도가 증가함에 따라 표면의 거칠기는 증가하고, 박막의 투과도는 기판의 온도가 200°C에서 가장 높은 투과도를 보였다. 광학적 밴드갭은 200°C 이하에서 기판의 온도가 증가함에 따라 증가하다가 300°C 이상에서 감소하였다. 밴드갭을 이용한 NiO 결정자의 평균 반경은 XRD를 통해 얻은 결정자의 크기와 잘 일치하고 있음을 알 수 있다.

증착된 NiO 박막의 비저항(ρ)이 기판의 온도가 상온에서 200°C까지는 높은 비저항을 보이다가 기판의 온도가 300~400°C로 증가하면 낮은 비저항으로 급격히 감소하는 것은 광학적 밴드갭의 감소에 의한 결함(defects)과 결정립계(grain boundaries)의 변화에 의한 원인임을 알 수 있었고, O K-edge NEXAFS 실험을 통해 pre-edge 에너지가 200°C까지는 증대하다가 400°C까지는 다시 감소하는 것은 밴드갭의 변화로부터 200°C와 300°C 사이에서 Mott-Insulator-Transition 현상으로 설명할 수 있었다.

감사의 글

본 논문은 한국과학기술연구원의 미래원천사업(2E21613)의 지원 하에 이루어졌음에 감사드립니다.

참고문헌

- [1] E. Fujii, A. Tomozawa, H. Torii, and R. Takayama, *Jpn. J. Appl. Phys.* **35**, L328 (1996).
- [2] K. D. Lee, *J. Korean Vacuum Soc.* **9**, 48-59 (2000).
- [3] S. Seo, M. J. Lee, D. H. Seo, E. J. Jeoung, D. -S. Suh, Y. S. Joung, I. K. Yoo, I. R. Hwang, S. H. Kim, S. Byun, J. -S. Kim, J. S. Choi, and B. H. Park, *Appl. Phys. Lett.* **85**, 5655 (2004).
- [4] D. H. Son, E. K. Kim, J. H. Kim, K. S. Lee, T. K. Yim, S. M. An, S. H. Won, J. H. Sok, W. S. Hong, T. Y. Kim, M. G. Jang, and K. W. Park, *J. Korean Vacuum Soc.* **18**, 302 (2009).
- [5] J. Y. Park, J. W. Bae, S. W. Hwang, K. D. Kim, Y. A. Cho, J. S. Jeon, D. S. Choi, and K. Y. Yeom, *J. Korean Vacuum Soc.* **8**, 507 (1999).
- [6] H. Sato, T. Minami, S. Takata, and T. Yamada, *Thin Solid Films* **236**, 27 (1993).
- [7] M. Schulze, R. Resissner, M. Lorenz, M. U. Radke, and W. Schurnberger, *Electrochimica Acta* **44**, 3969 (1999).
- [8] H. Kim, R. C. Auyeung, and A. Pique, *Thin Solid Films* **516**, 5052 (2008).
- [9] J. F. Gubbons and W. E. Beadle, *Solid-State Electron* **7**, 785 (1964).
- [10] T. Ishihara, I. Obkubo, K. Tsubouchi, H. Kumigashira, U.S. Joshi, Y. Matsumoto, H. Koinuma, and M. Oshima, *Mater. Sci. Engin. B.* **149**, 40 (2008).
- [11] S. Seo, M. J. Lee, D. H. Seo, E. J. Jeoung, D. -S. Suh, Y. S. Joung, I. K. Yoo, I. R. Hwang, S. H. Kim, S. Byun, J. -S. Kim, J. S. Choi, and B. H. Park, *Appl. Phys. Lett.* **85**, 5655 (2004).
- [12] L. S. Birks and H. J. Friedman, *Appl. Phys.* **17**, 687 (1946).
- [13] P. P. Chattopadhyay, P. M. Nambissan, S. K. Pabi, and I. Manna, *Phys. Rev. B.* **63**, 054107 (2001).
- [14] J. I. Pankove, *Optical process in semiconductors* (Prentice Hall, Inc., New Jersey, 1971).
- [15] N. S. Das, B. Saha, R. Thapa, G. C. Das, and K. K. Chattopadhyay, *Physica. E.* **42**, 1377 (2010).
- [16] P. Singh, A.K. Chawla, D. Kaur, and R. Chandra, *Mater. Lett.* **61**, 2050 (2007).
- [17] G. W. A. Dummer, *Materials for conductive and resistive function* (Hayden Book Company Inc, New York, 1970).
- [18] G. Lann, J. Zaanen, G. A. Sawatzky, R. Karnatak, and J. M. Esteva, *Phys. Rev. B.* **33**, 4253 (1986).
- [19] M. Medarde, A. Fontaine, J. L. Munoz, J. R. Carvajal, M. de Santis, M. Sacchi, G. Rossi, and P. Lacorre, *Phys. Rev. B.* **46**, 14975(1992).
- [20] S. K. Sharma, P. Kumar, R. Kumar, M. Knobel, P. Thakur, K. H. Chae, W. K. Choi, R. Kumar, and D. Kanjilal, *J. Phys.: Condens. Matter.* **20**, 285211 (2008).
- [21] K. Terakura, T. Oguchi, A. R. Williams, and J. Küber, *Phys. Rev. B.* **30**, 4734 (1984).

Colossal Resistivity Change of Polycrystalline NiO Thin Film Deposited by RF Magnetron Sputtering

Youngeun Kim^a, Young-Soo No^{a,b}, Dong-Hee Park^a, Jiwon Choi^a,
Keun-Hwa Chae^c, Taehwan Kim^b, and Won-Kook Choi^{a*}

^a*Korea Institute of Science and Technology, Thin Film Material Research Center, Seoul 136-791*

^b*Department of Electronics and Computer Engineering, Hanyang University, Seoul 133-791*

^c*Korea Institute of Science and Technology, Nano Materials Analysis Center, Seoul 136-791*

(Received June 28, 2010, Revised September 15, 2010, Accepted October 21, 2010)

Polycrystalline NiO thin films were deposited on glass substrate by RF magnetron sputtering using only Ar as a plasma sputter gas. based on the analysis of x-ray diffraction (XRD), NiO films had a polycrystalline cubic (NaCl type) structure. NiO thin films grown below and above 200°C showed preferred orientation of (111) and (220) respectively. It showed colossal change in electrical resistivity as much a $\sim 10^7$ order from an insulating state of 105 Ωcm below 200°C to a conducting state of $10^{-2} \sim 10^{-1}$ Ωcm above 300°C such a Mott metal-insulator transition (MIT) in polycrystalline.

Keywords : NiO, Resistivity, Metal-insulator transition, RF magnetron sputtering

* [E-mail] wkchoi@kist.re.kr