

## YBCO Coated Conductor용 버퍼층의 제조 및 특성

### Preparation of buffer layers for YBCO coated conductors and the properties

김찬중<sup>\*</sup>, 홍계원<sup>\*\*</sup>, 박해웅<sup>\*\*\*</sup>, 김호진<sup>\*\*\*\*</sup>, 지봉기<sup>\*\*\*\*\*</sup>, 주진호<sup>\*\*\*\*</sup>, 선종원<sup>\*\*\*\*\*</sup>, 김형섭<sup>\*\*\*\*\*</sup>  
(C-J. Kim, G-W. Hong, H-W. Park, H-J. Kim, B-G. Jee, J-H. Joo, J-W. Sun and H-S. Kim)

#### Abstract

CeO<sub>2</sub> and NiO buffers for YBCO coated conductors were deposited on biaxially textured Ni substrate by metalorganic chemical vapor deposition(MOCVD) and the deposition behavior were investigated. The degree of texture of deposited CeO<sub>2</sub> and NiO films was strongly dependent on the deposition temperature(T<sub>d</sub>) and oxygen partial pressure(P<sub>O2</sub>). (100) textured films were well deposited at specific deposition temperatures and oxygen partial pressures. The in-plane and out of plane textures estimated from the full width half maximum of the pole figure peaks were less than 10°. The surface morphology showed that the CeO<sub>2</sub> films consisted of columnar grains grown normal to the Ni substrates, while NiO films were flate and clean like a mirror. The surface roughness of both films estimated by atomic force microscopy(AFM) were as smooth as 3-10 nm. The growth rate of the films is much faster than that of other physical deposition methods.

**Key Words** : YBCO coated conductors, NiO, CeO<sub>2</sub> buffer, MOCVD, texture

#### 1. 서 론<sup>1)</sup>

지난 10 년간 YBCO 초전도체의 선재화 연구의 노력의 결과로 금속 모재 위에 초전도 박막을 증착시킨 박막형 초전도 선재 가공공정이 개발되었다. 여러 박막형 초전도 선재 제조공정 중에 가장 잘 알려진 공정은 RABiTS(Rolling Assisted Biaxially Textured Substrate)공정이다. 이 공정은 집합조직을 갖는 금속모재 위에 YBCO 초전도체를 박막증착방법을 이용하여 증착시키는 공

정으로, 증착된 초전도체의 임계전류밀도가 수 십만 Amps/cm<sup>2</sup>로 통전특성이 대단히 우수하다. 모재는 압연과 후열처리를 통해 제작된 양축정렬된 Ni 테이프를 사용하며, 그 위에 몇개의 완충층을 증착시킨 후 완충층 위에 최종적으로 YBCO 박막을 증착시킨다[1,2].

초기 RABiTS 연구에서는 금속모재인 Ni 위에 직접 YBCO 박막을 증착시켰으나[3], 이 경우 Ni 원자들이 YBCO 박막층 내부로 확산, 침투하여 초전도 특성을 저하시킨다. 모재와 초전도체간의 반응을 억제하고 Ni 기판과 박막 사이의 격자 불일치를 보완하기 위한 중간 완충층을 증착한 다음에 그 위에 초전도체를 증착하게 되었다. 지금까지 개발된 완충층 중에 가장 널리 사용되고 있는 물질은 CeO<sub>2</sub>와 yttrium - stabilized zirconia (YSZ)이다. 이 중에 CeO<sub>2</sub>는 YSZ에 비해 YBCO와의 격자 불일치가 적고, 열팽창계수가 비슷하기 때문에 보다 널리 사용되고 있다[4]. 그러나 CeO<sub>2</sub> 완충층은 두께가 커지면 열응력에 의한 미세균열

<sup>\*</sup>원자력연구소 원자력재료기술개발팀  
(대전시 유성구 덕진동 150 유성 사서함 105)  
Fax: 042-862-5496  
E-mail : cjkim2@kaeri.re.kr  
<sup>\*\*</sup>한국산업기술대학교 전자공학과,  
<sup>\*\*\*</sup>한국기술교육대학교 금속·재료공학과,  
<sup>\*\*\*\*</sup>성균관대학교 신소재공학과,  
<sup>\*\*\*\*\*</sup>충남대학교 금속공학과

이 발생하고, 또한 Ni에 대한 확산 억제효과가 작다는 단점을 갖고 있다. CeO<sub>2</sub> 박막은 PLD (pulsed laser deposition) [5,6], sputtering[7-9], e-beam evaporation[[10,11]등으로 제조되고 있으나, 두께가 1000Å 이상이 되면 미세균열이 발생하여 이를 통해 YBCO 층으로의 Ni 원자들이 확산하여 초전도 특성을 저하시키는 것으로 알려졌다[12-14].

본 연구에서는 기존에 사용된 물리적 증착방법이 아닌 화학적 증착방법으로 CeO<sub>2</sub> 와 NiO 완충층을 증착해 보았다. 박막 증착에 사용된 방법은 MOCVD(Metal organic chemical vapour deposition) 공정으로, 증착 속도가 빠르고 대면적 증착에 유리하다. 이 공정으로 초전도 coated conductor 제조에 적용할 경우 경제성 있는 장선재 제작이 가능할 것으로 생각되지만 아직 연구가 폭넓게 진행되고 있지 않다. 본 연구에서는 RABITS 공정과 같이 집합조직을 갖는 Ni 테이프 위에 MOCVD 공정으로 CeO<sub>2</sub> 박막을 증착하여 증착온도(T<sub>d</sub>)와 산소분압(P<sub>O2</sub>)등의 증착변수에 따른 박막의 증착거동을 알아보았다. 또한 미세조직분석을 통하여 미세균열의 존재여부와 표면의 거칠기를 관찰하였다.

## 2. 실험 방법

MOCVD 공정의 원료는 일반 CVD 공정과는 달리 고체상의 금속 유기물이다. 이 유기물은 약 200 - 300°C 온도에서 기화된다. 보통은 금속이나 세라믹 용기에 금속유기물을 정량하여 용기에 넣은 후 적당 온도로 가열하면 유기물이 분해되어 금속기가 붙은 기체상으로 변하게 된다. 그러나 이 경우 고체유기물이 기화되는 양상이 초기와 중기에 서로 다르기 때문에 균일한 증착조건을 찾기가 어렵다. 이런 문제를 해결하고자 본 연구에서는 고체유기물을 액체에 녹여서 액상을 만든 다음, 이 액상에 포함된 원료를 연속이동이 가능한 유리섬유에 균일하게 분산시킨 후 이 유리섬유를 가열함으로써 원료가 균일하게 기화되도록 하였다. 원료물질로는 열적으로 안정하고 비교적 낮은 온도에서 큰 증기압을 갖는 Ce(thd)<sub>4</sub> (thd=2,2,6,6-tetramethyl-3,5-heptane dionato)와 Ni(tmhd)<sub>2</sub>(tmhd:2,2,6,6-tetramethyl-3,5-haptanedi one) 킬레이트 화합물을 사용하였다. 원료물질을 정량하여 THF(tetrahydrofuran, Aldrich사) 용매에 녹인 다음, 유리섬유 테이프를 원료 용액에 넣

어 원료 용액이 유리섬유에 스며들도록 하였다. 유리섬유가 용액에 충분히 적셔지면 꺼내어 건조시킨 후, 그림 1에 나타난 CVD장치의 원료 공급부에 장착하였다. 이 원료 증착부는 reel-to-reel로 유리섬유 테이프가 한쪽 reel에서 다른 쪽 reel로 이동될 때 장치의 중간부에서 가열하여 원료가 기화되도록 고안된 것이다.

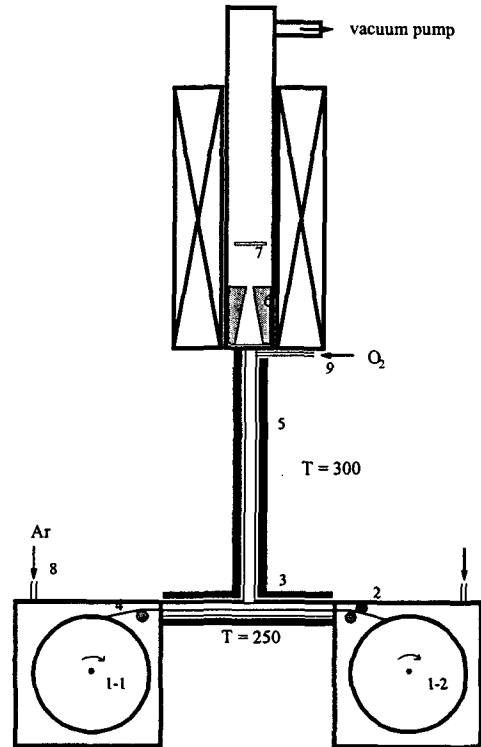


Fig. 1. Schematic diagram of belt - driven precursor feeding system and MOCVD reactor; 1-1: feeding spool with tension, 1-2: winding spool 2: DC motor 3: evaporation zone 4: glass fiber band 5: band heater 6: nozzle 7: substrate.

소재로 사용한 Ni 테이프는 미국 oxford사의 것으로, (200) 방위의 cube texture의 양축 정렬도가 8도이었다. 이 Ni 테이프를 1x1 cm이 크기로 잘라서 시편 홀더에 부착시킨 다음 반응로 내부에 위치시켰다. 원료를 기화시키기 전에 먼저 Ar+H<sub>2</sub>(Ar:96%, H<sub>2</sub>:4%)를 1000 sccm으로 흘려주면서 Ni 기판을 650°C 온도에서 10 분간 가열하여 Ni 표면에 부착되어 있을지도 모르는 산화막

과 기타 유기불순물들이 제거되도록 하였다. 반응부의 전체압력과 증착시간 등을 일정하게 유지하고, 증착온도와 산소분압을 변화시키면서 변수에 따른 박막 증착거동을 관찰하였다.

Ni 위에 직접 증착시킨 NiO와 CeO<sub>2</sub>박막의 결정구조를 알고자 Rigaku사의 X-ray diffraction을 사용하였다. X-선의 회절분석은 35 kV, 15 mA에서 Cu-Kα(λ=1.5418Å) target을 사용하였고, AFM (atomic force microscopy)을 이용하여 박막 표면의 거칠기를 측정하였다. 증착한 박막의 표면 미세조직과 증착두께는 주사전자현미경을 이용하여 분석하였다.

### 3. 결과 및 고찰

#### 3.1 CeO<sub>2</sub> deposition

그림 2는 전체압력을 10 Torr, 증착시간을 10분으로 유지시키고 산소분압 0.90~3.33 Torr, 증착온도 460~540°C 조건에서 증착시킨 CeO<sub>2</sub> 완충층에 대한 I(200)/{I(200)+I(111)}의 회절강도비를 나타낸 것이다.

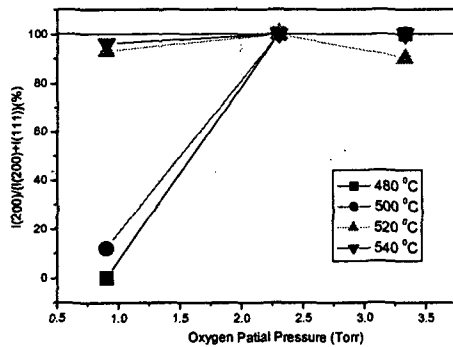
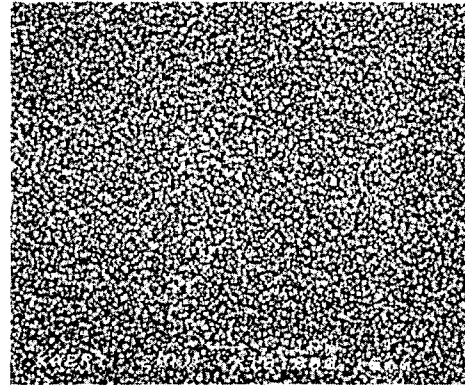


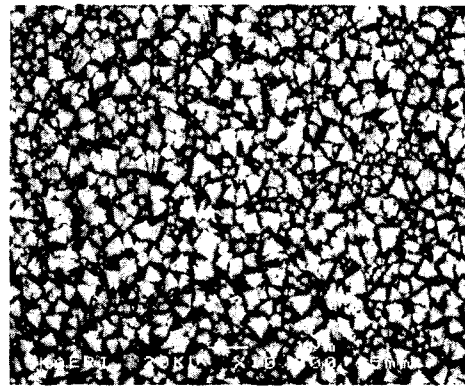
Fig. 2. Intensity ratio of I(200)/{I(200)+I(111)} of CeO<sub>2</sub> buffer layer on Ni substrates with various oxygen partial pressures and deposition temperatures.

그림에서 알 수 있듯이, 증착온도가 480°C, 500°C인 경우, 산소분압이 2.30 Torr 이상에서 (200) 회절강도비가 100%인데 반해, 520°C, 540°C인 경우에는 산소분압이 0.90 Torr에서는 회절강도비가 95% 정도이며, 2.30 Torr에서는 100%이었다. 산소분압이 0.90 Torr의 경우 증착온도가 증가함에 따라 I(200)/{I(200)+I(111)}의 회절강도비가 증가하였다. 이는 증착온도가 520°C에서 (200)면 성장이 활발하게 이루어짐을 의미한다. 산소분압

이 2.30 Torr와 3.33 Torr의 경우, 증착온도가 480°C 이상에서는 대부분 (200)면 성장이 이루어졌다.



(a)



(b)

Fig. 3. SEM micrograph of the surface of deposited CeO<sub>2</sub> films at P<sub>O<sub>2</sub></sub> = 2.30 Torr and (a) T<sub>d</sub> = 500°C and (b) 540°C.

본 실험에서는 산소분압을 2.30 Torr로 일정하게 유지시키고 증착온도를 변화하여 표면 미세조직을 주사전자현미경으로 관찰하였다. 증착온도가 높을수록 결정입자가 입성장이 두드러짐을 알 수 있었다. 본 결과에는 나타내지 않았지만, 460°C에서는 Sanghyun Oh 등[12-14]이 PVD공정으로 제조한 CeO<sub>2</sub>에서 보고한 것처럼 미세균열이 관찰되었으며, 미세균열들은 1 μm 정도의 크기로 시편 전체에 넓게 퍼져 있었다. 480°C에서는 박막이 균질하고 입자 크기가 작았으나, 이 시편 또한 시료 전체에서 미세균열이 관찰되었다. 반면 그림 3(a)에서 알 수 있듯이, 500°C에서는 박막이 균질하고

입자 크기가 130~160 nm였으며 미세균열도 관찰되지 않았다. 520°C에서도 박막표면이 전반적으로 균질하면서 입자 크기가 150~230 nm였으며 미세균열도 관찰되지 않았다. 그러나 540°C에서 증착시킨 박막은 220~620 nm 정도의 큰 입자들로 이루어져 있으며, 입자면이 facet한 모양을 나타내었다(그림 3(b)). 이는 증착온도가 고온일 때 입자성장에 의해서 일어나는 일반적인 미세구조이다. Qing He 등[13]은 CeO<sub>2</sub> 박막의 미세균열 생성을 Ni 기판과 CeO<sub>2</sub>사이의 열팽창 계수 차이에 의한 것으로 보고하였으며, Sanghyun Oh 등[12]은 Ni의 열팽창 계수가 CeO<sub>2</sub>보다 크므로 증착 후 냉각과정에서 compressive stress(압축응력)을 받게 되므로 열팽창 계수가 tensile stress(인장응력)을 유발하여 미세균열을 형성시켰다고 보기 어려우며, 기판과 박막간의 lattice mismatch가 심한 경우 미세균열이 생길 가능성이 높다고 보고하였다. 본 실험에서도 낮은 증착 온도에서 미세균열이 발생하였으며, 온도가 증가하였을 때 미세균열이 발생하지 않은 것으로 볼 때 열 응력만으로 미세균열을 설명하기는 미흡할 것으로 사료된다.

그림 4는 산소분압을 2.30 Torr로 일정하게 유지시키고 증착온도를 변화시켰을 때의 박막 표면의 roughness를 관찰한 AFM 사진이다. 증착 온도가 460°C에서 표면의 roughness가 5 nm 정도로 매우 균질하였으나 증착온도가 520°C에서는 51 nm로 증착온도가 증가할수록 표면의 roughness가 증가하였다. 그림 3와 그림 4의 결과로부터 증착온도가 높아질수록 결정성장에 의해 결정의 크기가 커지면서 표면의 roughness가 증가하였음을 알 수 있다. P<sub>O2</sub>= 2.30 Torr and T<sub>d</sub>= 520°C 인 조건에서 10분간 증착시킨 CeO<sub>2</sub> 박막의 단면을 SEM 사진을 찍어 두께를 계산한 결과, 박막의 두께는 1.5~2.0 μm이었다. 이 두께로부터 계산한 증착속도는 150~200 nm/min이었다. Electron beam evaporation법으로 CeO<sub>2</sub> 박막을 증착시킨 M. Paranthaman 등[14]의 결과에서의 CeO<sub>2</sub> 박막의 증착속도는 6 nm/min였다. 또한 RF sputtering법으로 증착시킨 M. Španková 등[15]의 결과에서의 증착속도는 혼합가스(Ar:O<sub>2</sub>=1:1) 분위기에서는 0.5 nm/min, 산소분위기에서는 0.35 nm/min 였다.

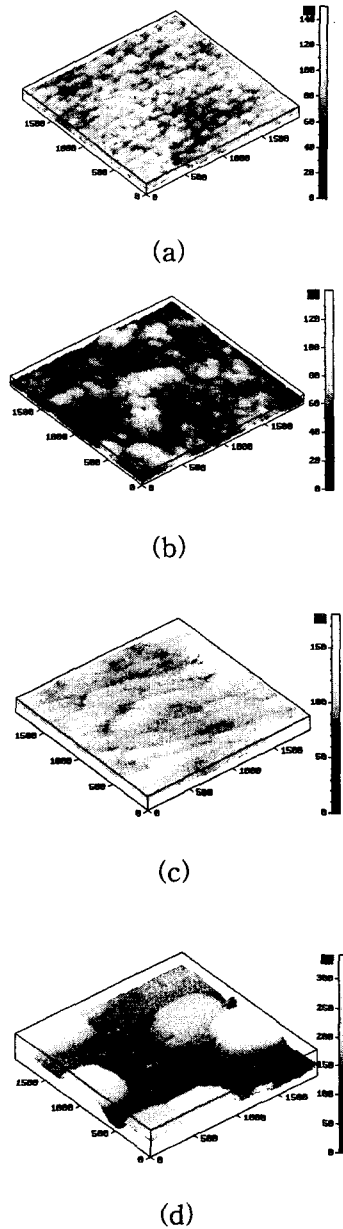


Fig. 4. AFM images of the surface of CeO<sub>2</sub> films deposited at P<sub>O2</sub>= 2.30 Torr and (a) T<sub>d</sub>= 460 °C, (b) 480 °C, (c) 500 °C and (d) 520 °C.

이는 PVD법보다 MOCVD법으로 CeO<sub>2</sub> 박막을 증착시킬 경우 상대적으로 빠른 시간에 박막을 증착시킬 수 있다는 것을 의미한다.

### 3. 2. NiO 제조

그림 5는 증착온도와 산소분압에 따른 NiO 상의 형성에 관한 XRD 분석 결과이다. 그림 3(a)는 산소분압을 1.67 Torr로 고정시키고 증착온도를 450°C에서 530°C까지 변화시켜 얻은 NiO 완충층의 XRD 결과로, 450°C와 470°C에서 NiO (111) 회절강도가 가장 낮았고, 470°C에서 NiO (200) 회절강도가 가장 높았다. 온도가 증가할수록 NiO (111) 회절강도는 점진적으로 증가하였다. 이 조건에서 NiO가 100% (200) 면으로 증착된 회절선을 얻을 수 없었다. 이 공정에서 주목할 만한 점은 NiO (200) 집합조직이 약 500°C라는 점이다. SOE(self oxidation epitaxial)에 의한 NiO (200) 형성온도가 1000°C 이상인 것[16]과 비교하면 MOCVD 공정은 상대적으로 낮은 온도에서 2축 정렬된 NiO를 얻을 수 있다는 장점이 있다.

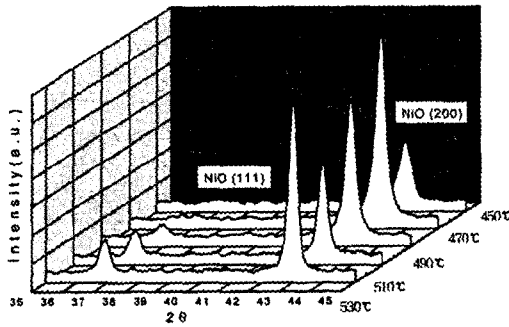


Fig. 5. X-ray diffraction patterns of the NiO buffer layers deposited on Ni substrates; (a) with various temperatures at 1.67 Torr of oxygen partial pressure.

그림 6은 산소분압을 1.67 Torr로 일정하게 유지한 후, 증착온도를 달리하여 얻은 시편의 NiO (111)의 극점도 결과이다. 증착온도가 450°C와 470°C에서 얻은 박막들은 잘 발달된 대칭형의 극점도 결과를 얻을 수 있었다. 이는 이미 그림 5의 XRD 결과에서와 같이 이 온도에서 NiO (200) 집합조직이 잘 발달되기 때문이다. 그러나 490°C 이상의 온도에서는 NiO (200) cube texture가 파괴되어 NiO (111) 방위로 집합조직이 우세하기 때문에 상대적으로 복잡한 극점도 결과가 얻어졌다.

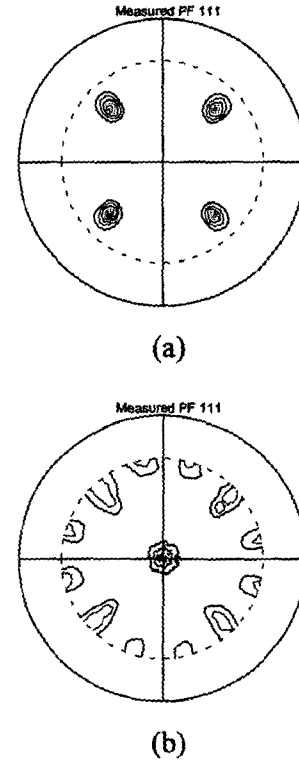


Fig. 6. NiO (111) pole figures of the NiO buffer layers deposited at  $PO_2 = 1.67$  Torr and (a) 450°C and (b) 530°C

X-ray pole figure의 대칭형 극점도 결과의 4개 회절선의 반가폭(half width)을 알면 테이프의 양축 집합도를 알아낼 수 있다. 450°C에서 증착된 NiO 박막에 대한  $\omega$ -scan의 반가폭은 9.81°, 470°C에서는 10.34°로 이었다.  $\phi$ -scan은 450°C와 470°C에서 각각 11.38°와 10.00°로 나타났다. 증착온도 450°C와 470°C의 반가폭을 비교하면  $\omega$ -scan에서는 450°C가 470°C보다 0.53° 작게 나타났고,  $\phi$ -scan에서는 450°C가 470°C보다 1.38° 높게 나타났다.

증착온도 470°C와 산소분압이 1.67 Torr 일 때 10 분간 증착된 NiO 완충층의 단면사진으로부터 계산한 NiO 완충층의 두께는 약 1 $\mu$ m로, 이것을 분당 증착속도로 표시하면 약 100 nm/min로, 물리적 방법으로 제조된 박막의 증착속도[14,15]에 비해 상당히 빠르다. 증착된 NiO는 모재인 Ni의 결정입계가 보일 정도로 표면이 매우 균일하고 깨끗하였다.

박막을 증착하기 위해서는 모재와 중간완충층의 표면이 깨끗해야 한다. 표면조도를 알고자

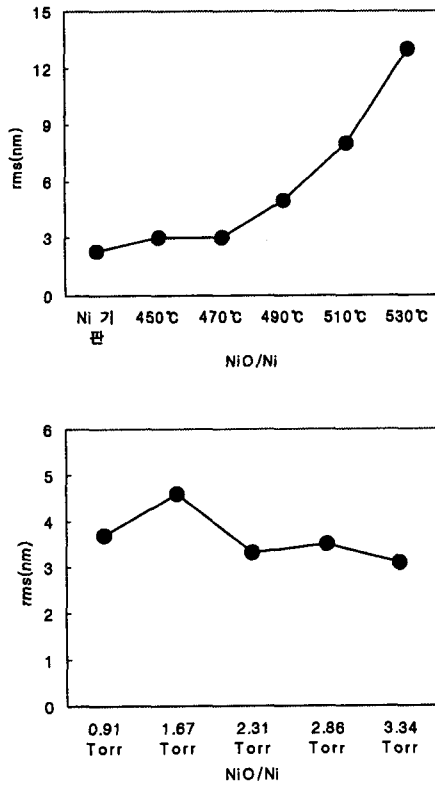


Fig. 7. AFM roughness of NiO buffer layers: (a) at oxygen partial pressure of 1.67 Torr and various deposition temperatures, (b) at deposition temperature of 470°C and various oxygen partial pressures.

AFM으로 제조된 NiO 박막층의 표면조도를 측정하였으며, 산소분압을 1.67 Torr로 일정하게 유지하며 증착온도를 변화시킨 NiO 완충층, 그리고 증착온도를 470°C로 유지하여 여러 산소분압에서 제조한 NiO 완충층의 RMS 거칠기는 그림 7에 나타내었다.

모재로 사용된 Ni 기판은 2.3 nm의 RMS 거칠기를 갖는다. 표면에 요철에 많이 존재하는데 이는 금속 Ni의 압연중에 생성된 것으로 여겨진다. 이 기판 위에 증착된 NiO 완충층들의 거칠기는 증착온도를 달리하였을 때는 약 3~13 nm, 산소분압을 달리하였을 때는 3.1~4.6 nm로 나타났다. 모재로 사용된 Ni 기판의 표면조도는 산소분압을 달리한 NiO 완충층들은 모재의 거칠기보다 약간 높기는

하지만 표면이 대단히 양호한 것을 알 수 있다. 증착온도를 온도가 증가함에 따라 거칠기가 약 2~6 배 정도 높아졌는데, 이는 NiO의 입성장에 기인하는 것으로 사료된다.

본 실험에서는 NiO를 MOCVD 공정으로 제조하여 그 증착조건과 표면특성에 조사하였다. 본 연구의 결과는 MOCVD 공정으로 양질의 박막을 짧은 시간내에 증착할 수 있음을 보여준다. 일반적으로 모재로 사용되는 Ni은 표면에 자연산화에 의한 얇은 산화 피막을 갖는다. 이 산화피막은 coated conductor 제조공정의 첫번째 완충층인 CeO<sub>2</sub>의 방향성 증착과정에 참여하여 (200) 집합조직 형성을 방해할지도 모른다. 따라서 CeO<sub>2</sub>를 증착하기 전에 이 NiO 산화피막을 제거하기 위한 추가적인 열처리를 수행한다. 또는 아예 NiO 모재를 일정시간 고온에서 자연 산화시켜 그 생성된 NiO 층을 완충층으로 이용하기도 한다. 그러나 이 경우에는 1000°C 이상의 고온 열처리가 요구되며, 생성된 NiO 산화층의 표면이 불균일하고 두껍다. 또한 분위기 산소와 Ni 금속이 반응하여 NiO 산화물을 형성하기 위해서는 Ni과 산소간의 상호확산이 필요하므로 반응과정이 복잡할 것으로 여겨진다. 그러나 본 연구에서와 같이 NiO 산화층을 MOCVD 공정으로 제조하면, Ni과 산소가 기체상태에서 반응하여 금속 Ni 모재위에 증착되므로 Ni과 산소의 상호확산이 필요치 않다. 또한 증착된 박막의 두께를 조절하기가 쉽고, 박막의 표면 조도도 수 nm 정도로 매우 부드러웠다. 이 공정의 또 다른 장점은 증착온도가 500°C 이하의 저온이기 때문에 Ni 기판의 입성장이나 표면 거칠기 증가를 억제할 수 있다는 이점이 있다.

#### 4. 결론

MOCVD법을 사용하여 양축 정렬된 Ni 기판 위에 CeO<sub>2</sub> 와 NiO 박막을 증착시켰다. 증착조건은 증착온도와 시간, 산소분압이었으며, 그에 따른 XRD 패턴과 표면 미세조직을 분석하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

산소분압이 2.30 Torr, 증착온도가 500°C~520°C인 구간에서 (200)면의 방향성생장이 원활하게 이루어졌다. 480°C 이하의 낮은 증착온도에서는 미세균열이 관찰되었지만 500°C 이상의 온도에서는 관찰되지 않았다. 반면, 증착온도가 증가할수록 입자성장에 의해 입자의 크기가 증가하였으며, 또한 증착온도가 증가할수록 박막 표면의 roughness가 증가하였다. 산소분압이 2.30 Torr,

증착온도가 520℃인 조건에서 10분간 증착시켰을 때의 증착속도는 150~200 nm/min으로 다른 PVD 공정과 비교해 상대적으로 증착속도가 높았다.

NiO 박막의 결정배양성은 산소분압과 온도의 함수였다. 산소분압이 1.67 Torr 일 때 증착온도가 증가할수록 NiO (111)의 NiO (200)이 경쟁적으로 성장하였으나, 고온으로 갈수록 NiO (111) 형성이 우선적이었다. 증착온도가 470℃와 산소분압이 1.67 Torr 일 때  $\omega$ -scan의 반가폭은 10.34°,  $\Phi$ -scan의 반가폭은 10.00°으로 가장 우수한 NiO 집합조직을 얻을 수 있었다.

AFM으로 측정한 NiO 박막의 표면거칠기는 산소분압보다는 증착온도나 시간에 민감하였다. 모재로 사용된 Ni 기판의 거칠기가 2.3 nm일 때, 이 기판 위에 증착된 NiO 완충층들의 거칠기는 증착온도를 달리하였을 때는 약 3~13 nm, 산소분압을 달리하였을 때는 3.1~4.6 nm로 나타났다. MOCVD 공정에 의한 NiO의 증착속도는 약 100 nm/min로, 물리적 방법으로 제조된 CeO<sub>2</sub> 박막의 증착속도에 비해 상당히 빨랐다.

#### 감사의 글

본 연구는 21세기 프론티어 연구개발사업인 차세대초전도응용기술개발 사업단의 연구비 지원에 의해 수행되었습니다.

#### 참고 문헌

- [1] A. Goyal, D.P. Norton, J.D. Budai, M. Paranthaman, E.D. Specht, D.M. Kroeger, D.K. Christen, Q. He, B. Saffian, F. A. List, D.F. Lee, P.M. Martin, C.E. Klaubunde, E. Harfield and V.K. Sikka, *Appl. Phys. Lett.*, **69**, 12, 1995, 1996
- [2] David P. Noron, Amit Goyal, John D. Budai, David K. Christen, Donald M. Kroeger, Eliot D. Specht, Qing He, Bernd Saffian, M. Paranthaman, Charles E. Klaubunde, Dominic F. Lee, Brian C. Sales and Fred A. List, *Science*, **274**, 755, 1996
- [3] B. Champagne, et. al, *Supercon. Sci. and Tech.*, **2**, 1989.
- [4] Anchuan Wang, John A. Belot, Tobin J. Marks, Paul R. Markworh, Robert P.H. Chang, Michael P. Chudzik, Carl R. Kannewurf, *Physica C*, **320**, 154-160, 1999.
- [5] M.W. Denhoff, J.P. McCaffrey, *J. Appl. Phys.*, **70**, 3986, 1991
- [6] X.D. Wu, R.C. Dye, R.E. Muenchansen, S.R. Foltyn, M. Maley, A.D. Rollett, A.R. Garcia, N.S. Nogar, *Appl. Phys. Lett.*, **58**, 2165, 1991.
- [7] S. Yaegashi, T. Kurihara, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **33**, 270, 1990
- [8] S. Guo, H. Arwin, S.N. Jacobson, K. Jarrendahl, U. Helmersson, *J. Appl. Phys.*, **77**, 5369, 1995
- [9] F. Wang, R. Wordenweber, *Thin Solid Films*, **227**, 200, 1993.
- [10] T. Inoue, T. Ohsuna, L. Luo, X.D. Wu, C.J. Maggiore, Y. Yamamoto, S. Koyama, H. Chang, *Appl. Phys. Lett.*, **59**, 36. 4, 1991.
- [11] I. M. Kotelyanskii, V.A. Luzanov, Yu, M. Dikaev, V.B. Kravchenko, B.J. Melekh, *Thin Solid Films*, **280**, 163, 1996.
- [12] Sanghyun Oh, Jaeun Yoo, Kyuhan Lee, JunHo Kim, D. Youm, *Physica C*, **308**, 91, 1998.
- [13] Qing He, D.K. Christen, J.D. Budai, E.D. Specht, D.F. Lee, A. Goyal, D.P. Norton, M. Paranthman, F.A. List, D.M. Kroeger, *Physica C*, **275**, 155, 1997.
- [14] M. Paranthaaman, A. Goyal, F.A. List, E.D. Specht, D.F. Lee, M. Martin, Qing He, D.K. Christen, D.P. Norton, J.D. Budai, D.M. Kroeger, *Physica C*, **275**, 266, 1997.
- [15] M. Španková, I. Vávra, Š. Gaži, D. Machajdik, Š. Chromik, K. Fröhlich, L. Hellemans and Š. Beňačka, *J. Crystal. Growth*, **218**, 287, 2000.
- [16] Z. Lockman, X. Qi, A. Berenov, R. Nast, W. Goldacker, J. MacManus-Driscoll, *Physica C* **352** (2001) 34-37.