

## 2축 정렬된 Ni 위에 MOCVD법에 의한 NiO의 증착조건

### Deposition condition of NiO deposited on biaxially textured Ni by a MOCVD process

선종원\*, 김형섭\*\*, 지봉기\*\*\*, 박해웅\*\*\*\*, 홍계원#, 박순동##, 정충환###, 전병혁###, 김찬중###

Jong-Won Sun\*, Hyung Seop Kim\*\*, Bong Ki Ji\*\*\*, Hai-Woong Park\*\*\*\*, Gye-Won Hong#, Soon-Dong Park##, Choong-Hwan Jung###, Byung-Hyuk Jun###, Chan-Joong Kim###

**Abstract** : Deposition condition of NiO that is one of possible buffer layers for YBCO coated conductors was studied. NiO was deposited on textured Ni substrates by a MOCVD (metal-organic chemical vapor deposition) method. The degree of texture, and the surface roughness were analyzed by X-ray pole figure, atomic force microscope and scanning electron microscope. The (111) and (200) textures were competitively developed, depending on an oxygen partial pressure(PO<sub>2</sub>) and deposition temperature(Tp). The (200) textured NiO layer was deposited at Tp=450~470°C and PO<sub>2</sub>=1.67 Torr. Out-of-plane ( $\omega$ -scan) and in-plane ( $\Phi$ -scan) textures of the (200) NiO films were as good as 10.34° and 10.00°, respectively. The AFM surface roughness of NiO was in the range of 3~4.5 nm at PO<sub>2</sub>=0.91~3.34 Torr and at Tp=470°C, and in the range of 3~13 nm at Tp=450~530°C and at PO<sub>2</sub>=1.67 Torr.

**Key Words** : NiO, MOCVD

### 1. 서 론

YBCO 초전도체를 선재화하기 위한 연구로 결정 정렬성을 주는 방법에 따라 RABiTS(Rolling Assisted Biaxially Textured Substrate) 공정[1~3], IBAD(Ion Beam Assisted Deposition) 공정[4~5], 그리고 ISD(Inclined Substrate Deposition) 공정[6] 등을 들 수 있다. RABiTS(Rolling Assisted Biaxially Textured Substrate) 공정은 YBCO 박막선재를 제조하는 기술로, 집합조직을 갖는 니켈모재 위에 초전도 박막을 물리적, 화학적 방법으로 증착시킨다. 일반적인 입방정 구조의 금속(Cu, Ni, Ag 등)에서 뚜렷한 2축 정렬 집합조직이 나타나는 것에 주목하여 집합조직을 갖는 금속기판 위에 같은 배향성을 가지는 산화물 초전도 박

막을 만드는 방법을 개발하였다. 2축 정렬된 Ni 기판 위에 직접 YBCO 박막을 증착시키면 가장 좋겠지만, Ni 모재와 YBCO 박막간 구성원소들의 상호 확산으로 인해 양질의 초전도 박막을 제조하는데 어려움이 있었다[7]. 이런 문제점을 해결하고자 모재인 니켈과 초전도층의 중간에 확산 억제층을 위한 완충층을 깔고 그 위에 다시 초전도층을 증착시키는 연구가 시도되었다. 완충층으로는 NiO, CeO<sub>2</sub>, SrTiO<sub>3</sub>, MgO, YSZ, Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, LaAlO<sub>3</sub>, BaZrO<sub>3</sub> 등이 후보재로 연구되고 있으며 [3,8~16], 이 중 초전도체와 결정격자가 비슷하고 열적 특성도 유사한 CeO<sub>2</sub>, YSZ, MgO, Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 등이 완충층 재료로 가장 적합할 것으로 여겨지고 있다[3,4,8,9]. 니켈 모재위에 CeO<sub>2</sub>를 증착시킨 후 YBCO를 증착할 경우가 가장 단순한 공정이 될 수 있지만, 이 경우 CeO<sub>2</sub> 층에 열충격에 의한 미세균열이 자주 발생하기 때문에 확산억제용 완충층의 역할을 하지 못한다[6,15,16]. 이를 보완하고자 CeO<sub>2</sub>층 위에 Y-stabilized ZrO<sub>2</sub>을 증착하고, 다시 그 위에 CeO<sub>2</sub>, YBCO를 단계적으로 증착시키는 다중 완충층 선재제조공정을 개발하여 사용되었다[19].

니켈의 표면에는 몇 개의 원자층이 NiO 산화물형태로 존재한다. 이 산화물 층은 니켈 위에 다른 완충층을 증착시킬 때 그 목적 완충층의 결정방위 제어에 영향을 준다. 따라서 니켈 모재 위에 완충층을 올리기 전에 니켈 위에 형성된 산화층을 제거하기 위한 별도의 환원열처리가 필요하다[3]. 어떤 경우에는 니켈 위에 형성된 자연 산화층 자체를 완충층으로 이용하기도 한다 [8,20,21]. 예를 들어, Ni 기판을 산소분위기에서 인위적으로 산화시켜 NiO를 생성시켜 이 산화층을 모재와 초전도층간의 확산 억제층으로 사용이 가능하다. 그러나 산화방법의 단점은 Ni를 산화시키려면 1000°C 이상의 고온이 필요하며 [22], NiO의 결정방위제어는 가능하나 생성된 산화물의 조직이 치밀하지 못하고 표면이 매우 거칠다는 점이다. 또한 그 위에 증착시킨 YBCO 초전도층의 특성도 좋지 않았다. 반면, Ni 기판을 자연산화시키지 않고 MOCVD (Metal organic chemical vapour deposition)법과 같은 박막증착공정으로 NiO를 증착시킨다면 물질간의 상호확산이 필요하지 않기 때문에 산화막의 두께제어가 쉽고, 보다 균질한 산화박막층을 얻을 수 있을 것으로 예상된다 [23,24].

본 연구에서는 2축 정렬된 Ni 모재 위에 MOCVD법을 이용하여 YBCO의 완충층으로 사용 가능한 NiO를 증착하였다. 기판으로 사용한 Ni은 Oxford Instruments Superconducting Technology사에서 제조된 것으로, 양축 집합도가 약 8°이고 두께가 50 μm였다. 증착 온도 및 산소 분압에 따른 NiO의 증착양상을 조사하였으며, 제조된 박막의 표면특성과 집합조직에 대하여 연구하였다.

\* 학생회원:충남대학교 금속공학과 석사과정  
 \*\* 비 회 원:충남대학교 금속공학부 부교수  
 \*\*\* 학생회원:성균관대학교 신소재공학과 박사과정  
 #### 비 회 원:한국기술교육대학교 신소재공학과 부교수  
 # 정 회 원:한국산업기술대학교 에너지대학원 교수  
 ## 비 회 원:한국원자력연구소  
 ### 정 회 원:한국원자력연구소  
 원고접수:2002년 03월 28일  
 심사완료:2002년 10월 15일

## 2. 실험 방법

일반적인 CVD 공정의 장점은 넓은 면적에 빠른 속도로 증착이 가능하다는 점이다. 그러나 MOCVD의 경우에는 source 물질이 고체상이기 때문에 고체상의 금속유기원료를 가열, 기화하여 CVD 공정의 원료로 사용한다. 본 실험에서는 비교적 낮은 온도에서 큰 증기압을 가지면서 열적 안정성을 갖는 원료물질인 Ni(tmhd)2(tmhd:2,2,6,6-tetramethyl-3,5-heptanedione) 킬레이트 화합물을 사용하였다. 고체상체인 원료물질을 가열하여 원료물질을 공급할 경우에는 가열 초기와 후반부에 원료의 기화양상이 다를 수 있고, 이는 증착되는 박막의 특성에 영향을 준다. 따라서 원료를 균일하게 기화시키고자 본 연구에서는 원료를 액상에 넣어 완전히 녹인 후 이 용액에 원료를 운반하기 위한 유리섬유 테이프를 넣어 적신 후, 다시 건조하여 원료물질을 테이프에 균일하게 분산시켰다. 사용한 용액은 THF(Tetrahydrofuran, C<sub>4</sub>H<sub>8</sub>O)로 이 용액에 Ni(tmhd)2 화합물을 녹였다. MOCVD 반응부에 원료를 연속적으로 공급하기 위해 그림 1과 같이 벨트식 원료공급부를 만들어 이곳에 원료를 균일하게 분산시킨 유리섬유 테이프를 장착한 다음, 가열부 쪽으로 서서히 이동시켜서 원료가 균일하게 공급되게 하였다. 그림 1에서 알 수 있듯이, 본 연구에서 사용된 MOCVD 장치는 연속식 원료공급계, 반응부, 배기부의 세 부분으로 나눌 수 있다.

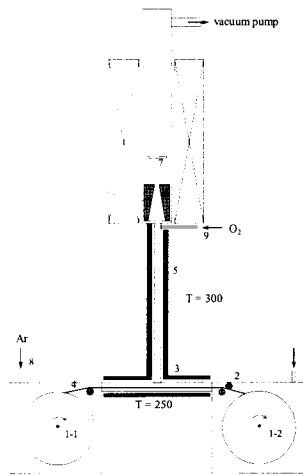
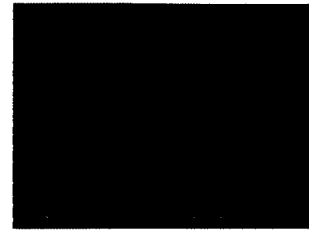


그림 1. MOCVD 장비 개략도.

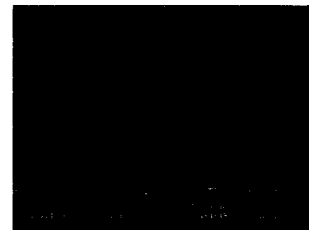
Fig. 1. Schematic diagram of belt-driven precursor feeding system and MOCVD reactor: 1-1: feeding spool with tension, 1-2: winding spool, 2: DC motor, 3: evaporation zone, 4: source feeding tape, 5: band heater, 6: nozzle, 7: substrate.

원료를 묻힌 유리섬유 테이프를 원료공급부에 설치한 다음, Ni 기판을 홀더에 고정하여 반응관 입구에 넣은 후, 진공펌프를 이용하여 반응관내의 압력을 10-2 Torr까지 낮추었다. 먼저, 원료테이프를 통해 공급되는 원료가 제대로 공급되는지를 알아보려고 가열 전후의 원료 테이프의 사진을 찍어 원료의 분산 상태 및 휘발상태를 검사하였다. 그림 2(a)는 원료를 분산시키기 전의 유리섬유 테이프의 사진이다. 그림 2(a)에서 알 수 있듯이, 원료 공급테이프는 직경이 약 10 μm인 유리섬유로 이루어져 있다. 그림 2(b)는 유리섬유 테이프를 원료용액에 넣은 후, 다시 건조시킨 테이프의 주

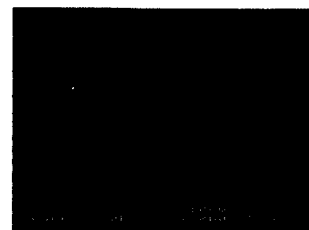
사전자 현미경 사진으로, 수 μm 크기의 고상원료 입자들이 섬유 위에 균일하게 분산된 것을 알 수 있다. 그림 2(c)는 그림 2(b) 테이프를 가열하여 원료를 반응부로 흘려보낸 후의 사진으로, 가열에 의해 고상원료들의 거의 대부분이 기화하여 유리섬유에는 고상입자들이 관찰되지 않는다.



(a)



(b)



(c)

그림 2. 유리섬유 테이프의 SEM 사진 (a) 실험전, (b) 원료 그리고 (c) 실험후

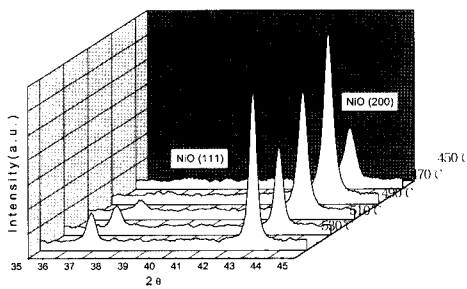
Fig. 2. SEM micrographs of glass fiber tapes (a) as-received, (b) involving solid source and (c) after heating

반응부는 먼저 환원가스인 Ar+H<sub>2</sub>(Ar : 96 %, H<sub>2</sub> : 4 %)를 1000 sccm으로 흘려주었으며, 압력을 10 Torr로 유지하였다. 수소를 포함한 환원가스를 사용한 이유는 금속 니켈표면에 형성된 산화층을 제거하기 위함이다. 반응관 내의 압력이 안정되면 기판을 반응부까지 밀어 넣고, 10분간 Ni 기판을 예열하여 표면의 산화막과 기타 유기 불순물들이 제거되도록 하였다. 예열이 끝난 후 Ar+H<sub>2</sub>혼합가스를 Ar로 바꾸고, 증착온도 450℃ ~ 530℃에서 원료와 O<sub>2</sub>(100 ~ 500 sccm)를 공급하여 10분 동안 반응시켰다. 반응 후 반응기에서 증착된 기판을 꺼내서 상온으로 냉각하였다.

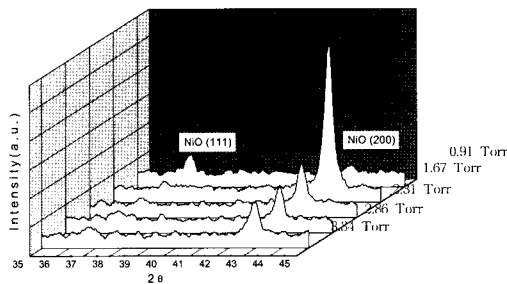
Ni 기판과 NiO 완충층의 특성을 조사하기 위해 결정구조와 미세구조, 표면의 morphology 등을 측정하였다. 결정구조와 미세구조의 분석은 각각 X-선회절(X-ray diffraction : XRD)과 주사전자현미경(scanning electron microscopy: SEM)을 이용하였으며, 표면의 조도는 AFM (atomic force microscopy)으로 분석하였다.

### 3. 결과 및 토의

그림 3는 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)[8]에 의한 NiO (200) 형성온도가 1000°C 이상인 것과 비교하면 MOCVD 공정은 상대적으로 낮은 온도에서 2축 정렬된 NiO를 얻을 수 있다는 장점이 있다.



(a)



(b)

그림 3. Ni 기판위에 증착된 NiO의 X-ray 회절: (a) 산소분압 1.67 Torr에서 온도변화, (b) 증착온도 470°C에서 산소분압 변화

Fig. 3. 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, (b) with various oxygen partial pressures at 470°C of deposition temperature.

그림 3(b)는 그림 3(a)에서 NiO (200) 집합조직이 가장 잘 발달한 온도인 470°C에 온도를 고정하고, 산소분압을 0.91 Torr에서 3.34 Torr까지 변화시켜 얻은 시료의 XRD 결과이다. 산소분압이 증가하더라도 NiO (111) 회절강도에는 특별한 변화가 없고 NiO(200) 회절강도는 변화가 있었다. NiO (200) 회절강도는 대체적으로 낮았지만, 1.67 Torr일 때 NiO (200) 회절강도가 가장 높았다. 따라서 MOCVD법에 의한 NiO (200)

집합조직은 증착온도가 470°C이고, 산소분압이 1.67 Torr일 때 가장 잘 발달한다고 할 수 있다.

그림 4는 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.

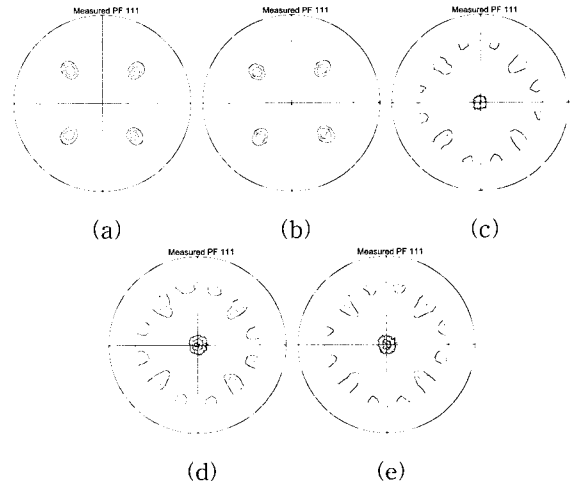


그림 4. 1.67 Torr에서 증착온도 변화에 따른 Ni 기판위에 증착된 NiO의 (111) 극점도: (a) 450°C, (b) 470°C, (c) 490°C, (d) 510°C and (e) 530°C

Fig. 4. NiO (111) pole figures of the NiO buffer layers deposited on textured Ni substrates at oxygen partial pressure of 1.67 Torr with various temperatures: (a) 450°C, (b) 470°C, (c) 490°C, (d) 510°C and (e) 530°C

이는 이미 그림 3의 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

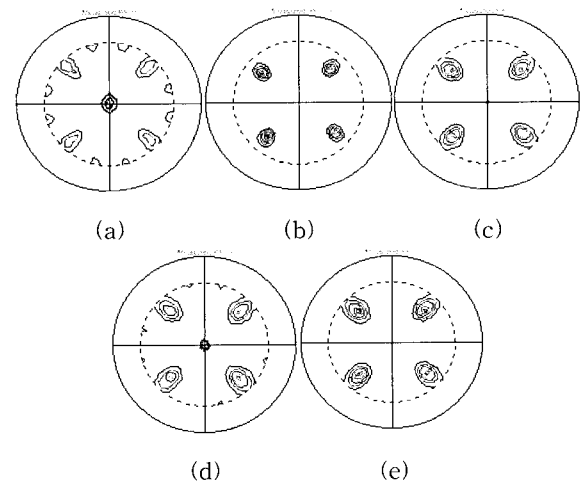


그림 5. 470°C에서 산소분압의 변화에 따른 Ni 기판위에 증착된 NiO의 (111) 극점도: (a) 0.91 Torr, (b) 1.67 Torr, (c) 2.31 Torr, (d) 2.86 Torr and (e) 3.34 Torr.

Fig. 5. NiO (111) pole figures of the NiO buffer layers deposited on textured Ni substrates at deposition temperature of 470°C with various oxygen partial pressures; (a) 0.91 Torr, (b) 1.67 Torr, (c) 2.31 Torr, (d) 2.86 Torr and (e) 3.34 Torr.

때문에 그림 4(c)-(e)에서와 같이 상대적으로 복잡한 극도점 결과를 보인다.

그림 5는 증착온도를 470°C로 일정하게 유지한 후, 산소분압을 달리하여 얻은 시편의 NiO (111)의 극도점 결과이다. 시료 (b)-(e) 경우 대칭형의 극도점 결과를 보인다. 이들 중 산소분압이 1.67 Torr일 때 가장 강한 NiO (200) cube texture가 발달한다.

그림 6은 450°C와 470°C에서 증착된 NiO 완충층의  $\omega$ -scan과  $\Phi$ -scan 결과이다. 이 결과는 그림 4(a)와 그림 4(b)의 대칭형 극도점 결과의 4개 회절선을 나타낸 것으로 이들의 FWHM(Full Width Half Maximum)을 알면 양축 집합도를 알아낼 수 있다. 그림 6(a)에서 알 수 있듯이, 450°C에서 증착된 NiO 박막에 대한  $\omega$ -scan의 FWHM은 9.81°, 470°C에서는 10.34°로 이었다. 그림 6(b)의 경우  $\Phi$ -scan은 450°C와 470°C에서 각각 11.38°와 10.00°로 나타났다. 증착온도 450°C와 470°C의 FWHM을 비교하면  $\omega$ -scan에서는 450°C가 470°C보다 0.53° 작게 나타났고,  $\Phi$ -scan에서는 450°C가 470°C보다 1.38° 높게 나타났다.

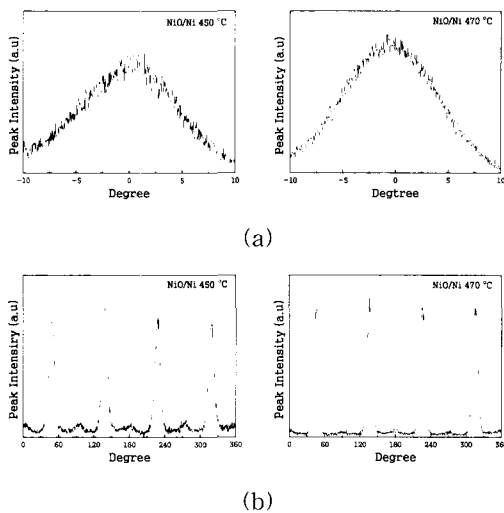


그림 6. 1.67 Torr에서 각각 450°C와 470°C에서 증착된 NiO의 (a) rocking curve와 (b)  $\Phi$ -scan  
Fig. 6. (a) X-ray rocking curves and (b)  $\Phi$ -scan showing the out-of-plane and in-plane texture of the NiO buffer layers prepared at 450°C and 470°C, 1.67 Torr by MOCVD. Rocking curves of NiO (200) and  $\Phi$ -scan are presented for NiO (111).

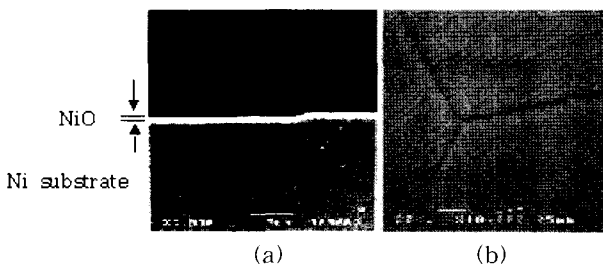


그림 7. 470°C, 1.67 Torr에서 증착된 NiO의 SEM 사진 (a) 단면 (b) 표면  
Fig. 7. SEM images of (a) the cross-section and (b) the surface of NiO buffer layer deposited on textured Ni at 470°C, 1.67 Torr.

그림 7은 증착온도 470°C와 산소분압이 1.67 Torr 일 때 10분간 증착된 NiO 완충층의 단면과 표면사진이다. 그림 7(a)에서 NiO 완충층의 두께는 약 1 $\mu$ m로, 이것을 분당 증착속도로 표시하면 약 100 nm/min로, 물리적 방법(Electron beam evaporation에 의한 CeO<sub>2</sub>의 증착 속도 : 6 nm/min, RF sputtering에 의한 CeO<sub>2</sub>의 증착 속도 : 0.35 nm/min)[16,25]으로 제조된 박막의 증착 속도에 비해 상당히 빠르다. 그림 7(b)에서는 Ni의 결정 입계가 보일 정도로 NiO 증착박막의 표면이 매우 균일하고 깨끗함을 알 수 있다. 양질의 초전도 박막을 증착하기 위해서는 모재와 중간완충층의 표면이 깨끗해야 한다. 이를 알고자 AFM으로 제조된 NiO 박막층의 표면조도를 측정하였으며, 그림 8과 그림 9는 실험에 사용한 Ni 기판과 산소분압을 1.67 Torr로 일정하게 유지하며 증착온도를 변화시킨 NiO 완충층, 그리고 증착온도를 470°C로 유지하여 여러 산소분압에서 제조한 NiO 완충층의 AFM 사진들이다. 이 사진들의 RMS 거칠기는 그림 10에 나타내었다. 모재로 사용된 Ni 기판은 2.3 nm의 RMS 거칠기를 갖는다. 표면에 요철이 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. 증착 온도가 증가함에 따라 거칠기가 약 2~6배 정도 높아졌는데, 이는 NiO의 입성장과 그에 따른 입계 grooving 때문인 것으로 사료된다.

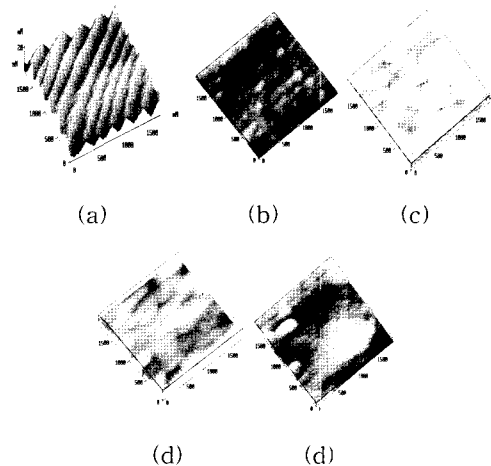


그림 8. 1.67 Torr에서 증착온도 변화에 따른 NiO의 AFM 사진: (a) Ni 기판, (b) 450°C, (c) 470°C, (d) 490°C, (e) 510°C and (f) 530°C  
Fig. 8. AFM images of Ni substrate and NiO buffer layers deposited on textured Ni substrates at oxygen partial pressure of 1.67 Torr with various deposition temperatures: (a) Ni substrate, (b) 450°C, (c) 470°C, (d) 490°C, (e) 510°C and (f) 530°C

본 실험에서는 NiO를 MOCVD 공정으로 제조하여 그 증착조건과 표면특성을 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

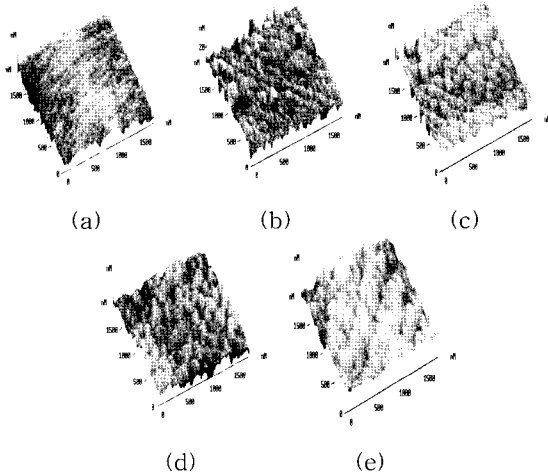


그림 9. 470°C에서 산소분압의 변화에 따른 NiO의 AFM 사진; (a) 0.91 Torr, (b) 1.67 Torr, (c) 2.31 Torr, (d) 2.86 Torr and (e) 3.34 Torr.

Fig. 9. AFM images of Ni substrate and NiO buffer layers deposited on textured Ni substrate at 470°C with various partial pressures; (a) 0.91 Torr, (b) 1.67 Torr, (c) 2.31 Torr, (d) 2.86 Torr and (e) 3.34 Torr.

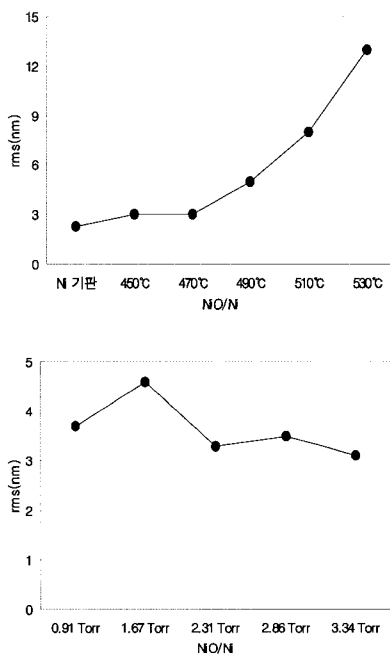


그림 10. NiO의 AFM 거칠기; (a) 1.67 Torr에서 증착 온도의 변화, (b) 470°C에서 산소분압의 변화.

Fig. 10. AFM roughness and pick-to-pick of Ni substrate and NiO buffer layers: (a) at oxygen partial pressure of 1.67 Torr with various deposition temperatures (b) at deposition temperature of 470°C with various oxygen partial pressures.

NiO 산화층의 표면이 불균일하고 두껍다. 또한 분 위기 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. 물리적인 방법에 의한 완충층 제조와 coated conductor 제조에 대한 연구는 많이 진행되었으나 MOCVD 공정에 대한 많은 연구가 진행되지 않고 있다. 본 연구결과는 MOCVD 공정이 NiO 완충층의 증착에 대단히 효과적인 공정이라는 것을 보여준다. 본 실험에서는 초기 연구임에도 불구하고 집합도가 10° 정도인 양질의 박막을 증착할 수 있었다. 아직 완전한 NiO (200) 집합조직을 갖는 완충층을 제조하지는 못했지만 향후 공정변수를 확립하게 된다면 집합도가 10° 이내인 우수한 완충층을 제조할 수 있을 것으로 기대된다.

#### 4. 결 론

증착온도와 산소분압을 달리하여 2축 집합조직을 갖는 Ni 기판 위에 MOCVD 공정으로 NiO 완충층을 증착하였다. 증착된 NiO의 집합조직은 산소분압과 온도의 함수였다. 산소분압이 1.67 Torr 일 때 증착온도가 증가할수록 NiO (111)과 NiO (200)이 혼합된 조직이 발달하였으며, 고온에서는 NiO (111) 형성이 우선적이었다. 본 연구의 실험 조건에서는 증착온도가 470°C와 산소분압이 1.67 Torr 일 때  $\omega$ -scan의 FWHM은 10.34°로 나타났으며,  $\Phi$ -scan의 FWHM은 10.00°로 가장 우수한 NiO 집합조직을 얻을 수 있었다.

AFM으로 측정된 NiO 박막의 표면거칠기는 증착온도나 산소분압에 대해 그다지 민감하지 않았다. 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 박막의 증착속도에 비해 상당히 빨랐다.

#### 감사의 글

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

#### 참 고 문 헌

[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, 1795(1996).  
 [2] David.P. Norton, 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, Fred A. Science, 274, 755(1996)  
 [3] A. Goyal, D.P. Norton, D.M. Kroeger, D.K.

Cristen, M. Paranthaman, E.D. Specht, J.D. Budai, Q. He, B. Saffian, F.A. List, D.F. Lee, E. Hatfield, C.E. Klabunde, P.M. Martin, J. Martin, J. Mathis, C. Park, J. Mater. Res. 12 2924 (1997)

[4] Y. Iijima, N. Tanabe, O. Kohno and Y. Ikeno, Appl. Phys. Lett. 60, 769 (1992)

[5] X.D. Wu, S.R. Foltyn, P.N. Arendt, W.R. Blumentahl, I.H. Campbell, J.D. Cotton, J.Y. Coutler, W.L. Hults, M.P. Maley, H.F. Safar, and J.L. Smith, Appl. Phys. Lett., 67, 2397 (1995)

[6] K. Hasegawa, N. Yoshida, K. Fujino, H. Mukai, K. Hayashi, K. Sato, T. Ohkuma, S. Honjyo, H. Ishii, and T. Hara, Proceedings of the 16th International Cryogenic Engineering Conference and International Cryogenic Materials Conference (Kitakyushu, Japan, 1996) pp.1413~1416

[7] B. Champagne, et al, Supercond. Sci. and Tech. 2 (1989)

[8] K. Matsumoto, S.B. Kim, J.G. Wen, I. Hira bayashi, T. Watanabe, N. Uno and M. Ikeda, IEEE Trans. on Appl. Superconduct. 9, 1539 (1999)

[9] Sanghyun Oh, Jaeun Yoo, Kyuhan Lee, Jun Ho Kim, D. Youm, Physica C308, 91~98 (1998)

[10] J. Egly, R. Nemetsche k, W. Prusseit, B. Holzapfel, B. DeBoer, IOP Conf. Ser. 167 (1) (1999) 387.

[11] H. Tamala, H. Tabata, M. Kanai, T. Kawai, Physica B 245(1998) 301.

[12] THAVA GMBH, Hauptstr 1B, D-85386 Eching-Die ters-heim, Germany.

[13] PRIMA Tech., Schlossallee 28, D-85435 Erding, Germany.

[14] G. Stenstrop, J. Engell, J. Less-Common Met. 164-165 . (1990) 200.

[15] J.L. Zhang, J.E. Evetts, J. Mat. Sci. 29 (1994) 778.

[16] D. Dierickx, I. Houben, J. Lapin, F. Delannay, Q. Van der. Biest, J. Mat. Sci. Lett. 15 (1996) 1573.

[17] 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 C275, 155(1997)

[18] M. Paranthaman, A. Goyal, F.A. List, E.D. Specht, D.F. Lee, P.M. Martin, Qing He, D.K. Christen, D.P. Norton, J.D. Budai, D.M. Kroeger, Physica C275, 266(1997)

[19] M. Parantaman et al., Physica C275 (1997) 155

[20] H.G. Lee, Y.H. Jung, G.W. Hong, Progress in Superconductivity 1 (1999) 47.

[21] F. Czerwinski, J.A. Szpunar, Corr. Sci. 39 (1997) 147

[22] A. Ginsbach, R. Schneider, H.W. Grueninger and G. Grabe, IEEE Trans. Mag., 27(2), 1410 (1991)

[23] Z. Lockman, X. Qi, A. Berenov, R. Nast, W. Goldacker, J. MacManus-Driscoll, Physica C 352 (2001) 34-37

[24] H.G. Lee, Y.M. Lee, C.H. Jung, and G.W. Hong, Metals and materials, 6(30), 261 (2000)

[25] H.G. Lee, Y.M. Lee, H.S. Shin, C.H. Jung, and G.W. Hong, Supercond. Sci. Technol. 13, 1368 (2000)

[26] M. Španková, I. Vávra, Š. Gaží, D. Machajdik, Š. Chromik, K. Fröhlich, L. Hellemans and Š. Beňačka, J. Crystal. Growth, 218, 287, 2000

저 자 소 개



선종원(宣鍾元)  
1975년 9월 22일생. 2001년 순천대학교 재료금속공학과 졸업. 현재 충남대학교 금속공학과 대학원 석사과정



김형섭(金亨燮)  
1986년 서울대학교 금속공학과 졸업. 1988년 동대학원 금속공학과 졸업(석사). 1992년 동대학원 금속공학과 졸업(박사). 1992~1994년 동부제강. 현재 충남대학교 금속공학과 부교수



지봉기(池奉基)  
1972년 8월 17일생. 1997년 성균관대학교 금속공학과 졸업. 1999년 동대학원 신소재공학과 졸업(석사). 현재 동대학원 박사과정



박해웅(朴海雄)  
1958년 3월 15일생. 1984년 인하대학교 금속공학과 졸업. 1989년 U. Illinois 금속공학과 졸업(석사학위). 1994년 U. Illinois 금속공학과 졸업(박사학위). 현재 한국기술교육대학교 신소재공학과 부교수



홍계원(洪啓源)  
1956년 4월 3일생. 1978년 서울대학교 재료공학과. 1980년 한국과학기술원 재료공학과 졸업(공학석사). 1983년 동대학원 재료공학과 졸업(공학박사). 1983년~2001년 한국원자력연구소 책임연구원. 현재 한국산업기술대학교, 에너지 대학원 교수



박순동(朴淳東)  
1955년 5월 25일생. 1987년 대전 한밭대학교 화학공학과 졸업. 1996년 전북대학교 화학공학과 졸업(공학석사). 현재 한국원자력연구소 책임연구원



정충환(鄭忠桓)  
1964년 5월 9일생. 1988년 연세대학교 공대 요업공학과 졸업. 1990년 KAIST 재료공학과 졸업(공학석사). 동대학원 졸업(공학박사). 현재 한국원자력연구소 선임연구원



전병혁(全炳赫)  
1970년 10월 17일생. 1993년 고려대학교 재료공학과 졸업. 1995년 한국과학기술원 재료공학과 졸업(공학석사). 1998년 동대학원 재료공학과 졸업(공학박사). 현재 한국원자력연구소 선임연구원



김찬중(金瓚中)  
1958년 10월 26일생. 1983년 성균관대학교 졸업. 1986년 한국과학기술원 재료공학과 졸업(공학석사). 1990년 동 대학원 재료공학과 졸업(공학박사). 현재 한국원자력연구소 책임연구원