

## 분말 성형체로부터 양축정렬 집합조직을 갖는 니켈 테이프의 제조

이동욱 · 지봉기 · 주진호\* · 김찬중

한국원자력연구소 원자력 재료기술 개발부, \*성균관대학교 금속재료공학부

### Fabrication of Biaxially Textured Ni Tapes from Ni Powder Compact Rods

Dong-Wook Lee, Bong Ki Ji, Jinho Joo\* and Chan-Joong Kim

Nuclear Material Technology Development Team, Korean Atomic Energy  
Research Institute, Daejeon 305-600 Korea

\*School of Metallurgical and Materials Engineering, Sungkyunkwan University

(Received 16 June 2003 ; Accepted form 28 July 2003)

**Abstract** Biaxially textured Ni tapes were fabricated by a cold working and recrystallization heat treatment processes from powder compact rods. The processing parameters associated with the cube texture formation in Ni tapes were systematically investigated by using X-ray diffraction and pole-figure analysis. The Ni powder used in this study was 5  $\mu\text{m}$  in size and 99.99% in purity. To find the optimum sintering temperature, tensile tests were performed for Ni rods sintered at various temperatures. The Ni rods sintered at 1000°C showed poor elongation and low fracture strength, while the Ni rods sintered above 1000°C revealed good mechanical properties. The higher elongation and fracture strength of the Ni rods sintered at higher temperatures than 1000°C are attributed to the full densification of the sintered rods. The sintered Ni rods were cold-rolled with 5% reduction to the final thickness of 100  $\mu\text{m}$  and then annealed for development of cube texture in rolled Ni tapes. The annealed Ni tapes depicted strong cube texture with FWHM(full-width at half-maximum) of in-plane and out-of-plane in the range of 8° to 10°. The NiO deposited on the Ni tapes by MOCVD process showed good epitaxy with FWHM=10°, which indicates that the Ni tapes can be used as a substrate for YBCO coated conductors.

**Keywords :** Ni tape, Texture, Cold-rolling, Recrystallization, FWHM

## 1. 서 론

초전도체를 이용한 전력기기를 제작하기 위해서는 초전도체 선재화 공정이 필요하다. 도체인 초전도선은 슬레노이드 형태로 감아서 모터, 변압기, 한류기 등의 전력산업관련 기기의 제작에 사용될 수 있다. 고온 초전도체의 발견 이후 많은 연구가 초전도선재 제작에 집중되었지만 아직까지 경제성 있는 도체가 공공성이 확립되지 못해 초전도체의 전력기기응용을 실현하지 못하고 있다. 그러나, 최근에 금속 모재에 박막 증착공정을 적용하여 초전도체를 박막형태로 증착하는 새로운 초전도선재 제조 공정이 개발되었다. 초

전도박막선재(coated conductor)라 불리는 제 2세대 초전도 선재는 RABiTS<sup>1,2)</sup>(rolling assisted biaxially textured substrate), IBAD<sup>3-5)</sup>(ionized beam assisted deposition), ISD<sup>6)</sup>(inclined substrate deposition) 방법들로 제작된다. 이 중 특히, RABiTS법은 기계적 가공과 열처리를 통해 우수한 집합조직을 갖는 금속 기판을 제조하는 방법으로, 이 공정으로 제작한 금속 기판 위에 YBCO와 buffer를 증착시켰을 때, 1 MA/cm<sup>2</sup> 이상의 전류를 흘릴 수 있다고 보고되고 있다<sup>7)</sup>. IBAD나 ISD도 기판을 제조하는 기술이지만 RABiTS 공정은 달리 2개의 이온빔을 사용하여 완충층의 결정방위를 제어하기 때문에 재료가 집합조직을 가질

필요가 없다. 이 공정으로 제작한 기판위에 증착된 초전도 박막 선재에도  $1 \text{ MA/cm}^2$  이상의 전류를 흘릴 수 있다.

초전도 박막선재는 RABiTS 기판 위에 원층층을 증착하고, 다시 그 위에 YBCO 초전도 박막을 증착하여 제작하므로 기판의 집합조직(biaxial texture; 양축 정렬)이 초전도층의 결정성을 좌우한다. 따라서 금속기판의 특성은 원층층이나 초전도 박막층의 집합도 및 임계전류밀도 등과 같은 박막선재의 전반적 특성을 결정하는 중요한 요소가 된다. RABiTS에 사용되는 기판 재료로는 비교적 가공성이 좋은 면심입방 결정구조(FCC) 금속인 Ni, Ag<sup>8)</sup>, Cu<sup>9)</sup> 등이 사용되고 있다. 이 중에서도 집합조직 형성이 용이하고, 내산화성이 우수하며, YBCO와 격자상수 차이가 적은 Ni이 모재재료로써 가장 널리 연구되고 있다.

냉간 가공과 재결정 열처리 공정으로 만들어지는 Ni 기판의 집합조직은 최종 압연 두께, 압연률, 재결정 열처리 조건 및 결정립의 크기와 니켈의 순도 등과 같은 많은 공정변수에 의해 영향을 받는다<sup>10)</sup>. 일반적으로 Ni 판재는 용융법(melting)이나 분말법(powder metallurgy)으로 만들어진다. 용융법은 Ni 원료를 도가니에 넣고 가열, 용융하여 Ni 주괴를 만들기 때문에 치밀화가 용이하다는 장점이 있으나, 주조 시 발생하는 주상정이나 수지상정과 같이 집합조직 형성에 악영향을 끼치는 주조조직의 제어가 어렵고, 주조 중에 도가니로부터 불순물이 혼입될 수 있다. 특히 Ni의 집합조직은 Ni의 순도, 즉 Ni에 포함된 불순물의 종류와 양에 의해 영향을 받는다<sup>11,12)</sup>. 따라서 집합조직이 잘 발달된 Ni 선재를 얻으려면 시편 제작 과정 중 외부로부터의 오염물의 유입을 최대한 줄이는 것이 중요하다. 용융법과는 달리 분말법으로 Ni 초기 성형체를 제조할 경우에는 초기 분말의 크기제어를 통한 입자 크기 조절이 용이하고, 열처리 온도가 용융법 보다 상대적으로 낮으며 비교적 공정이 간단하다는 장점이 있다.

본 연구는 분말법으로 양축정렬된 Ni 기판 제조 시, 공정조건에 따른 특성 변화 관찰을 목적으로 하였다. 집합조직이 우수한 Ni 기판을 얻고자 고순도(99.99%) Ni 분말을 사용하여 분말법으로 YBCO 박막 선재 기판용 Ni 성형체를 제조하였다. 냉간가공을 하기 전 소결체의 기계적 강도를 측정하여 적절한 소결조건을 확립하였고, Ni 소결체를 압연공정으로 100

$\mu\text{m}$  이하 두께의 Ni 선재로 만들었다. 제조한 Ni 압연 선재는 재결정 열처리를 통해 양축정렬 집합조직을 갖는 Ni 기판으로 제작되었다.

## 2. 실험 방법

### 2.1. Ni 성형체 제조

Ni의 집합조직 형성에 미치는 불순물의 영향을 최소화하기 위해 고순도 Ni 분말(99.99%, 100 mesh, Aldrich. Co.)을 사용하였다. 그림 1은 사용된 Ni 분말의 주사전자현미경 사진이다. Ni 분말은 전체적으로 둥근 형상이고, 분말 표면에는 주조조직과 유사한 돌기들이 관찰된다. 사용한 분말 입자들의 평균 크기는 약  $5 \mu\text{m}$ 였으며, 비교적 균일한 형태와 크기를 갖고 있었다. X선 회절로 조사한 결과(그림 2), 분말은 전형적인 FCC 구조의 회절패턴을 나타내었다.

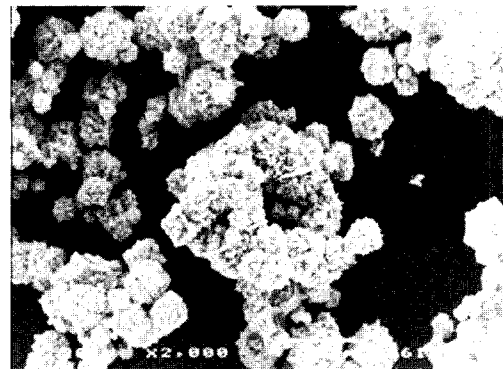


Fig. 1. SEM image of the Ni powder used in this study ( $\times 2000$ ).

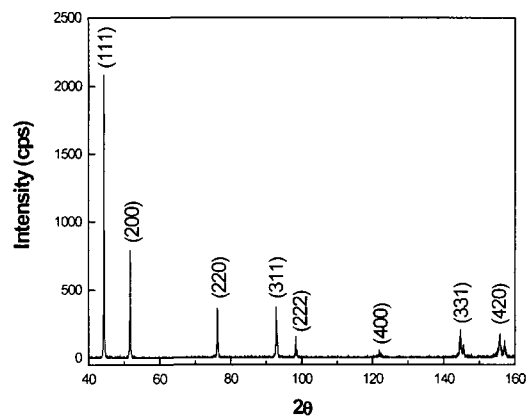


Fig. 2. XRD pattern of Ni powder.

Ni 기판 제조용 성형체를 만들기 위해 Ni 분말 40 g을 정량한 다음, 고무몰드(직경=10 mm)에 충전하였다. Ni 분말을 충전한 고무몰드를 방수용 비닐로 진공 포장한 후, 수압용기에 넣어 200 MPa의 정수압(CIP: cold isostatic press)을 가하여 rod형태(직경=8.3 mm, 길이=132 mm)의 성형체로 제작하였고, 고무몰드로부터 분리한 Ni rod는 치밀화를 위해 소결하였다. 부적절한 소결은 잔류기공을 생성할 수 있고 이러한 잔류기공은 소결체의 기계적 특성에 영향을 준다. 따라서, Ni 성형체의 소결조건을 확립할 필요가 있다. 소결조건에 따른 Ni rod의 기계적 성질을 조사하기 위해 정수압 처리한 Ni 성형체를 각각 1000°C, 1050°C, 1100°C, 1150°C에서 6시간 동안 소결하였다. 열처리하는 관상형 열처리로의 중앙부에서 시행하였고, 열처리 시 승온 속도는 300°C/h, 분위기는 96%Ar+4% $H_2$  혼합가스의 환원분위기였으며, 소결 후 시편은 로냉을 하였다. 소결 후 Ni 소결체의 크기는 치밀화에 의해 평균적으로 직경=7.2mm, 길이=121 mm로 감소하였다. 각 소결시편의 기계적 강도를 알고자 소결시편에 대해 인장시험(INSTRON 4485)을 수행하였고 인장 시험 후 각각의 시편 파단면을 주사전자현미경으로 관찰하였다.

## 2.2. Ni rod의 냉간가공 및 재결정 열처리

그림 3은 Ni 기판 제조공정의 개략도이다. 소결한 Ni rod를 사용하여 두께 감소율 5%로 최종 두께 100  $\mu$ m까지 압연하였고, 최종적인 단면 감소율은 97.6

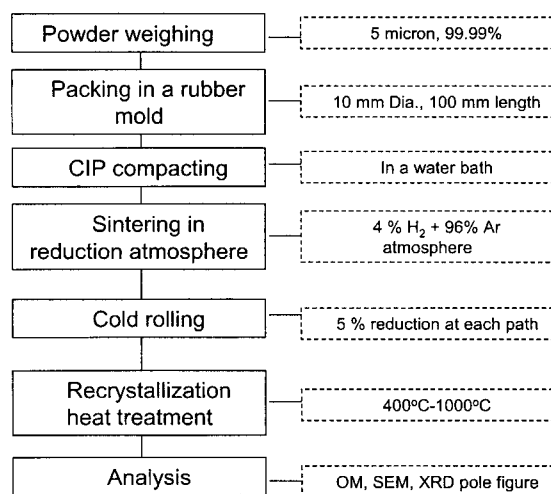


Fig. 3. Experimental procedure.

%이었다. 사용된 압연 롤러는 Ni 테잎의 표면조도를 향상시키기 위한 직경 50 mm의 초경롤러였고, 표면을 미세연마하였다. 압연시 시편의 비틀림을 방지하고자 압연 양방향으로 10 kg의 tension을 주면서 냉간가공하였다. 냉간가공 중 시편의 비틀림이 있거나 직진도가 떨어지는 경우가 관찰되었으나, 양방향 tension을 주어 시편의 비틀림을 억제하였을 경우에는 잘 발달된 cube 집합조직을 얻을 수 있었다.

압연된 Ni 선재에 대해 재결정 열처리를 수행하였다. 본 연구에서는 열처리 조건에 따른 기판의 집합조직 변화를 관찰하기 위해 재결정 열처리 시 열처리 온도를 변화시켰다. 400-1000°C의 온도 범위에서 100°C 간격으로 각각 열처리하였고, 승온 속도나 분위기는 초기 성형체의 소결시와 동일하게 하였다.

## 2.3. 물성분석

Ni 소결체의 기계적 특성을 평가하기 위해 수행한 인장시험 시 시편(gage length=30 mm, 직경=6 mm)은 ASTM 규격<sup>13)</sup>에 따라 제작하였고, crosshead speed는 5 mm/min이었다.

제조된 시편의 집합조직은 10×10 mm<sup>2</sup> 크기의 시편에 대해 측정하였으며, X-선을 이용한  $\theta$ -2 $\theta$  scan(RIGAKU : Cu-K $\alpha$ ;  $\lambda$ =1.5418 Å target)과 극점도(BRUKER AXS, D5005: Co-K $\alpha$ ;  $\lambda$ =1.78896 Å target)로 분석하였다.

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1. Ni 소결체의 기계적 특성

분말을 CIP 공정으로 성형한 Ni 성형체에 대해 최적의 소결 조건을 알고자 온도를 달리하여 제작한 소결체에 대해 인장시험을 수행하였다. 그림 4는 ASTM 규격을 따라서 제작한 인장시편의 인장시험 후 사진이다. 그림에서 보듯이, 1000°C에서 6시간 동안 소결한 시편은 거의 연신이 일어나지 않은 반면, 그 외 다른 시편들(1000°C 이상의 온도에서 소결한 시편들)은 1000°C에서 소결한 시편에 비해 상당한 연신 후 파괴가 일어난 것을 알 수 있다.

실제 인장시험에서 산출된 결과값들에서도 1050°C 이상의 온도에서 소결한 시편들이 1000°C에서 소결한 시편보다 최대인장강도(UTS)와 연신율(elongation)이 높다(표 1). 1000°C에서 소결한 시편의 연신율이

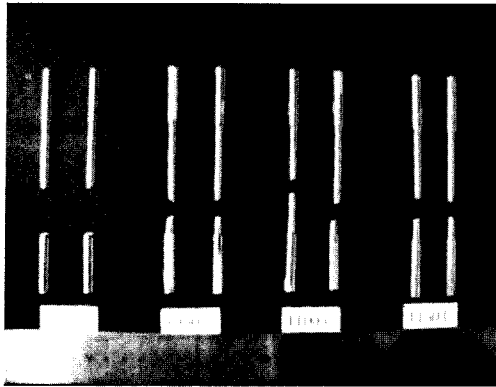


Fig. 4. Specimens after tensile test. The Ni rods were sintered at indicated temperatures.

Table 1. Mechanical properties of Ni rods sintered at various temperatures for 6 h.

Sintering temperature	Mechanical properties	$\sigma_u$ (UTS)	Elongation	$\sigma_y$ (yield strength)
		Kgf/mm <sup>2</sup>	%	Kgf/mm <sup>2</sup>
1000°C		24.45	12.12	17.01
1050°C		39.39	59.75	18.56
1100°C		39.61	59.86	17.53
1150°C		39.41	62.00	17.20

12%인 반면 그 이상의 온도에서 소결한 시편들의 연신율은 60%에 달한다. 항복응력은 모든 시편에서 거의 유사한 값을 갖지만 파괴강도는 연신율과 마찬가지로의 경향을 보인다. 원인을 알아보기 위해 각 시편들의 파단면을 전자주사현미경으로 관찰하였으며 그 결과가 그림 5이다. 그림 5(a)는 1000°C에서 소결한 시편의 파단면 사진으로 입계를 따라 균열이 전파한 취성 파괴가 관찰되며 파단된 입계의 표면에는 잔존하는 다수의 기공들이 관찰된다. 이는 소결온도 1000°C가 완전치밀화를 이루기에는 충분치 않은 온도임을 의미한다. 이에 비해 1050°C, 1100°C, 1150°C에서 소결한 시편의 파단면에서는 전형적인 dimple rupture 형태의 연성파괴의 파단면이 관찰된다(그림 5b-d). 인장시험의 결과값들과 파단면관찰 결과들로 미루어, 1050°C 이상의 온도에서 소결해야 완전 치밀화를 이룰 수 있다고 판단된다. 이 결과들을 토대로 본 연구에서는 냉간압연에 사용되는 모든 Ni 성형체를 1100°C에서 6시간 동안 소결하였다.

### 3.2. Ni 테이프에서의 집합조직 발달

그림 6은 1100°C에서 6시간 동안 소결한 Ni rod

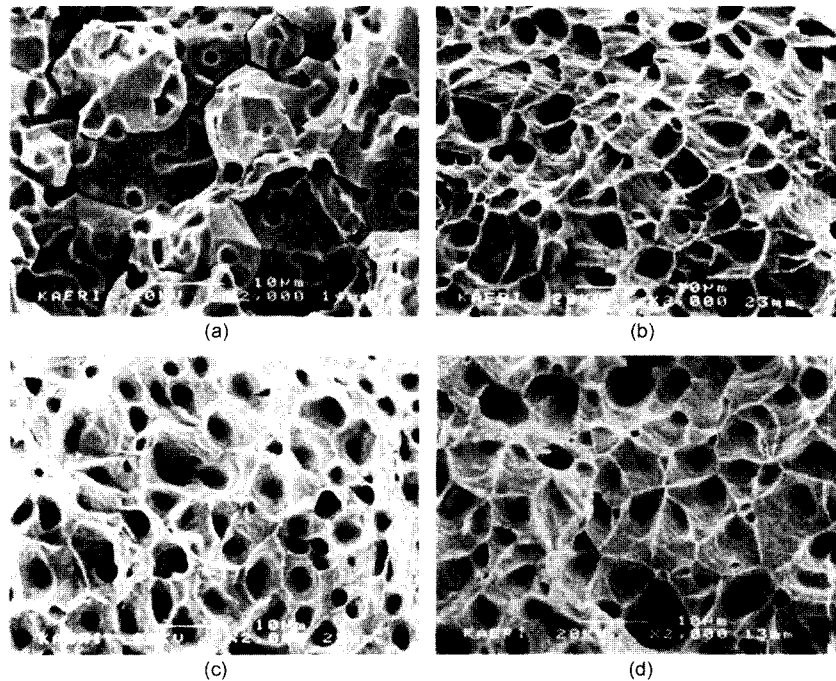


Fig. 5. Fracture surfaces of the Ni rods sintered at (a) 1000°C, (b) 1050°C, (c) 1100°C and (d) 1150°C for 6 h : sample (a) shows the brittle grain boundary fracture, but (b)-(d) show ductile dimple rupture.

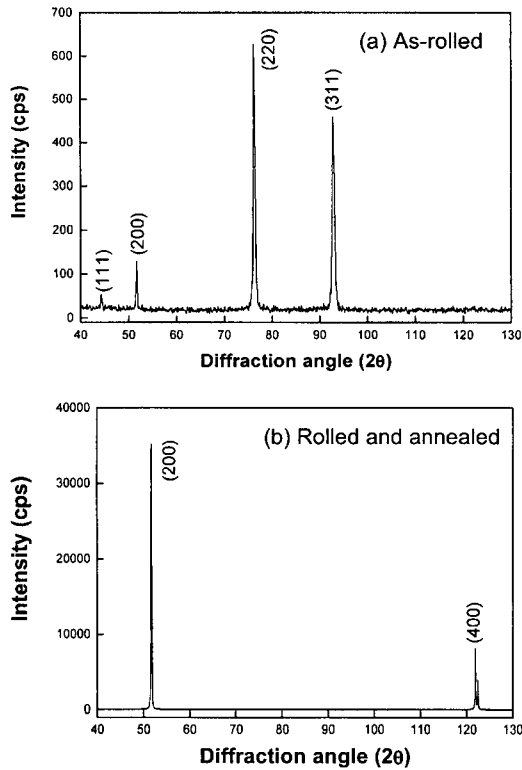


Fig. 6. XRD patterns of (a) as-rolled and (b) texture-annealed Ni tapes.

를 100 μm까지 압연한 시편(그림 6a)과 그 압연 선재를 1000°C에서 재결정 열처리한 후의 시편(그림 6b)에 관한 XRD 회절 패턴을 비교해 놓은 것이다. 그림 6(a)를 보면, Ni 분말의 XRD 회절 패턴(그림 2)에서 보여지던 회절선들 중 몇 개의 회절선이 사라지면서 회절강도 순으로 (220), (311), (200), (111)의 회절선들만을 관찰할 수 있다. 이것은 냉간 압연의 영향에 의하여 Ni 선재 내에 FCC 금속에서 일반적으로 관찰되는 압연집합조직인 brass 변형(deformation) 집합조직이 형성되었기 때문이다. 그림 6(b)에서는 그림 6(a)와 비교하여, (220), (311), (111)의 회절선들이 사라지면서 (00l) 회절선만이 관찰된다. 이는 압연공정을 행한 Ni 선재 내에 냉간가공으로 인해 생성된 많은 양의 잔류응력이 재결정 열처리시, 재결정의 구동력으로 작용하면서 냉간가공으로 생성되었던 brass 변형 집합조직이 cube 집합조직이라는 재결정 조직으로 변화되었기 때문이다<sup>14,15</sup>.

그림 7은 압연 선재의 극점도 결과이다. 이 극점도 결과는 brass 변형 집합조직의 전형적인 극점도 형태

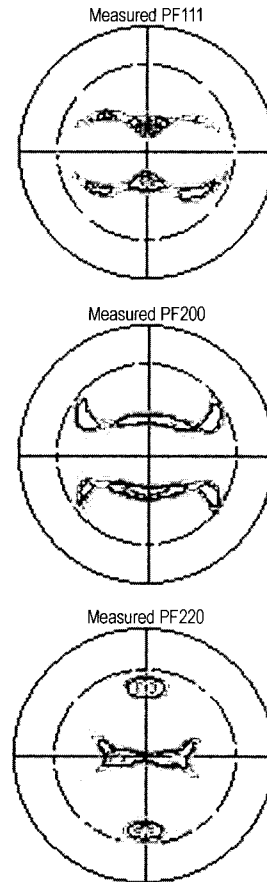


Fig. 7. Pole figures of as-rolled Ni tape.

를 보인다<sup>14</sup>. 냉간 압연과 같은 큰 소성변형들은 보통 슬립에 의해서 발생하는 것으로 알려져 있다. 슬립과정 동안 결정격자는 활성화된 슬립방향 또는 활성화된 슬립면들이 가해진 응력 방향으로 배열되어 가는 쪽으로 이동하기 위해서 회전한다. 결과적으로, 결정의 방위는 소성변형 중에 변하게 된다<sup>16</sup>. 본 실험에서도 Ni 소결체 내에서는 결정립들이 무질서하게 배열되어 있었다더라도 95% 이상의 냉간압연을 통해 결정립의 대부분이 우선방위로 재배열되면서 변형 집합조직이 발달하게 된 것으로 사료된다.

### 3.3. 열처리 온도에 따른 Ni 선재의 집합조직

재결정 열처리 온도에 따른 Ni 선재 내 집합조직의 발달 및 변화를 관찰하였다. 400°C에서부터 1000°C까지 온도를 변화시키며 열처리한 시편들의 XRD 결과 중 400, 500, 700, 900°C에서 열처리한 시편

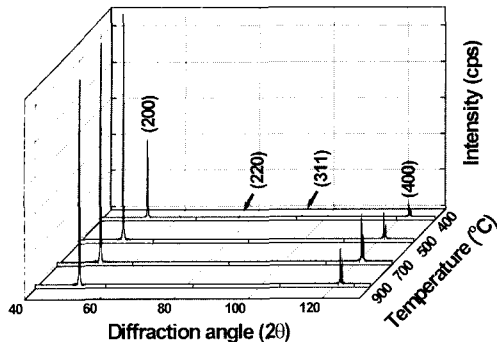


Fig. 8. XRD patterns of Ni tapes annealed at various temperatures.

들의 XRD 결과를 그림 8에 나타내었다. 그림에서 보듯이, 500°C, 700°C, 900°C에서 열처리한 시편의 회절패턴에서는 (001)의 회절선만이 관찰된다. 반면 400°C에서 열처리한 시편의 회절패턴에서는 (200), (400)의 회절선 이외에 회절강도가 약하기는 하나 (220), (311)의 회절선들이 함께 관찰된다. 400°C에서 열처리한 시편에서 (220)과 (311)의 회절선이 관찰되는 이유는 열처리 온도가 낮아서 냉간가공으로 인해 생성되었던 brass 변형 집합조직이 재결정 집합조직으로 완전히 변화하지 못하고 잔존하기 때문이다. 이에 비해 500°C 이상의 온도에서 열처리한 시편들에서는 (001)의 회절선들만이 관찰되는데 이는 이 온도 이상에서는 완전한 cube 재결정 집합조직만이 잘 발달되었음을 의미한다.

위의 XRD 결과들을 토대로 열처리 온도 변화에 따른 집합조직의 집합도 변화를 보다 정확히 측정하기 위해 열처리 온도를 달리한 모든 시편에 대해 극점도 분석을 수행하였다. 그림 9에 (a) 400°C, (b) 500°C, (c) 800°C에서 열처리한 시편의 극점도를 나타내었다. 각각의 극점도 결과들은 XRD 측정결과와 잘 부합하였다. 그림 9(a)의 400°C에서 열처리한 시편의 극점도에는 잔존하는 변형 집합조직의 극점도와 재결정 집합조직의 극점도가 혼재되어 있다. 이는 그림 8에 관찰된 400°C에서 열처리한 시편의 XRD 결과에서 (001)의 회절선 이외에 (220), (311)의 회절선이 관찰되면서 잔존하는 변형 집합조직이 있을 것이라는 예상과 일치하는 결과이다. 많은 양의 냉간가공으로 인해 발생한 내부의 응력이 재결정의 구동력으로 작용하여 비교적 낮은 온도인 400°C에서 재결정 과정이 시작되기는 하였으나 400°C라는 열처리

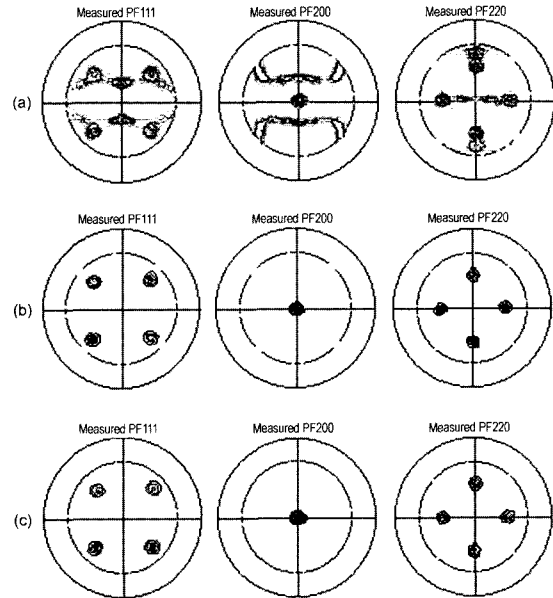


Fig. 9. (111), (200) and (220) pole figures of Ni tapes annealed at (a) 400°C, (b) 500°C and (c) 800°C for 0 min.

온도가 재결정 과정을 완성하기에는 충분하지 못했기 때문인 것으로 사료된다.

이에 비해 500°C 이상의 온도에서 열처리한 시편들의 극점도에서는 잔존하는 변형 집합조직을 관찰할 수 없었으며, 전형적인 cube 집합조직만의 극점도 결과를 보인다. 이 결과에서는 나타나지 않았지만 그림 9에 도시한 (b) 500°C와 (c) 800°C에서 열처리한 시편의 극점도 이외에 400°C 이상의 다른 온도에서 열처리한 시편의 극점도 또한 그림 9에 나타낸 극점도 형태와 크게 다르지 않았다. 즉, 강한 cube 집합조직이 형성된 것으로 판단된다. 각 온도별 시편의 극점도를 통하여 in-plane과 out-of-plane의 반가폭을 측정한 결과 in-plane과 out-of-plane의 반가폭 모두 9-10° 범위 이내로 측정되었다. 재결정 열처리 온도가 증가함에 따라 반가폭이 감소하면서 집합도가 향상되었다는 보고<sup>17)</sup>도 있으나, 본 연구의 열처리 온도 범위에서는 온도의 증가에 따라 집합도가 크게 변화하지 않았다.

#### 3.4. Ni 기판위에 NiO의 증착

본 연구에서 제조된 Ni 기판 위에 초전도 박막선재의 완충층 중의 하나인 NiO<sup>18)</sup>를 MOCVD 공정으로 증착시켜 보았다. 그림 10은 Ni 기판 위에 증착시킨 NiO의 (111), (200), (220) 극점도 결과이다.

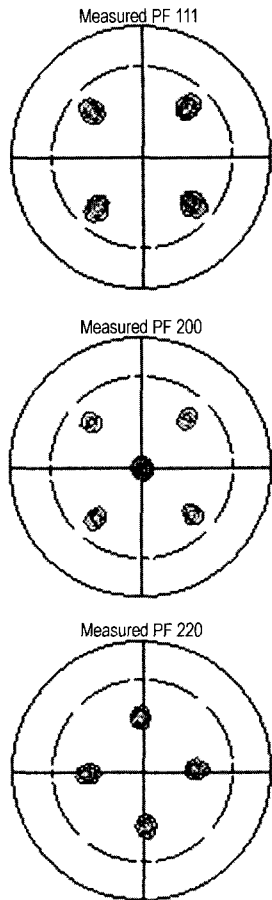


Fig. 10. Pole figures of NiO buffer layer deposited on Ni tape.

(111)과 (220) 극점도에서 보면 극점의 대칭성이 매우 우수하게 나타났으며, (200) 극점도에서도 극점이 비교적 정중앙에 분포한다. 이러한 극점의 분포는 NiO 박막이 epitaxy하게 잘 성장되었음을 의미한다. 그림 10에 나타낸 극점도를 통해 측정된 in-plane과 out-of-plane의 반각폭은 9-10° 내외였다. 사용된 Ni 기판의 집합도가 8-10° 사이임을 고려할 때 기판 위에 증착된 NiO 원층층의 집합도는 우수하다고 할 수 있다. 이러한 NiO의 증착 특성을 고찰하여 보았을 때, 본 연구에서 분말을 원료로 사용하여 제조한 Ni 기판이 초전도 박막소재의 기판으로 충분히 사용될 수 있을 것으로 사료된다.

#### 4. 결 론

고순도의 Ni 분말을 사용하여 분말야금법으로 성

형, 소결한 후 냉간 압연과 열처리를 거쳐 YBCO 박막 선재에 사용되는 Ni 기판을 제조하였다. 열처리 조건에 따른 집합조직의 변화를 관찰하기 위해 열처리 온도 변수를 제어했으며, 그에 따른 집합조직과 증착특성을 분석하였다.

1. 소결온도를 달리하여 제조한 Ni rod 시편에 대해 ASTM 규격에 따른 인장시험을 수행하였다. 1000°C에서 소결한 시편의 경우는 연신율이 작고 파괴강도가 낮았다. 파단면을 조사해 본 결과 입계 파괴로 파단이 이루어지며 입내에는 기공들이 다수 관찰되었다. 1050°C 이상에서 동일 시간 소결한 시편들은 연신율이 크고 파괴강도도 높았다. 파단면도 입계파괴와 대비되는 연성파괴인 dimple rupture 모드를 보였고 잔류기공도 관찰되지 않았다. 이는 이 소결온도에서 완전치밀화가 이루어졌기 때문으로 사료된다.

2. 소결한 Ni rod를 중간 열처리 없이 100 μm 두께까지 선재형태로 냉간압연하였다. Ni 선재를 재결정 열처리 후 XRD로 분석하였을 시, 재결정 열처리 전 시편에서 관찰되었던 다른 회절선들은 사라지고 (200), (400)의 회절선들만 관찰되어지는 현상과 극점도상에서 열처리 전, 후 극점의 변화를 통해 열처리 시 brass 변형(deformation) 집합조직에서 cube 재결정 집합조직으로 발달하였다는 것을 확인하였으며, 열처리 조건에 따라 집합조직의 변화를 관찰하였다.

3. 재결정 열처리 온도를 400°C에서 1000°C까지 변화시켜 열처리한 후, Ni 선재의 집합조직을 XRD와 극점도를 통하여 분석하였다. 400°C에서 열처리한 시편을 제외하고 500°C 이상에서 열처리한 모든 시편에서 반각폭 9-10 이내의 비교적 강한 cube 집합조직이 형성되었음을 극점도를 통하여 확인할 수 있었다. 400°C에서 열처리한 시편의 경우에는 낮은 열처리 온도로 인하여 재결정 과정이 완료되지 못하고 잔존하는 변형 집합조직과 생성되고 있는 재결정 집합조직이 혼재되어 있음을 알 수 있었다.

4. 본 연구에서 제작한 Ni 기판의 집합조직이나 표면 특성은 비교적 우수하게 측정되었으며, 증착 특성을 확인하기 위해 실험적으로 증착시켰던 NiO 원층층의 집합도는 반각폭 10 내외로 측정되었다. 이러한 결과들로 미루어, NiO 뿐만 아니라 차후 다른 원층층이나 YBCO 박막을 증착시킬 때에도 충분히 우수한 기판 특성을 나타낼 수 있을 것으로 사료된다.

## 감사의 글

본 연구는 21세기 프론티어 연구개발사업인 차세대 초전도응용기술개발 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. Klambunde, E. Hatfield and V. K. Silka: *Appl. Phys. Lett.*, **69** (1996) 1975.
2. A. Goyal, J. D. Budai, D. M. Kroeger, D. P. Norton, E. D. Specht and D. K. Christen: US patent No. 5,741,377 (1998).
3. Y. Iijima, N. Tanabe, O. Kohno and Y. Ikeno: *Appl. Phys. Lett.*, **60** (1992) 769.
4. Y. Iijima, K. Onabe, N. Futaki, N. Sadakata and K. O. Kohno: *J. Appl. Phys.*, **74** (1993) 1905.
5. X. D. Wu, S. R. Foltyn, P. N. Arendt, W. R. Blumenthal, I. H. Campbell, J. D. Cotton, J. Y. Coutler, W. L. Helts, M. P. Maley, H. F. Safar and J. L. Smith: *Appl. Phys. Lett.*, **67** (1995) 2397.
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 Material Conference, Kitakyushu, Japan, (1996) 1413.
7. D. P. Norton, C. Park, C. Prouteau, D. K. Christen, M. F. Chisholm, J. D. Budai, S. J. Pennycook, A. Goyal, E. Y. Sun, D. F. Lee, D. M. Kroeger, E. Specht, M. Paranthaman and N. D. Browning: *Mater. Sci. and Eng. B*, **56** (1998) 86.
8. T. A. Gladstone, J. C. Moore, B. M. Henry, S. Speller, C. J. Salter, A. J. Wilkinson and C. R. M. Grovenor: *Supercon. Sci. and Technol.*, **13** (2000) 1399.
9. S. Pi ol, J. Diaz, M. Segarra and F. Espiell: *Supercon. Sci. and Technol.* **14** (2001) 11.
10. C. S. Barrett and T. B. Masalski: "Structure of Metals", 3rd ed., McGraw-Hill (1966) 570.
11. B. De Boer, J. Eickemeyer, N. Reger, L. Fernandez, G. R., J. Richter, B. Holzapfel, L. Schultz, W. Prusseit and P. Berberich: *Acta Mater.*, **49** (2001) 1421.
12. J. Eickemeyer, D. Selbmann, R. Opitz, B. De Boer, B. Holzapfel, L. Schultz and U. Miller: *Supercon. Sci. and Technol.*, **14** (2001) 152.
13. "Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials": ASTM, E8M-93, 160.
14. R. D. Doherty, D. A. Hughes, F. J. Humphreys, J. J. Jonas, D. Juul Jensen, M. E. Kassner, W. E. King, T. R. McNelley, H. J. McQueen and A. D. Rollett: *Mater. Sci. and Eng.*, **A238** (1997) 219.
15. Dong Nyung Lee: *Mech. Sci.*, **42** (2000) 1645.
16. H. J. Bunge: "Directional Properties of Materials", DGM (1988) 67.
17. E. D. Specht, A. Goyal, D. F. Lee, F. A. List, D. M. Kroeger, M. Paranthaman, R. K. Williams and D. K. Christen: *Supercond. Sci. Technol.*, **11** (1998) 945.
18. Tomonori Watanabe, Kaname Matsumoto, Toshihiko Maeda, Toru Tanigawa and Izumi Hirabayashi: *Physica C*, **351** (2001) 914.