

니켈 분말 성형체의 냉간압연과 열처리로 제조된 YBCO coated conductor용 양축 정렬된 니켈 테이프

Fabrication of bi-axially textured Ni tapes for YBCO coated conductors by a cold rolling process and heat treatment of Ni powder compacts

이동욱*, 지봉기*, 임준형*, 정충환#, 주진호**, 박순동#, 전병혁#, 홍계원##, 김찬중***

Dong-Wook Lee*, Bong Ki Ji*, Jun Hyung Lim*, Choong-Hwan Jung#, Jinho Joo**, Soon-Dong Park#, Byung-Hyuk Jun#, Gye-Won Hong## and Chan-Joong Kim***

Abstract : Bi-axially textured Ni tapes for YBCO coated conductors were prepared by cold rolling and heat treatment of Ni powder compacts. The Ni powder used in this study was 5 μ m in particle size and 99.99 % in purity. The process of this study consists of filling of Ni powder into a rubber mold, cold-isostatically pressing and sintering of the powder compacts at 1100°C for 6h in 96 % Ar - 4 % H₂ atmosphere. The sintered compacts were cold rolled with a 5 % step reduction ratio into a 100 micron-thick tapes and then heat-treated at 1000°C for various time periods. The (200) texture of Ni tape was successfully developed through the recrystallization heat treatment of the cold rolled Ni tapes. At 1000°C, the degree of texture of the heat-treated Ni tapes seems not to be significantly affected by the heat-treatment time. The short heat treatment of 5 min was sufficient to develop the complete (200) cube texture. The degree of in-plane and out-of-plane texture of the prepared Ni tapes was 8-10°. The heat treated Ni tapes consisted of equiaxed grains with a size 50-70 microns, and the AFM surface roughness was as smooth as 3 nm.

Key Words : Ni tape, texture, FWHM,

1. 서 론

초전도체를 변압기, 발전기, 모터 등과 같은 전력기에 사용하기 위해서는 세라믹 초전도체를 가느다란 선재형태로 가공하여야 한다. 고온 초전도체의 발견[1] 이후, 고온 초전도 선재화 공정개발에 대한 많은 연구가 수행되었으며, 그 결과 초전도체의 장선화 공정이 개발되었다. 현재까지 개발된 여러 선재 가공공정 중에서 가장 널리 사용되고 있는 공정은 powder-in-tube(PIT) 공정이다[2]. 이 공정은 은 튜브

에 초전도 분말을 충전하여 압출, 인발 등의 기계적인 방법으로 분말과 금속재질을 동시에 가공하여 선재로 만드는 방법이다. 이 공정은 입자의 배향성이 우수한 Bi-계 초전도체에 성공적으로 적용되었다. 그러나 Bi-계 초전도체는 77 K에서 내자장 특성이 떨어지기 때문에 외부에서 강한 자기장이 인가될 경우 초전도 특성이 급격하게 저하된다. 이런 이유로 Bi 초전도체의 활용은 외부자장이 그다지 크지 않은 전력기거나 20-30K의 낮은 온도의 응용에 국한된다. Bi-계 초전도체와는 달리, Y-계 초전도체는 기계적 가공에 의해 입자들이 일방향으로 배향되지 않기 때문에 PIT 공정으로 전류밀도가 높은 초전도 선재를 제조하기 어렵다. 그러나 Y-계 초전도체는 77K에서 수 테스라의 강한 자장이 인가되는 조건에서도 초전도 특성이 유지되는 장점이 있기 때문에 고자장 응용에 유리하다[3]. 고온 초전도체의 고자장응용을 실현하려면 Y-계 초전도로 만든 선재가 필요하며, 따라서 최근의 선재제조 연구는 Y-계 초전도체를 대상으로 진행되고 있다.

Y-계 초전도 선재 제조에는 주로 박막 증착법이 널리 활용되고 있다[4,5]. 초전도 박막을 증착하기 위한 효과적인 박막증착공정 중에 하나로 RABiTS™ (Rolling Assisted Bi-axially Textured Substrate)법을 들 수 있다[6,7]. 이 공정은 집합조직을 갖는 금속 모재 위에 초전도 박막을 증착하는 방법이다. 먼저, 압연과 같은 기계적 공정으로 금속 모재를 테이프 형태로 가공하고, 열처리를 통해 집합조직을 갖도록 한다. 금속 모재로는 FCC 구조의 금속 중에서 내산화성이 우수하고 냉간 가공 및 열처리 공정을 통하여 cube 집합조직이 잘 형성되는 니켈이 주로 사용된다. 니켈 모재 위에 YBCO 초전도 박막을 직접 증착시킬 수 있으나, 이 경우 고온에서 모재와 초전도체간에 상호반응으로 인해 초전도 특성이 저하된다. 반응을 방지하고자 집합조직을 갖는 니켈 기판 위에 확산 억제용 세라믹 완충층을 증착하고, 다시 그 위에 YBCO 박막을 증착한다. 이렇게 제조된 초전도박막선재에는 1 MA/cm² 이상의 전류밀도를 쉽게 흘릴 수 있다[8].

고 임계전류밀도를 얻으려면 모재로 사용되는 니켈 모재의 양축 집합도가 10도 이내가 되어야 한다. 냉간 압연과 재결정 열처리에 의해 형성되는 니켈의 cube texture는 최종 압연 두께나 그 압연률, 재결정 열처리 조건, 그 외 결정립의 크기, 니켈의 순도 등과 같은 많은 공정변수에 의해 영향을 받는다[9,10]. 따라서 배향성이 우수한 니켈 모재를 얻는 것이 고전류밀도체

* 학생회원 : 성균관대학교 신소재공학과

** 정 회 원 : 성균관대학교 금속재료공학부 부교수

*** 정 회 원 : 한국원자력연구소 기능성재료기술개발

비 회 원 : 한국원자력연구소 기능성재료기술개발

정 회 원 : 한국산업기술대학교 전자공학부 부교수

원고접수 : 2002년 05월 02일

심사완료 : 2003년 01월 24일

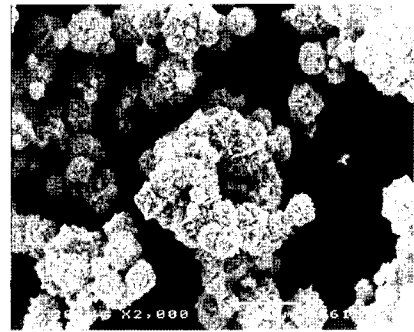
coated conductor 제조에 필수적이며, 이를 위해서는 니켈 제조의 공정변수를 제어하는 것이 무엇보다 중요하다고 할 수 있다. 일반적으로 니켈 테이프 제조에 사용되는 니켈은 용융법과 분말법의 두 가지 공정에 의해 만들어진다. 용융법은 니켈 원료를 도가니에 넣고 가열, 용융하여 니켈 주괴를 만들기 때문에 치밀체를 만들 수 있다는 장점이 있으나, 주조 중에 도가니로부터 불순물이 혼입될 수 있다. 니켈의 집합조직은 냉간가공 후 열처리에 의해 형성되는데, 집합조직의 형성은 니켈의 순도, 즉 니켈에 포함된 불순물의 종류와 양에 의해 영향을 받는다[11-13]. 따라서 집합조직이 잘 발달된 니켈 선재를 얻으려면 시편 제작 과정에서 외부로부터 오염물의 유입을 최대한 줄이는 것이 무엇보다도 중요하다.

용해법과는 달리 분말법으로 니켈을 제조할 경우에는 외부로부터의 불순물 혼입을 최소화할 수 있다. 또한, 니켈의 입자크기 조절이 용이하며, 열처리 온도가 용융법 보다 상대적으로 낮다는 장점이 있다. 본 연구에서는 집합조직이 우수한 니켈모재를 얻고자 고순도 니켈 분말을 사용하여 YBCO coated conductor 모재용 니켈 성형체를 제조하였다. 니켈 성형체를 성형하여 적당한 형태로 만든 후, 압연, 열처리공정을 거쳐 최종적으로 100 마이크로미터 두께의 니켈 테이프를 만들었다. 집합조직이 우수한 니켈 모재를 제조하기 위해 공정 변수, 특히 가공공정과 재결정 열처리 조건을 달리하여 공정변수에 따른 집합조직의 변화를 관찰하였다.

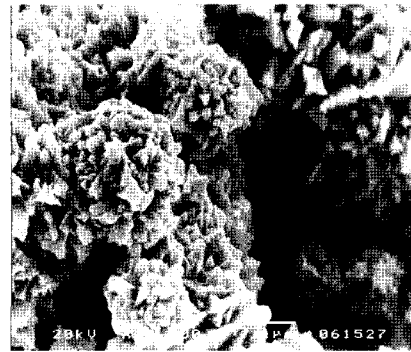
2. 실험방법

본 실험에 사용한 니켈 분말은 Aldrich사 제품(99.99%, 100 mesh)으로, 그림 1의 주사전자현미경 사진에서 보는 바와 같이, 니켈 분말은 전체적으로 둥근 형상이고, 분말 표면에는 주조조직과 유사한 돌기들이 관찰된다. 입자들의 평균 크기가 약 5 μm 정도이며, 비교적 크기와 형태들이 균일하였다. 그림 2는 니켈 테이프 제조공정의 도식도이다. 니켈 테이프 제조용 성형체를 만들기 위해 니켈 분말을 저울에서 40 g 정량한 다음, 직경이 10 mm인 고무 mold에 충전하여 잘 다진 후, 고무몰드를 방수용 비닐로 진공 포장한 후, 수압용기에 넣어 200 MPa의 정수압(CIP : Cold isostatic press)을 가하여 rod 형태(Φ : 8.3 mm, l : 132 mm)의 성형체로 제작하였다. CIP 처리 후에 니켈 성형체를 고무 몰드로부터 분리하였다. 니켈 성형체를 치밀화하기 위해 1100°C에서 6시간 열처리하였다. 니켈 성형체를 세라믹 포트에 올려놓은 다음, 관상형 열처리로의 중앙부에 위치시켰다. 열처리 시 승온 속도는 300 °C/h 이었고, 96 % Ar + 4 % H₂ 혼합가스의 환원분위기 1 시간 유지 후 로냉을 하였다. 소결 후 치밀화에 의해 성형체 크기는 $\Phi = 7.2$ mm, l = 121 mm로 감소하였다. 이 소결체를 두께 감소율 5 %로 최종 두께 100 μm 까지 압연하였으며, 최종적인 단면 감소율은 97.6 % 이었다. 사용된 롤러는 직경이 50 mm인 것으로, 가공되는 니켈 테이프의 표면을 매끄럽게 하기 위해 압연기 롤러 표면을 미세연마하였다.

일반적으로 니켈의 재결정 온도는 500~1000°C이다. 저온에서 열처리할 경우에는 니켈의 입자성장이 억제되나 재결정이 완료되기까지의 시간이 길다.



(a)



(b)

그림 1. 니켈 분말의 전자현미경 사진 : (a) $\times 2000$, (b) $\times 10000$.

Fig. 1. SEM images of Ni powder : (a) $\times 2000$ and (b) $\times 10000$.

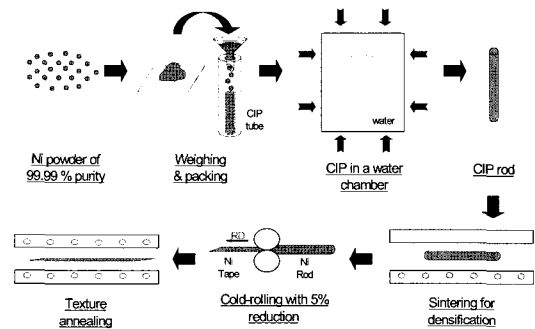


그림 2. 니켈 선재의 제조 공정 모식도.

Fig. 2. Schematic of Ni tape fabricating process.

반면, 고온에서는 재결정이 급속히 진행되기는 하지만 과도한 입자성장이 일어날 수 있다. 니켈 모재부터 YBCO 초전도 박막선재까지 연속 reel-to-reel 공정으로 coated conductor를 제작하려면 니켈 테이프를 고온에서 단시간에 열처리하는 것이 유리하다. 따라서 본 연구에서는 고온의 재결정 열처리 온도인 1000°C를 선택하여 열처리 시간을 0, 12, 24, 36, 48, 60 분으로 변화시켜서 열처리 시간에 따른 니켈 모재의 집합도를 관찰하였다.

시편의 집합조직은 X-선 회절분석과, 이 분석결과를 기초로 한 θ -2 θ scan과 극점도로 분석하였으며 미세조직은 광학 현미경을 사용하여 관찰하였다. 미세조직 관찰을 위해 사용된 에칭액은 HNO₃와 HCl의 혼합액을 증류수로 희석한 것이었다. 니켈 테이프의 표면 조도는 AFM(atomic force microscope)로 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

그림 3은 니켈 성형체를 냉간압연으로 만든 니켈 테이프(a)와 시편(a)를 재결정 열처리한 시편(b)의 XRD 패턴이다. 그림 3 (a)에서 알 수 있듯이, 열처리를 하지 않은 니켈 테이프의 XRD 패턴은 $2\theta = 44.505^\circ, 51.844^\circ, 76.366^\circ, 92.939^\circ$ 에서 나타나는 여러 회절면, 즉 (111), (200), (220), (311)면의 회절선으로 구성된다. 반면, 시편 (a)를 1000°C 에서 1 시간 열처리한 시편의 XRD 패턴에서는 같은 scan범위 내에서 $2\theta = 51.844^\circ$ 에서 (200)면의 회절선과 $2\theta = 121.922^\circ$ 에서 (400)면의 회절선과 같이 (100)면의 회절선만이 관찰되었다. 이는 냉간 압연한 시료를 재결정 열처리에 따라 특정방향으로의 니켈 집합조직이 형성되었다는 것을 의미한다. 그러나 재결정 열처리와 함께 냉간가공 과정도 (200) 집합조직 형성에 대단히 중요하다. 본 연구결과에서 나타내지는 않았지만, 가공이 균일하게 이루어지지 않은 경우에는 (200) 집합조직과 더불어 (111)면이 동시에 발달하는 경우도 있었다.

니켈 선재에서 열처리 시간에 따른 집합조직의 형성 및 발달 정도를 알아보려고 1000°C 에서 0, 12, 24, 36, 48, 60분 동안 각각 열처리한 시편의 XRD θ - 2θ scan을 하였고, 그림 4와 5가 그 결과이다.

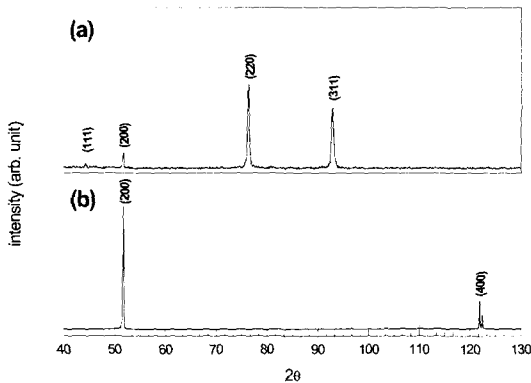


그림 3. (a) 압연한 니켈 선재와 (b) 재결정 열처리 후 니켈 선재의 XRD 회절 패턴.
Fig. 3. XRD patterns of (a) as-rolled Ni tape and (b) texture-annealed Ni tape.

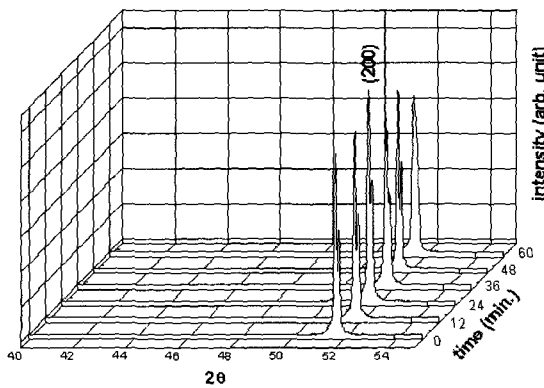


그림 4. 1000°C 에서 다양한 시간동안 열처리한 니켈 선재들의 XRD 회절 패턴.
Fig. 4. XRD patterns of Ni tapes annealed at 1000°C for various annealing times.

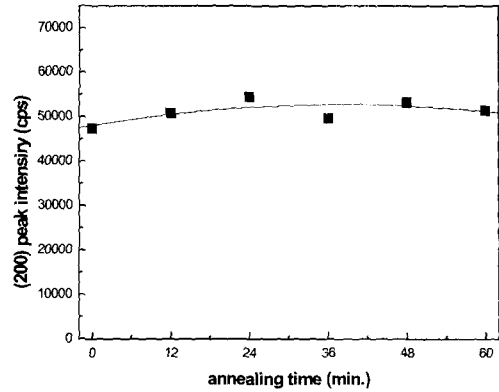


그림 5. 1000°C 에서 다양한 시간동안 열처리된 니켈 선재들의 (200) 회절 강도.
Fig. 5. (200) peak intensities of Ni tapes annealed at 1000°C for various annealing time.

그림 4에서 알 수 있듯이, 0분에서 60분까지 각각 12분 간격으로 열처리한 시편들의 XRD 패턴에서 비교적 높은 회절 강도를 갖는 (200)면의 회절선($2\theta = 51.844^\circ$)이 관찰된다. 각 시편들의 (200)면의 회절강도를 열처리 시간에 대해 나타낸 결과(그림 5), 회절 강도는 열처리 시간에 따라 큰 변화가 없었다. (200) 회절강도가 열처리 시간에 따라 일정함을 보이는 이유는 열처리 온도 1000°C 에서 매우 빠른 시간에 니켈 집합조직이 발달되기 때문이다. 따라서, 가공한 니켈테이프를 연속적으로 고온의 열처리 구간을 짧은 시간 통과시키면 우수한 특성의 집합조직을 얻을 수 있을 것으로 예상된다.

XRD 회절선 분석으로는 니켈 테이프에 형성된 결정성과 방위를 정성적으로 이해할 수는 있다. 결정성의 x-y와 x-z의 양방향 집합도를 알려면 각 시편에 대한 극점도 분석을 수행하여야 한다. 그림 4에서 XRD 분석을 수행한 시편 중에서 열처리 시간이 짧은 것과 긴 것 2개를 선택하여 (111)과 (200) 극점도 분석을 수행하였으며, 그림 6이 그 결과이다. 1000°C 에서

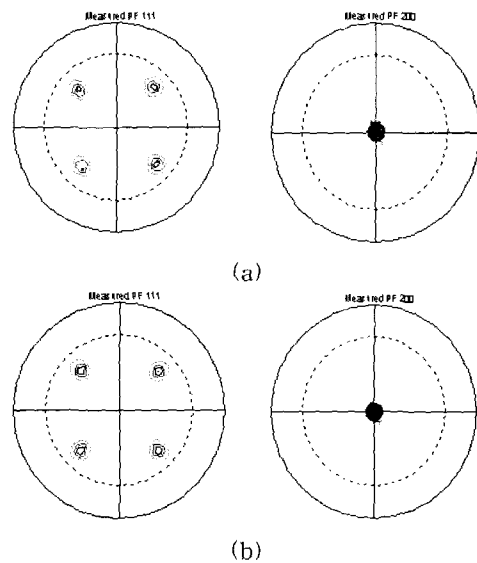


그림 6. 1000°C 에서 (a) 0 분과 (b) 60분간 열처리한 니켈 선재의 (111), (200) 극점도.
Fig. 6. (111) and (200) pole figures of Ni tapes annealed at 1000°C for (a) 0 min and (b) 60 min.

(a) 0분과 (b) 60분 동안 열처리한 시편의 (111) 극점도를 보면, (111) 극점의 대칭성이 매우우수하게 나타났으며, 양쪽 시편 모두 (200) 극점이 비교적 정중앙에 나타났다. 이러한 극점의 대칭적 분포는 다른 시편에서도 비슷하게 관찰되었으며, 이는 두 시편 모두 집합조직이 잘 발달되었음을 의미한다. 그림 6 (a)와 (b)에 나타난 극점도 결과를 분석하여 반각폭(FWHM)을 구한 결과, (111)과 (200) 극점도에 대한 반각폭은 각각 8.2°와 8.7°, 8.5°와 9°였다. 1000°C에서 0분과 60분 동안 열처리한 시편 외에 열처리 시간을 각각 12, 24, 36, 48분으로 한 시편들의 반각폭들도 in-plane과 out-of-plane에서 모두 8°~10°정도로 나타났다. 이 수치는 집합조직의 in-plane texture와 out-of-plane texture를 나타내는 것이다. 동일 열처리 온도에서 열처리 시간이 증가하면 반각폭이 약간 증가하는 이유는 열처리 시간이 증가하면 과도한 입자성장이 일어나 집합조직도를 약화시키기 때문인 것으로 사료된다. 확실한 원인을 밝히기 위해 이 부분에 대한 후속연구가 진행중이다.

그림 7은 1000°C에서 60분간 열처리한 시편의 압연면에 대한 광학현미경 사진이며 그림 8은 니켈 표면에 대한 AFM 사진이다.

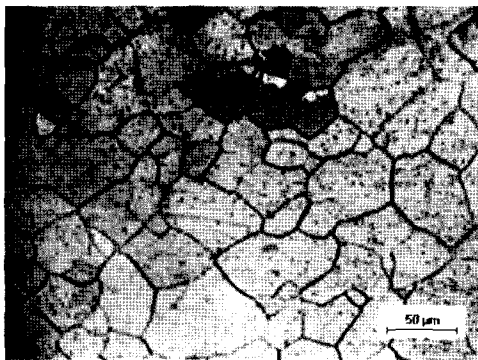


그림 7. 1000°C에서 60분간 열처리한 Ni 선재의 미세조직 사진(×400).

Fig. 7. Microstructure of Ni tape annealed at 1000°C for 60 min(×400).

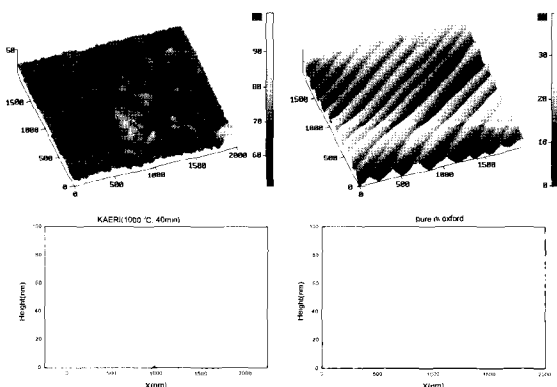


그림 8. (a) 본연구에서 제조한 니켈 선재와 (b) 옥스포드 사의 니켈 선재의 AFM 결과.

Fig. 8. AFM surface morphologies of (a) Ni tape of this study and (b) Oxford sample.

광학 현미경 사진에서 알 수 있듯이, 열처리한 미세조직은 50~70 μm정도 크기의 등축상 결정들로 구성되어 있으며 압연방향과 결정립 성장과는 특별한 관계가 없어 보인다. AFM 표면분석 결과, RMS 표면 거

칠기가 약 3 nm로 표면이 대단히 매끈하였다. 광학현미경 관찰에 따르면, 표면의 군데군데 부분적으로 압연 시에 발생한 것으로 여겨지는 흠이나 결함이 관찰되기도 하지만 국부적인 표면 거칠기 결과인 AFM 거칠기는 대단히 우수했다. 이는 비교시편으로 사용한 Oxford사 니켈 테이프의 표면 거칠기인 5 nm 보다 상대적으로 뛰어난 표면조도이다. 이는 본 연구에서 니켈 테이프 압연 시 표면을 미세연마한 롤러를 사용하였기 때문으로 사료된다.

4. 결 론

고순도(99.99%), 5 마이크로 입자크기의 니켈 분말을 사용하여 분말야금법으로 성형, 소결한 후 냉간압연과 열처리를 거쳐 YBCO coated conductor 용 니켈 테이프를 제조하였다. 열처리 조건에 따른 집합조직의 변화를 보기 위해 열처리 시간을 각각 0, 12, 24, 36, 48, 60분으로 변화시켰으며, XRD, XRD-pole figure, 광학현미경, AFM으로 집합조직과 미세조직을 관찰하였다.

1. 재결정 열처리하기 전 시편의 XRD 패턴에서는 (200)면의 회절선과 함께 (111), (220), (311)면들의 회절선들이 관찰되었으나, 열처리 후에는 (200), (400)면들의 회절선만이 관찰되었다. 이는 재결정 열처리를 통해 특정 방향으로의 집합조직이 발달하기 때문이다.

2. 열처리 온도를 1000°C로 고정시킨 후 열처리 시간을 변화시킨 시편들의 (111), (200)극점도 결과로부터 얻은 in-plane과 out-of-plane의 반각폭은 모두 8°~10°로 측정되었다. 이 열처리 온도에서는 5분 이내의 열처리 시간 동안 재결정에 의한 집합조직 형성이 완료되었으며, 열처리 시간이 증가할수록 집합도가 약간 감소함을 보였다.

3. 열처리 후의 니켈테이프는 약 50~70 μm 크기의 등축상 결정립으로 구성되어 있으며 AFM 표면조도는 약 2~3 nm로 상당히 매끄러운 표면을 가진다.

감사의 글

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

참 고 문 헌

- [1] J. G. Bednorz and K. A. Müller, Z. Phys. B, 64, 189, 1986.
- [2] K. Heine, J. Tenbrink and M. Thoner, Appl. Phys. Lett, 55, 2441, 1989.
- [3] 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, 2397, 1995.
- [4] Y. Iijima, N. Tanabe, O. Kohno and Y. Ikeno, Appl. Phys. Lett, 60, 769, 1992
- [5] 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) pp.1413-1416, 1996.

- [6] 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. Klabunde, E. Hatfield and V. K. Silikka, Appl. Phys. Lett, 69, 1975, 1996.
- [7] 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.
- [8] A. Goyal, F. A. List, J. Mathis, M. Paranthaman, E. D. Specht, D. P. Norton, C. Park, D. F. Lee, D. M. Kroeger, D. K. Christen, J. D. Budai and P. M. Martin, J. superconductivity, 481; 11, 1998.
- [9] G. Wassermann, "Texturen metallischer Werkstoffe," 109, 1939.
- [10] H. G. Müller, Metallkde, 31, 161-167, 1939.
- [11] C. S. Barrett and T. B. Masalski, Structure of metals, 3rd ed, McGraw-Hill pp.570, 1966.
- [12] 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, 1421-1428, 2001.
- [13] J. Eickemeyer, D. Selbmann, R. Opitz, B. De Boer, B. Holzapfel, L. Schultz and U. Miller, Supercond. Sci. Technol., 14, 152-159, 2001.

저 자 소 개



이동욱 (李東郁)
1975년 1월 17일생. 2001년 성균관대학교 금속공학과 졸업(학사). 2001년~현재 동대학원 신소재공학과 석사과정



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



임준형 (林俊亨)
1976년 5월 28일생 1999년성균관대학교 금속공학과 졸업(학사) 2001년 동대학원 신소재공학과 졸업(석사) 2002년~현재 동대학원 신소재공학과 박사과정



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



주진호 (朱鎭皓)
1961년 12월 6일생. 1984년 성균관대 학교 금속공학과 졸업(학사). 1988년 웨인 주립대 금속공학과 졸업(석사). 1993년 미국 일리노이공대 금속공학과 졸업(박사). 1995년~현재 성균관대학교 금속재료공학부 부교수



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



전병혁 (全炳赫)
1970년 10월 17일생. 1993년 고려대학교 재료공학과 졸업(학사). 1995년 한국과학기술원 재료공학과 졸업(석사). 1998년 한국과학기술원 재료공학과 졸업(박사). 2002년~현재 한국원자력연구소 선임연구원



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



김찬중 (金瓚中)
1958년 10월 26일생. 1983년 성균관대학교 금속공학과 졸업(학사) 1986년 한국과학기술원 재료공학과 졸업(공학석사). 1986년 한국과학기술원 재료공학과 졸업(공학박사). 현재 한국원자력연구소 초전도 과제책임자