

《論 文》

***In situ* 법에 의한 Cu-Nb<sub>3</sub>Sn 복합재료선재의 초전도특성과  
이에 미치는 Ti의 영향 (I)**

박 현 순 · 서 수 정 · 이 은 덕\* · 안 재 민

성균관대학교 금속공학과

\*럭키금속(주) 기술연구소

Superconducting Properties of *in situ* Formed Multifilamentary  
Cu-Nb<sub>3</sub>Sn Composites and the Effects of Ti Addition  
on the Superconducting Properties (I)

**H.S. Park, S.J. Suh, U.D. Lee\* and J.M. Ahn**

Department of Metallurgical Eng., Sung Kyun Kwan Univ.

\*R & D Res. Center, Lucky Metals Corp.

**ABSTRACT**

The Cu-Nb<sub>3</sub>Sn composites wire as a superconducting material was prepared by *in situ* method as follow : Cu-15wt.% Nb alloys which were melted in a high-frequency induction furnace and casted in bar were cold-worked up to the final diameter of 0.24 mm, electroplated with Sn, pre-treated in two steps and then diffused at 550~650°C for 24~96 hrs.. The overall J<sub>c</sub> and T<sub>c</sub> of the specimens were measured by the four point-probe method at 10 K in the magnetic field of 0 Tesla. The overall J<sub>c</sub> of the composites wire which diffused at 550°C after pre-treating in two steps were generally higher than those of the wire at either 600°C or 650°C. For the specimens diffused at 550°C, the overall J<sub>c</sub> were increased until 72 hrs. of diffusion time and then decreased. However, in case of diffusion at 600°C and 650°C, the overall J<sub>c</sub> were gradually decreased from the beginning. The maximum overall J<sub>c</sub> obtained in this experiment was  $1.3 \times 10^4$  A/cm<sup>2</sup>, which was measured for the specimen diffused at 550 for 72 hrs. When the specimens were diffused at 550°C for 72 hrs. after pre-treating, the measured critical temperature, T<sub>c</sub> was 16.19 K. Similar T<sub>c</sub> value were obtained in other specimens regardless of diffusion time and temperature.

## 1. 서론

초전도상태의 재료는 전력의 소모없이 고밀도의 전류를 흘릴 수 있는 특성을 가지고 있으므로 초전도체를 핵융합로, 산업기계분야 등에 응용할 때 에너지절약면에서 일대 혁신이 예상된다.

그러나 초전도체는 온도, 자계, 전류밀도가 어느 임계치를 넘으면 초전도현상이 소멸되므로 임계온도( $T_c$ ), 임계자계( $H_c$ ) 및 임계전류밀도( $J_c$ )가 각각 높은 재료와 제조공정의 개발이 매우 중요하다<sup>1,2)</sup>.

일반적으로 산화물계 초전도체는  $T_c$ 가 높으나 재료가 취약하여 선재로 가공하기에는 어려움이 있으므로 현재 실용화되고 있는 초전도 선재로는 A15형 Nb<sub>3</sub>Sn과 V<sub>3</sub>Ga 화합물계가 있으며 이의 제조방법으로는 복합가공법(Bronze process)<sup>3)</sup>, 표면확산법<sup>4)</sup>, 분말법<sup>5)</sup> 등이 있다 그러나 최근에 제조방법이 비교적 간단하고 다량생산이 용이한 *in situ* 법이 Tsuei<sup>6)</sup>에 의해 제안되었다.

*In situ* 법에 의한 Cu-Nb<sub>3</sub>Sn 초전도복합선재의 제조는 Cu-Nb 이원합금을 용해 주조하여 제 2상인 Nb dendrite를 석출시킨 후 소성가공하여 섬유상의 Nb 상을 형성시킨 다음 Sn를 확산시켜 Cu 모상중에 극세섬유상의 Nb<sub>3</sub>Sn 화합물을 형성시키는 방법이다.

따라서 본 연구에서는 진공용해로에서 용해한 Cu-15% Nb 합금을 봉상으로 주조한 다음 냉간상태에서 여러차례에 걸친 압연 및 인발공정 후 Sn 도금을 하고 확산열처리를 하였을 때 확산열처리 온도와 시간에 따른 overall  $J_c$ 와  $T_c$ 의 변화, 가공도에 따른 섬유상의 조직과 확산열처리 후의 섬유상의 변화, Sn의 확산분포가 임계전류밀도에 미치는 영향 등에 대하여 연구하였다.

## 2. 실험방법

### 2.1. 합금의 용해 및 소성가공

고순도의 Cu(99.99%)와 Nb(99.99%)를 혼합하여 고주파 진공유도로 내에서 약 1800°C로 용해한 후 Ar 분위기의 흑연주형에 주조하였다. 주조된 합금은 표면의 이물질을 제거하기 위해 13mmφ로

**Table 1.** Chemical Composition of Specimens (wt.%)

시편 No. 성분	1	2	3
Cu	85.70	83.7	85.6
Nb	14.37	16.23	14.24

절삭가공하여 시편으로 사용하였다. 본 실험에 사용된 Cu-Nb 합금의 화학적 조성은 Table 1과 같다.

최종시편 내부에 극세다섬유상의 Nb를 얻기 위하여 절삭가공한 시편을 중간소둔없이 냉간상태에서 1mmφ까지 봉상압연한 후 계속해서 0.24mm φ까지 diamond dies를 이용하여 단계적으로 인발하였다.

### 2.2. Sn 도금 및 확산열처리

0.24mmφ로 인발한 세선의 Nb 섬유상을 Nb<sub>3</sub>Sn 화합물로 만들기 위하여 Sn 전기도금을 하고 확산열처리를 하였다. 예비도금결과 얻은 94%의 음극 전류효율에서 시편중의 Nb 전량(15%기준)이 Nb<sub>3</sub>Sn으로 형성될 수 있는 Sn의 화학양론적 양인 6 wt.%를 도금하기 위하여 35분간 도금하였다. 또한 확산열처리시 Sn 일부가 산화될 것을 예상하여 과잉도금(8.6 wt.%)을 하여 양자를 비교하였다.

도금한 시편을 석영관에 넣고 10<sup>-3</sup>Torr 이상으로 진공밀봉하여 각각 550°C, 600°C, 650°C에서 6, 12, 24, 48, 72, 96 시간동안 확산열처리를 했다. 또한 확산열처리온도에서 도금된 Sn의 일부가 용해되어 국부적 응집현상이 일어날 수 있으므로 200°C에서 24시간, 400°C에서 또 24시간의 2단계 예비열처리를 한 후 확산열처리를 실시하여 예비열처리의 영향을 조사하였다.

### 2.3. Sn 확산분포 및 미세조직의 관찰

확산열처리한 후 Sn 확산분포를 WDS를 이용하여 분석하였고 주조조직과 인발후의 미세조직 및 확산열처리후의 섬유상의 미세조직은 SEM으로 관찰하였다. 또한 TEM을 이용하여 확산열처리후 Nb<sub>3</sub>Sn 섬유상의 형상변화도 관찰하였다.

### 2.4. 임계온도 및 임계전류밀도의 측정

$T_c$  및 overall  $J_c$ 는 액체 He 분위기하에서 4 단자

법(four-point probe method)으로 측정하였다. 임계전류밀도의 측정은 ASTM B714-82에 따라 시편에  $1\mu\text{V}$ 의 전압이 생길때의 임계전류를 구한 후 overall  $J_c$ 를 계산하였다. 임계온도는 4단자법에 의하여 온도변화에 따른 전기저항의 변화로 결정하였다.

### 3. 실험결과 및 고찰

#### 3.1. 주조조직과 가공도

Cu-Nb 2원계 상태도에 의하면<sup>7)</sup> 1080에서 fcc의 Cu중에 Nb의 최대용량은 0.1 at.%이고 bcc인 Nb중의 Cu의 최대용량은 약 1.2 at.%로 극히 낮으므로 이 합금계가 응고시 편석이 심하게 일어날 수 있고 특히 산소, 탄소 등 침입형 용질원소의 함량이 높든가 응고속도가 낮을 때는 편석이 더욱 뚜렷하게 나타난다<sup>8)</sup>. 일정한 냉각속도에서 Nb의 농도가 증가하면 Nb상이 점차 커지다가 약 10 wt.% 이상에서는 dendrite 조직이 나타난다고 보고되고 있다<sup>8,9)</sup>.

합금은 고순도의 Cu와 Nb를 Cu-15wt.%Nb로 혼합하여 약  $10^{-3}$  Torr의 고주파 진공유도에서 용해하였으며 심한 편석때문에 1차 응고한 합금을 4차에 걸쳐 재용해를 하여 편석이 저감되도록 시도하였다.

Photo 1은 본 실험에서 용해한 합금의 주조조직을 SEM으로 관찰한 사진이다. 응고조직에서 모상인 Cu 기지에 Nb dendrite 상이 정출되었으며

Nb 상의 편석도 약간 발견되었다. 주조는 흑연주형에서 응고시킨 관계로 응고속도가 느리고 또한 합금중의 Nb 함량도 비교적 낮았으므로 2차 가지 이상의 발달한 dendrite는 발견되지 않았다. Cu-Nb 합금의 가공도에 따른 Nb 상의 조직변화를 SEM으로 관찰한 결과 가공도가 클수록 Nb상이 미세한 섬유조직으로 변했다. 그러나 Nb 섬유상은 불균일하게 가공되었다.

Photo 2는 가공도 R=1056 즉  $0.40\text{mm}\phi$ 로 소성가공하였을 때의 미세조직을 SEM으로 관찰한 사진이다. 이때 Nb 상은 가공방향으로 미세한 섬유상으로 가공되었으나 구상의 입자가 다수 발견되었다. 이 입자들은 대단히 큰 가공에도 불구하고 소성변형이 거의 일어나지 않았을 뿐만 아니라 주위에 있는 섬유상을 단절하고 균일성을 나쁘게 하고 있다.

따라서 Photo 2의 A 점을 EDS로 분석한 결과를 Fig.1에 나타내었다. 이 입자의 주성분은 Nb이고 동시에 미량의 산소와 탄소가 검출되어 이 입자는 Nb 탄화물인 것으로 판단된다. 이와같은 탄화물은 용해시 흑연도가니에서 수차례에 걸친 재용해로 인해 도가니의 탄소가 혼입되었으며 산소는 시편준비과정 또는 용해과정에서 소량 유입된 것으로 생각된다. 뿐만 아니라 전자현미경 chamber 내의 불순물인 산소와 진공 oil에 의해 오염된 소량의 탄소가 약간 검출되었으리라 사료된다<sup>10)</sup>.

Photo 3 a)는  $0.24\text{mm}\phi$ 로 소성가공한 시편중 ribbon 모양으로 된 섬유상을 추출해서 TEM으로

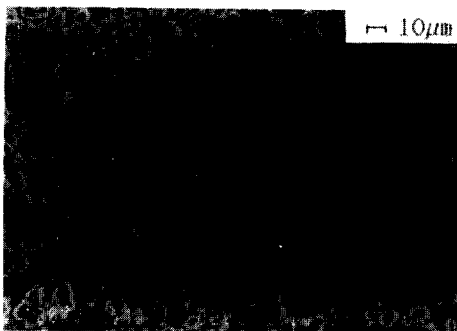


Photo 1. SEM microstructure of Cu-Nb alloy as cast condition. ( $\times 540$ )

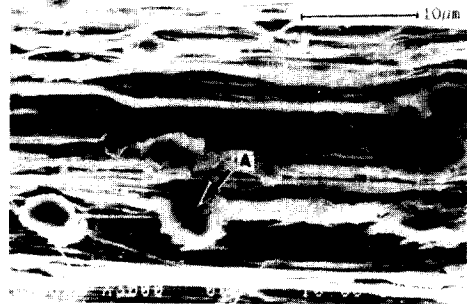


Photo 2. Microstructure of to  $0.40\text{mm}\phi$  cold drawn alloy. ( $\times 3,000$ )

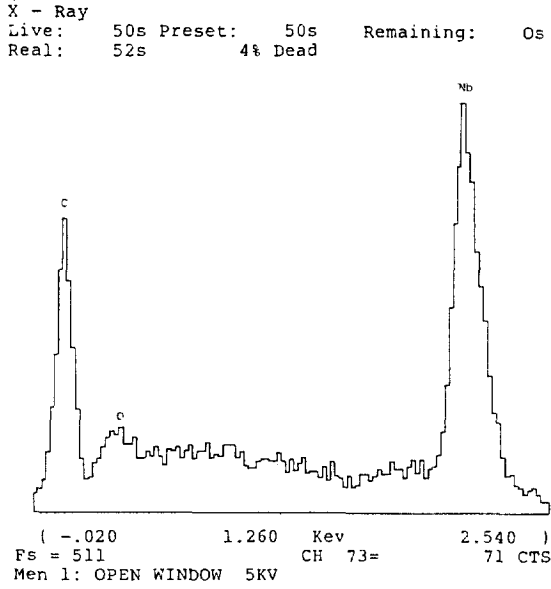


Fig.1. EDS analysis of to 0.40 mm $\phi$  cold drawn alloy.

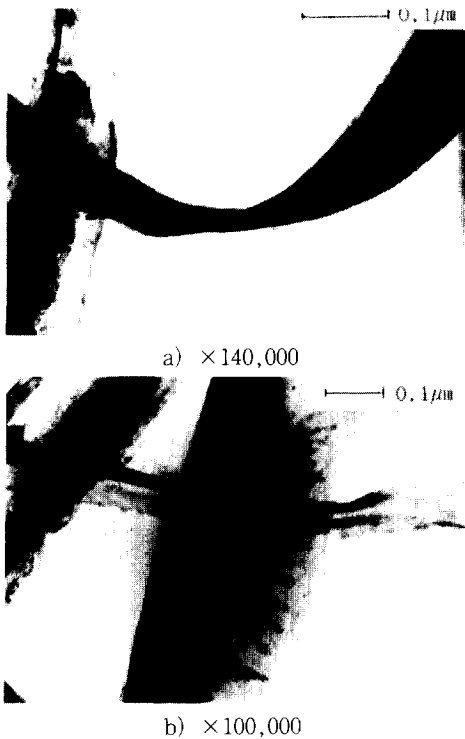


Photo 3. TEM micrograph of extracted Nb filaments from Cu-Nb<sub>3</sub>Sn wires.

촬영한 것이고 그 섬유상들은 불균일하게 형성되어 있음을 Photo 3 b)에서 알 수 있다.

이와같이 Nb 이 ribbon 으로 나타나는 이유는 bcc 결정의 4 개의  $\langle 111 \rangle$  slip 중 축방향에 놓여 있는 2 개의  $\langle 111 \rangle$  방향으로만 인장되어 결국  $\langle 110 \rangle$  의 섬유조직으로 되어 ribbon 모양으로 된다고 Hosford 는 설명하였다.<sup>11)</sup>

### 3.2. Sn 도금량과 overall J<sub>c</sub>와의 관계

Cu-Nb 세선에 도금된 Sn 의 일부가 확산처리 과정에서 산화가 일어나면 Nb<sub>3</sub>Sn 의 생성량이 감소되어 J<sub>c</sub>값은 저하될 것이다. 또 Cu-Nb 합금 중의 모든 Nb 가 Nb<sub>3</sub>Sn 로 변할 수 있도록 충분히 Sn 이 확산되지 않으면 시편의 표면과 중심부의 Sn 분포도 차이가 생길 것으로 예측된다. 따라서 Cu-15wt.% Nb 의 Nb 가 Nb<sub>3</sub>Sn 으로 형성될 수 있는 화학양론적인 Sn 량을 도금할 수 있는 35 분

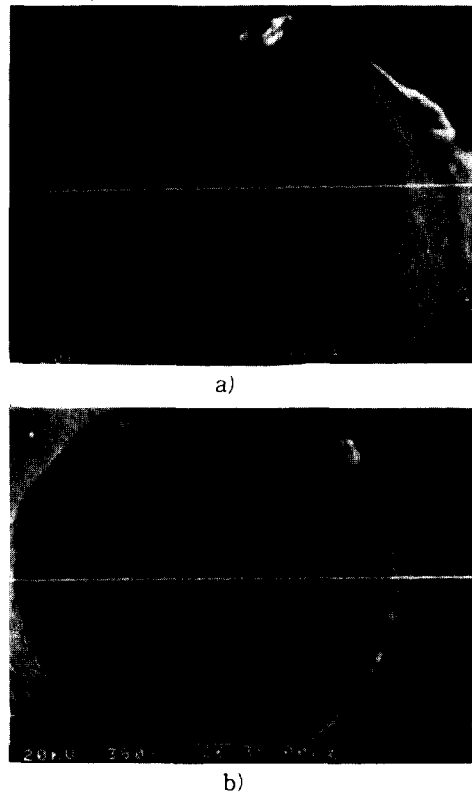


Photo 4. Sn distribution along to radial direction of Cu-Nb<sub>3</sub>Sn wires with electroplating time in a) 35 min. b) 50 min.

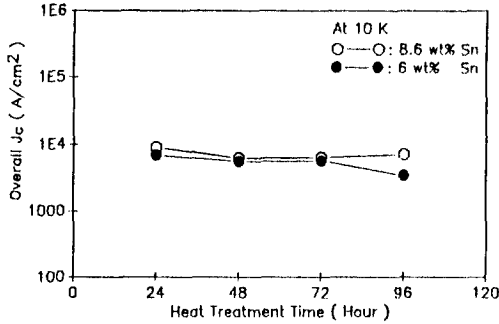


Fig. 2. The overall  $J_c$  of differently Sn-plated Cu-Nb<sub>3</sub>Sn wires as a function of heat treatment time.

간의 도금(6wt.%)과 그 이상인 50분 간의 과잉도금(8.6wt.%)을 병행하여 실시하고 WDS를 이용하여 확산열처리 후의 Sn의 확산분포를 측정하여 Photo 4에서 비교하였다.

Photo 4 a)는 0.24 mm $\phi$ 의 시편을 35분간 Sn 도금을 한 후 600 $^{\circ}$ C에서 24시간 확산열처리한 시편의 Sn 분포도이며 Photo 4 b)는 50분간 Sn 도금을 한 후 같은 조건에서 확산열처리한 시편의 Sn 분포도를 나타낸 것이다. 50분간 도금한 경우에 비해 35분간인 경우 시편의 중심부까지 Nb<sub>3</sub>Sn 화합물이 비교적 적게 형성하였으므로 일부의 Sn이 확산열처리중 산화, 손실되었다고 판단된다.

Fig. 2는 0.24 mm $\phi$ 까지 인발가공한 세선을 35분간 및 50분간 Sn 도금을 한 후 진공상태에서 2단계 예비열처리를 거쳐 600 $^{\circ}$ C에서 24, 48, 72, 96시간 확산열처리를 한 시편의 임계전류밀도를 측정하여 확산열처리 시간에 따른 overall  $J_c$ 값의 변화를 표시하였다. 즉 35분간 도금했을 때의 임계전류밀도는 50분간의 경우보다 대체적으로 낮았으며 이는 Photo 4의 결과와 잘 일치한다.

Sn 도금량이 시편의 Nb 함유량 전량을 Nb<sub>3</sub>Sn으로 변경될 수 있는 함량을 초과하면 overall  $J_c$ 값의 Sn 농도 의존성은 거의 없으므로<sup>12,13)</sup> 본 실험에서의 도금시간은 50분간으로 균일화시켰다. 이때 측정된 overall  $J_c$ 값은 온도 10K에서 외부자장이 없는 상태 즉 0 Tesla에서 4단자법으로 구하였다. 10K에서  $J_c$ 를 측정하는 이유는 본 실험에서 사용된

측정기가 최대 10A까지의 전류만 흘릴 수 있기 때문에 4.2K에서 10A의 전류를 흘려주어도 임계전류치에 도달하지 못하고 초전도성을 유지하였으므로 4.2K에서  $J_c$ 값 측정이 불가능하였다. 따라서 측정된 overall  $J_c$ 값은 4.2K에서의 값에 비해 낮은 값들이다.

### 3.3. 확산열처리에 의한 overall $J_c$ 의 변화

Fig. 3에는 각 온도에서의 확산열처리시간에 따른 overall  $J_c$ 값의 변화를 표시하였다. 열처리온도가 550 $^{\circ}$ C, 600 $^{\circ}$ C, 650 $^{\circ}$ C로 높아짐에 따라 최대 overall  $J_c$ 값을 나타내는 적정 열처리시간은 각 72시간, 24시간, 12시간으로 점차 짧아지고 있으며 또 열처리 온도가 550 $^{\circ}$ C에서 600 $^{\circ}$ C, 650 $^{\circ}$ C로 높아짐에 따라  $J_c$ 값은 대체적으로 낮은 값을 갖는 경향이 있다.

열처리온도가 높아질수록 Sn의 확산속도가 커져서 단시간내에 다량의 Nb<sub>3</sub>Sn이 형성되지만 ribbon형상의 섬유상은 표면적/부피 비가 커서 형상불안정(shape instability)하므로 열처리과정 중 섬유상의 불연속화가 일어난다<sup>8,14)</sup>. 따라서 높은 온도에서 장시간 열처리한 경우에는 다량의 Nb<sub>3</sub>Sn을 얻을 수는 있으나 섬유상의 불연속화로 인하여 오히려  $J_c$ 값이 낮아진다고 사료된다.

본 실험에서 얻은 최대의 overall  $J_c$ 값은 예비열처리후 550 $^{\circ}$ C에서 72시간 확산열처리 하였을 때 얻은  $1.4 \times 10^4$  A/cm<sup>2</sup>이었다. 이러한 결과는 Verhoeven 등<sup>15)</sup>에 의해 보고된 결과와 비교해 볼 때 다소 낮은 값이다. 이는 임계전류의 측정온도

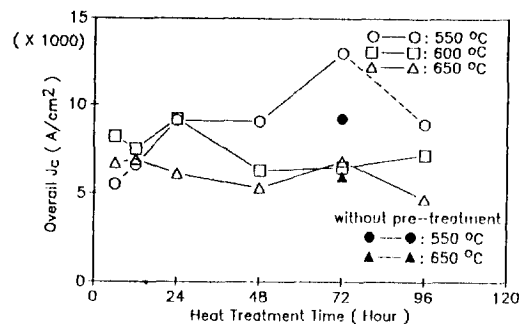


Fig. 3. The overall  $J_c$  of Cu-Nb<sub>3</sub>Sn wires as a function of heat treatment time at various temperature.

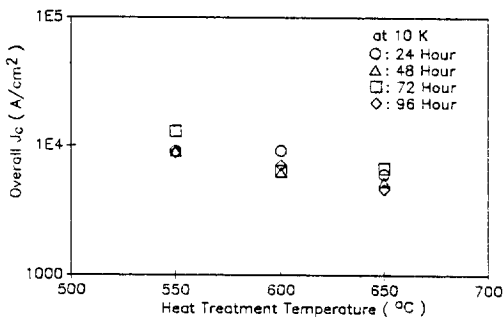
가 4.2K 보다 높은 10K 였으며 또한 합금의 용해 시 탄소등 불순물의 침투 및 불충분한 Sn의 확산 등에 기인된다고 판단되어 보완실험이 요망된다.

또한 Fig.3 에 8.6 wt.% Sn 으로 과잉도금한 후 예비열처리 없이 550°C와 650°C에서 각각 72 시간 확산열처리 했을때의 overall J<sub>c</sub> 값을 표시하였다. 두 값 모두 예비열처리한 경우보다 낮았다. 즉 예비열처리 하므로써 확산열처리지 표면장력이 큰 Sn의 국부적인 응집(balling-up)을 피할 수 있다<sup>15)</sup>. 따라서 예비열처리한 경우 overall J<sub>c</sub>값은 보다 높은 것으로 나타난다.

예비열처리의 효과를 관찰하기 위하여 200°C와 400°C에서 각각 24 시간의 2 단계 예비열처리를 한 후 650°C에서 72 시간 확산열처리한 시편과 예비열처리 과정을 거치지 않고 같은 조건에서 확산열처리한 시편의 Sn 확산분포를 WDS로 분석한 결과 예비열처리한 경우에 더 많은 Sn 확산이 이루어졌고 따라서 더 많은 Nb<sub>3</sub>Sn이 형성된 것으로 판명되었다.

Fig.4 에서 0.24 mmφ의 초전도 복합재료선재의 overall J<sub>c</sub>값을 확산열처리시 처리온도에 따라 도시하였다. overall J<sub>c</sub>값은 열처리시간에 관계없이 열처리온도가 높을수록 저하하는 경향을 나타내었다.

Photo 5 a)는 확산열처리 하지않은 0.24 mmφ 선재의 단면을 SEM으로 관찰한 사진이고 Photo 5 b), c)는 각 600°C, 650°C에서 96 시간 확산열처리한 시편의 단면사진이다.



**Fig. 4.** The overall J<sub>c</sub> of Cu-Nb<sub>3</sub>Sn wires as a function of heat treatment temperature by various treatment time.

확산열처리로 인하여 Nb 침유상은 제면에너지를 줄이기 위하여 모서리부가 분리되어 구상화 되었음을 관찰할 수 있다.

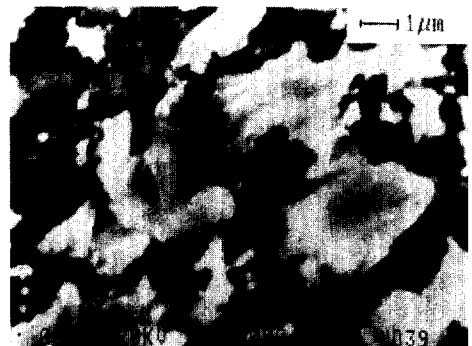
0.24 mmφ로 인발가공한 선재를 550°C, 600°C, 650°C에서 96 시간 확산열처리 했을때의 측면사진을 관찰한 결과 550°C에서 확산열처리한 경우에는



a) Without heat treatment (×10,000)



b) heat treated for 96 hrs at 600°C (×10,000)



c) Heat treated for 96 hrs at 650°C (×10,000)

**Photo 5.** Transverse section of Cu-Nb<sub>3</sub>Sn wires with and without heat treatment.

섬유상의 연속성이 좋으나, 열처리온도가 높을수록 Nb<sub>3</sub>Sn 섬유상이 조대화 되었고 섬유상의 연속성도 많이 손상되어 있음을 관찰할 수 있었다. 이 이유는 in situ 법에 의해 제조된 불연속적인 Nb의 극세다섬유상이 확산열처리에 의해 Nb<sub>3</sub>Sn으로 형성되면서 물리적으로 접촉한다든가 또는 섬유상들

의 상호확산에 의한 점용접(point welding) 효과에<sup>16)</sup> 의해 섬유상의 연속성이 유지되므로 550°C에서 확산열처리한 시편의 경우는 600°C, 650°C때와는 달리 점용접 효과가 섬유상의 형상 불안정성보다 더 크게 나타나기 때문이라 생각된다.

Photo 6 a), b)는 550°C에서 72시간 확산열처리한 시편의 Nb<sub>3</sub>Sn 섬유상을 추출한 후 TEM 관찰한 사진이며 사진에 표시된 A 섬유상과 B 섬유상은 확산열처리에 의해 Nb<sub>3</sub>Sn으로 형성되는 과정에 물리적으로 접촉하고 있던 섬유상들이 점용접된 것으로 생각된다. Photo 6 c)는 650°C에서 72시간 열처리한 시편의 TEM 사진이다. Photo 3의 확산열처리하지 않은 Nb 섬유상의 사진과 비교해보면 Nb가 Nb<sub>3</sub>Sn으로 되면서 부피가 팽창되어짐에 따라 ribbon의 두께는 두꺼워지고, ribbon의 폭도 넓어졌음을 알 수 있다.

#### 3.4. Cu-Nb<sub>3</sub>Sn 초전도 복합재료선재의 T<sub>c</sub> 측정

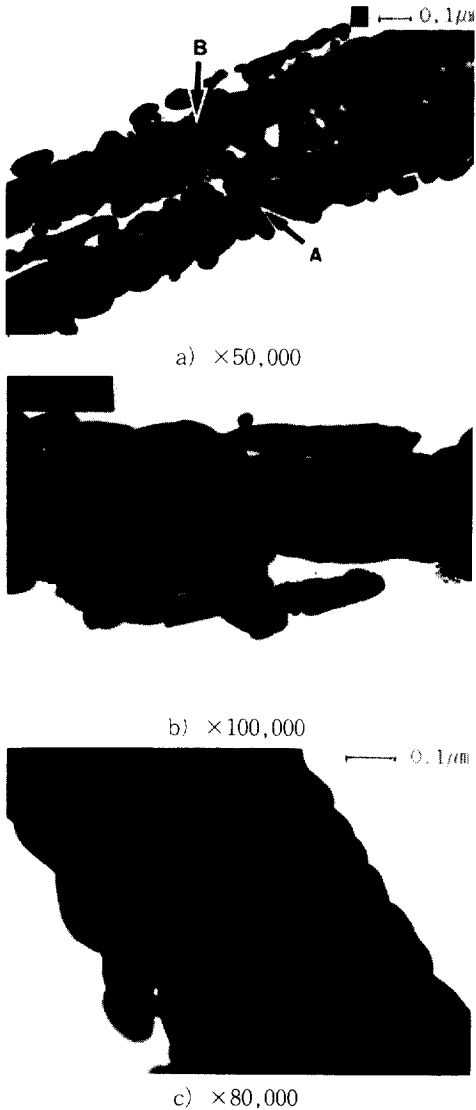
Fig.5는 8.6 wt.% Sn으로 과잉도금한 후 예비열처리와 550°C에서 72시간 확산열처리한 0.24 mmφ 시편에 대하여 4 단자법을 이용하여 임계온도를 측정한 결과이다.

Fig.5 a)는 온도에 따른 저항의 변화를 도시한 그래프이고 Fig.5 b)에 0.1K마다 측정된 저항의 일부를 나타내었다. Fig.5에서 얻은 T<sub>c</sub> 값은 16.19K였으며 이 값은 확산열처리 온도와 시간을 달리한 시편에서도 거의 동일하였다.

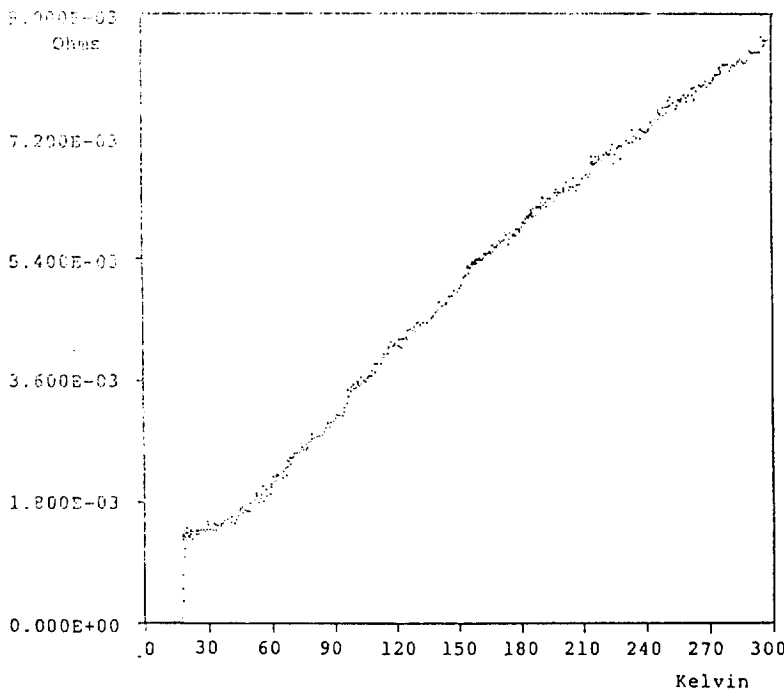
## 4. 결 론

고주파 진공용해로에서 용해한 약 15 wt.% Nb의 Cu-Nb 합금을 in situ 법에 의해 13 mmφ에서 최종 0.24 mmφ까지 냉간상태에서 소성가공한 후 Sn 전기도금을 하고 2 단계 예비열처리를 거쳐 550°C-650°C, 6-96 시간에서 확산열처리하여 온도 10K, 자장 0 Tesla에서 4 단자법으로 초전도성을 측정한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 15% Nb가 전량 Nb<sub>3</sub>Sn으로 변할수 있는 화학양론적인 Sn량(6 wt.%)을 도금했을 때 overall J<sub>c</sub> 값은 과잉으로 Sn 도금(8.6 wt.%)했을 때보다 확산열처리 시간 및 온도에 관계없이 전반적으로 낮았다.



**Photo 6.** TEM micrograph of extracted Nb<sub>3</sub>Sn filaments formed by the heat treatment a), b) at 550°C for 72 hrs, c) at 650°C for 72 hrs.



Temperature (Kelvin)	Resistivity (Ohm)
18.50	0.00000609
18.45	0.00000670
18.32	0.00000605
18.21	0.00000750
18.09	0.00000650
17.97	0.00000650
17.85	0.00000715
17.76	0.00000524
17.65	0.00000257
17.55	0.00000701
17.48	0.00000155
17.38	0.00000341
17.22	0.00000789
17.11	0.00000228
17.01	0.00000181
16.91	0.00000940
16.80	0.00000300
16.70	0.00000100
16.60	0.00000285
16.49	0.00000770
16.39	0.00000203
16.29	0.00000357
16.19	0.00000000
16.29	0.00000107
16.19	0.00000014
16.05	0.00000026
15.95	0.00000012
15.85	0.00000010
15.73	0.00000005
15.63	0.00000001
15.36	0.00000019
15.16	0.00000010
15.02	0.00000011

Fig. 5. The electrical resistivity vs. temperature of Cu-Nb<sub>3</sub>Sn wires with heat treatment at 550°C, for 76 hrs.

2) 24 시간이상 확산열처리 했을 때의 overall J<sub>c</sub> 값은 550°C의 경우가 600°C, 650°C의 경우보다 일반적으로 높았다. 최고 overall J<sub>c</sub> 값이 나타나는 적정 열처리시간은 열처리온도가 550°C, 600°C, 650°C로 상승할 수록 72 시간, 24 시간, 12 시간으로 짧아짐을 알 수 있다. 본 실험에서 최고의 overall J<sub>c</sub> 값은 550°C, 72 시간의 확산열처리에서 얻은 1.4 × 10<sup>4</sup> A/cm<sup>2</sup> 이었다.

3) 200°C에서 24 시간, 400°C에서 24 시간 예비 열처리를 한 후 확산열처리한 시편의 overall J<sub>c</sub> 값은 예비열처리없이 같은 조건에서 확산열처리한 경우보다 높았다.

4) 2 단계 예비열처리 후 550°C에서 72 시간 확산열처리 했을 때의 임계온도는 16.19K 였으며 확산열처리 시간과 온도에는 무관하게 거의 동일하였다.

「후 기」

이 연구는 1990 년도 교육부 학술연구조성비의

지원에 의하여 수행된 것으로서 이에 감사드리며 아울러 초전도특성을 측정하는 데 적극 협조하여 주신 포항공대 이성의 교수님께도 감사를 드립니다.

참고문헌

1. 井上廉 ; 金屬 59(1989) , 1
2. Michael B Bever ; Encyclopedia of Material and Eng., The MIT Press Vol. 6 (1986), 4744
3. M.Suenage and W.B.Sampson ; Appl.Phys.Lett. 20 (1972), 443
4. J.D.Verhoeven, D.K.Finnemore, E.D.Gibson and J.E.Ostenson ; Appl.Phys.Lett. 33 (1978), 101
5. W.Y.K.Chen and C.C.Tsuei ; J.Appl.Phys. 47(1976), 715



6. C.C.Tsuei ; Science 180 (1973), 57
7. T.B.Massdski ; Binary Alloy Phase Diagram, Vol. (1986), 938
8. J.L. Fihey, P.N.Duy and R.Roberge ; J.of Mat. Sci.11 (1976), 2307
9. J.D.Verhoeven ; Mater.Res.Soc.Symp., Vol.12 (1982), 276
10. D.E.Newbury, P.Echlin and D.C.Joy ; Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis, Plenum Press(1975), 447
11. W.F.Hosford Jr. ; Trans. of the Mat. Soc. of AIME, Vol.230 Feb.(1964), 12
12. A.Nagata, M.Liu and O.Izumi ; 日本金屬學會誌, 45-1(1981), 87
13. M.Liu, A.Nagata and O.Izumi ; 日本金屬學會誌, 44-11(1980), 1259
14. J.D.Verhoeven, J.J.Sue and J.E.Ostenson;Acta Met., Vol.31 No.8 (1983), 1233
15. J.D.Verhoeven and J.J.Sue ; J.of Mat.Sci. 15 (1980), 1907
16. J.D.Verhoeven and F.C.Laabs ; IEEE Trans. on Magnets, Vol.Mag-19, No.3 May(1983), 563