

Nb 함량에 따른 Cu-Nb 나노복합재료의 기계적 · 전기적 특성

김종민 · 정진희 · 홍순익

충남대학교 금속공학과

Mechanical and Electrical Properties of Heavily Drawn Cu-Nb Nanocomposites with Various Nb contents

Jong Min Kim, Jin Hee Chung and Sun Ig Hong

Department of Metallurgical Engineering, Chungnam National University, Teajon 305-764

(2000년 11월 29일 받음, 2001년 3월 12일 최종수정본 받음)

초 록 다발체 형성과 인발 공정으로 제조된 Cu-Nb 필라멘트 미세복합재료의 기계적 · 전기적 특성에 대하여 연구하였다. Nb의 함량이 증가함에 따라 강도는 점차 증가하였으나 연성은 Nb의 함량에 무관하였다. 293K와 75K에서의 항복강도의 비율은 Cu-Nb 미세복합재료의 Young의 계수 비율과 비슷하게 관찰되었다. 이러한 사실은 주로 장벽위 방해물 (athermal obstacles) 들이 Cu-Nb 미세복합재료의 강도에 영향을 미친다는 것을 의미한다. 파면 조직관찰 결과는 Cu-Nb 미세복합재료는 Nb의 함량에 관계없이 연성파괴의 특성을 나타내었으며, 부전선재 (subelemental wires) 사이의 계면을 따라 발생하는 2차크랙 (secondary crack)의 양은 Nb 함량이 증가함에 따라 증가하였다. 전기 전도도와 비저항비 (ρ_{293k}/ρ_{75k})는 Nb 함량이 증가할수록 감소하였다. 이와 같은 Nb함량에 따른 전기전도도와 비저항비의 감소는 계면산란의 기여도가 증가하였기 때문이다.

Abstract The mechanical and electrical properties of Cu-Nb filamentary nanocomposite fabricated by the bundling and drawing process were examined. The strength increased gradually with increasing Nb content while the ductility was insensitive to Nb content. The ratio of yield stresses at 293K and 75K are found to be close to that of Young's moduli in various Cu-Nb nanocomposites, suggesting that athermal obstacles primarily control the strength. The fracture morphologies show ductile fractures irrespective of Nb contents. Secondary cracking along the interfaces between subelemental wires was occasionally observed and the frequency of secondary cracking increased with increasing Nb content. The conductivity and the resistivity ratio decreased with increasing Nb content. The decrease of the conductivity and the resistivity ratio (ρ_{293k}/ρ_{75k}) can be explained by the increasing contribution of interface scattering.

Key words: strength, conductivity, interface, fracture, resistivity ratio

1. 서 론

변형공정을 거친 B.C.C 상을 갖는 Cu 기지 나노복합재료는 우수한 전기전도도, 열전도도와 함께 매우 큰 강도를 지니고 있다.^{1,8)} Nb, Ta, Fe, Cr 등의 BCC상은 처음에는 Cu 기지내에 초정 수지상 (primary dendrite)으로 존재한다. 예를 들어, Cu-Nb 나노복합재료에 심한 기계가공을 하게되면 Nb 수지상은 주로 <110> 방향으로 변형되기 때문에 미세한 Nb 리본 형태로 변하게 된다.¹⁾ 이러한 미세구조로 인하여 Cu-Nb 나노복합재료는 매우 큰 강도를 가질 수 있으며 심하게 가공된 Cu-Nb 나노복합재료의 강도는 혼합법칙 (ROM)에 의해 예측되는 강도를 초과한다.

고강도의 전선을 만들기 위해서는 심한 drawing 과정을 거쳐야 하기 때문에 전선의 지름은 작아지므로 실질적으로 사용하기에는 부적합하며 파단이나 전기적인 파손을 피할 수 있도록 큰 직경의 전선을 제조하여야 자기 응용분야에 사용될 수 있다. 이러한 문제점을 해결할 수 있는 방법으로 는 직경이 작은 전선으로 다발체를 만들어 인발 공정을 거

쳐 직경이 작은 전선들을 접합시킴으로서 큰 직경의 전선을 제조하는 방법이 있다.⁹⁻¹²⁾ Spitzig¹³⁾는 Cu-Nb 나노복합 재료를 다발체 형성과 인발공정을 이용하여 약 44%의 강도증가를 얻을 수 있다고 보고하였다. 그러나, Spitzig¹³⁾는 다발체 형성으로 제조된 전선들을 충분히 냉간 인발을 할 경우, 강도는 부전선재 (sub-elemental wire)를 연속 냉간 인발하는 경우보다 느리게 증가하였으며 강도의 차는 감소하는 것을 관찰하였다. 또한, 다발체 형성으로 제조된 전선을 0.15mm까지 충분히 냉간 가공할 경우, 최대 인장 강도는 동일한 직경의 연속 냉간에 의해 제조된 부전선재 (sub-elemental wire)의 최대 인장 강도보다 단지 10% 더 크다고 보고되었다. 그들은¹³⁾ 다발체 형성으로 제조된 전선의 강화효과가 크지 않은 것은 760°C에서 열간등압성형과 압출공정 중 Nb 필라멘트가 크게 손상되었기 때문이라고 제시하였다. 만약, 공정이 최적의 조건으로 시행되지 않았을 경우 다발체 형성 공정 중 부재료 (subelement)들이 분리되거나 기계적 특성에 나쁜 영향을 끼치게 된다.

일반적으로 Nb 함량의 증가에 따라 전기 전도도는 감소

하며 강도는 증가한다.^{14,15)} 강도의 증가는 Nb 필라멘트와 같은 방해물의 파괴 분율이 증가하는 것과 관련이 있다고 생각된다. Cu-Nb 나노복합재료를 고전류 자석 등의 전선으로 적용하기 위해서는 Nb 함량증가에 따른 강도증가 및 전도도 감소 특성을 이해하고 적용분야에 맞는 최적의 강도와 전도도를 제공하는 Nb함량을 결정하여야 한다. Spitizig 등¹⁵⁾은 Nb 함량이 10% 미만인 Cu-Nb 나노복합재료도 강도와 전도도 측면에서 양호한 특성을 나타낼수 있다고 보고하였다. Sptzing 등¹⁵⁾은 Cu-5vol.% Nb의 최대강도는 높은 Nb 함량 합금에 대한 이전의 연구에서 외사법을 이용하여 얻은 예측강도보다 상당히 크다고 보고하였다.¹⁴⁾ 본 연구에서는 심하게 가공된 Cu-Nb 나노복합재료의 Nb 함량에 따른 물리적 특성을 연구하였다.

2. 실험 방법

본 연구에 사용된 Cu-Nb 전선은 Ames lab과 Supercon의 공동연구로 제조되었으며 공정의 계략적인 순서는 다음과 같다. Cu-7.8vol.%Nb, Cu-10.4 vol.%Nb, Cu-12.9vol.%Nb, Cu-15.6vol.%Nb을 고순도 아르곤 분위기에서 double consumable arc melting 후, 지름 7.6cm, 길이 34.3cm의 주괴를 만든다. Cu-7.8vol.%Nb, Cu-10.4vol.%Nb, Cu-12.9vol.%Nb의 주괴는 지름 6.4cm로 Cu-15.6vol.%Nb는 지름 7.0cm로 각각 표면가공 후, 압출 성형하기 위하여 외경이 7.6cm인 구리캔 (can)에 삽입하였다. 구리캔 (can)으로 인하여 전체적인 Nb 함량은 Cu-7.8vol.%Nb, Cu-10.4 vol.%Nb, Cu-12.9vol.%Nb, Cu-15.6vol.%Nb에 대하여 5.5vol.%, 7.4vol.%, 9.2vol.%, 12.5vol.%로 각각 감소하였다. 그런 후, 750℃에서 지름 2.5cm까지 압출하고 1.5mm까지 냉간인발 하였다. 이는 냉간인발에 의한 변형율(η) 5.7을 포함하여 총 변형율(η)은 7.8에 해당한다. (여기에서 $\eta = \ln(A_0/A)$ 이며 A_0 는 초기 단면적, A는 최종 단면적이다.) 1.5mm까지 인발된 Cu-Nb는 구리캔속에서 다발로 묶고 750℃에서 100MPa의 압력으로 열간등압 성형한 후에 직경 7.6cm까지 표면가공 한 후 직경 2cm까지 압출하였다. 앞서 1.5mm까지 변형가공된 전선은 다발체 속에서 부재료 (sub-elements)가 되고 각각의 다발로 묶인 전선은 부전선재 (sub-elemental wire)가 된다. 압출된 다발체 전선은 스웨이징과 인발과정을 통해서 2mm×3mm의 최종 단면적을 갖도록 가공하였다. 다발체 성형 후, 변형율(η)은 냉간 가공 변형율 3.96을 포함하여 6.63이며 열간 가공 과정을 포함하는 총 가공 변형율은 11.76이다. 고온 압출은 미세구조를 미세화 하는데 냉간 인발보다 효과적이지 않다. 따라서, 변형율을 다른 연구의 결과와 직접 비교할 수는 없다.^{1, 2, 5~9)}

인장 시험은 $1.67 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$ 의 변형속도로 MTS 800 인장시험기를 이용하여 ASTM E8-93과 동일하게 수행하였으며, 인장시험 후 파면은 SEM (Scanning Electron Microscope)으로 관찰하였다. TEM 시편은 딥플링과 이온밀링을 통해 준비되어졌으며 시편을 충분히 냉각시키기 위해 시편은 이온밀링 전에 한시간 동안 액체질소 속에 담가 두

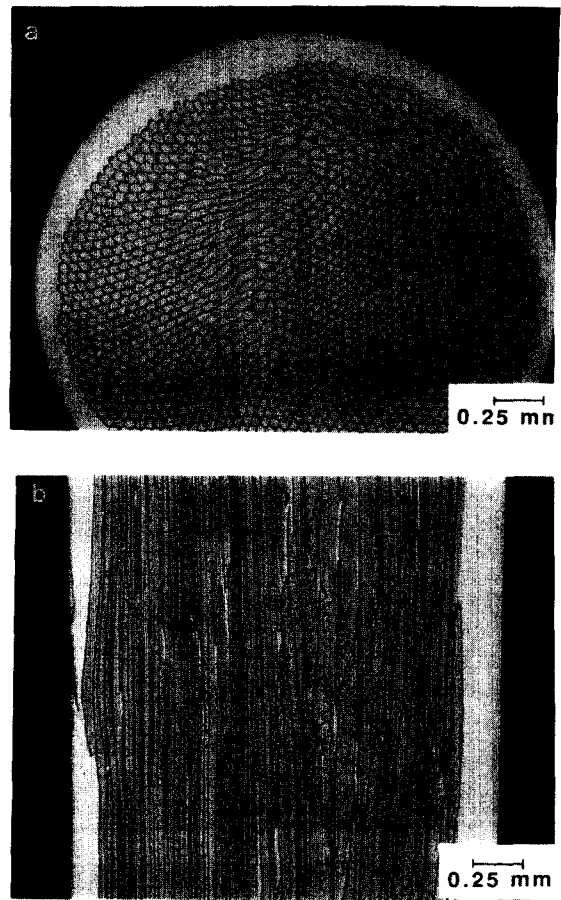


Fig. 1. Optical micrographs showing the transverse and longitudinal sections of the as-drawn bundled Cu-12.5 vol. % Nb wires.

었다. TEM 관찰은 300KV에서 작동하는 Phillips CM30의 전자현미경을 이용하였다. 비저항은 293K의 상온과 75K의 액체질소 육조내에서 표준4점 직류측정기술을 이용하여 측정되었다.

3. 결과 및 고찰

그림 1은 인발한 상태의 Cu-Nb 전선의 단면방향과 길이방향에서의 미세조직을 보여준다. 부재료 전선(subelemental wire)은 원래 둥근 형태를 보이지만 그림 1(a)에서 보여지는 것과 같이 다발체를 형성하는 동안 효과적인 집합체를 이루기 위해 단면방향에서 육면체 형태로 바뀌게 된다. 이러한 부재료 전선은 다발체 형성과 인발 과정에서 국부적인 배열 불량과 굽힘 때문에 단면 방향으로 연신되기도 한다. 그림 2(a)는 SEM 미세조직 사진으로 부재료 전선의 육면체 집합체를 보여준다. 그림 2(b)는 그림 1(a)에 화살표로 표시된 영역을 고배율로 관찰한 것이다. 연신된 전선의 최대 폭은 부재료 전선의 지름과 동일한 약 30 μm 이었다. 이러한 사실은 단면 방향에서의 연신이 국부적인 배열 불량과 굽힘 때문이라는 것을 뒷받침한다. 그림 2(c)는 다발체 성형된 Cu-12.5 vol.%Nb을 고배율에서 길이방향을 관찰한 SEM 미세조직의 사진이다. 각각의 부재

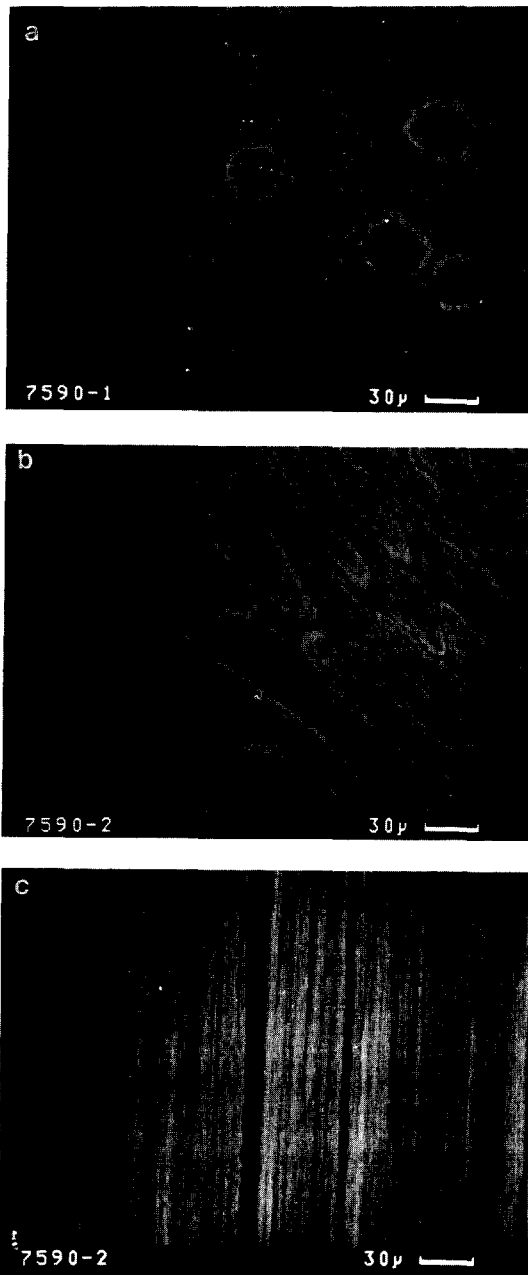


Fig. 2. SEM micrograph showing the transverse (a, b) and longitudinal (c) sections. Note the hexagonal packing of subelemental wires in (a): See the text for details.

료 전선 (subelemental wire) 에서 정렬된 Nb 필라멘트로 인한 필라멘트 조직을 관찰할 수 있다.¹⁰⁾

그림 3(a)와 3(b)는 Cu-12.5 vol.%Nb 나노복합재료의 단면방향과 길이방향에서의 TEM 미세조직이다. TEM 사진은 14nm의 평균 두께, 179nm의 평균 폭을 갖는 가늘고 긴 판상의 Nb 필라멘트를 보여주고 있다. 총 냉간 가공 에너지 저장정도를 쉽게 가늠할 수 있는 냉간 가공 병형율은 본 연구에서와 같은 다발체 형성으로 제조된 Cu-Nb의 경우 복잡한 중간 열간 가공 과정을 겪기 때문에 쉽게 적용될 수 없다. 그림 3에 보여지는 다발체 형성으로 제조된 Cu-Nb의 총 가공 변형율은 냉간 가공 변형율 8-9와 비슷한 것으로 평가되었다.^{10,11)} 이러한 결과는 다발체 형성 Cu

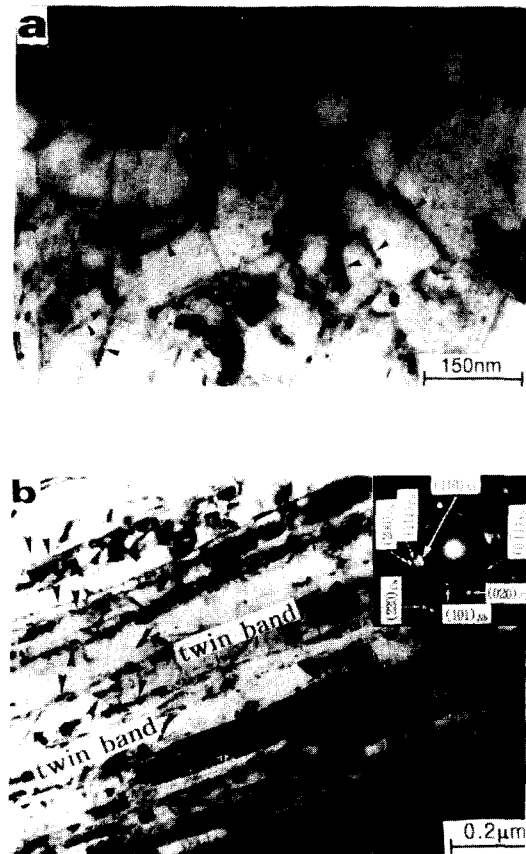


Fig. 3. TEM micrographs showing the transverse and longitudinal sections of Cu-12.5 vol. % Nb microcomposites.

-Nb에서 Nb 필라멘트의 두께 (14nm) 는 냉간 변형율 8.5의 Cu-Nb 전선에서 Nb 필라멘트의 두께와 일치한다는 사실로 뒷받침된다.¹⁾ Spitzig¹³⁾ 등은 심하게 변형된 Cu-Nb 전선에서 Nb의 함량에 따라서 Nb 필라멘트의 두께와 크기가 크게 변하지 않는다는 것을 발견하였다. 또한, Cu-Nb 나노복합재료를 심하게 변형시키는 경우, 회복과 재결정 과정들이 Nb 필라멘트에 의하여 효과적으로 억제되기 때문에 비슷한 방법으로 제조된 순수한 Cu보다 미세조직이 더욱 미세하다 발달한다는 것은 잘 알려진 사실이다.^{1,15)}

그림 4(a)와 4(b)는 75K와 298K에서 다발체 형성 Cu-Nb 필라멘트 나노복합재료 전선의 강도와 연성을 Nb 함량에 대하여 나타낸 것이다. Nb 함량에 따라 강도는 증가하지만 연성은 75K와 256K에서 모두 비교적 일정하게 유지되고 있음을 알 수 있다. 그림 5(a)와 5(b)는 298K와 75K에서 Cu-12.5vol.%의 파면을 저배율에서 관찰한 것이다. 부전선재 (subelemental wire) 의 계면에 발생하는 2차크랙 (secondary crack) 은 298K에서 더욱 많이 관찰할 수 있었지만 일부 영역에서 두 온도조건 모두에 대하여 관찰되었다. 298K에서 더욱 우수한 연신은 부전선재 (subelemental wire) 의 국부적인 necking (necking) 이 더욱 많이 발생하였기 때문이다. 298K에서 부전선재의 계면분리가 더욱 많이 일어나는 것은 부전선재 (subelemental wire) 의 국부적인 necking (necking) 에 의한 비교적 큰 삼축 응력 상태가 영향을 미치기 때문일 것이다. 그림 6(a)와

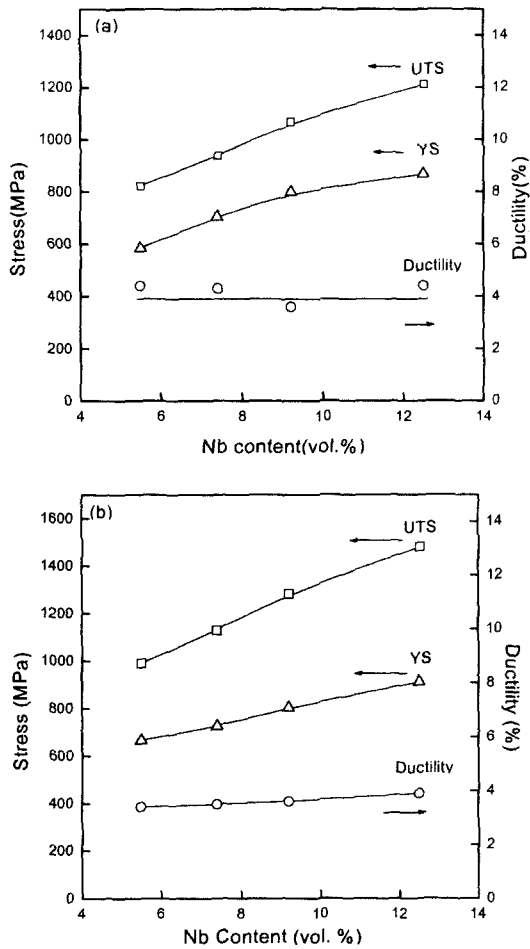


Fig. 4. The strength and ductility of various bundled Cu-Nb filamentary microcomposite wires are plotted as a function of Nb content. (a) 295K; (b) 75K.

(b)는 298K와 75K에서 Cu-12.5vol.% Nb의 파면을 계면 분리가 일어나지 않은 영역을 고배율로 관찰한 것이다. 그림 6은 298K와 75K에서 연성파괴에 의해 Cu-12.5vol.% Nb의 파괴가 진행되었다는 것을 보여준다. 순수한 구리 캔의 딴플(dimple) 크기가 부전선재(subelemental wire) 내부의 딴플(dimple) 보다 크다는 사실은 Cu-Nb 부전선재(subelemental wire)의 미세조직이 훨씬 미세하다는 것을 보여주고 있다. 부전선재(subelemental wire)의 계면을 따라 발생하는 2차크랙(secondary crack)의 발생빈도는 Nb 함량이 증가할수록 증가하였다. 그림 7은 Cu-12.5vol.%Nb의 파면으로 부전선재(subelemental wire)의 계면을 따라 발생하는 2차크랙(secondary crack)을 보여주고 있다. 이는 부전선재(subelemental wire)의 네킹에 대한 경향을 보여준다. 만약 응력이 부전선재(subelemental wire) 계면에 수직으로 가해진다면 부전선재(subelemental wire)의 국부적인 변형이 계면강도 보다 크기 때문에 부전선재(subelemental wire)의 계면 분리와 2차크랙(secondary crack)이 발생할 것이다. 그러므로 2차크랙(secondary crack)은 계면 결합력이 비교적 약한 영역에서 발생할 것이다. Spitzig¹⁶⁾ 등은 가공율이 증가함에 따라

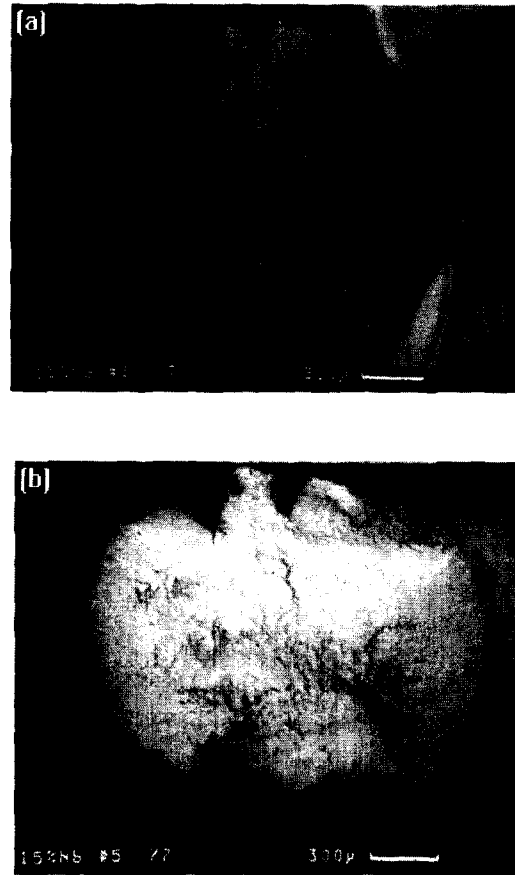


Fig. 5. Fracture surfaces of Cu-12.5 vol. % Nb at 298K (a) and 77K (b) at a lower magnification.

Nb 필라멘트 사이의 간격이 줄어드는 것과 같이 Cu-Nb에서 딴플(dimple)의 크기도 줄어든다고 보고하였다. Spitzig¹⁶⁾ 등은 또한, 딴플(dimple) 내부에서 Nb 필라멘트를 관찰하였는데 이는 균열이 Nb 필라멘트에서 시작되었음을 보여준다. 크랙이 Nb 필라멘트에서 발생하고 Cu-Nb 전선의 연성이 Nb 필라멘트의 파괴 변형에 의하여 결정된다면 그림 4에서 보여지는 것과 같이 Cu-Nb의 연성은 Nb 함량에 크게 의존하고 있지 않다는 것을 잘 설명할 수 있다. 즉 주어진 가공율에서 단일 Nb 필라멘트의 파괴 변형은 Cu-Nb 나노복합재료의 Nb함량에 따라 변하지 않으므로 Cu-Nb 나노복합재료의 연성은 Nb의 함량에 영향을 받지 않는다.

표 1은 인발 상태의 Cu-Nb 전선의 295K와 75K에 대한 항복강도(Y.S.)의 비율, 최대인장강도(U.T.S)의 비율 그리고, 영의 계수(Young's moduli)의 비율을 나타내고 있다. Cu-5.5vol.%Nb를 제외하고는 항복강도의 비율(0.95-0.99)은 영의 계수의 비율(0.93)과 비슷한 값을 보이며, 이는 항복강도는 기본적으로 장범위 방해물(athermal obstacle)에 의해 지배됨을 나타낸다.^{10,17)} 최대인장강도의 비율(0.82-0.83)이 약간 감소하는 것은 변형이 일어나는 동안 전위와 같은 단범위 방해물(thermal obstacle)의 효과가 증가하기 때문이다.^{10,17)} 그러나, 최대인장강도의 비율이 영의 계수의 비율과 비슷하다는 것은 최대인장강도에서

Table 1. The ratios of yield strengths (Y.S.), ultimate tensile strengths (U.T.S.) and Young's moduli at 295K and 75K for as-drawn Cu-Nb wires.

		295K	75K	Ratio(295K/75K)
Cu-5.5Nb	Y.S.	584MPa	666MPa	0.88
	U.T.S	822MPa	990MPa	0.83
	Young's modulus	103GPa	112GPa	0.92
Cu-7.5Nb	Y.S.	706MPa	725MPa	0.97
	U.T.S	938MPa	1129MPa	0.83
	Young's modulus	108GPa	118GPa	0.92
Cu-9.2Nb	Y.S.	799MPa	803MPa	0.99
	U.T.S	1067MPa	1282MPa	0.83
	Young's modulus	110GPa	125GPa	0.88
Cu-12.5Nb	Y.S.	867MPa	911MPa	0.95
	U.T.S	121MPa	1480MPa	0.82
	Young's modulus	124GPa	134GPa	0.93

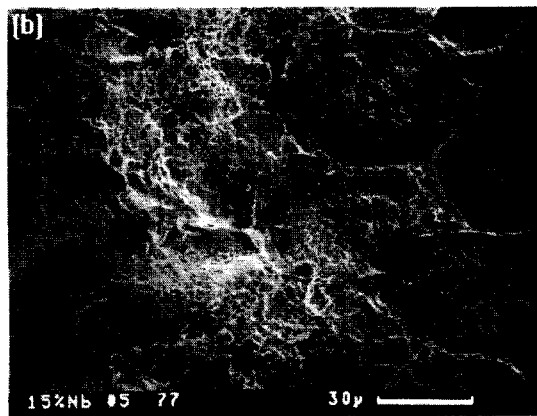
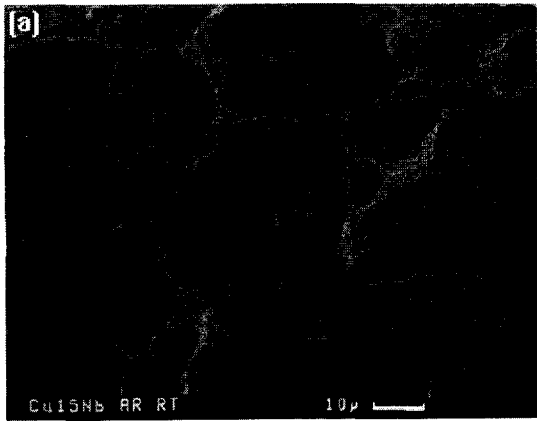


Fig. 6. Fracture surfaces of Cu-12.5 vol. % Nb at 298K (a) and 77K (b) taken at a higher magnification in the region where no interfacial debonding was observed.

도 장범위 방해물이 중요한 방해물로 작용하고 있기 때문이다. Cu-5.5vol.%Nb의 항복강도의 비율(0.88)이 Nb 함량이 많은 다른 Cu-Nb 전선들 보다 약간 작은 것은 장범위 방해물로 작용하는 Nb필라멘트의 부피분율이 작기 때문이다.

그림 8은 295K와 75K에서 Nb 함량에 따른 Cu-Nb 전선의 전기전도도와 비저항비의 변화를 나타낸다. 전기전도도는 Nb 함량이 8% 이상일 때 서서히 감소하지만 Nb 함

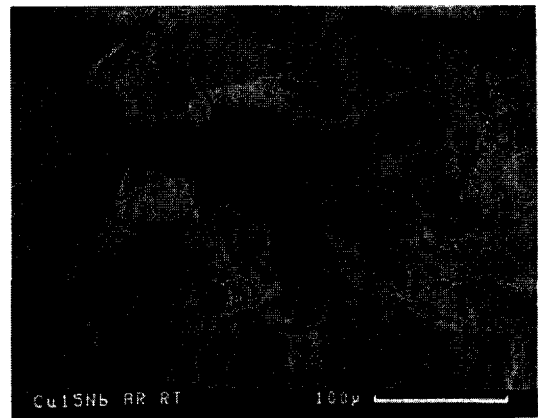


Fig. 7. Fracture surfaces of Cu-12.5 vol. % Nb showing the secondary cracks along the interface between subelemental wires.

량이 증가함에 따라서 전기전도도가 감소하였다. 또한 비저항비도 Nb 함량이 증가함에 따라 감소하였다. Cu-Nb 나노복합재료의 비저항은 다음과 같은 다양한 산란기구들¹⁸⁾의 기여로 나타낼 수 있다.

$$\rho_{Cu-Ag} = \rho_{pho} + \rho_{dis} + \rho_{int} + \rho_{imp} \quad (1)$$

여기에서 ρ_{pho} 는 음향양자(phonon)에 의한 산란, ρ_{dis} 는 전위에 의한 산란, ρ_{int} 는 계면에 의한 산란, ρ_{imp} 는 불순물에 의한 산란이다. 음향양자(phonon)에 의한 산란성분(ρ_{pho})의 기여는 온도에 강하게 의존한다.¹⁵⁾ 반면 전위산란(ρ_{dis})과 불순물산란(ρ_{imp})의 온도 의존성은 격자결합의 농도 및 형태에 의존하지 않으며 안정한 미세구조와 미세화학적 조성을 갖는 재료에서는 무시되어질 수 있다.¹⁸⁾ 만약 계면간 거리가 전자의 평균자유이동거리보다 작거나 비슷하게 된다면 전자의 평균자유이동거리가 온도의 감소에 따라 급격하게 증가하기 때문에 계면산란의 영향은 온도에 의해 영향을 받게 된다.¹⁷⁾ Hong과 Hill¹⁹⁾은 열처리온도에 따른 비저항비(ρ_{293k}/ρ_{75k})의 변화는 전도도 변화의 비와 같은 경향을 보여준다고 보고하였다.

Karasek와 Bevk²⁰⁾은 전위와 계면에서의 전자산란이 하

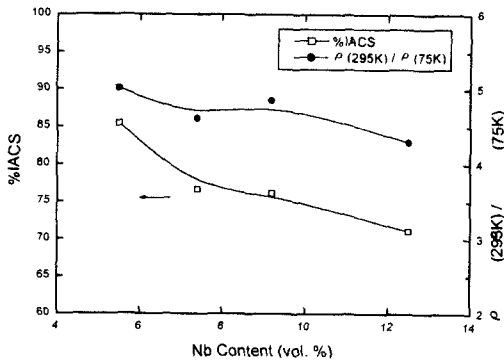


Fig. 8. Variation in electrical conductivity and the resistivity ratios at 295 and 75K of Cu-Nb wires as a function of Nb content.

부 미세 필라멘트를 갖는 복합재료에 있어서 특히 큰 기여를 한다고 보고하였다. 그들은 심하게 변형된 나노복합재료에서의 전위 산란은 300K 까지만 주된 산란기구가 될 수 있다고 주장하였다. 그러나 최근의 TEM 연구결과²¹⁾ 매우 높은 변형률에서의 전위밀도가 1011/cm²을 초과하지 않는 것을 발견하였는데 이는 상온에서 변형되는 동안 구리 기지에서는 동적회복과 재결정이 발생하였기 때문이다.¹⁶⁾ 필라멘트간 거리, 필라멘트 두께, 전기전도도가 전선의 직경에 비례하여 감소한다는 관찰은 계면 산란이 Cu-Nb 나노복합재료에서 가장 크게 기여를 한다는 것을 말해준다.¹⁸⁾ 상세한 TEM 연구결과들을 통해 Verhoven 등은¹⁹⁾ 심하게 변형된 전선의 비저항은 거의 Cu-Nb계면에서의 전자산란 때문이며 어닐링에 따른 전기전도도의 증가는 Nb필라멘트의 조대화에 의한 것이라고 제안하였다. 따라서, Cu-Nb 나노복합재료에서 Nb 함량의 증가에 따른 전기 전도도의 감소는 Nb 계면분율이 증가하기 때문이다.

Nb 함량이 증가함에 따라 비저항비(ρ_{293k}/ρ_{75k})가 감소하는 것도 계면 산란 기여도의 증가로 설명될 수 있다. 음향양자 산란 기여도가 크다면 비저항비(ρ_{293k}/ρ_{75k})는 커지게 된다.¹⁸⁾ 낮은 온도에서의 전자의 평균자유이동거리는 미세 조직의 크기(예를 들면, 계면간 거리)보다 약간 크거나 비슷하며 온도의 감소에 따라 급격하게 증가할 것이다. 상온에서 Cu의 평균자유이동거리는 약 40nm이며¹⁸⁾ 75K에서 Cu의 평균자유이동거리는 Cu 기지의 평균 폭과 비슷한 약 140nm²²⁾인 것으로 알려져 있다. Hong²³⁾은 Nb 필라멘트 사이의 Cu 기지의 폭 λ 는 다음과 같은 식으로 나타낼 수 나타낼 수 있다고 제안하였다.

$$\lambda = L/2 - t = (0.065wt/V)^{1/2} - t \quad (2)$$

여기에서 V 는 Nb 필라멘트의 체적분율, w 는 Nb 필라멘트의 폭이고, t 는 Nb 필라멘트의 두께이다. 위의 식으로 구해진 내부 필라멘트의 간격 λ 는 Nb의 함량이 증가함에 따라 감소하였으며 75K에서 9.2vol.%Nb 이상을 함유하는 경우에는 전자의 평균자유이동거리 140nm보다 작다. 이러한 결과로부터 Cu-12.5vol.%Nb에서 온도가 75K인 경우 비저항이 급격히 증가하게 되며 따라서 Nb함량이 증가하

는 경우 비저항비(ρ_{293k}/ρ_{75k})는 급격히 감소하게 된다.

4. 결 론

심한 가공과 집합체 형성에 의하여 제조된 Cu-Nb 필라멘트 나노복합재료의 강도와 연성에 관한 연구를 통해 다음과 같은 결론을 얻을 수 있다.

1) Cu-Nb 필라멘트 나노복합재료의 강도는 Nb의 함량이 증가할수록 점차 증가하였지만 연성은 Nb의 함량에 영향을 받지 않았다. 파면조직은 Nb의 함량에 관계없이 연성과괴를 보여주었으며 Nb의 함량이 증가할수록 부전선재료(subelemental wire)의 계면을 따라서 발생하는 2차크랙(secondary crack)이 증가하였다.

2) 다양한 Cu-Nb 나노복합재료의 함복강도 비율이 영의 계수 비율과 비슷한 것은 장범위 방해물이 Cu-Nb 미세복합재료의 강도에 많은 영향을 미치지 때문이다.

3) Nb의 함량이 증가할수록 전도도와 비저항비(ρ_{293k}/ρ_{75k})는 감소하였다. 이러한 전도도와 비저항비의 감소는 계면산란의 기여도가 증가하기 때문이다.

참 고 문 헌

1. J. D. Verhoeven, L. S. Chumbley, F. C. Laabs and W. A. Spitzig, *Acta Metall. Mater.*, 1991, vol. **39**, pp. 2825-2834.
2. P.D. Funkenbusch and T. H. Courtney, *Scripta Metall.*, 1989, vol. **23**, pp. 1719-1724.
3. T. H. Courtney, in *Metal Matrix Composites: Processing and Interfaces*, edited by R. K. Everett and R. J. Arsenault, Academic Press, San Diego, U. S. A., 1991, p101.
4. C. L. Trybus and W. A. Spitzig, *Acta Metall.*, 1989, vol. **37**, pp. 1971-1981.
5. W. A. Spitzig, C. L. Trybus and J. D. Verhoeven, in *Metal Matrix Composites: Mechanisms and Properties*, edited by R. K. Everett and R. J. Arsenault, Academic press, San Diego, U. S. A., 1991, p151.
6. P. D. Funkenbusch and T. H. Courtney, *Scripta Metall. Mater.*, 1990, vol. **24**, pp. 1175-1180.
7. C. Biselli and D. G. Morris, *Acta Metall. Mater.*, 1994, vol. **42**, pp. 163-176.
8. C. Biselli and D. G. Morris, *Acta metall. Mater.*, 1996, vol. **44** pp. 493-504.
9. U. Hangen and D. Raabe, *Acta Metall. Mater.*, 1995, vol. **43**, pp. 4075-4082.
10. S. I. Hong and M. A. Hill, *Acta Metall Mater.*, 1998, vol. **46**, pp. 4111-4122.
11. S. I. Hong and M. A. Hill, *Mater. Sci. Eng. A*, 2000 vol. **281**, pp. 189-197.
12. S. I. Hong, *Scripta Mater.*, 1998, vol. **39**, pp. 1685-1691.
13. W. A. Spitzig, F. C. Laabs, H. L. Downing, and C

- V. Renaud, *Materials and Manufacturing Processes*, 1992, vol. **7**, 1-13.
14. J. Bevk, J. P. Harbison and J. L. Bell, *J. Appl. Phys.*, 1978, vol. **49**, pp. 6031-6039.
15. W. A. spitzig, H. L. Downing, F. C. Laabs, E. D. Gibson and J. D. Verhoeven, *Metll. Trans.*, 1993, vol. **24A**, pp. 7-14.
16. W. A. spitzig, A. R. Pelton and F. C. Laabs, *Acta Metall.*, 1987, vol. **35**, pp. 2427-2442.
17. S. I. Hong and M. A. Hill, *Scripta Mater.*, 2000, vol. **42**, pp. 737-742.
18. J. D. Verhoeven, H. L. Dowing, L. S. Chumbley and E. D. Gibson, *J. Appl. Phys.*, 1989, vol. **65**, pp. 1293-1301.
19. S. I. Hong and M. A. Hill, *Mater. Sci. Eng.*, **A264** (1999) 151.
20. K. R. Karasek and J. Bevk, *J. Appl. Phys.*, **52** (1981) 1370.
21. C. L. Trybus, L. S. Chumbly, W. A. Spitzig, and J. D. Verhoeven, *Ultramicroscopy*, 1989, vol. **22**, pp. 315-320.
22. G. Frommeyer and G. Wassermann, *Phys. Stat. Sol.*, **A27** (1975) 99.
23. S. I. Hong, *J. Mater. Res.*, **15** (2000) 1889.