

Cu-9Fe-1.2X (X = Ag, Cr, Co)계 미세복합재료전선의 기계적 특성 및 전기전도도

宋在淑 · 林文洙 · 安長鎬 · 洪淳翼

충남대학교 금속공학과

Mechanical Properties and Electrical Conductivities of In-Situ Cu-9Fe-1.2X (X = Ag, Cr, Co) Microcomposite Wires

Jae Sook Song, Moon Su Lim, Jang Ho Ahn and Sun Ig Hong

Department of Metallurgical Engineering, Chungnam National University, Taedok Science Town, Taejon 305-764

(1999년 10월 13일 받음, 1999년 11월 19일 최종수정본 받음)

초 록 본 연구에서는 열가공공정을 거쳐 제조된 Cu-Fe-Xi(Xi=Ag, Cr 또는 Co) 미세복합재료의 미세구조와 기계적 특성 및 전기적 특성에 대하여 조사하였다. 냉각가공 중에 수직상정들은 인발 방향에 평행하게 배열되고 필라멘트 형태로 연산되었다. Ag를 첨가한 미세복합재료가 같은 가공율에서 Co나 Cr를 첨가하는 미세복합재료보다 미세조직이 더욱 미세하게 관찰되었다. 제3 첨가원소로 Ag를 함유하고 있는 Cu-Fe-Ag 미세복합재료의 강도와 전도도는 Co나 Cr를 첨가하는 미세복합재료보다 높게 나타났다. Cu-Fe-Ag 미세복합재료의 우수한 기계적 성질과 전기적 특성은 Ag가 함유되어 있는 경우 필라멘트의 미세성과 균일성이 높게 관찰되는 것과 관련이 있다. Cu-Fe-Xi 미세복합재료의 강도는 Fe 필라멘트의 간격을 고려한 Hall-Petch 형태의 식과 일치한다. Cu-Fe-Xi 미세복합재료의 파괴는 연성과파괴가 관찰되었다.

Abstract In this study, microstructure and mechanical properties and electrical conductivities of in situ Cu-Fe-Xi (Xi = Ag, Cr or Co) alloy wires obtained by cold drawing combined with intermediate heat treatments have been investigated. During cold working the primary and secondary dendrite arms are aligned along the drawing direction and elongated into filaments after deformation processing. The addition of Ag was found to be more effective in reducing the microstructural scale at the given draw ratio than that of Co or Cr throughout the drawing processing. The ultimate tensile strength and the conductivity of the Cu-Fe based composites containing Ag were higher than those of Cu-Fe composites containing Co or Cr. The good mechanical and electrical properties of Cu-Fe-Ag wires may be associated with the more uniform distribution of the finer filaments in the wires containing silver. The strength of Cu-Fe-Xi composites is dependent on the spacing of the Fe filaments in accord with a Hall-Petch relationship. The fracture surfaces of all the specimens showed ductile-type fracture and iron filaments occasionally observed on the fracture surfaces.

Key words : Microcomposite, Filament, Deformation processing, Conductivity, Strengthening

1. 서 론

산업의 발전에 따른 전기, 전자, 통신기술의 응용범위가 다양화 되면서 기존의 우수한 전기적 특성과 기계적 특성을 동시에 지닌 첨단소재의 필요성이 증가함에 따라 여러 선진국을 중심으로 구리계 미세복합재료에 대한 관심이 고조되고 있다.^{1,2)} 구리계 미세복합재료는 구리기지과 유연한 불용성 금속을 포함하는 이상 혼합조직(two phase mixture)을 갖는 재료로 일반주조 또는 분말야금법으로 제조하고 열가공공정법을 이용하여 구리기지 내에 필라멘트 형태의 미세조직을 형성시키는 가공공정법으로 제조된다.³⁻⁶⁾ 이러한 방법으로 제조된 미세복합재료의 경우, 혼합법칙에 의해 예측되는 강도보다 훨씬 높은 강도를 얻을 수 있으며,⁷⁻⁹⁾ 첨가되는 합금원소의 결정구조에 따라 FCC-BCC계 미세복합재료 또는 FCC-FCC계 미세복합재료로 분류된다.⁹⁾

FCC-BCC계 미세복합재료는 가공공정 중에 높은 변형을 받아 가공방향에 수직인 면에서 리본형태로 발달하는 BCC 필라멘트에 의하여 우수한 강도특성을 부여 받고 있으며,^{9,10)} FCC-FCC계 미세복합재료는 가공공정 중에 FCC 필라멘트들이 확대칭 상태에 놓여 가공방향으로 같은 집합조직을 갖도록 배열하나 조직의 미세화가 FCC-BCC계 보다 쉬워 높은 강도를 유지한다.^{8,11)}

현재 많은 연구가 진행되고 있는 Cu-Ag계 및 Cu-Nb계 미세복합재료는¹¹⁻¹⁴⁾ 강도와 전도도측면에서 많은 관심의 대상이 되고 있으나, 합금원소의 회소성 및 비경계성 때문에 적용분야가 제한될 수 밖에 없다. 최근 이들 합금원소 대신에 경계성과 제조방법의 용이성 측면에서 첨가원소로 Cr 또는 Fe을 이용하는 구리계 미세복합재료 개발에 대한 관심이 고조되고 있다.^{15,16)} 특히 기계적 특성 및 전기적 특성이 저하되지 않은 가공공정법 및 중간 열처리 방법도

입하여 구리기지에서 Cr상 또는 Fe상을 필라멘트 형태로 분포시키는 방법 그리고 강도 및 전도도와 미세구조의 상관관계에 대한 체계적인 연구가 다양하게 행하여지고 있으나¹⁷⁾, 구리와 합금원소 간 용융온도 차이가 크기 때문에 분말야금법이나 arc melting에 의해 제조된 합금에 대한 연구가 주로 수행되고 있다. 본 연구에서는 Fe의 함량을 크게 낮춘 Cu-9wt.%Fe 미세복합재료에 제3첨가원소로 Ag, Cr 또는 Co을 첨가한 합금을 대량생산이 가능한 유도도로 제조하여 전기적 특성 및 기계적 특성에 미치는 제3첨가원소의 영향을 분석하였다.

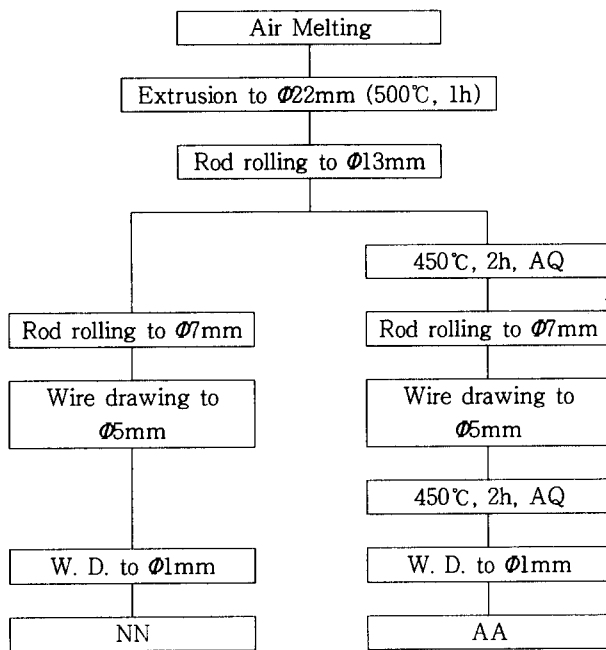
2. 실험 방법

합금용해는 전해동, 전해철과 동 모합금 그리고 마그네시아 도가니를 이용하여 대기중에서 제조하였으며, 합금의 화학적 조성은 표 1에 나타내었다. 제조된 합금은 압출기를 이용하여 500℃에서 1시간 유지 후 22mm의 봉으로 압출을 한 다음 상온에서 압연기를 사용하여 봉상으로 가공을

Table 1. Chemical composition of specimens(wt%).

	Cu	Fe	Ag	Cr	Co
Cu-Fe-Ag	Bal.	9	1.2		
Cu-Fe-Cr	Bal.	9		1.2	
Cu-Fe-Co	Bal.	9			1.2

Table 2. Schematic illustration of thermo-mechanical process.



증가시켰으며 최종적으로 인발기를 이용하여 1mm의 전선으로 (가공율 99.9%) 만들었다. 선재가공 중 일부는 중간 열처리를 대기중에서 행하였으며, 온도는 450℃에서 2시간 유지 후 공냉하였다. 표2에 도식적으로 나타낸 바와 같이 중간 열처리를 거치지 않은 선재는 NN, 중간 열처리를 거친 시편을 AA로 나타내기로 한다. 열 가공공정 시 발달

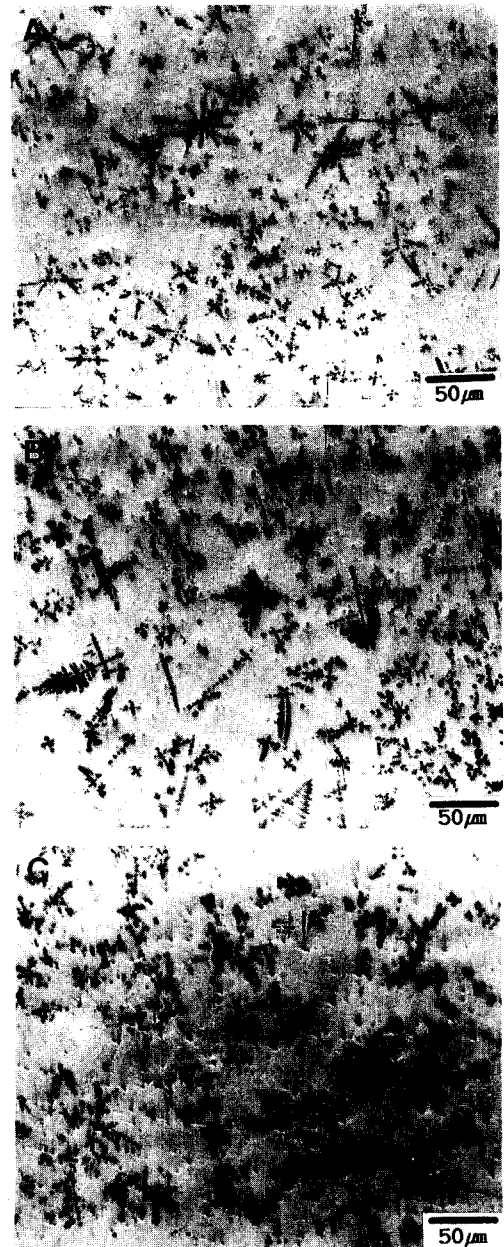


Fig. 1. Cast structures of the Cu-9Fe-1.2X(X=Ag, Cr, Co) microcomposites.

하는 필라멘트의 형상 및 미세조직의 변화는 광학현미경 및 주사전자현미경으로 관찰하였다. 현미경 관찰 시 사용한 에칭 액의 조성은 2g중크롬산+4ml염화나트륨+8ml황산+100ml중류수이었다. 필라멘트간 간격과 두께는 상 분석기 (모델명: LEICA Qwin)를 사용하여 측정하였다. 인장실험은 인스트론 시험기를 사용하였으며, 변형속도는 5.5×10⁻³s⁻¹이었다. 인장 그림은 선재에 국부적인 응력집중이 되지 않도록 원통형에 선을 감아 인장시험을 하는 선재용 그림을 사용하였다. 이러한 선재용 그림으로 인장실험을 하기 위해서는 실험용 선재의 길이가 30cm이상 되어야 한다. 중간 열처리를 거치지 않은 선재 (NN)는 가공성이 떨어져 30cm이상의 선재를 얻을 수 없었으며 따라서 인장시험은

중간 열처리를 거친 선재(AA)에 대하여 만 기계적 특성을 조사하였다. 파단면 관찰은 인장실험 후 시편에서 파면을 절단하여 아세톤으로 초음파 세척한 후 주사전자현미경을 사용하여 파면을 관찰하였다. 전기저항 측정은 4점 측정법(four probe technique)을 이용하였으며, 측정값은 순수한 구리에 대한 %IACS로 나타내었다.

3. 결과 및 고찰

3-1. 미세조직

그림 1은 대기용해 하여 제조한 합금의 주조조직을 나타낸다. 모든 합금계에서 수직상정 구조가 관찰된다. 그림에 나타난 바와 같이 Cu-9Fe-1.2Ag합금의 경우 수직상정이 타 합금에 비하여 미세하게 분포하였다. 그림 2는 인발방향에 수직한 면과 인발방향에 평행한 면의 미세조직을 나타낸다. 인발방향의 수직한 면에서 필라멘트가 리본형태로 존재하고 있음을 관찰할 수 있다. 제3원소로 Ag가 첨가된 Cu

-9Fe-1.2Ag의 리본구조는 균일하고 미세하게 분포하고 있으며, Cr이 첨가된 Cu-9Fe-1.2Cr의 경우 부분적으로 조대한 리본구조가 관찰되며, Co가 첨가된 Cu-9Fe-1.2Co의 리본구조 또한 미세하고 균일한 분포를 나타낸다. (그림 2a, 2c, 2e) 인발방향에 평행한 면에서 미세구조를 보면(그림 2b, 2d, 2f), 관찰한 미세복합재료 모두 균일하고 미세하게 발달한 필라멘트 구조를 나타낸다. 필라멘트간 평균간격을 가공방향에 수직인 면에서 관찰된 필라멘트 사이의 간격을 측정하기 위하여 linear intercept방법을 이용하여 상 분석기(image analyzer)로 측정하였다. 제3첨가원소로 Ag가 첨가된 Cu-9Fe-1.2Ag 미세복합재료의 경우 필라멘트간 간격은 1.43 μ m, 제3첨가원소로 Cr이 첨가된 Cu-9Fe-1.2Cr 미세복합재료는 필라멘트간 간격이 1.8 μ m, 제3첨가원소로 Co가 첨가된 Cu-9Fe-1.2Co 미세복합재료는 필라멘트간 간격이 1.6 μ m로 측정되었다. 그림 3은 각각의 미세복합재료에서 구리기지과 필라멘트에서 EDS분

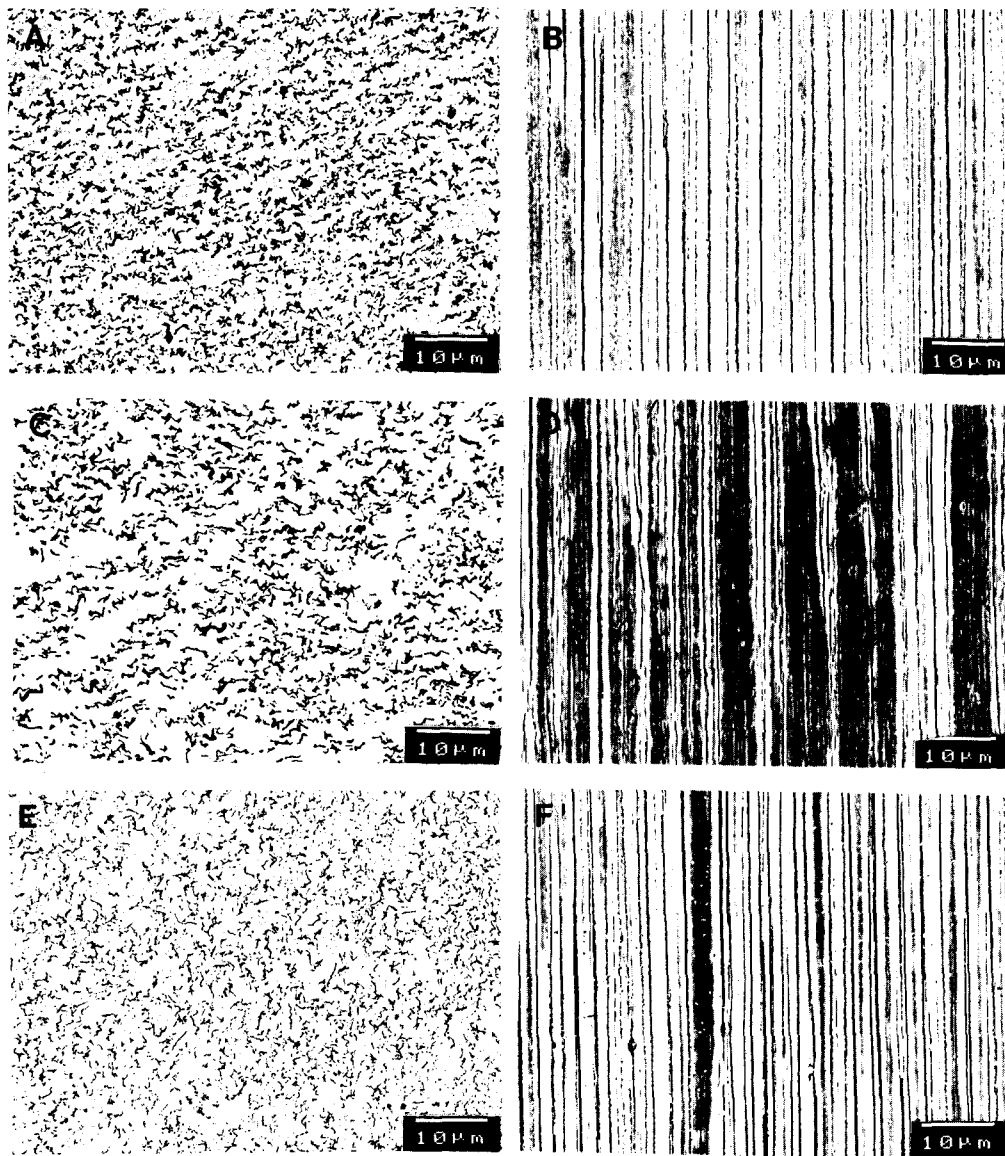


Fig. 2. Microstructures of transverse(a, c, e) and longitudinal sections(b, d, f) of Cu-9Fe-1.2X(X= Ag, Cr, Co) microcomposite wires drawn to 99.95.

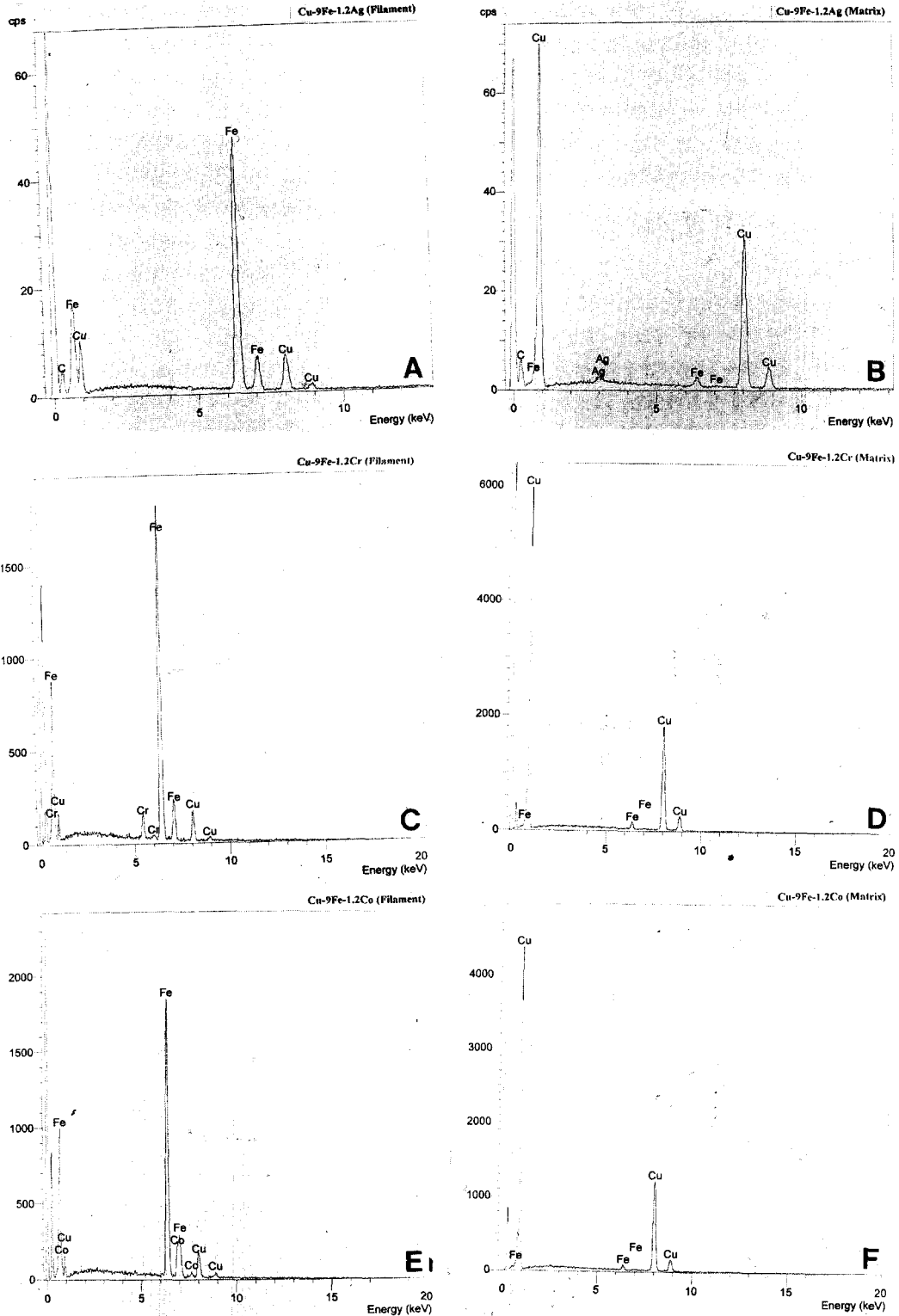


Fig. 3. EDS spectrum from copper filament/matrix of heavily deformed Cu-9Fe-1.2X(X= Ag, Cr, Co) microcomposite wires.

석결과를 나타내었다. Cu-9Fe-1.2Ag합금의 경우 제3첨가 원소인 Ag가 구리기지에서 검출되고 있으며, Cu-9Fe-1.2Cr합금의 경우 Cr이 Fe필라멘트에서 검출되어 Fe필라멘트가 Fe-Cr상으로 변화되었음을 의미한다. 또한 Co가 첨가된 Cu-9Fe-1.2Co합금의 경우에도 Co가 Fe필라멘트에서 검출되어 Fe필라멘트가 Fe-Co합금으로 이루어져 있음을 알 수 있다. 필라멘트 구조의 미세화 정도는 초

기 주조조직 및 가공 중 필라멘트 강도 대 Cu기지 강도의 비율에 크게 의존하게 된다. Cu-9Fe-1.2Ag합금에서 미세한 필라멘트가 관찰되는 것은 Ag첨가로 주조 시 기지 내에 미세한 수지상정이 형성되어 열 가공과정 시 가공율 증가와 더불어 필라멘트의 미세성과 균일성이 증가하고 Ag가 구리기지에 석출상을 형성하여(그림 3 참조) 기지를 강화시켜 필라멘트의 변형을 용이하게 함으로써 조직 미세화

에 기여하였음을 암시한다. 제3첨가원소로 Cr이 첨가된 Cu-9Fe-1.2Cr의 경우 필라멘트가 비교적 조대하고 균일한 영역과 불 균일한 영역이 혼합된 형태로 발달하고 있으며, 이는 Cr이 고온에서 Fe에의 고용도가 크고 구리에의 고용도가 작으므로 대부분의 Cr은 용해 시에 Fe에 고용된다. 즉 Cr이 모두 Fe에 고용되는 경우 필라멘트의 성분은 Fe-11.7wt.%Cr로 페라이트 스테인레스 스틸로 변화된다. (그림 3 참조) 이러한 경우 Fe-Cr상은 순수한 Fe상 보다 강도가 높아 열 가공과정 중에 변형이 구리기지에 비하여 어려워져 필라멘트가 다른 합금계에 비하여 조대해지고 균일한 영역과 불 균일한 영역이 혼합하여 분포할 가능성이 있으며, 관찰되는 미세구조와 잘 일치한다. 제3첨가원소로 Co가 첨가된 Cu-9Fe-1.2Co 미세복합재료에서는 Co가 Fe에 주로 고용되거나 Co고용에 의한 Fe의 강도증진이 아주 작으므로²²⁾ 열 가공과정 시에 Fe-Co상이 균일하게 잘 변형되어 필라멘트의 미세성 및 균일성이 높게 관찰된다.

3-2. 기계적 성질

그림 4는 가공과정 중에 중간열처리 도입 없이 최종 가공율까지 증가시킨 미세복합재료에서 인발방향에 수직한 면의 가공중의 경도의 변화를 나타내었다. 미세복합재료는 가공율이 증가함에 따라 경도가 증가하고 있으며, 가공율 95% 이상에서 급격한 경도상승을 나타낸다. 제3첨가원소로 Ag가 첨가된 Cu-9Fe-1.2Ag 미세복합재료에서 가장 높은 경도 값을 보이며, Cr 또는 Co가 첨가된 Cu-9Fe-1.2Cr계와 Cu-9Fe-1.2Co계는 유사한 경도 값을 나타낸다. Cu-9Fe-1.2Ag 미세복합재료에서 높은 경도로 나타내는 것은 주조 시 Ag가 Fe수지상정을 미세화 시키는 물론 기지를 강화시킴으로써 가공 중에 더욱 미세한 필라멘트를 형성하여 변형의 방해물로 작용하기 때문으로 여겨진다. 그림5는 가공과정 중에 가공율을 증가시키면서 450°C 중간열처리를 도입한 미세복합재료에서 인발방향에 수직한 면의 경도의 변화를 나타낸다. 가공율 65%까지 가공한 다음 450°C에서 열처리하여 가공조직을 회복시키고 과고용된 합금원소를 석출시킨 후에 가공율을 증가시킨 경우 경도는 Ag를 첨가한 Cu-9Fe-1.2Ag 미세복합재료가 가장 높았으며, Co를 첨가한 Cu-9Fe-1.2Co 미세복합재료에서 가장 낮은 경도 값을 나타낸다. 중간열처리 후에 경도감소 폭은 Ag를 첨가한 Cu-9Fe-1.2Ag 미세복합재료에서 가장 적게 관찰되며, Cr 또는 Co를 첨가한 합금계는 큰 감소 폭을 나타내나 재가공시 상대적으로 높은 경도 회복율을 보인다.

그림 6은 AA 미세복합재료의 기계적 특성을 나타낸다. 열 가공 공정 AA에서 제3원소로 Ag가 첨가된 Cu-9Fe-1.2Ag 미세복합재료가 939MPa로 가장 높은 강도를 나타내며, Cr이 첨가된 Cu-9Fe-1.2Cr 미세복합재료는 771MPa의 강도로 Co가 첨가된 Cu-9Fe-1.2Co 미세복합재료의 강도 855MPa보다 낮은 값을 나타낸다. Cu-9Fe-1.2Ag 미세복합재료에서 높은 강도는 전술한 바와 같이 미세한 필라멘트 및 기지에 석출한 Ag석출물과 연관지어 설명될 수 있다. 즉 미세복합재료에서 중간열처리 동안에 Ag는 기지에 석출하여 기지를 강화시키고 재가공시 인발

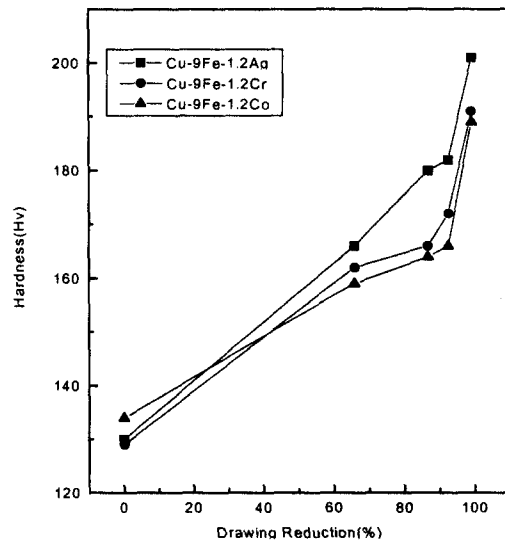


Fig. 4. Variations in hardness with the percentage of drawing reduction in heavily deformed Cu-9Fe-1.2X(X=Ag, Cr, Co) microcomposite wires processed by NN deformation schedule.

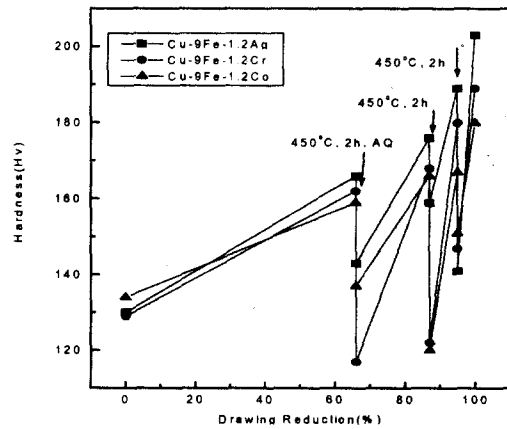


Fig. 5. Variations in hardness with the percentage of drawing reduction in heavily deformed Cu-9Fe-1.2X(X=Ag, Cr, Co) microcomposite wires processed by AA deformation schedule.

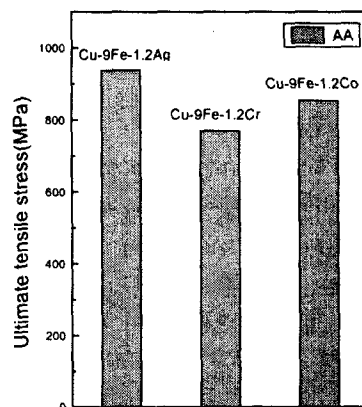


Fig. 6. Ultimate tensile stress of heavily deformed Cu-9Fe-1.2X(X=Ag, Cr, Co) microcomposite wires processed by various deformation.

Table 3. Comparison between the experimental ultimate tensile stress of the Cu-9Fe-1.2X(X=Ag, Cr, Co) microcomposites and theoretical values calculated by Hall-Petch equation.

	Cu-Fe-Ag	Cu-Fe-Cr	Cu-Fe-Co
Fe filament spacing	1.43 μ m	1.8 μ m	1.6 μ m
Hall-Petch Type equation	836Mpa	744Mpa	789Mpa
Observed	939Mpa	771Mpa	855Mpa

방향에 평행인 면에서 Fe 필라멘트를 미세화 시키며, 인장 방향에 수직인 면에서 균일하고 미세한 리본형태의 미세구조를 구성하여 강도를 증가시킨다.^{9, 23)} 한편 Cu-9Fe-1.2Cr 미세복합재료에서 Cr은 Fe에 고용되어 Fe-Cr상으로 변화하여 필라멘트를 강화시키고 가공방향에 수직인 면에서 부분적으로 조대한 리본형태의 미세구조를 보이게 된다. 인장시험결과 Cu-9Fe-1.2Cr의 강도가 Cu-9Fe-1.2Ag나 Cu-9Fe-1.2Co 보다 낮게 관찰된 것은 필라멘트의 강도증진에 의한 미세복합재료의 강도 증진 효과보다는 필라멘트의 미세화에 의한 강도증진 효과가 훨씬 크다는 것을 뜻한다. 중간 열처리를 하지 않은 미세복합재료(NN)는 가공의 어려움으로 인하여 30cm 이상의 선재를 얻을 수 없었으며, 따라서 인장시험을 수행하지 못하였다. 그러나 그림 4와 그림 5에 나타난 바와 같이 중간 열처리에 의하여 최종 경도가 크게 변하지 않았으므로 중간 열처리를 하지 않은 미세복합재료(NN)의 인장강도는 중간 열처리를 행한 미세복합재료(AA)의 인장강도와 비슷할 것으로 예측된다.

본 연구에서 관찰된 미세조직의 관찰결과 미세한 필라멘트 구조가 재료를 강화시키는 것으로 여겨진다. 따라서 심하게 가공된 Cu-Fe계 미세복합재료에서 필라멘트 구조의 강도는 다음의 Hall-Petch 식으로 나타낼 수 있다.¹⁹⁾

$$\sigma = \sigma_0 + k \lambda^{-1/2} \quad (1)$$

여기에서 σ_0 는 기지에서 전위이동에 대한 저항 힘이고, k 는 Hall-Petch상수 그리고 λ 는 필라멘트 사이의 간격이다. 기지에서 전위이동에 대한 저항 힘 λ_0 는 필라멘트 구조의 높은 강도에 비하여 작으므로 무시할 수 있으며, Hall-Petch상수 k 는 심하게 가공된 Cu-Nb 필라멘트 구조에서 1.0MN/m^{3/2}이다.⁵⁾ 측정된 필라멘트 간격을 식 1에 대입하여 계산된 결과 Cu-9Fe-1.2Ag, Cu-9Fe-1.2Cr 및 Cu-9Fe-1.2Co의 이론적인 강도는 각각 836Mpa, 744Mpa 및 781Mpa로 계산되었으며, 표 3에 실험치와 비교하여 정리하였다. 측정값과 예측치 사이에 관찰되는 작은 강도의 차이는 계산 시에 편의를 위하여 무시된 σ_0 값과 관련시킬 수 있다. 실제의 경우 제3첨가원소로 Ag, Cr 또는 Co를 첨가한 3원계 미세복합재료에서는 가공과정 중에 중간열처리를 행하여 기지에서 제3첨가원소의 석출이 일어나는 경우 σ_0 의 기여를 고려해야 한다. Cr과 Co는 주로 Fe에 고용되고 Ag는 주로 Cu에 석출되므로 σ_0 값은 Cu-

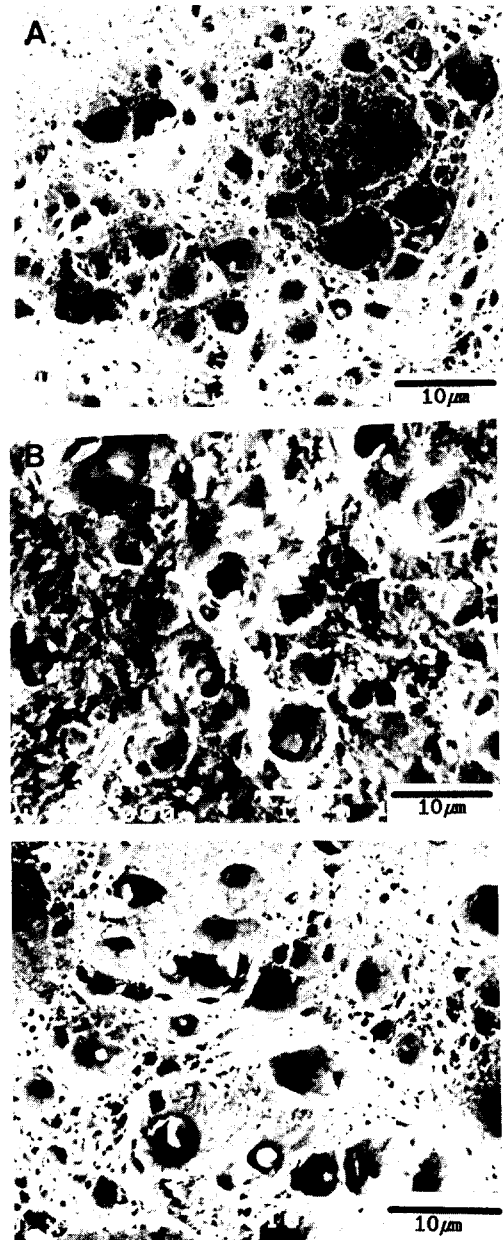


Fig. 7. Fractographs of the Cu-9Fe-1.2X(X=Ag, Cr, Co) microcomposite wires.

9Fe-1.2Ag의 경우가 제일 클 것으로 판단된다. 표 3에서 Cu-9Fe-1.2Ag에서 실험치와 이론치의 차이가 가장 큰 이유는 이러한 σ_0 값의 기여로 설명될 수 있다.

그림 7은 인장시험 후의 파단면을 보여준다. 그림에 나타난 바와 같이 모든 미세복합재료에서 연성파괴를 나타내며 미세한 덩플과 비교적 조대한 덩플로 이루어져 있음을 알 수 있다. 미세한 덩플은 석출물을 포함한 기지의 파면을 나타내는 반면에 조대한 덩플은 끊어진 필라멘트를 중심으로 형성된 파면의 모습을 나타낸다. 일반적으로 기지에 형성된 덩플의 크기는 크게 변하지 않았으나 조대한 덩플의 크기는 필라멘트 두께의 변화에 따라 많은 차이가 있다. 필라멘트 주위의 덩플크기는 Cu-9Fe-1.2Cr과 Cu-9Fe-1.2Co 미세복합재료의 경우 유사한 덩플크기를 보인다.

Cu-9Fe-1.2Ag 미세복합재료는 필라멘트 주위의 덩플크기가 상대적으로 작음을 관찰할 수 있다. 이러한 결과는 Cu-9Fe-1.2Ag 미세복합재료에서 상대적으로 높은 인장강도와 연관된다.

3.3. 전기 전도도

그림 8은 열 가공공정에 따른 미세복합재료의 전기 전도도를 나타낸다. Cu-9Fe-1.2Ag 미세복합재료의 전기 전도도가 Cu-9Fe-1.2Cr과 Cu-9Fe-1.2Co 미세복합재료의 전기 전도도 보다 높게 측정되었다. 중간 열처리를 행하지 않은 Cu-9Fe-1.2Ag선재(NN)의 전기 전도도는 43% IACS로 측정되었으며, 중간 열처리를 행한 Cu-9Fe-1.2Ag선재(AA)의 전기 전도도는 56% IACS로 향상되었다. Cu-9Fe-1.2Cr 및 Cu-9Fe-1.2Co의 경우에도 중간 열처리를 행한 경우 약 40%의 전도도 상승효과가 관찰된다. 이와 같이 중간 열처리에 의하여 전도도가 상승하는 원인은 가공 중에 일부 고용된 Fe와 제3합금원소(Ag, Cr 및 Co)가 중간 열처리에 의하여 석출되어 Cu기지의 전도도를 상승시키기 때문인 것으로 생각된다. Cr과 Co는 Fe에 주로 고용됨에도 불구하고 모든 미세복합재료에서 중간 열처리에 의하여 전기 전도도가 증가한다는 사실은 가공공정 중에 Cu기지 내에 고용된 Fe가 열처리 중에 석출됨을 나타낸다. 가공 공정 중에 전위의 증식 및 이동에 의하여 석출물의 절단이 일어나며, 이에 의하여 석출물이 재 용해되어 합금원소의 고용도가 증가한다는 것은 잘 알려진 사실이다.^{22, 24)} 따라서, Fe의 석출속도가 다른 합금원소에 비하여 늦으므로 적절한 중간 열처리에 의하여 Cu기지에서 Fe를 석출 시켜야 전도도를 증진시킬 수 있다.(그림 8 참조)

구리계 미세복합재료에서 전기 비저항은 전자, 불순물, 전위, 계면의 산란의 조합으로 나타낼 수 있다.²¹⁾

$$\rho_{tot} = \rho_{ph} + \rho_{imp} + \rho_{int} + \rho_d + \rho_{ppt} \quad (2)$$

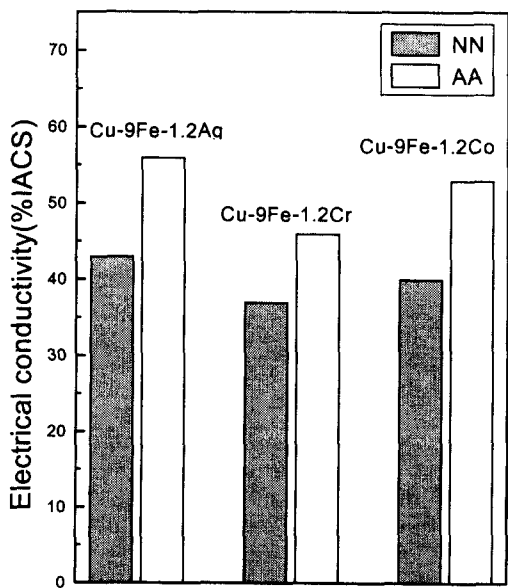


Fig. 8. Electrical conductivity of Cu-9Fe-1.2X(X=Ag, Cr, Co) microcomposite wires processed by various deformation.

여기에서 ρ_{ph} 는 전자에 의한 산란이고, ρ_{imp} 는 고용된 불순물 또는 합금원소에 의한 산란, ρ_{int} 는 계면에 의한 산란, ρ_d 는 전위에 의한 산란 그리고 ρ_{ppt} 는 석출 물에 의한 산란이다. 구리계 미세복합재료에서 전자산란과 전위에 의한 산란은 비저항의 증가에 크게 기여하지 못하는 것으로 알려져 있다. 심하게 변형된 Cu계 미세복합재료에서 전위 밀도가 초기에는 가공정도에 따라서 증가하다가 가공도($\gamma > 3$ 이상)가 높아 필라멘트가 미세화 되면 전위밀도가 증가하지 않는다는 사실은^{23, 25)} 전위에 의한 산란효과가 미세복합재료의 비저항 증가에 큰 영향을 미치지 않음을 뜻한다. 이와 같이 전위밀도가 증가하지 않는 이유는 구리기지 에서 가공동안에 동적회복과 재결정이 일어나며, 가공량이 증가함에 따라 필라멘트의 연신에 의한 계면에 전위가 흡수 되기 때문이다. 고용된 불순물 또는 합금원소에 의한 산란은 중간 열처리를 하지 않은 미세복합재료에서는 영향을 미칠 수 있으나, 일부 고용된 합금원소가 석출된 중간 열처리를 거친 미세복합재료에서는 그 영향이 아주 작은 것으로 판단된다. 따라서 중간 열처리를 거친 미세복합재료(AA)에서 비저항은 주로 계면 산란에 의하여 영향을 받는 것으로 판단된다.¹⁹⁾ Cu계 미세복합재료에서 가공율이 증가하여 필라멘트간 거리, 간격, 두께 등이 작아져 계면이 증가하면 전자이동에 대한 산란빈도가 높아져 전기저항은 증가하게 되며, 또한 필라멘트간 간격이 좁아지는 경우 계면과 전위의 반응에 의한 전위밀도 감소로 전위밀도에 의한 저항은 감소하는 반면 계면 산란에 의한 저항은 증가하는 것으로 관찰되었다.²⁶⁾ Jerman과 그 연구진²⁷⁾이 심하게 가공된 Cu-Fe미세복합재료에서 비저항은 Cu-Fe계면에서의 전자산란에 의하여 크게 영향을 미치며, 어닐링 후의 전기 전도도 증가는 Fe필라멘트들의 조대화과 구상화에 의한 것이라고 한 결과와 일치한다.

4. 결 론

구리계 미세복합재료에 대하여 연구한 결과 다음과 같은 결과를 얻었다.

- 1) Ag를 첨가하는 경우 수지상정 구조가 가장 미세하였으며 가공 후에도 가장 미세한 필라멘트가 관찰되었다. 필라멘트의 미세화 정도는 초기 수지상정 구조와 필라멘트 강도 대 구리기지 강도의 비율에 의하여 영향을 받는다.
- 2) 미세복합재료에서 제3첨가 원소로 Ag를 첨가한 합금계에서 가장 우수한 기계적 특성 및 전기적 특성을 나타낸다. Cu-9Fe-1.2Ag의 최대인장강도는 939MPa, 전기 전도도는 56% IACS로 관찰되었다.
- 3) 미세복합재료의 파괴양상은 미세한 덩플형태의 연성 파괴를 보이며, Cu-9Fe-1.2Ag에서 가장 미세한 덩플형태를 나타낸다. 이는 Cu-9Fe-1.2Ag의 미세구조가 다른 미세복합재료 보다 미세하다는 관찰결과와 일치한다.
- 4) 중간 열처리에 의하여 전기 전도도도가 약40%증가하는데 이는 가공공정 중에 고용된 Fe가 중간 열처리에 의하여 석출되기 때문이다.

참고 문헌

1. J.D. Verhoeven, F.A. Schmidt, E.D. Gibson and W. A. Spitzig : Journal of Metals, (1986) 20.
2. T. Takeuchi, K. Inoue and H. Maeda : Journal of the Less-Common Metals, **157** (1990) 25.
3. K.L. Zeik, P.A. Koss, I.E. Anderson and P.R. Howell : Metall. Trans., **23A** (1992) 2159.
4. S.C. Jha, R.G. Delagi, I.A. Forster and P.D. Krotz : Metall. Trans., **24A** (1993) 15.
5. W.A. Spitzig, H.L. Downing, F.C. Laabs, E.D. Gibson and J.D. Verhoeven : Metall. Trans., **24A** (1993) 7.
6. P.D. Funkenbusch, J.K. Lee and T.H. Courtney : Metall. Trans., **18A** (1987) 1249.
7. J.C. Malzahn Kampe, T.H. Courtney and Y. Leng : Acta Metall., **37** (1989) 1735.
8. P.D. Funkenbusch and T.H. Courtney : Acta Metall., **33** (1985) 913.
9. W.A. Spitzig, A.R. Pelton and F.C. Laabs : Acta Metall., **35** (1987) 2427.
10. P.D. Funkenbusch, T.H. Courtney and D.G. Kubisch : Scripta Metall, **18** (1984) 1099.
11. G. Frommeyer and G. Wassermann : Acta Metall, **23** (1975) 1353.
12. J.D. Embury, M.A. Hill, W.A. Spitzig and Y. Sakai : MRS Bull., **18** (1993) 57.
13. S.I. Hong, M.A. Hill, Y. Sakai, J.T. Wood and J.D. Embury : Acta Metall. Mater., **43** (1995) 3313.
14. Y. Sakai, K. Inoue, T. Asano, H. Wada and H. Maeda : Appl. Phys. Lett., **59** (1991) 2965.
15. J.D. Verhoeven, L.S. Chumbley, F.C. Laabs and W. A. Spitzig : Acta Metall. Mater., **39** (1991) 2825.
16. W.A. Spitzig, H.L. Downing, F.C. Laabs, E.D. Gibson and J.D. Verhoeven : Metall. Trans., **24A** (1993) 7.
17. C. Biselli and D.G. Morris : Acta Metall., **44** (1996) 493.
18. Y.S. Go and W.A. Spitzig : Journal of Materials Science, **26** (1991) 163.
19. W. A. Spitzig, L. S. Chumbley, J. D. Verhoeven, Y. S. Go and H. L. Downing : Journal of Materials Science, **27** (1992) 2005.
20. J.D. Verhoeven, S.C. Chueh and E.D. Gibson : Journal of Materials Science, **24** (1989) 1748.
21. R.E. Reed-Hill and R. Abaschian, Physical metallurgy Principle, PWS Publishing Co., Boston (1994) 645.
22. S.I. Hong and M.A. Hill : Acta. Mater., **46** (1998) 4111.
23. W.A. Spitzig and P.D. Krotz : Acta Mater., **36** (1988) 1709.
24. S. Horibe, J. K. Lee and C. Laird : Mater. Sci. Eng., **63A** (1984) 257.
25. J.D. Verhoeven, H.L. Downing, L.S. Chumbley, F.C. Laabs and E.D. Gibson : J. Appl. Phys., **65** (1989) 1293.
26. Keith R. Karasek and J. Berk : J. Appl. Phys., **52** (1981) 1370.
27. G.A. Jerman, I.E. Anderson and J.D. Verhoeven : Metall. Trans., **24A** (1993) 35.