

Cu-1.1wt% Al₂O₃ 합금의 미세 조직과 기계적 성질

김 경 환

콜로라도 주립대학교 금속·재료공학과

Microstructure and Mechanical Properties of Cu-1.1wt% Al₂O₃ Alloy with Cu-1.1wt% Al₂O₃ Powders

Kyeong Hwan Kim

Department of Materials and Metallurgical Engineering, Colorado School of Mines,
1500 Illinois Street Golden, CO 80401-1887, USA

Abstract Al₂O₃-copper alloy has been successfully made by gas atomization, mechanical alloying and hot pressing. In order to investigate microstructure and phase, it has been studied by using scanning electron microscope, transmission electron microscope and X-ray diffractometer. Mechanical properties have been examined using hardness tester and compressive tester according to annealing temperature. Although comparatively large Cu-Al powders are milled, the reaction between Cu-Al and Cu₂O occurs and very fine Al₂O₃ particles in the matrix particles (5-10nm) are obtained. Compressive strength of this alloy is more than that of GlidCop Al60.

(Received February 6, 2001)

Key words: Mechanical alloying, Rapid solidification, Hot pressing

1. 서 론

자동차 이음 재료 분야에 각국이 초미의 관심을 갖고 개발해야 하는 시대적 요청에 따라 다가오는 21세기를 맞이하여 점용접 접합 재료 분야를 완성시키기 위해 선진 각국이 개발을 앞다투어 진행하고 있다.

구리는 알루미늄과 더불어 비철 금속재료 중에서는 상당한 비중을 차지하고 있으며 Cu 합금의 대부분은 전기, 전자 재료로서 사용이 되고 있다. 순수한 Cu는 전기전도성 및 열전도성이 양호하고, 전연성 및 가공성이 뛰어나다. 이상의 구리의 특성 중 가장 중요한 성질은 높은 전기 전도도이며 이 성질을 고온에서도 활용할 수 있는 방안으로 분산강화 합금이 개발되고 있으며, 주로 점용접 전극, 리드 프레임, 전기 커넥터, 전류 교환기, 리드와이어, 열전소선, 리레이 브레이드 등에 이용되고 있다. 여러 합금 중 분산강화 구리합금의 경우는 내부 산화법[1]에 의하여 제조된 합금이 비교적 우수한 성질을 갖는 것으로 알려져 있다. 기지 내에 분산되는 입자는 산화물이므로 흔히 ODS Cu(Oxide Dispersion Strengthened Copper)라고 부른다. 1929년에 Pfeil[2]에 의해 Fe계 합금에서 내부 산화현상을 최초로 실험적으로 관찰한 이래, 1950년대 이전까지는 산화 분위기

조절이 비교적 용이한 은 합금이나 구리 박판, 구리 세선을 이용한 연구결과가 대부분 이었다. 실험실적 연구 결과로 볼 때 그 유용성은 인정받아왔으나, 분말의 크기가 증가하면 내부 산화에 필요한 시간이 길어져 생산 비용이 많이 드는 문제가 발생되었다. 그 후 미세한 분말 상태인 구리 합금을 내부 산화시키는 방법들이 시도되었으며, 이와 더불어 상업화의 가능성이 대두되기 시작하였다. 현재 일본에서는 내부 산화법에 의한 알루미늄 분산 강화 구리합금을 개발하여 'DEMIRAS'[3]라는 상표명으로 판매하고 있고 미국에서는 'GLLD COP'[4,5]이라는 분말을 이용하여 점용접 전극재료등에 널리 사용되고 있다 또한 소련의 'Techma'에서는 기계적 합금화로 제조된 탄화물 분산강화 전극재를 생산하고 있다.

Cu기지 내에 미세한 분산 입자를 형성시킬 수 있는 방법으로는 내부 산화법 이외에도 공침법[6,7], 질침전법[8,9] 등과 같은 화학적인 방법들이 있으나, 내부 산화법으로 제조된 합금이 비교적 우수한 성질을 갖는 것으로 알려져 있으며 적은 양의 용질로서 큰 강화효과를 일으킬 수 있으므로, 고강도 및 높은 전기 전도도를 갖는 합금제조가 가능하다.

현재 상업적인 시제품을 생산하고 있는 공정으로는 용

용 합금법[10]과 기계적 합금화법이 있는데 기계적 합금화법은 원래 1960년에 Ni과 Fe를 기지로 한 산화물 분산강화 초합금(superalloy)을 개발하기 위해 고안된 공정으로 상온에서 높은 에너지를 갖는 회전력이 빠르고 에너지 또는 낮은 에너지 불밀을 사용하여 금속 분말 입자들을 반복적으로 압접시키고 파쇄시키는 과정으로 낮은 온도에서 분말을 미세화, 균일화시키는 방법으로 가공경화 및 분산강화 효과를 얻을 수 있는 분말 야금 공정이다.

기계적 합금화 공정이 과포화 고용체, 준안정 중간상, 비정질 상의 생성과 같은 비평형 효과를 내는데 이용될 수 있다는 체계적인 연구는 1980년대에 발표되었으며 이 공정은 또한 금속의 산화물이나 염화물로부터 치환 반응을 이용하여 산화물과 염화물에 기계적 합금화법을 적용함으로써 순금속을 제조할 수 있다는 것이 1980년대 후반에 와서야 알려졌다. 실온에서도 기계적 합금화가 가능하게 되어 경제적으로 유용함을 인정받게 되었다.

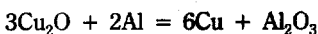
치환반응은 다음과 같이 일반적으로 정형화시킬 수 있다.



MO는 금속 산화물이고 R은 환원제이다. 이 반응에 의하면 순금속 M은 산소와 결합하여 안정 산화물을 형성하는 환원제를 사용하여 산화물을 환원시킴으로써 얻어진다.

이와 비슷한 반응이 염화물 원광으로부터 순금속을 분리하는데 이용되었다. 기계적 합금화를 이용한 치환반응은 실온에서 큰 음의 자유에너지를 갖게 하여 실온에서도 합금화가 가능하다는 것으로 특징지어 질 수 있다. 반면 고온 야금 공정은 활성화 에너지 장벽을 넘기 위해 승온 시켜야하고 승온된 온도에서만 충분한 반응 속도를 얻을 수 있다.

이 방법은 기존의 여러 제조 방법과 달리 고온 등에서 확산 반응 없이 제조가 가능하다. 높은 결합 밀도 때문에 실온에서도 확산반응이 공정 중에 일어나게 할 수 있다. 다음의 반응에 의해 구리와 알루미늄을 얻기 위한 산화구리와 알루미늄의 감소 모델 시스템에 관심을 갖게 되었다.



내부 산화법으로 얻은 분말과는 달리 이러한 모델 시스템으로 제조한 Cu-Al₂O₃ 분말은 소결만으로도 이론 밀도에 가까운 분산 동 제조가 가능하기 때문에 제품의 크기 등 제조에 크게 제한을 받지 않는 장점이 있다.

고전도도의 분산동 합금은 고온에서 변형저항이 크므로 이 같은 제조 방법으로 만든 재료는 지르코늄 동이나 크롬 동보다 오랫동안 사용할 수 있는 특성이 있어 작업 능력 및 경제성 제고라는 측면에서 매우 유리하다.

본 연구는 기계적 합금화 방법을 급속응고시킨 분말에 이용할 경우, 내부 산화법에 의해 제조된 분말보다 미세한 분말을 사용할 수 있는 등 새로운 방법으로 만든 미세 조직을 갖는 Cu-Al₂O₃ 재료의 제조와, 이 재료의 고온 기계적 성질과 미세조직을 연구하는데 그 목적이 있다.

2. 실험방법

99.99% 고순도 Al과 전해 Cu를 목표 조성에 맞게 흑연도가니에 장입하여 대기 중에서 고주파 유도로를 이용하여 완전히 용해시킨 후 탈가스제를 첨가하여 용탕을 3 mm 오리피스가 부착된 고압가스 분사 장치에 장입하여 30기압으로 Ar가스를 분사시켜 분말을 제조하였다. 이렇게 제조된 분말은 체(mechanical sieve)로 분급 하였으며, 이중 150 μm 이하의 분말들을 실험에 사용하였다. 이 때 사용된 분말의 평균 크기는 입도 분석기로 분석하였으며 그 크기는 62 μm이었다.

본 연구에서는 분말 내부의 알루미늄이 생성되도록 평균 입자 크기가 2.0 μm인 산화구리(Cu₂O)와 함께 강화형 스테인레스 강으로 제조된 직경이 70 mm이고 높이가 70 mm인 불밀 통에 지름이 10 mm인 불로 구성된 저 에너지 불밀기에 분급한 분말과 함께 장입 하였으며 이 때 불과 분말의 비율 1:10으로 하여 180시간 동안 불 밀링(milling)을 실시하였다. 이 때 사용된 미소 조절 시약은 조대화를 방지하기 위해 ethylenebisdisteramide (C38H74ON)을 이용하였으며 분말의 산화를 방지하기 위해 Ar 분위기에서 불 밀링을 실시하였다.

이렇게 제조된 분말의 성분분석을 발광분광계(ICP)로 실시하였으며 그 결과를 Table 1에 나타내었다. 제조된 분말은 최대 밀도를 갖는 성형체가 되도록 Hot Press 공정을 이용하여 제조하였다. 성형 조건은 2시간 동안 온도를 900°C로 유지 시켰으며 진공은 10⁻⁴Torr로 하였다.

Table 1. Chemical composition of ball-milled powders (wt%)

Alloy	element	Al ₂ O ₃	Cu
Cu-1.1 wt%Al ₂ O ₃		1.07	bal.

시편의 크기는 지름이 2.54 cm이고 높이가 5.08 cm이다.

분말의 형상을 주사전자현미경(JEOL JSM 5410)으로 30Kv에서 관찰하였다. 분말과 합금의 미세조직 또한 주사전자현미경(JEOL JSM 5410)을 이용하여 30Kv에서 관찰하였다. 미세조직 관찰시 이용된 에칭액의 조성은 염화철(20 g)+HCl(4 ml)+H₂O (150 ml) 이었다. 구리 기지 내에 형성된 분산입자들은 탄소 리프리카법으로 추출하여 투과전자현미경(JEOL JEM 2010)으로 200kV에서 관찰하였다.

각각 열처리 후 마이크로 비이커스 경도기를 이용하여 경도를 측정하였으며 하중은 200 g 이었다. 또한 인스트론 시험기를 이용하여 상온과 고온에서 압축 실험을 행하였다. 고온 압축 실험은 대기 중에서 실시하였으며 실험온도에서 30분 유지시킨 후 변형속도 10⁻³ m/sec로 실시하였다.

3. 실험결과 및 고찰

Cu-0.65wt%Al 합금분말을 1300°C에서 고주파 유도 용해한 후 아르곤 가스를 이용하여 가스 분무 방법으로

직경이 3 mm인 오리피스를 이용하여 제조하였다. Al의 손실을 막기 위해 구리를 용해한 후 Al을 첨가 하였으며 용해과정 중에도 Al의 손실을 막기 위해 탈가스재와 탈산제를 이용하였으며 분무 중 아르곤 가스압력은 15 기압으로 하였다. 고주파 유도 용해시 첨가되는 Al은 가스 분사후 0.1wt% 이상 손실되는 것을 알 수 있는데 이는 고주파 용해시 첨가되는 Al이 증발이나 슬래그를 통하여 손실됨으로 목표조성을 맞추기 위해선 목표 조성보다 0.1%이상 Al을 더 첨가하여야 할 것으로 사료된다. 제조된 분말은 전형적인 분무화된 분말의 입도 분포를 보여주고 있으며 이 분말의 평균 크기는 42.5 μm 이었다. Fig. 1은 이렇게 제조된 분말을 체질하여 분급한 후 얻어진 크기에 따른 분말의 용고 조직과 분말의 형상을 주사 전자 현미경으로 관찰한 결과를 나타낸 그림이다. Fig. 1에서 확인할 수 있는 바와 같이 결정립 크기는 대부분 15 μm 이하의 크기를 갖고 있으나 분말이 조대화 되면서 결정립 크기가 20 μm정도까지 커짐을 확인할 수 있다. 이 같은 합금 분말내 결정립 크기의 차이는 다른 어떤 영향보다도 냉각 속도 차이 등 제조 조건의 차이에 의한 것으로 사려되며 45 μm이하의 분말은 크기가 매우 큰 다른 분말보다 구

Fig. 1. Scanning electron micrographs and morphologies as atomized powders.

형에 가까운 형상을 갖고 있으나 입자가 커질수록 구형이 아닌 판상형이나 침상형 모양을 갖고 있다.

기계적 합금화된 분말은 환원 반응의 진행정도에 따라 일정한 시간 간격을 두고 밀 안에서 꺼내어 주사전자현미경으로 관찰하였다. Fig. 2는 시간에 따른 Cu-0.65 wt%Al 분말과 반응물(Cu₂O)의 기계적 합금화 과정을 주사 전자 현미경으로 관찰한 것이다. 불밀링 분말에서 관찰된 바와 같이 입자크기가 광범위하게 분포되어 있기 때문에 입자 형상을 정량적으로 표현하기는 매우 어렵다. 분말초기보다 불밀이 진행되면서 판상형으로 변화되는 것을 확인할 수 있으며 불밀을 10시간 행하였을 경우 입자의 평균 크기는 51 μm이다. 분말의 크기는 계속 커져 가장 큰 입자가 관찰되는 곳은 100시간 동안 기계적 합금화를 실시한 분말로 뚜렷한 판상형을 나타내고 있으며 입자의 크기는 122 μm이다. Fig. 2(d)에서 고상반응이 일어나는 현상을 XRD이용하여 확인할 수 있다. 반복적인 파쇄와 상온 접합 현상을 불밀링이 진행됨에 따라 생성됨을 확인할 수 있으며 분말의 크기도 급격하게 감소하게 되어 평균 분말의 크기는 35 μm가 됨을 확인할 수 있다. 이 계에서 반응물은 기지

인 순수 구리와 알루미늄(Al₂O₃)로 이루어져 있다. 구리와 알루미늄으로 구성된 분말은 분말 크기 등에 따라 또 불밀링 시간에 따라 미세조직의 차이 즉 결정립의 크기 등이 다르게 나타나는 것은 Fig. 2의 (b)와 (d)를 비교함으로써 알 수 있다.

기계적 합금화된 분말은 환원 반응의 진행정도에 따라 일정한 시간 간격을 두고 불밀통 안에서 꺼내어 X-ray를 이용하여 상분석을 행하였다. Fig. 3은 X-ray를 이용하여 상분석을 실시한 그림이다. 급속응고를 시킨 분말에서 보는 바와 같이 X선 회절 패턴에서 급속응고를 실시한 상태의 분말은 Al과 Cu의 peak로 나타남을 알 수 있는데, 이것은 Cu와 Al이 완전하게 합금화가 이루어지지 않았음을 의미한다. Al의 peak는 100시간 이상 불 밀링을 실시한 분말에서는 거의 확인이 불가능함을 Fig. 3에서 알 수 있다. 반면에 Cu의 peak는 2θ값이 43.25로 이동하였고 125시간동안 불밀링한 경우에는 43.09로 이동하였으며 180시간 동안 불밀링한 경우는 43.01로 이동하였다. 이와 같이 Cu peak의 이동은 구리의 격자 상수가 3.625Å에서 3.651Å으로 변화하였음을 의미한다. 이것은 구리의 격자 내에 알루미늄이 더

Fig. 2. Scanning electron morphologies of atomized and mechanically alloyed powders according to milling times.

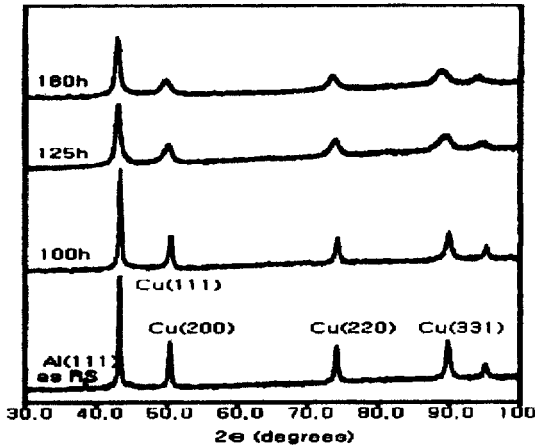


Fig. 3. XRD patterns of the powders produced after milling a Cu-1.1Al-Cu₂O mixture for different times

욱 고용되어 고용체 합금을 이루고 있음을 알 수 있다. 이와 같이 고용체 합금을 형성한 Cu-1.1wtAl₂O₃ 합금은 매우 우수한 기계적 성질을 나타낼 것으로 사려된다. 반면 매우 적은 Cu₂O량을 첨가하였기 때문에 이 상에 대한 peak는 확인할 수 없었다. 따라서 Al₂O₃의 분산 입자 또한 매우 적은 함량이 생성되기 때문에 X선 회절패턴으로는 분명하게 확인할 수 없었다.

기계적 합금화 공정을 통해 분산입자 (Al₂O₃)가 미세하게 분포된 분말을 Hot Pressing 공정을 이용하여 진공에서 제조하였는데, 분산강화 동합금의 치밀화 공정 중 가장 중요한 공정은 가압력 등도 중요 변수지만 온도가 가장 큰 변수로 작용한다. 실제 실험에서도 800 °C에서 HIP공정을 이용하였을 경우 95%의 이론밀도를 보였고 850°C에서는 98%의 이론밀도를 보여주었으며 그리고 900°C에서는 99% 이상의 이론밀도를 나타낸 것이 확인되었다.

분산동에 이용되는 합금 분말의 경우 알루미늄 이외에 다른 합금원소들이 상당량 함유될 수도 있는데, 다른 원소들 특히 금속 원소들은 원자량이 비교적 크므로 원자 분율은 무게 분율보다 작은 값을 갖게 되어 형성되는 산화물의 부피분율에 대한 기여는 감소하게 된다. 분산동 기지 내에 Al₂O₃이외의 원소들은 작업 전 Cu나 Al등에 함유되어 있는 불순물이나 공정 중에 삽입되는 불순물이지만 분산동 합금 내에 특수한 목적으로 다른 원소 등을 첨가하는 경우가 있다. 예를들어 Ti나 Tfc는 분산입자의 크기를 미세화 시키는 등 분산동 물성을 향상시킬 수 있는 효과도 있으며[13] 또한 분산동 이전에 주로 이용되던 Cr동이나 Be동의 경우 석출 경화 효과를 이용하여 재료의 강도를 증가시킨다 그리고 Ag는

Fig. 4. TEM of dispersed strengthened copper (a), its global EDAX analysis (b) and diffraction pattern of γ -Al₂O₃ (c).

소량 첨가될 경우, 전기 전도도는 크게 감소시키지 않으면서 고용강화 효과를 일으키는 것으로 알려져 있다. [14] 그러나 석출경화형의 경우 고온에서 변형저항성이 크게 떨어지기 때문에 본 재료에 적용하기는 매우 곤란하다. 또 Sn은 소량 첨가될 경우 내연화성이 향상되는 것으로 보고되고 있으며, 분산동 합금에 Sn 분말을 2-5 wt% 합금화한 예도 있다. [15] 한편 Ni나 Sn등이 첨가 되면 합금내 미세한 니켈 산화물 등이 형성되어 재료의 강도는 증가시킬 수 있으나 전기 전도도가 감소되는 현상이 있다. 그러나 본 재료의 경우 EDX분석을 통해 알루미늄이외의 다른 분순물은 미소량이거나 거의 없음을 확인할 수 있다(Fig. 4참조)

Fig. 4는 HIP 공정으로 만들어진 Cu-1.1Al₂O₃ 합금의 TEM 조직으로서, 10⁶배율로 측정된 알루미늄(Al₂O₃)의 크기는 균일하게 생성되지 않았으나 분산(Al₂O₃) 입자의 평균 크기는 8 nm 정도로 매우 미세하게 기지내에 분포됨을 알 수 있다. 25 nm 정도 되는 비교적 조대한 알루미늄(Al₂O₃)는 기계화 합금이전에 분말간의 개재물이나 표면산화물로 존재하던 입자들로 사료된다. 이와같이 TEM 사진을 통해 이 재료를 분석한 결과, DEMIRAS[3] 전극재의 조직과 점용접 전극재료로 널리 쓰이고 있는 GlidCop-Al60[4,5] 분산동에 비해 미세한 분산상(Al₂O₃)을 가지고 있었다. 이는 기계적 합금시에 미세하게 생성된 분산상의 영향이라고 사료된다.

분산동 이전에 사용되던 Cr동이나 Be동의 경우 경도

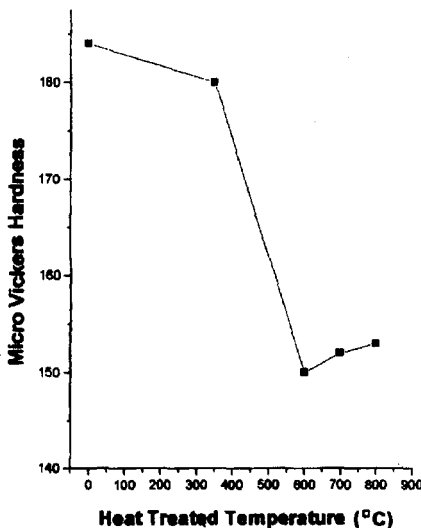


Fig. 5. Variation of microhardness in the dispersed strengthened copper with various temperature.

치가 상온에서 500°C까지는 분산동과 비슷한 값을 보이나 700°C 이상에서는 분산동의 절반이하의 수치를 보이고 있다. 점용접 전극재료로 많이 사용되고 있는 분산동 재료는 용접 중에 고온에서 압력을 받게 됨으로 고온에서 강도가 크고 고온 변형 저항이 커야 한다. 또한 용접시 발생하는 전극재 내의 열을 외부 등으로 빨리 방출하여야 하는데, 그러기 위해선 고온 열전도도가 우수하여야 하며 이러한 성질을 갖는 재료일 경우 오랫동안 사용할 수 있어 작업 능력을 피하고 경제적으로 매우 유리하다. HIP공정을 통해 만들어진 본 재료의 기계적 성질을 측정하기 위해 상온 및 고온에서 경도 실험과 압축 실험을 실시하였다. 고온 실험의 경우 1시간 동안 각각의 온도에서 열처리한 후 상온에서 마이크로 비커스 경도계를 이용하여 경도를 측정된 결과 상온에서는 180Hv 이었으며 고온인 800°C에서 열처리한 경우는 156Hv로 나타났는데 이 값들은 순수 구리의 경도치인 60Hv보다 두배 이상 높은 수치이고 국제적으로 전기용접용으로 상용화되고 있는 GlidCop-Al 60보다 평균 11Hv 이상 높고 DEMIRAS[3] 전극재보다도 양호한 수치를 보여주고 있는데 그 결과를 Fig. 5에 나타내었다. 열처리 온도가 증가함에 따라 일반적으로 경도 값은 감소하나 본 재료에서는 일부 구간에서 경도가 오히려 증가하는 경향이 있으나 정확한 원인은 계속 연구되어야 할 것으로 사료된다.

보고에 의하면 결정립의 크기가 평균 30 μm인 순Cu 압출재의 항복강도는 109MPa 정도의 값을 갖는다 그러나 Fig. 6과 표 2는 상온과 고온에서 GlidCop-Al 60과 DEMIRAS 전극재 그리고 Cu-1.1Al₂O₃ 합금의 항복강도와 최대항복강도(ultimate compressive strength)

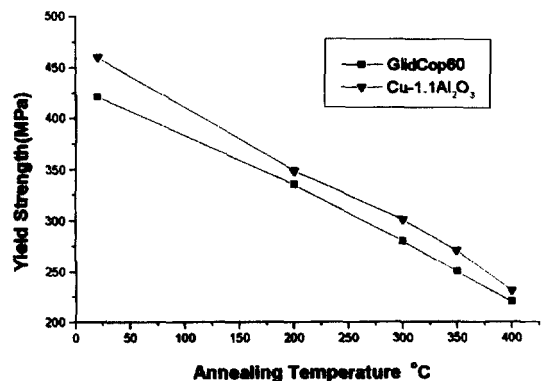


Fig. 6. Compressive yield strength of hot pressed Cu-1.1Al₂O₃ alloy at various temperatures.

Table 2. Mechanical properties of dispersed strengthened copper at room temperature (*compressive test).

Sample	Y.S. (MPa)	U.T.S. (MPa)
GlidCop-15A	307	364
GlidCop-25A	311	363
GlidCop-65A	420	454
DEMIRAS*	455	-
Cu-1.1Al ₂ O ₃ *	460	-

를 나타낸 것인데, 항복강도와 최대강도가 매우 큼을 보여주며, Al₂O₃의 함량이 증가할수록 항복강도는 증가하나 연신율은 감소한다. 알루미늄나등 분산상이 존재하는 합금의 항복강도는 전위와 분산상의 상호 작용을 이용한 Orowan 모델[12]로 분석할 수 있다. 즉, 변형응력을 재료에 가할 경우 분산상의 크기가 매우 미세한 재료는 분산상간의 거리가 매우 짧아 분산입자와 입자사이에서 활처럼 전위가 생성되어 나중에는 loop를 형성하기 때문에 매우 큰 변형저항을 보여 주게된다. 본 실험에 이용된 재료의 경도 값과 항복강도 값은 고온에서도 상대적으로 감소하지 않는 것을 알 수 있는데 이러한 결과로부터 구리기지 내에 분포하고 있는 분산상(Al₂O₃)의 고온 안정성이 매우 우수함을 알 수 있다. 이와같은 기계적 성질은 RWMA (Resistance Welder Manufacture Association)의 이종 재료의 규격[11]의 기준인 경도 120Hv와 최대 강도 448MPa 등을 만족시킬 정도의 재료라고 사료된다.

4. 결 론

분무법으로 분말을 제조한 후 저에너지 볼밀을 이용하여 기계적 합금화 공정을 실시하고, 또 진공 분위기에서 고온 단조 공정을 이용하여 제조한 합금의 미세조직과 기계적 성질을 분석한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 기계적 합금화를 100 시간동안 실시하였을 경우 큰 입자가 지배적으로 합체되었고, 또 180시간동안 기계적 합금화를 행하였을 경우 평균 분말의 크기는 35 μm로 매우 미세화 되었다.

2. 비교적 조대한 150 μm 크기의 분말을 이용하여

합금화를 실시하여도 기계적 합금화에 의해 10 nm의 매우 미세한 분산상을 얻을 수 있었다. 또한 분산상은 비교적 균일하게 분포되어 있었으며 분산입자는 Al₂O₃이었다.

3. 제조된 분산동은 크롬동과 베르륨동보다 특히 우수한 고온 강도를 나타내었는데, 500°C이하에서는 비교적 근사한 고온강도를 나타내었으며, GlidCop Al60보다도 우수한 기계적 성질을 보여 주었다.

감사의 글

본 연구는 과학재단 해외 박사 후 연구 지원금에 의한 과제이고 본 연구에 도움을 많이 주신 수리아 교수님께 감사 드립니다.

참고문헌

1. A. V. Narkarni, "High Conductivity Copper and Aluminium Alloys", Metall. Soc. AIME, Los Angeles, Cal. (1984) 77.
2. L. B. Pfeil, J. Iron Steel Inst., 119 (1929) 501.
3. 작자미상, 전기 저항(spot) 용접용 전극재료, 월간재료 기술, 1 (1990) 70.
4. A. V. Narkarni and E. Klar, U.S. Pat. 3779714 (1973).
5. W. M. Shafer and A. V. Narkarni, U. S. Pat. 4045644 (1977).
6. N. Fuschillo and M.L.Gimple, J. Metals, 5 (1971) 43.
7. M. F. Grimwade and K. Jackson, Powder Metall., 10 (1962) 13.
8. J. A. Rogers Powder Metall., 4 (1977) 212.
9. A. Mishira and R. A. Poulson, U. K. Pat. GB2083500A (1982).
10. A. K. Lee, L. E. Sanchez-Caldera and S. T. Oktay, Adv. Mater. Pro., 8 (1992) 31.
11. A. V. Narkarni and E. P. Weber : Welding Res. Supp., November, (1977) 331.
12. E. Orowan, "Symposium on Internal Stress in Metals and Alloys", Institute of Metals, (1948) 451.
13. V. I. Solopov, E. P. Daneliya, G. V. Daneliya and O. P. Lebasova, Russ. Metall., 3 (1982) 98.
14. 山田統一, 小松登, 日本金屬學會誌, 37 (1973) 895.
15. A. V. Narkarni and P. K. Samal, U.S.Pat. 4440572 (1984).