

산화물 분산강화 동합금의 열처리에 따른 미세조직 및 기계적 특성 변화

김 용 석*

국민대학교 신소재공학부

Effect of Annealing on Microstructural and Mechanical Property Variation of the Oxide-Dispersion-Strengthened Cu alloy

Yong-Suk Kim*

School of Advanced Materials Engineering, Kookmin University, Seoul 136-702, Korea

(Received January 16, 2006; Accepted February 8, 2006)

Abstract The alumina dispersion-strengthened (DS) C15715 Cu alloy fabricated by a powder metallurgy route was annealed at temperatures ranging from 800°C to 1000°C in the air and in vacuum. The effect of the annealing on microstructural stability and room-temperature mechanical properties of the alloy was investigated. The microstructure of the cold rolled DS alloy remained stable until the annealing at 900°C in the air and in vacuum. No recrystallization of original grains occurred, but the dislocation density decreased and newly formed subgrains were observed. The alloy annealed at 1000°C in the air experienced recrystallization and grain growth took place, however annealing in vacuum at 1000°C did not cause the microstructural change. The mechanical property of the alloy was changed slightly with the annealing if the microstructure remained stable. However, the strength of the specimen that was recrystallized decreased drastically.

Keywords : Oxide-disperison-strengthened alloy, C15715, Cu alloy, Thermal stability, Annealing

1. 서 론

산화물 분산강화 동합금은 구리 기지 내에 산화물을 분산 시킨 입자강화 복합재료로, 강도와 전기전도도가 높고 열적 안정성이 우수하여 접합재, 전기접점 재료, 핵융합로 부품재료 등으로 사용된다⁽¹⁾. 또한 고온에서 재결정이 잘 일어나지 않는 분산강화 동합금의 특징은 동합금의 강도 저하 없이 brazing과 같은 고온 접합 공정을 가능토록 하였다. 세라믹 입자의 분산에 의하여 전기 및 열전도도의 저하 없이 동합금을 강화시키기 위해서는 적당량의 세라믹 상이 기지금속 내에 균일하게 분산되어야 하며, 분산상의 크기 또한 제어되어야 하고, 우수한 고온 기계적 성질을 위하여 분산상의 열적 안정성이 또한 보장되어

야 한다⁽⁵⁻¹⁰⁾. 이에 따라 분산 강화상의 종류, 형태 및 그 분포 등이 모두 분산강화 합금의 고온 기계적 성질에 영향을 미치는 요인들로 연구 보고되어 있다^(11,12).

산화물 분산강화 동합금은 종래에는 선택적으로 산화물을 형성시킬 수 있는 원소와 구리의 고용 합금을 용해 주조한 후 산소압이 조절되는 분위기에서 내부산화 시켜 산화물을 구리기지 내에 형성시키는 실험실적 방식으로 제조되었다. 그러나 이 방법은 산화물 형성이 금속기지 내에서의 산소의 용해도에 크게 좌우되고, 금속 기지를 통한 산소의 확산속도가 느린 점, 그리고 생성된 산화물의 분포와 크기가 불균일한 점 등의 문제점을 지닌다. 이 같은 문제점을 해결하기 위하여, 분산강화 동합금은 현재 분말야금법에 의하여 제조되고 있다^(1,2,11). 분말야금법에 의한 분산강

*Corresponding Author : [Tel : +82-2-910-4668; E-mail : ykim@kookmin.ac.kr]

화 합금의 제조는 고용합금을 분말 형태로 미리 제조하고, 이 분말을 내부산화 시켜 산화물이 고르게 분포하는 분산강화 동합금 분말을 제조한 후, 이를 다시 열간 압출 등의 방식으로 성형하는 방법이다. 이 방법에서는 먼저 구리와 알루미늄이 혼합된 용탕을 분사(atomizing) 처리하여 Cu-Al 합금분말을 제조하고, 이 합금분말을 산화동 분말과 산화 알루미늄 분말과 함께 870°C로 가열하여 적정 산소압 분위기를 조성시키고 합금분말을 내부산화 시킨다. 이 때 산화동 분말은 기지 금속인 구리가 산화되지 않을 정도의 낮은 산소압의 산소를 제공하는 산소원(oxygen source)으로 작용하고, 확산해 들어간 산소는 구리 내에 고용된 알루미늄과 반응하여 알루미늄 산화물을 형성케 된다. 이 같이 제조된 산화물 분산강화 동합금은 부피분율 1% 이하의 비교적 적은 양의 알루미늄 산화물 첨가에 의하여도 상온 경도와 인장강도의 증가가 크고, 전기전도도의 감소량은 미미한 것으로 보고되어 있다¹⁾. 그러나, 현재까지 분말야금법에 의해 제조된 분산강화 동합금이 장시간 고온에 노출될 때 발생할 수 있는 미세조직의 변화와 이에 따른 기계적 성질의 열화에 대한 연구 결과는 불충분한 실정이다.

본 연구는 분말야금법에 의해 제조된 분산강화 동합금 판재를 열처리하고, 열처리에 따른 조직변화와 기계적 물성의 변화를 미세조직과 연계하여 분석하는 목적으로 수행되었다. 분산강화 동합금이 장시간 대기 중에서 고온의 조건 하에서 사용되므로, 대기 중 고온에서의 미세조직 안정성에 연구의 중점을 두었다. 진공 및 대기 분위기 하에서 분산강화 동합금 판재를 열처리한 후, 열처리 조건에 따른 분산강화 동합금 판재의 상온 기계적 인장특성 변화와 경도변화를 검토하였고, 이를 합금의 미세조직 변화와 연계하여 해석하였다.

2. 실험방법

본 연구의 시험 소재로 알루미늄 산화물로 강화된 분산강화 동합금, C15715 합금(미국 SCM사 제품) 봉재를 사용하였다. 사용된 C15715 합금 봉재는 0.15 wt.%의 Al이 고용된 구리합금 분말을 내부산화법으로 분산강화 시킨 후, 열간 압출하고 냉간 인발하여 봉상으로 제조된 소재로, 본 연구에 사용된 봉

Table 1. Chemical composition of the C15715 DS copper

Copper		Aluminum Oxide	
wt.%	vol.%	wt.%	vol.%
99.7	99.3	0.3	0.7

재의 직경은 25.4 mm이었다. 표 1에 C15715 합금의 화학조성을 나타내었다. SCM사에서 제조된 C15715 합금 내의 알루미늄 산화물 입자의 크기는 15~60Å 정도로, 평균 크기는 대략 30Å 정도인 것으로 보고되어 있다²⁾.

시편 제작을 위하여 직경 25.4 mm의 분산강화 동합금 봉재를 최종 두께가 1.7 mm가 되도록 봉의 길이 방향으로 냉간 압연하였다. 최종 냉간 압연 압율은 약 93% 이었고, 냉간 압연 한 패스(pass) 당 시편두께가 1 mm 씩 감소하도록 압연하였다. 분산강화 동합금의 냉간 변형은 용이하였고, 냉간 압연 중에 중간 열처리하는 불필요하였다. 아닐링이 냉간 가공된 분산강화동의 미세조직과 상온 기계적 특성에 미치는 영향을 알아보기 위하여 압연된 판재를 진공 및 대기 분위기 하에서 열처리하였다. 열처리 온도는 800°C, 900°C, 1000°C의 세 온도로 하였고, 열처리 시간은 1시간으로 모두 일정하게 하였다. 대기 중에서 열처리된 시편은 열처리 후 수냉되었고, 진공 중에서 열처리한 시편은 노냉되었다. 진공열처리 동안의 진공도는 10^{-5} torr로 유지되었다.

분산강화 동합금의 미세조직을 광학현미경(OM), 주사전자현미경(SEM), 그리고 투과전자현미경(TEM)을 사용하여 관찰하였다. 미세조직 관찰에 사용된 부식액의 조성은 2 g $K_2Cr_2O_7$ + 4 ml saturated NaCl solution + 8 ml H_2SO_4 + 100 ml H_2O 이었다. 냉간 가공된 분산강화 동합금의 미세조직은 대단히 미세하여, 광학현미경으로 그 조직 변화를 관찰하는 것은 어렵기 때문에, 본 연구에서는 열처리에 따른 시편의 결정립 크기와 형상 변화만을 광학현미경으로 관찰하였다. 상기한 부식액을 이용하여 3~5분 동안 시편을 장시간 부식시킨 후에야 열처리된 시편의 결정립 변화를 관찰할 수 있었다. 압연 및 열처리된 시편의 TEM 미세조직을 JEOL사의 JEM-1210 투과전자현미경으로 관찰하였다.

압연된 C15715 합금과 압연 후 열처리된 C15715 합금의 상온 경도와 인장특성을 측정하였다. 본 연구에 사용된 인장시편은 게이지 길이가 30 mm가 되도록

록 압연된 분산강화 동합금 판재로부터 가공되었다. 대기 중에서 열처리된 시편은 표면의 산화피막을 연마하여 연마하여 제거한 후 인장시험 하였고, 진공 중에서 열처리된 시편도 압연 후 시편 표면에 발생한 불균일부를 제거하기 위하여 대기 중에서 열처리된 시편과 동일한 조건으로 연마하여 시편 표면상태를 균일하게 한 후 인장시험 하였다. 인장 시험시 변형률속도는 $8.3 \times 10^{-3}/\text{sec}$ 로 일정하게 하였다. 인장 시험된 시편의 파단면을 JSM-5410LV(JEOL) 주사전자현미경으로 관찰하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1. 미세조직 관찰

본 연구에 사용된 분산강화 C15715 동합금 봉재의 미세조직을 광학현미경으로 관찰한 결과, 본 연구에 사용된 분산강화 동 봉재는 결정립이 압출 방향으로 길게 늘어선 높은 정도의 섬유상(fibrous) 조직을 지니고 있음을 확인하였다. 이 같은 섬유상 조직은, 산화물이 분포하는 분산강화 동합금 분말이 열간 압출 될 때 일어난 재질 유동(material flow)을 보여주고 압출된 소재의 기계적 특성이 방향성을 지닐 수 있음을 나타낸다. 실제로 0.5 vol.% 알루미늄 입자로 강화된 분산강화 동에 형성된 (100)<001> 집합조직과 이에 따른 강한 기계적 이방성이 보고되어 있다¹³⁾. 기계적 이방성을 띠는 조직은 열 사이클 등의 사용조건 하에서 균열이 발생하는 빈도가 더 높은 것으로 또한 알려져 있다¹⁴⁾. 그림 1은 800°C 대기 중에서

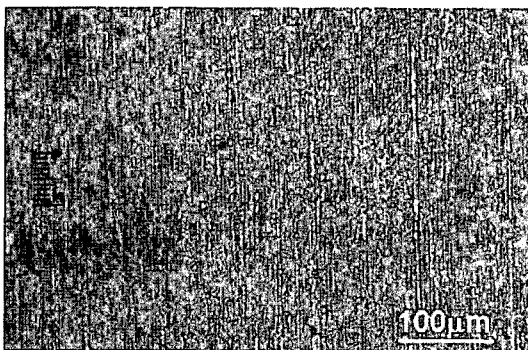


Fig. 1. An optical micrograph of the DS (dispersion-strengthened) C15715 copper alloy annealed at 800°C in the air (longitudinal plane to the rolling direction).

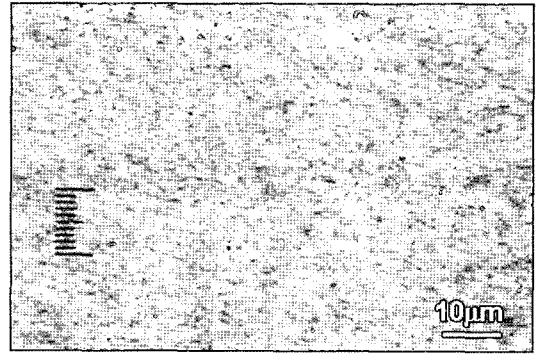


Fig. 2. An optical micrograph of the DS (dispersion-strengthened) C15715 copper alloy annealed at 800°C in vacuum (transverse plane to the rolling direction).

1시간 동안 열처리된, 압연된 알루미늄 분산강화 동합금 판재의 미세조직을 보인다. 그림 1은 압연 방향에 평행한 단면의 조직을 보여주고 있는데, 열처리 후에도 재결정이 일어나지 않고 원래의 압연 조직이 그대로 유지된 것이 잘 나타나 있다. 분산강화 동합금의 재결정은 열처리 온도가 용점 근처에 이를 때까지도 잘 발생하지 않는 것으로 알려져 있다. 압연된 산화물 분산강화 동합금 판재를 800°C, 진공 분위기에서 1시간 동안 열처리한 미세 조직을 그림 2에 나타내었다. 그림 2의 미세조직은 압연방향과 수직인 단면의 조직으로, 800°C 대기 중에서 열처리된 조직과 차이가 없었다. 800°C 진공 중에서의 열처리 동안에도 분산강화 동합금 분말을 열간 압출할 때 형성된 섬유상 미세조직은 유지되었다.

그러나 800°C에서의 열처리 결과와는 큰 차이가 있는 미세조직이 1000°C에서의 열처리결과 얻어졌다. 그림 3은 1000°C 대기 중에서 1시간 동안 열처리된 시편의 광학현미경 조직들을 보인다. 대기 중에서 1시간 동안 열처리된 조직인 그림 3(a)에서는 시편 단면의 외측부에서 상당량의 재결정이 진행된 등축 결정립들이 관찰된다. 이 부위를 확대한 조직 사진, 그림 3(b)는 성장한 재결정립 내부에서 조대한 입자들을 또한 보인다. 그러나 시편 내부에서는 재결정이 채 진행되지 않고 섬유상 조직이 일부 남아있는 미세조직이 관찰되었다. 시편 내부에서 재결정은 진행되지 않았으나, 그 미세 조직은 열화되었음을 알 수 있다(그림 3(c)). 1000°C 진공 중에서 1시간 동안 진공 열처리된 조직은 그러나, 대기 중에서 열처리된

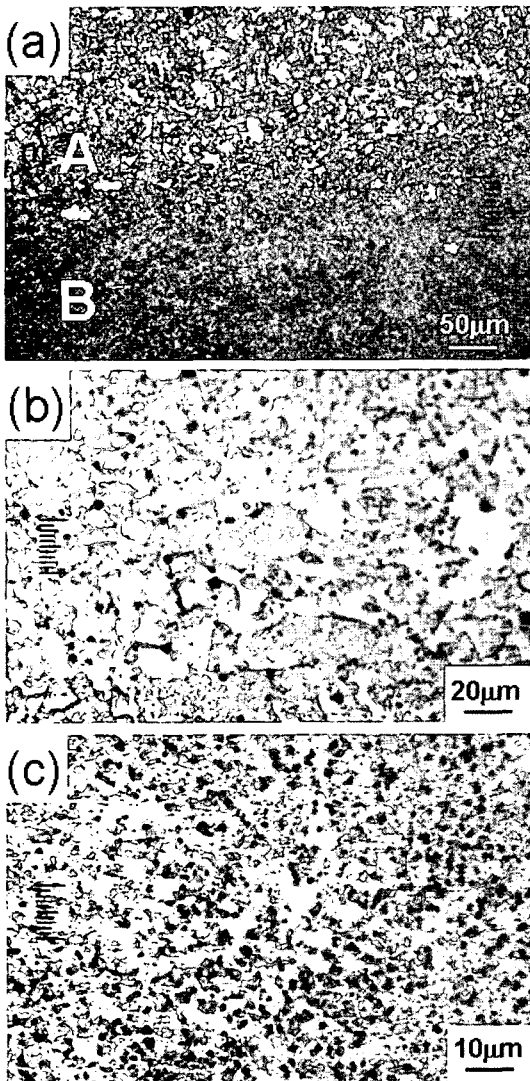


Fig. 3. Optical micrographs of the DS (dispersion-strengthened) C15715 copper alloy annealed at 1000°C in the air (transverse plane to the rolling direction): (a) macro view, (b) magnified view of the location marked as A in Fig. 3 (a), (c) magnified view of the location marked as B in Fig. 3 (a).

조직과는 매우 다른 양상을 나타내었다. 진공 중에서 열처리된 경우에는 대기 중 열처리에서와 달리 시편 내 외부에서 재결정 조직이 관찰되지 않았고, 압연방향과 수직인 조직과 평행한 조직 모두에서, 800°C 열처리에서와 같은 섬유상 조직이 그대로 관찰되었다. 대기 중에서 열처리 할 때에는 재결정이 발생하고, 동일한 온도에서 진공 열처리를 할 때에는 재결정이 발생하지 않은 현상은 매우 흥미로운 연구결과이다.

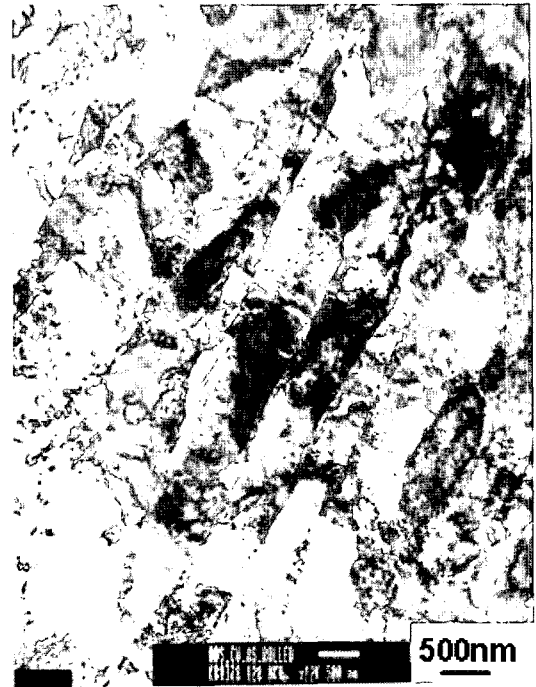


Fig. 4. A TEM micrograph of the as-rolled C15715 DS-copper alloy showing an elongated grain structure and dislocation cells.

그림 4는 압연된 분산강화 동의 TEM 조직사진을 보여준다. 광학현미경 조직에서 보여진, 결정립들이 한 방향으로 길게 연신된 미세조직이 잘 나타나 있다. 결정립의 폭은 500~1000 nm 정도이고, 결정립들은 대단히 큰 세로 가로 비(aspect ratio)를 보이고 있다. 결정립 내 외부에서는 대단히 높은 전위밀도로 전위들이 얽혀 있거나 전위셀(cell) 조직들이 관찰된다. 이 같은 전위조직은 분산강화 동합금이 압연될 때 상당량의 가공경화가 진행되었음을 보여준다. 압연된 상태의 분산강화 동 내의 분산강화 상은 크기가 30~50 nm 정도였고, 조직 내에 고루 분포하지 않고 응집된 형태로 관찰되었다. 800°C 진공 분위기에서 1시간 동안 진공 열처리된 시편의 TEM 조직사진을 그림 5에 나타내었다. 열처리 후에도 결정립들은 안정된 형태로 초기의 연신된 형태를 그대로 유지하고 있음을 볼 수 있다. 그러나 압연된 TEM 조직사진 그림 4와 비교하면, 800°C 진공 분위기에서의 열처리 후 비록 세로 가로 비가 큰 결정립 형상은 그대로 유지되고 있으나, 그 결정립 폭이 약간 증가하였고 전위가 심하게 얽힌 부위가 관찰되지 않았으며,

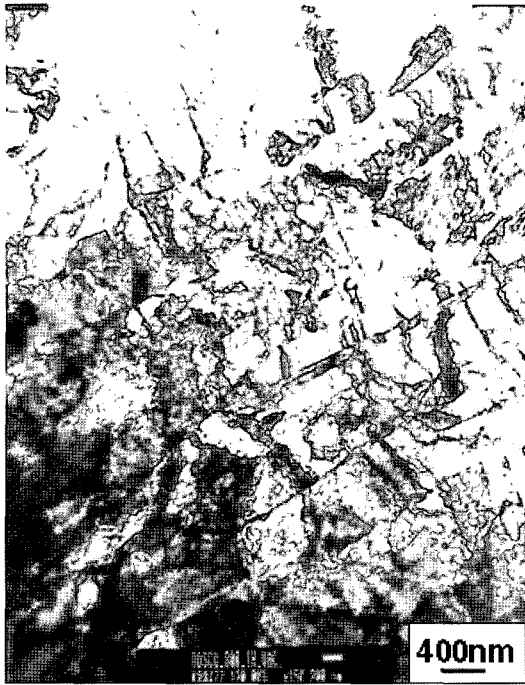


Fig. 5. A TEM micrograph of the C15715 DS-copper alloy annealed at 800°C in vacuum showing the elongated grain structure as well as subgrains.

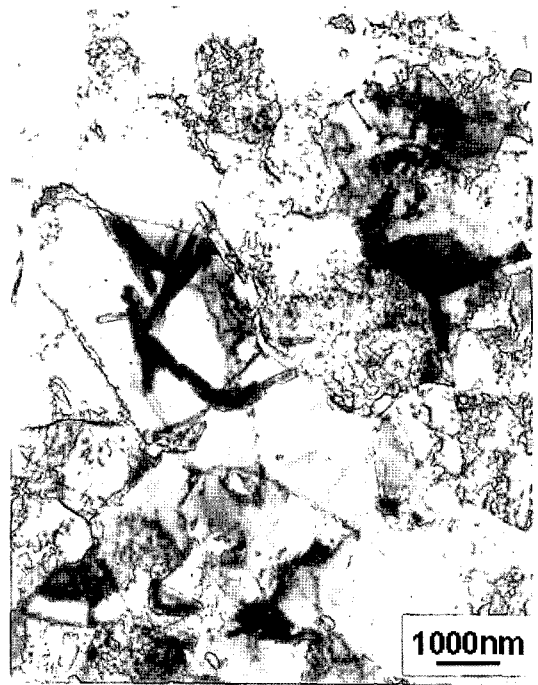


Fig. 6. A TEM micrograph of the C15715 DS-copper alloy annealed at 1000°C in the air showing equi-axed recrystallized grains with coarse second phase particles.

결정립 내부에서 아결정립계가 일부 발달된 것이 관찰되었다. 800°C에서의 열처리로 대경각립계가 변화되지는 않았지만 전위들의 회복에 의해 아결정립들이 상당량 형성된 것을 알 수 있다. 800°C 진공 분위기에서의 열처리 후 분산상의 크기는 약간 증가하였으나 그 분포 양상이나 형태는 열처리 전 조직과 큰 차이가 없었다. 1000°C 대기 중에서 1시간 동안 열처리된 시편의 TEM 조직사진을 그림 6에 보였다. 앞의 광학현미경 미세조직에서 보인대로 1000°C 대기 중에서 열처리된 분산강화 동합금 시편은 그 내

외부에서 재결정 정도에서 차이를 보였다. 그림 6에 나타난 부위는 열처리된 시편의 외부 조직으로, 결정립 크기 1.5~3 μm 정도의 등축 재결정립들과 조대한 2차상 입자들이 관찰된다. 그림 5의 800°C 진공 분위기에서 열처리된 시편과 비교할 때 연신된 조직은 완전히 소멸되었고, 전위밀도 역시 현저히 줄어들었으며, 전위 쌍은 거의 관찰되지 않고 있다.

3.2. 인장 시험 결과

압연된 후 대기와 진공 분위기에서 열처리된

Table 2. Room-temperature tensile properties of the as-rolled and heat-treated C15715 DS copper alloys

Heat-Treatment Conditions		Tensile Properties				
		YS (MPa)	UTS (MPa)	Elongation (%)	Strain Hardening Exponent	
As-Rolled		472	539	9.7	0.06	
Annealed	in air	800°C	386	422	17.1	0.08
		1000°C	183	299	21.6	0.18
	in vacuum	800°C	326	406	16.6	0.08
		1000°C	297	390	21.5	0.08

C15715 분산강화 동합금의 상온 인장시험 결과를 압연된 시편의 결과와 함께 표 2에 정리하였다. 모든 인장시험은 $8.3 \times 10^{-5}/\text{sec}$ 의 일정한 변형률 속도로 실시되었다. 열처리 없이 압연만 된 시편은 인장 시험 중에 가공경화 구간이 거의 없이 낮은 균일 변형률을 보인 후 파단되었으나, 열처리된 시편들은 모두 상당량의 균일변형 구간을 보인 후 파단되었다. 각 시편의 가공경화지수는 $\sigma = Ke^n$ 식을 이용하여 구해졌다. 식에서 σ 와 ϵ 는 진응력과 진변형률을 나타내고, K 는 강도계수, n 은 가공경화지수를 나타낸다. 열처리되지 않은 시편의 가공경화지수가 가장 낮게 측정되었다. 흥미로운 결과는 800°C 에서 열처리된 시편과 1000°C 진공 중에서 열처리된 시편의 가공경화능이 같거나 비슷한 점이다. 이 결과는 이들 시편에서 전위의 움직임을 방해하는 정도와 그 기구가 거의 같았음을 보여주는 결과로, 앞서 보인 미세조직 결과와도 일치한다. 1000°C 대기 중에서 열처리된 시편의 가공경화지수가 가장 높았는데, 이는 열처리되는 동안 재결정되며 성장한 재결정립, 그리고 구리 기지 내에 고용된 산소원자 또는 분산 강화상의 뭉침, 확산, 조대화(coarsening) 등의 영향으로 생각된다. 압연 후 800°C 에서 열처리된 시편들은 대기와 진공 열처리 분위기와 관계없이 그 인장강도 값이 약 100 MPa 정도 원래의 값으로부터 감소하였다. 1000°C 대기 중에서 열처리된 시편은 800°C 에서 열처리된 시편에 비해 그 인장강도가 약 100 MPa 정도 감소하였으나, 진공 중에서 열처리된 경우는 800°C 열처리, 1000°C 열처리 모두 인장강도 값이 크게 다르지 않았다. 파단신율은 열처리 온도가 높아짐에 따라 증가하였고, 동일 온도에서 열처리된 시편은 대기, 진공 분위기와 관계없이 거의 동일한 파단신율을 보였다. 열처리 온도가 증가하면 전위의 회복이 일어나고 아결정립이 형성되며 전위밀도가 감소하는 것을 앞의 TEM 미세조직 관찰에서 보였는데, 이같은 미세조직의 변화가 파단신율을 증가시킨 것으로 생각된다.

상온에서 인장 시험된 열처리된 시편의 파면을 SEM으로 관찰한 결과를 그림 7과 8에 나타내었다. 그림 7과 그림 8은 각각 800°C 와 1000°C 에서 열처리된 시편의 파면을 보이는데, 대기 중에서 열처리된 시편의 파면과 진공 중에서 열처리된 시편의 파면을 비교하여 보았다. 인장시험 된 시편의 파면은 모두 연성파괴 파면을 나타내었다. 분산강화 동합금의 파

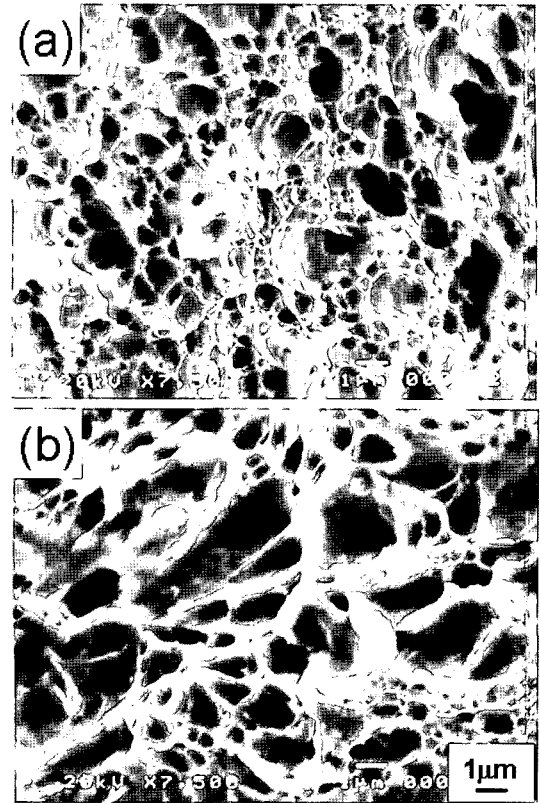


Fig. 7. SEM fractographs of the tensile-tested C15715 DS-copper alloy specimen annealed at 800°C in the air (a) and in vacuum (b).

면은 기지금속 내에서 공동(cavity)이 형성되고 이들 공동이 성장하고, 공동 사이의 기지금속이 전단변형을 일으키며 파괴가 발생한 전형적인 연성파면을 보인다. 파면에서 관찰되는 딴플(dimple)의 크기와 딴플 사이의 간격을 보면, 이들 딴플의 시작점이 분산 강화 동 합금 내에 분산된 분산강화상이 아님을 알 수 있다. 열처리 조건이 다른 시편들 파면에서 딴플의 크기는 일정하지 않았고, 열처리 온도가 증가함에 따라 딴플의 크기는 증가하였다. SEM으로 관찰된 파면은 이들 시편의 상온 연성 파괴가 열처리에 의하여 변화된 미세조직의 영향을 크게 받은 것을 보이고, 이 같은 결과는 앞의 미세조직 관찰 결과와 일치한다. 전체적으로 대기 중에서 열처리된 시편에 비해 진공 중에서 열처리된 시편의 딴플 크기가 크고, 딴플 사이의 연성 전단변형도 더 많이 진행되었다. 이는 동일한 온도에서 열처리된 시편은 열처리 분위기와 관계없이 상온 파단신율이 비슷했던 인장시험 결

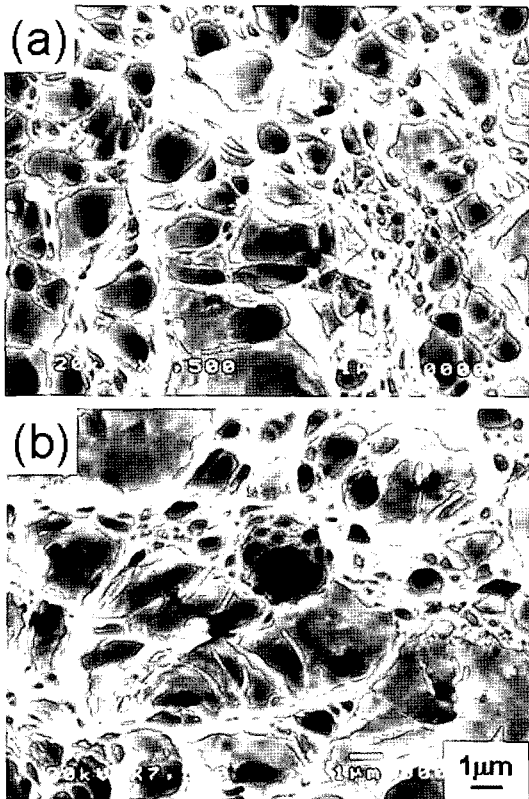


Fig. 8. SEM fractographs of the tensile-tested C15715 DS-copper alloy specimen annealed at 1000°C in the air (a) and in vacuum (b).

과와는 차이가 있는 흥미로운 현상으로 생각된다. 800°C 대기와 진공 분위기에서 열처리된 인장시편의 파면(그림 7)이 더 큰 차이를 보이는데, 대기 중에서 열처리된 시편은 진공 중에서 열처리된 시편에 비해 인장 파단 시 더 많은 덩플이 형성되었고 덩플 간의 간격도 매우 작았다. 이는 기지금속 내에 고용된 산소와 열처리 동안에 완전히 회복되지 못한 전위, 그리고 형성된 아결정립 등이 복합적으로 작용하여 나타난 결과로 보이나, 현재로서는 그 원인이 분명치 않다. 800°C에서의 열처리에 비해, 1000°C에서 열처리된 인장시편의 파면은 열처리 분위기에 따른 파면 차이가 적었다. 이는 1000°C에서 열처리되는 동안 냉간 압연 시 축적된 전위가 거의 다 소멸되고, 충분한 크기의 아결정립이 두 시편에 동일하게 형성된 때문으로 추정된다. 1000°C 대기 중 열처리 때 형성된 재결정립의 영향은 SEM 파면에서는 관찰되지 않았다.

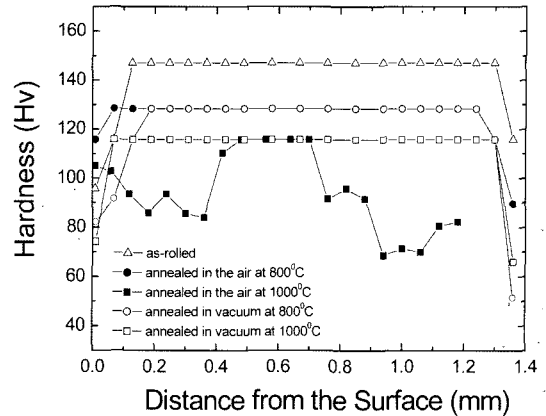


Fig. 9. Room temperature vickers hardness values of the C15715 DS-copper alloys annealed under various conditions as a function of distance from a surface.

3.3. 열처리 조건에 따른 재결정 거동의 차이

열처리에 의한 분산강화 동합금 시편 내외부의 조직변화를 시편 단면의 경도를 측정하여 고찰하였다. 각기 다른 조건으로 열처리된 시편들의 단면 미소비커스 경도를 압연 단면 한 표면으로부터 다른 표면까지 일정 간격으로 측정된 결과를 그림 9에 나타내었다. 압연만 된 시편과 800°C 대기 및 진공 분위기에서 열처리된 시편의 경우 시편 전 단면에 걸쳐 경도 값이 일정하게 나타나고 있다. 그러나 1000°C 대기 중에서 열처리된 시편의 경도는 시편 단면에 걸쳐 경도 값의 변화가 심하였다. 1000°C 대기 중에서 열처리된 시편 단면의 양 표면에서 약 0.4 mm 깊이 지점까지는 경도가 낮았다. 표면부의 낮은 경도는 그 부위에서 발생한 재결정 때문이고, 동일 시편의 내부 경도가 높은 점이 이를 뒷받침한다. 진공 중에서 열처리된 시편은 열처리 온도와 관계없이 시편 전단면에 걸쳐 일정한 경도분포를 보이는데, 1000°C 대기 중에서 열처리된 시편과 동일 온도에서 진공 열처리된 시편의 내부 경도값이 동일한 점은 특이하다. 이 같은 결과는 1000°C 대기 중에서 열처리 시 발생한 재결정 현상이 시편 표면의 산화 및 산소원자의 확산과 밀접한 관련이 있음을 시사한다.

고온 대기 중에서 구리 시편을 산화시키면 시편 표면에 산화물 층이 형성된다. 대기 산소의 분압($PO_2 = 0.2 \text{ atm}$)은 800°C~1000°C의 온도 구간에서 CuO 의 분해압보다 높고, 구리 시편 표면에는 CuO 층과 Cu_2O 층 두 층의 산화물 층이 형성되고 자라게 된

다¹⁵⁾. 이들 산화물 층의 성장은 금속의 산화층 쪽으로의 확산과 산소의 금속 내부로의 확산에 의해 이루어진다. 1000°C 대기 중에서 열처리 시 발생한 압연된 C15715 분산강화 동의 재결정은 산화물 층이 형성되면서 부피 변화가 있었고, 이에 수반된 응력 변화가 한 원인이 되어 발생한 것으로 생각된다. 또한 CuO 산화물과 알루미늄 산화물 간의 반응으로 조대한 CuAlO₂ 입자 등이 생성되고, 이에 따라 알루미늄 입자의 재결정 억제 기능이 소멸되어 분산강화 동들의 재결정이 나타난 것으로도 유추된다. 1000°C 대기 중에서 열처리 시 발생한 분산강화 동들의 재결정 현상에 관하여는, 알루미늄산화물(CuAlO₂) 상의 형성 등을 포함하여 좀 더 많은 연구가 요구된다.

4. 결 론

분말야금법으로 제조된 알루미늄 입자 분산 강화 C15715 동합금을 냉간 압연하고 열처리하여, 열처리 조건에 따른 미세조직 안정성과 기계적 물성을 연구하고 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 분말야금법으로 제조되고, 압출된 C15715 합금 봉재는 섬유상의 미세조직을 지니었다. 냉간 압연된 C15715 합금은 900°C까지의 대기 및 진공 분위기 열처리 동안에는 재결정이 발생하지 않았고, 냉간 압연에 의해 축적된 전위밀도가 감소하고 아결정립이 생성되는 미세조직의 변화를 보였다. 알루미늄 분산상의 형태 및 크기 또한 크게 변화하지 않았다.
2. 냉간 압연된 C15715 합금의 1000°C 열처리의 경우, 진공 열처리 시에는 재결정이 발생하지 않았으나, 대기 중 열처리에서는 재결정이 발생하였다.
3. 1000°C까지 열처리될 때 미세조직의 변화가 크지 않은 경우, 열처리된 분산강화 동합금의 상온 강도 저하는 크지 않았다. 그러나 재결정이 발생한 분산강화 동합금의 상온 강도는 급격히 감소하였다. 분산강화 동합금의 가공경화는 분산상의 경화효과와 기지금속의 경화효과가 복합되어 나타났고, 상온 파단

면은 모두 연성 입내파괴 거동을 보였다.

감사의 글

본 연구의 소재를 제공해 주신 포항산업과학연구원 신금속연구팀과 투과전자현미경 미세조직 분석에 도움을 주신 한국과학기술연구원 신금속재료연구센터에 감사드립니다.

참고문헌

1. P.K. Samal and A.V. Nadkarni : Modern Developments of Powder Metallurgy, MPIF, Princeton, New Jersey, **16** (1984) 341.
2. A.V. Nadkarni: High Conductivity Copper and Aluminum Alloys, E. Ling and P.W. Taubenblat(Ed.), TMS, New York (1984) 77.
3. T.J. Miller, S.J. Zinkle, and B.A. Chin: J. of Nuclear Materials, **179-181** (1991) 263.
4. C.K. Lee, B.A. Chin, R.C. Wilcox, S. Zinkle: J. of Nuclear Materials, **191-194** (1992) 488.
5. R.S. W. Shewfelt and L.M. Brown: Philosophical Magazine, **30** (1974) 1135.
6. R.S. W. Shewfelt and L.M. Brown: Philosophical Magazine, **35** (1977) 945.
7. K.M. Zwilsky and N.J. Grant: AIME Trans., **221** (1961) 371.
8. O. Preston and N.J. Grant: AIME Trans., **221** (1961) 164.
9. P. Krautwasser, M. Widera, D. Esser, B.D. Wirth, and D. Sporer: High Temp. -High Pressures, **26** (1994) 549.
10. P. Krautwasser, A. Czyrska-Filemonowicz, M. Widera, and F. Carsughi: Mat. Sci. Eng., **A177** (1994) 199.
11. W.F. Schilling and N.J. Grant: Powder Metallurgy Int., **5** (1973) 117.
12. Y. Kawasaki, Y. Ikeda, T. Kobayashi, and H. Sumiyoshi: ISIJ International, **36** (1996) 1208.
13. E. Aernoudt et al.: Key Eng. Mat., **29-31** (1989) 373.
14. A. V. Nadkarni and E. P. Weber: Welding Journal, November (1977).
15. S. Mrowec and A. Stoklosa: Oxidation of Metals, **3** (1971) 291.