

Al-Mg-Cu-Mn 합금의 초소성 특성

박종우 · 김희수 · 문인기 · 하기윤* · 이덕열**

한국과학기술연구원 금속연구부

*대한알루미늄(주) 경금속기술연구소

**고려대학교 공과대학 재료공학과

Superplastic Properties of Al-Mg-Cu-Mn Alloys

J. W. Park, H. S. Kim, I. G. Moon, K. Y. Ha*, D. Y. Lee**

Division of Metals, KIST, P. O. Box 131, Cheongryang, Seoul 130-650

*Aluminium of Korea Ltd., Aluminium of Korea Research Institute, Ulsan

**Department of Materials Engineering, Korea University, Seoul

초록 Al-Mg-Cu-Mn계 합금을 가공열처리하고 초소성 특성을 조사한 후 광학 및 전자 현미경을 이용하여 초소성에 영향을 미치는 주요한 인자들을 조사하였다. 균질화 과정에서 제거되지 않은 조대한 2차상들은 그 후의 가공열처리 과정에서도 계속 잔류하여 초소성 변형 중 기공을 유발함으로써 초소성 신율을 저하시켰다. 반면에 가공열처리 과정에서 생성된 미세한 석출물은 결정립 성장을 억제하여 조직을 안정화함으로써 초소성 특성을 향상시켰다. 균질화처리 조건은 2차상의 크기와 분포에 큰 영향을 주어 2단계 균질화-공냉처리는 1단계 균질화-노냉처리보다 조대한 2차상의 제거와 미세석출물의 생성에 효과적이었다.

Abstract Thermomechanical treatment consisting of homogenizing, hot and warm rolling were introduced to Al-Mg-Cu-Mn alloys for obtaining superplasticity. The factors affecting the superplasticity of the alloys were investigated by optical and transmission electron microscopy. Large particles which had not been decomposed during homogenizing treatments remained stable in the hot and warm rolling processes. These particles were a source of cavitation and poor elongation in superplastic deformation. On the other hand, fine precipitates were produced during thermomechanical processing, and resulted in improvement of superplasticity by stabilizing microstructure. Two-step homogenizing and air cooling process was more effective than one-step homogenizing and furnace cooling process in removing microsegregations and producing fine particles.

1. 서 론

초소성 합금은 고온에서 플라스틱과 같은 성형성을 갖는 금속으로서 초소성 영역에서 매우 낮은 유통응력과 극히 우수한 연성을 나타낸다¹⁾. 따라서 이 합금을 이용하면 고난도의 복잡한 형상의 성형이 단번에 이루어지기 때문에 여러 개의 부품을 조립하거나 용접하는 공정이 생략되고 필요로 하는 금형수가 대폭 줄어드는 이점이 있다. 다만 초소성은 보통 느린 속도에서 나타나므로 대량생산에는 특수한 경우를 제외하고는 부적합하지만 생산량이 많지 않고 부가가치가 높은 다품종 소량

생산에서는 기존의 방식보다 경제성이 높다.

지금까지 철, 구리, 알루미늄, 티타늄, 마그네슘 등 많은 합금계에서 초소성이 발견되어 일부는 이미 20년 전부터 실용화되고 있다²⁾. 이중에서 알루미늄 합금계는 초소성 특성 외에도 지비중과 내식성, 그리고 비교적 저렴한 가격으로 인해 현재 항공기, 고속철도, 자동차용 문 등과 건축내외장재 판성형 등 다방면에 널리 이용되고 있다³⁾.

보통 초소성은 $0.5T_m$ (T_m : 융점) 이상의 온도와 일정한 변형속도 범위에서만 나타난다. 그리고 또 다른 조건으로서 결정립이 $10\mu\text{m}$ 이하로 미세하고 등축이어야 하며 결정립 성

장을 억제하는 2차상이 있어야 한다⁴⁾. 2차상이 거의 없는 경우에도 초소성과 유사한 현상이 보고된 예가⁵⁾ 있긴 하지만, 보통 초소성은 상당한 부피분율을 갖는 공정, 공석상 또는 매우 미세한 석출상이 있는 경우에 나타난다.

초소성 알루미늄 합금 중 특히 5000계 합금은 가격이 저렴하여 초소성 특성이 그다지 우수하지 않음에도 불구하고 가장 많이 사용되고 있으나 Watanabe 등⁶⁾이 5083 합금에 대해 발표한 것 외에는 대부분 제조기술이 공개되지 않고 있다. 본 연구는 서로 다른 균질화 및 가공열처리를 거친 5000계 알루미늄 합금을 대상으로 2차상의 크기, 양, 분포상태를 조사하고 초소성 특성과 초소성 변형 전후의 조직을 비교하여 2차상이 초소성에 어떤 영향을 주는지를 해명하고자 하였다.

2. 실험 방법

본 실험에 사용된 Al합금의 화학성분을 유사합금인 5083합금과 함께 표 1에 나타내었다. 5083합금은 강도, 내식성, 용접성 등이 우수하여 자동차, 항공기 등에 널리 쓰이는 재료로서, 본 연구에 사용된 합금은 이 합금에 Cr 대신 미세상 생성효과를 높이기 위해 Cu와 Zr이 첨가되었다.

Table 1. Chemical composition of aluminum alloys(wt.%)

Element Alloy	Mg	Cu	Mn	Cr	Zr	Al
5083	4.5	—	0.7	0.15	—	bal.
1	4.68	0.96	0.69	—	0.16	bal.
2	4.91	1.00	0.68	—	0.11	bal.

합금 1은 대한알루미늄공업(주)에서 전기 저항로로 대기용해하여 탈가스처리 후 직접 냉각 주조(direct chill cast) 방식에 의해 65 × 310 × 800mm 크기로 주조하였다. 이 합금은 300°C/hr 가열-400°C × 12hr 유지-60°C/hr 가열-520°C × 8hr 유지-공냉하는 2단계 균질화처리를 하고 45mm 두께로 면삭하였다. 2단계 처리는 Al과의 공정 온도가 낮은 Mg 을 저온(400°C)에서 균질화하여 국부 용융을 방지한 후 고온(520°C)에서 여타 합금원소를 균질화하기 위한 것이다. 열간압연은 500°C에

서 시작하여 일반 공업적 조건처럼 압연 중간에 재가열시키지 않고 10mm의 최종 두께가 될 때까지 3회 연속 압연하였으며, 최종압연 직후 시편의 표면온도는 약 200°C이었다.

합금 2는 진공상태에서 Ar 가스를 주입시킨 고주파 진공용해로에서 휑연 도가니를 사용하여 용해하였다. 이 때 Mg은 순도 99.9%의 상업용 괴를 사용하고, 용점이 높은 Cu, Mn, Zr은 Al-50Cu, Al-10Mn, Al-5Zr의 모합금을 구입하여 사용하였다. 용융된 금속은 55 × 50 × 105mm의 사각 단면 금형에 주조한 후 공냉시켜 약 1.4kg의 주괴를 얻었다. 그 후, 이 합금은 Mg 편석이 가열과정에서 녹아들어 가도록 약 50°C/hr의 승온속도로 서서히 가열하여 540°C에서 24시간 유지한 뒤 노냉하는 균질화처리를 하고, 표면을 약 2mm 면삭하였다. 열간압연은 두께가 약 50mm인 시편을 500°C에서 2시간 유지한 다음 초기에는 1회에 2~5%, 후기에는 5~10%를 줄이는 압하율로 10mm 두께가 될 때까지 진행하였으며, 시편의 온도를 300°C 이상으로 유지하기 위하여 4회마다 약 10분간 재가열하였다.

열간압연 후에는 두 합금 모두 250°C에서 온간압연하였다. 온간압연은 10mm두께의 시편을 미리 가공온도로 가열된 노속에 넣어 30분 유지한 후 총 12회에 걸쳐 2mm의 두께가 될 때까지 진행하였다. 이 때 가공량은 매 회당 변형양이 10~25% 범위에 들도록 하였다. 또한 시편은 4회 압연 후 5분간 재가열하였으며, 온간압연이 완료된 후에는 대기 중에서 냉각하였다.

각 시편의 결정립도와 2차상의 분포는 광학 현미경으로 조사하였다. 주조 후 균질화 조직은 주괴 상부 중간 깊이를, 압연시편은 압연면에 평행한 면을 관찰하였다. 조직 관찰을 위한 시편은 일반적인 연마 과정을 거친 다음 시편에 따라 Keller시약(증류수 190mℓ와 HNO₃ 5mℓ, HCl 3mℓ, HF 2mℓ), 묽은 Keller 시약(증류수 80mℓ와 HNO₃ 15.5mℓ, HF 0.5mℓ, CrO₃ 3mℓ)을 사용하여 부식하였으며, 부식시간은 시편의 상태에 따라 20초에서 20분까지로 하였다. 또한 주조 및 균질화 조직의 2차상은 EPMA (electron probe micro analysis)와 EDS(energy dispersive spectrometry)를 이용하여 조사하였다.

한편 미세한 석출물과 조직 관찰은 투과전자현미경(TEM: JEOL, JEM-200CX)을 사용하였다. TEM 관찰용 시편은 먼저 일반적인 연마 과정을 거쳐 50 μm 정도의 두께까지 연마한 다음 영하 40°C로 유지시킨 전해 용액(CH_3OH 200mL + HNO_3 , 70mL) 속에서 30V의 전압으로 jet polishing하여 준비하였다.

고온 인장시편은 가공열처리된 판의 압연방향으로 채취하여 표점거리 8mm, 두께 2mm인 판상으로 제작하였다. 인장시험은 SHIMATSU AG-10TE 기기를 사용하여 시험기기에 부착된 방사로로 430~530°C 범위의 일정 시험온도까지 시편을 가열한 상태에서 진행하였다. 가열시에는 노내부를 Ar 가스 분위기로 유지하면서 PID 온도 조절기를 사용하여 1°C/sec의 속도로 승온시키고 원하는 온도에 도달하면 10분간 유지하여 ±1°C의 오차 내에서 안정되었을 때 시험을 시작하였다.

Load cell은 100kg이며, 인장은 분당 0.1~5mm 범위의 일정한 crosshead speed로 하였는데 이것은 초기 변형속도로 환산하면 $2.1 \times 10^{-4} \sim 1.0 \times 10^{-2}/\text{sec}$ 의 속도에 해당된다. 초소성 변형시의 최대응력은 하중-변위 곡선에서 측정한 최대하중을 초기 단면적으로 나누어 구하고, 초소성 신율은 보통 한 조건에서 한개의 시편을 시험하여 파단 후 늘어난 길이를 측정하여 계산하였다. 몇몇 조건에서는 3~4개의 시편을 사용하여 측정한 신율의 오차는 ±15% 범위를 넘지 않았다.

3. 결과 및 고찰

3.1 초소성 특성

그림 1은 $10^{-3}/\text{sec}$ 의 초기 변형속도에서 합금 1과 합금 2의 시험온도에 따른 초소성 특성의 변화를 비교한 것이다. 전 실험온도 범위에서 합금 1은 합금 2보다 초소성 신율이 70~180% 우수하며, 특히 합금 1은 온도 상승에 따라 신율의 증가가 뚜렷하여 510°C에서 최대치인 450% 이상의 높은 신율을 갖는다. 한편 두 합금 모두 초소성 변형온도의 상승에 따라 최대유동응력은 감소한다. 그러나 유동응력의 크기에 있어서 합금 1은 전 실험 범위에 걸쳐서 합금 2보다 낮을 뿐만 아니라 470°C의 저온에서도 10MPa 이하의 낮은 수준을 나타낸다. 초소성 성형은 유동응력이 낮

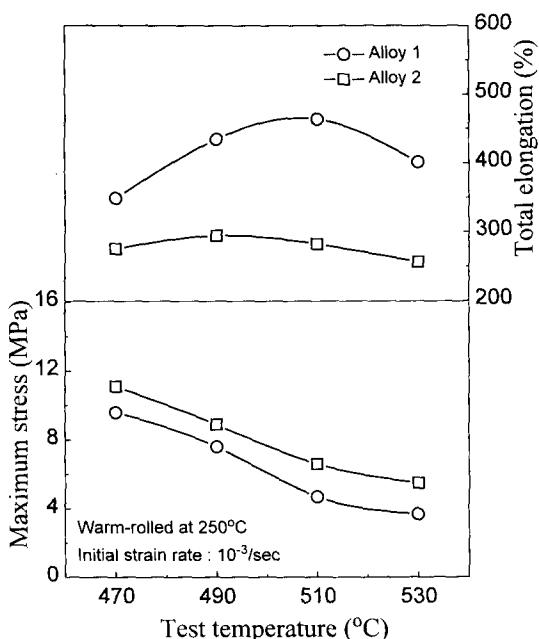


Fig. 1. Temperature dependence of total elongation and maximum flow stress.

을수록 유리하므로 합금 1은 응력과 신율 양면에서 초소성 특성이 합금 2보다 우수하다.

그럼 2는 510°C의 일정온도에서 합금 1과 합금 2의 변형속도에 따른 신율의 변화를 비

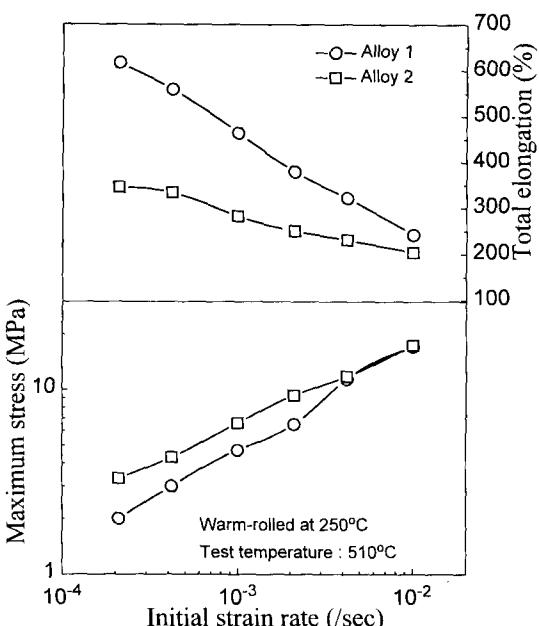


Fig. 2. Strain rate dependence of total elongation and maximum flow stress.

교한 것으로서 전 실험속도 범위에서 합금 1은 합금 2보다 초소성 신율이 우수하다. 두 합금 모두 변형속도의 감소에 따라 신율이 증가하지만 증가율은 합금 1이 합금 2보다 훨씬 커서 변형속도가 느린 $10^{-3}/\text{sec}$ 에서 합금 1은 합금 2의 약 2배인 500%에 가까운 높은 신율을 보여준다. 보통 초소성 신율은 변형속도가 느려질수록 점차 증가하여 어떤 일정한 변형속도에서 최대값을 나타낸 후 감소한다. 그럼 2에서 변형속도의 감소에 따라 합금 2는 $2 \times 10^{-1}/\text{sec}$ 부근에서 최대 신율에 도달한 것처럼 보이지만 합금 1은 아직 신율이 증가하는 경향을 보이므로 변형속도를 더욱 느리게 하면 더 높은 신율을 나타낼 가능성도 있다.

최대유동응력은 변형속도가 빠른 경우에는 두 합금 모두 10 MPa 이상의 높은 수준을 나타내지만 속도가 느려질수록 감소하여 합금 1은 $2 \times 10^{-4}/\text{sec}$ 에서 2 MPa 의 매우 낮은 수준을 보인다. 합금 1이 합금 2보다 거의 전 변형속도 범위에서 신율은 높고 유동응력은 낮으므로 초소성 특성이 우수하며, 앞서 모든 실험은도 범위내에서도 합금 1의 초소성이 우수하였으므로 전반적인 합금 1은 합금 2보다 뛰어난 초소성을 보인다.

그림 3은 변형속도에 따른 최대유동응력의

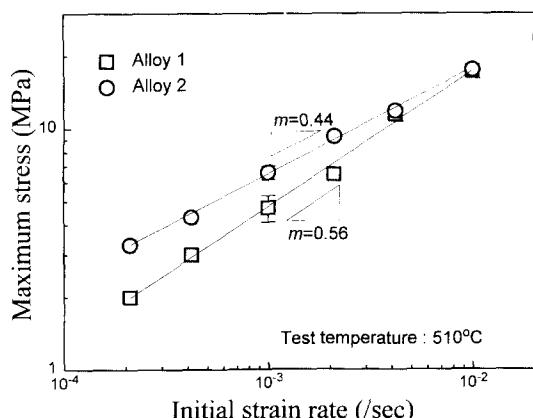


Fig. 3. Strain rate sensitivitity factors of alloy 1 and alloy 2.

변화율인 변형속도 민감도, m 값을 구한 것이다. m 은 유동응력, σ 및 변형속도, $\dot{\epsilon}$ 와 다음과 같은 관계를 갖는다.

$$\sigma = K\dot{\epsilon}^m$$

여기서 K 는 재료상수이다.

초소성 재료의 $\log\sigma - \log\dot{\epsilon}$ 곡선은 보통 S자 의 가운데 부분처럼 구부러진 형태를 갖고 m 값도 변형속도에 따라 변하지만 본 연구에서는 변형속도가 초소성 영역의 일부에만 해당하는 좁은 영역이기 때문에 이러한 형태가 명확하지 않아서 실험범위 내에서 평균값에 해당하는 m 값만을 구하였다. 일반적으로 초소성은 m 값이 0.3 이상일 때 나타나며⁷⁾, 두 합금은 모두 이 조건을 만족시킨다. m 값이 클수록 국부적으로 변형속도가 빨라질 때 그 부분의 유동응력이 급속히 높아지기 때문에 necking을 억제하여 높은 초소성 신율을 나타낸다⁸⁾. 합금 1과 합금 2의 m 값은 각각 0.56과 0.44로서 합금 1이 합금 2보다 m 값이 크고 초소성 신율도 우수하다. 결국 합금 1은 합금 2보다 초소성 신율이 높고 초소성 유동응력은 낮으며 m 값은 높으므로 초소성을 평가하는 모든 면에서 우수한 특성을 나타낸다.

3.2 조직변화 및 초소성과의 관계

합금 1이 합금 2보다 우수한 초소성을 나타내는 원인을 찾아내기 위하여 초소성 변형 전후의 조직을 각각 전자현미경과 광학현미경으로 조사하였다. 두 합금의 주조조직은 모두 수지상 사이에 두꺼운 편석층이 형성된 전형적인 수지상 조직을 나타내었다⁹⁾. 사진 1은 합금 1과 2의 균질화조직으로서 합금 1은 조대한 2차상의 잔류가 적지만 합금 2는 조대한 2차상들이 완전히 제거되지 않고 둥근 입자나 길다란 막의 형태로 남아 있다. 즉, 2단계 균질화-공냉한 합금 1은 1단계 균질화-노냉한 합금 2보다 균질화가 우수하다.

두 합금의 편석물을 EPMA와 EDS로 분석한 결과 모두 일부 $\text{Al}-(\text{Mn}, \text{Fe})$ 계 화합물과 더불어 $\text{Al}-\text{Cu}$ 계 화합물이 많이 검출되었다. Si의 편석도 일부 관찰되었으나 Mg의 편석은 그다지 심하지 않았다. 즉, 편석은 합금 원소로서 가장 많이 첨가된 Mg보다는 두번째로 많이 첨가된 Cu가 주원인이 되고 있다. Cu는 공정온도에서 Al 에 최대 5.65%까지 고용되는데 응고과정에서 수지상 사이에 놓축되어 고상으로 정출하여 편석을 유발하며, 이때 매우 조대한 화합물을 형성함으로써 균질화처리 과정에서도 쉽게 제거되지 않는다고 판단된다.

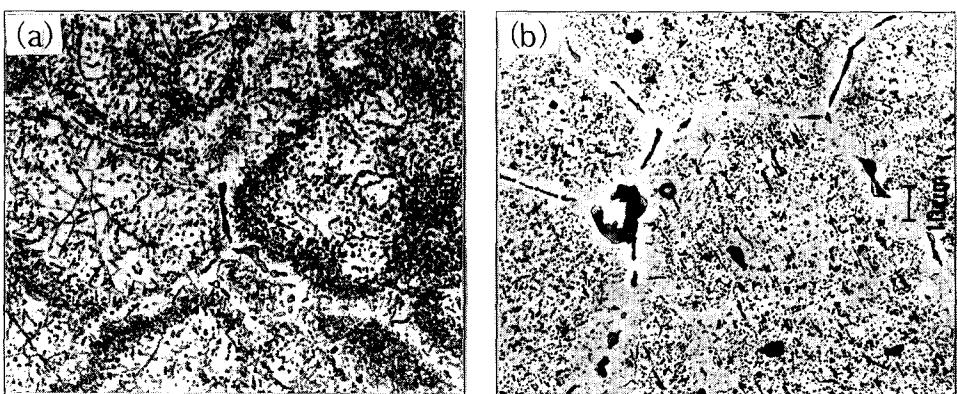


Photo. 1. Homogenized microstructures of (a) alloy 1($400^{\circ}\text{C} \times 12\text{hr} + 520^{\circ}\text{C} \times 8\text{hr}$), and (b) alloy 2($540^{\circ}\text{C} \times 24\text{hr}$).

사진 2는 온간압연 후의 조직을 광학현미경으로 관찰한 것으로서 크기 $5\mu\text{m}$ 내외의 조대한 2차상들이 입자 형태로 분산되어 압연 방향으로 배열된 것을 볼 수 있다. 두 합금을 비교하면 초소성 특성이 나빴던 합금 2가 1보다 조대한 2차상이 훨씬 많으므로 조대상은 초소성에 나쁜 영향을 준다고 밀어진다.

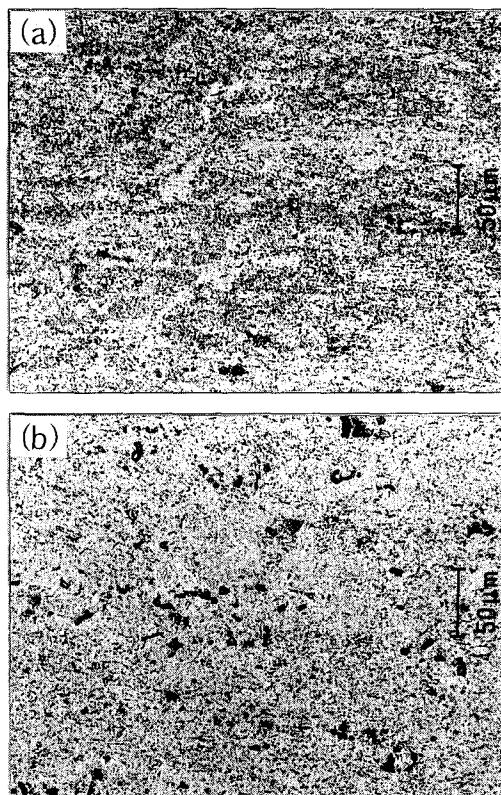


Photo. 2. Warm-rolled microstructures of (a) alloy 1, and (b) alloy 2.

한편 2차상의 양이 합금 1에서보다 합금 2에서 훨씬 많은 것은 앞의 균질화 조직에서 보았던 경향과 일치한다. 즉, 균질화 조직의 잔류 2차상들이 가공열처리 과정에서 파쇄되어 분산되지만 양적으로는 균질화처리 조직의 특징이 가공 열처리 후에도 그대로 유지됨을 알 수 있다.

사진 3은 두 합금을 510°C 에서 10분간 유

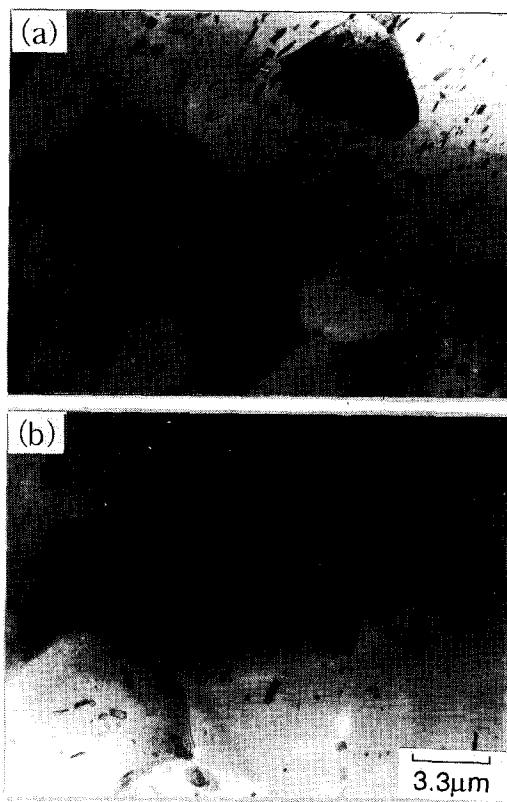


Photo. 3. Transmission electron micrographs of (a) alloy 1, and (b) alloy 2, held at 510°C for 10min.

지한 후 수냉시켜 초소성 인장 직전의 미세조직을 TEM으로 관찰한 대표적인 예이다. 두 합금의 조직은 모두 대체로 입계의 방위각 차이가 작은 결정립 또는 아결정립으로 구성되어 있지만 (아) 결정립의 크기나 석출물의 양에 있어서는 두 합금이 큰 차이를 나타낸다. 즉, (아) 결정립의 크기를 보면, 합금 1은 대부분 약 $5\mu\text{m}$ 의 미세립이 많지만 합금 2는 이보다 훨씬 큰 조대립으로 이루어져 있고 $10\mu\text{m}$ 이상의 조대립도 많이 나타난다. 석출물의 크기에 있어서는 합금 1은 $0.5\mu\text{m}$ 이하의 미세석출물이 많음에 비해 합금 2는 미세 석출물은 적고 $2\mu\text{m}$ 에 가까운 조대한 석출물이 많다.

한편 사진 3을 앞서 사진 2와 비교하면, 결정립이 미세한 합금 1은 미세상이 많고 조대상이 적은 반면에 결정립이 조대한 합금 2는 미세상이 적고 조대상이 많은 특징을 보인다. 이처럼 합금 1이 합금 2보다 조직이 미세한 것은 다량의 미세 석출물이 입계를 고착시켜 가열 및 일정온도 유지시 입계 성장을 억제한 결과이다. 일반적으로 결정립이 미세하면 초소성 특성이 우수하며, 본 연구에서도 결정립이 미세한 합금 1은 합금 2보다 뛰어난 초소성을 보인다. 합금 1의 결정립이 미세한 것은 다량의 미세 석출물에 기인하므로 결국 미세석출물은, 앞서 사진 2의 조대상과는 달리, 초소성에 바람직한 효과를 가져옴을 알 수 있다. 즉, 초소성은 미세상이 많고 조대상이 적을수록 우수하다.

사진 4는 합금 1과 합금 2를 약 200% 초소성 인장한 후 광학현미경으로 관찰한 것이다. 여기서 합금 1은 합금 2보다 큰 차이는 아니지만 조직이 대체로 미세하다. 즉, 합금 1의 결정립은 대부분 $20\mu\text{m}$ 이하임에 비해 합금 2의 결정립은 전반적으로 조대하여 $30\mu\text{m}$ 이상의 것들도 많다. 초소성 변형 전 조직인 사진 3과 비교하면, 두 합금 모두 초소성 변형 동안 조직이 조대해졌지만 합금 1의 조직이 합금 2보다 상대적으로 미세함에는 변함이 없다. 합금 1이 합금 2보다 초소성 변형 전후의 조직이 모두 미세한 것은, 앞서 언급한 바와 같이, 다량의 미세 석출물에 의한 결정립 성장 억제 효과에 기인한다. 미세 결정립은 초소성 변형의 주요 기구인 입계 미끄러짐과 확산을 촉진하여 초소성 신율의 향상에

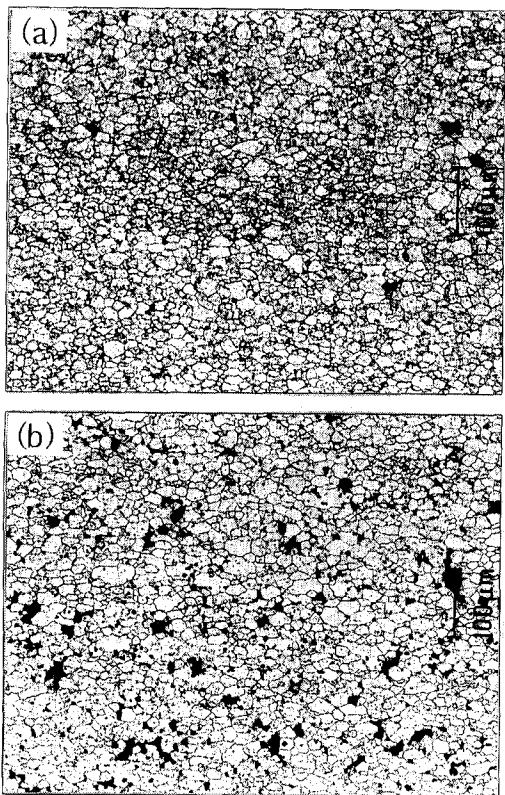


Photo. 4. Microstructures of (a) alloy 1, and (b) alloy 2, elongated by 200% at 510°C, showing recrystallized grains and cavities.

기여하므로 조직이 미세한 합금 1은 신율이 우수하다.

결정립의 크기는 신율 뿐만 아니라 초소성 변형응력에도 영향을 미친다. 일반적으로 초소성 변형응력, σ 와 결정립의 크기, d 는 다음과 같은 관계가 있다.

$$\sigma = C d^a$$

여기서 C 와 a 는 재료와 관련된 상수이며, a 는 보통 1에 가까운 값을 갖는다^[1,10].

즉 결정립이 미세하면 초소성 변형응력이 감소한다. 합금 1이 합금 2보다 초소성 신율이 우수하면서 유동응력이 낮은 것은 바로 이러한 효과로 설명된다.

한편 사진 4의 또 한가지 특징으로서 합금 2는 합금 1보다 기공(cavity)이 양적으로 훨씬 많을 뿐만 아니라 그 크기도 상당수가 최고 약 $40\mu\text{m}$ 에 달할 정도로 조대하게 성장한 것을 볼 수 있다. 합금 2는 합금 1보다 결정

립이 크고 조대한 2차상이 많았으므로 이 합금에서 기공이 더 많고 조대한 것은 이러한 인자들과 무관하지 않다. 초소성 재료에서 기공은 이웃 결정이나 상간에 발생하는 변형특성 차이가 원자확산이나 전위이동에 의한 보합과정에 의해 예방되지 않을 때 생성되며, 결정립과 두 상간의 계면은 기공의 생성기점이 될 수 있다¹¹⁾.

결정립과 기공과의 관계에 대해서는 결정립이 조대할수록 기공이 증가한다는 보고가 있다¹¹⁾. 본 실험에서는 사진에서 보는 바와 같이 합금 2가 전반적으로 조직이 더 조대하므로 기공 발생이 촉진될 수 있다. 그러나 합금 2의 조직에서 기공발생 위치를 자세히 관찰해 보면 반드시 조대 결정립계에서만 기공이 발생한 것이 아니라 미세결정립 주위에서도 많은 기공이 생성된 것을 알 수 있다. 따라서 여기서는 조대 결정립보다는 조대한 2차상이 기공 발생에 더 큰 요인으로 작용하였다고 판단된다.

또한 2차상이라 미세하더라도 결정립계에 존재하면 입계 미끄러짐을 방해하여 기공발생 기점을 제공할 수 있지만 본 연구에서는 미세상이 많고 조대상이 적은 합금 1보다 미세상이 적고 조대상이 많은 합금 2에서 훨씬 많은 기공이 생성된 것으로 보아 미세상보다는 조대상이 기공발생에 더 큰 요인이 되었다고 볼 수 있다.

즉, 본 실험에서 조대한 2차상은 거의 미세 결정립과 비슷할 정도로 크고 변형특성이 Al과 현저한 차이가 있거나 취약한 Cu나 Mn, Si, Fe계 화합물이므로 결정립계보다는 2차상의 계면이 더 취약하리라고 짐작된다. 또한 이 2차상들은 결정립에 비해 매우 불규칙한 형상을 하고 있어서 이를 2차상의 계면에서는 초소성의 주요 기구인 미끄러짐 변형이 거의 불가능하기 때문에 그 주위에는 더 큰 응력집중과 변형 불일치가 발생할 것이다. 결국 합금 2는 이러한 2차상이 많은데다가 결정립이 조대하여 기공발생이 촉진되고, 그 결과 재료의 파단도 더 빨리 나타나 2차상이 적고 결정립이 미세한 합금 1보다 초소성 신율이 열등하다고 해석된다.

실험결과를 종합하면, 조대상은 기공 생성을 유발하는 반면에 미세 석출물을 조직 미세

화에 기여함으로써 초소성 신율에 상반되는 영향을 주게 된다. 합금 1이 합금 2보다 초소성이 우수한 것은 조대한 2차상은 적고 미세한 석출물을 많아서 기공발생이 적고 조직이 미세하게 유지된 결과이다. 초소성에 해로운 조대상을 제거하고 미세 석출물을 많이 만들기 위해서는 효과적인 열처리가 필요하다. 2단계 균질화-공냉처리한 합금 1이 1단계 균질화-노냉처리한 합금 2보다 조대상은 적고 미세상은 많았으므로 전자의 조건이 후자의 것보다 효과적이라고 할 수 있다. 균질화 과정에서 고용된 합금원소들은 그 후의 가공 열처리 과정에서 미세하게 석출함으로써 조직안정화와 초소성에 기여한다. 합금 1은 합금 2보다 균질화 과정에서 조대상이 훨씬 많이 제거되어 합금원소의 고용 양이 증가하였을 것이며, 이는 그 후의 열처리와 가공 과정에서 훨씬 많은 미세 석출물이 생성되는 한가지 요인이 되었을 것이다.

4. 결 론

Al-Mg-Cu-Mn계 합금을 가공열처리하여 초소성 특성을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 균질화처리 후 찬류하는 조대한 2차상은 그 후의 가공열처리 과정에서도 제거되지 않고 남아 초소성 변형 중 기공생성을 유발하고 초소성 신율을 감소시켰다.

2) 0.1~0.5μm의 미세 석출물은 초소성 변형 전의 조직을 미세화할 뿐만 아니라 초소성 변형 중에도 결정립 성장을 억제함으로써 초소성 신율을 향상시켰다.

3) 2단계 균질화-공냉 후 가공열처리하는 방법은 1단계 균질화-노냉처리 후 가공열처리 하는 것보다 조대상의 양을 줄이면서 미세석출물의 양을 증가시키는 효과를 가져왔다.

후 기

본 연구는 과학기술처 선도기술개발사업인 초소성 합금개발 과제의 연구결과 중 일부임.

참 고 문 헌

- J. W. Edington, K. N. Melton and C. P. Cutler : Progress in Materials Science, 21 (2), 61-157(1976)

2. 大澤 泰明, 西村 尚 : 輕金屬, 39(11), 765 (1989)
3. A. J. Barnes, Superform USA, Inc., unpublished data, 1993, March
4. T. G. Langdon : Metall. Trans. 13A, May, 689(1982)
5. V. A. Likhachev, M. M. Myshlyaev, S. S. Olevskii and T. N. Chuchman : Acta Metall., 22, July. 929(1974)
6. H. Watanabe, K. Ohori and Y. Takeuchi : Trans. ISIJ, 27, 730(1987)
7. A. Demaid : Case Studies in Manufacturing with Advanced Materials, vol 1, 35-71, ed. by J. H. W. de Wit A. Demaid and M. Onillon, Elsevier Science Publisher B. V., North Holland, Amsterdam-London-N. Y. Tokyo, (1992)
8. O. D. Sherby and J. Wadsworth : Mat. Sci. and Tech., 1, Nov., 925(1985)
9. 김희수, 박종우, 권오철, 문인기, 김종희, 이희태, 이덕열 : 제8회 재료강도 심포지엄, 대한금속학회, 10월, 81(1994)
10. O. D. Sherby and J. Wadsworth : Superplasticity in Metals, Ceramics and Intermetallics, MRS Proceedings, vol 196, 3-12, ed. by M. J. Mayo, M. Kobayashi and J. Wadsworth, Materials Research Society, Pittsburgh, Pennsylvania, (1990)
11. A. H. Chokshi and A. K. Mukherjee : Acta Metall. 37(11), 3007(1989)