

급속응고 Al-Mg-X(X=Cr, Zr or Mn) 합금의 미세구조와 특성간의 관계

맹덕영 · 이종탁* · 홍순익 · 천병선 · 강석봉**

충남대학교 급속공학과 및 급속응고신소재연구소, *한국원자력 연구소, **한국기계연구원

The Relationship between Microstructure and Property of Rapidly Solidified Al-Mg-X(X=Cr, Zr or Mn) Alloys

D. Y. Maeng, C. T. Lee*, S. I. Hong, B. S. Chun, S. B. Kang**

Dept. of Metallurgical Engineering and RASOM, Chungnam National University,
Taejon 305-764, Korea

*Dept. of Research Reactor Fuel Development Project, KAERI, Taejon 305-600, Korea

**Materials Engineering Department, Korea Institute of Machinery and Metals,
Changwon 641-010, Korea

(Received November 11, 1996)

ABSTRACT In this study, the effect of the transition elements on the microstructure and mechanical properties of rapidly solidified Al-Mg-X alloys was investigated. As a result of the rapid solidification processing, fine equiaxed grains with a mean diameter of 2 μm were observed in these alloys. Many fine particles were found to be distributed rather homogeneously throughout the matrix with relatively large particles occasionally at grain boundaries. The ultimate tensile strength of Al-Mg-X alloys were found to decrease rather remarkably at 150 °C without the gain of the ductility at 150 °C, which may result from segregation of β (AlMg) precipitates. Fine dimples were observed on the fracture surfaces for all alloy systems and the variation of the size and shape of dimples was not observed upon alloy systems. The ductility at 530 °C was found to be ~100%, suggesting that grain boundary sliding did not contribute to ductility despite fine grain size stabilization. The absence of superplastic behavior may be associated with low boundary misorientation in rapidly solidified Al-Mg-X alloys.

1. 서 론

최근 연비 증가와 에너지 절약을 위한 차량 경량화 추세에 따라 강도 및 성형성, 용접성을 갖춘 경금속 개발 및 특성에 관한 연구가 활발히 진행되고 있다.¹⁾ 국내에서도 일부 차체재료를 Al 합금으로 대체하려는 경향에 따라 Al-Mg계 및 Al-Mg-Si계 합금에 대한 관심이 급증하고 있다. 특히 5000계 Al-Mg 합금계는 인장강도와 내식성, 용접성이 우수하여 경량 수송기의 구조재에 적합한 합금으로 기대되고 있다. 이러한 Al-Mg 합금에 제 3의 전이원소를 첨가할 경우 안정한 분산물을 형성시켜 입자미세화 및 입자 성장 억제에 효과가 있으므로 결정립미세화에 의한 강화효과를 얻을 수 있을 뿐만 아니라 고온에서의 미세구조적 안정성을 개선시킬 수 있다. 그러나 기존의 용해주조법에 의

해 제조된 합금에서는 이들 전이원소를 0.3wt% 이상 첨가하면 이들 합금원소로 이루어진 커다란 금속간화합물이 입계 또는 입내에 석출하여, 가공시에 균열이 생성되기 쉽다. 그리고 Al-Mg 합금에서 Al에 대한 Mg의 최대 고용도는 고온에서 17.4 wt.%로 알려져 있으나 5.5 wt.% 이상의 Mg첨가시 Al₃Mg₂나 Mg₂Al₃, Mg₂Al₁₁등이 입계에서 우선적으로 석출하게 되어 anodic phase로 작용하게 되므로 입계파괴와 응력부식을 촉진시킨다.²⁾ 따라서 과포화된 고용체와 상대적으로 미세한 결정립 및 분산입자(dispersoids) 등의 미세화를 기대할 수 있는 급속응고법으로 Mg과 전이원소의 함량이 높은 Al-Mg계 합금을 제조하는 경우 이들 전이원소에 의한 금속간화합물을 골고루 분산시켜 분산강화의 효과뿐만 아니라 결정립의 미세화에 의한 인장특성의 향상을 기대할 수 있다.

일반적으로 Al 합금의 특성을 향상시키기 위하여 Cr, Zr 및 Mn 등의 천이원소를 첨가시키며 상용 Al-Mg 합금인 5xxx계열 합금에도 용도에 따라 이들 원소가 소량 첨가되어 있다. 석출경화형 합금인 7xxx와 2xxx계열 합금의 경우 이들 천이원소의 효과에 대한 연구가 많이 되어 있으나, 5xxx계열에서 천이원소가 특성에 미치는 효과에 대하여는 잘 알려져 있지 않다.³⁾ 따라서 더욱 특성이 향상된 Al-Mg 합금을 개발하기 위하여 Cr이나 Zr, Mn 등의 천이원소가 미세구조 및 특성에 미치는 효과에 대하여는 잘 알려져 있지 않다.³⁾ 따라서 더욱 특성이 향상된 Al-Mg 합금을 개발하기 열시 결정립 성장의 지연과 압연 등 가공시 결정립 미세화 효과 등에 의해 인장 강도를 향상시키는 것으로 알려져 있다.³⁾ 이러한 천이원소의 함량이 고용한도를 훨씬 초과하는 경우 연신율의 상당한 감소가 단점으로 지적되는 데 이것은 급속응고법을 이용하여 합금원소의 편석을 감소시킨다면 연신율 감소 폭은 줄일 수 있을 것으로 여겨진다. 본 연구에서는 Mg의 함량이 높은 Al-Mg 합금중 특성이 좋은 것으로 알려진 Al-7Mg⁴⁵⁾에 서로 다른 제 3원소(X=Cr, Zr, Mn)를 0.67~0.8% 첨가한 합금을 급속응고법을 사용하여 분말을 제조하였으며, 냉간압분과 열간 압출과정을 거쳐 판재를 성형하였다. 또한 이들 각각의 천이원소가 미세구조 및 기계적 특성에 미치는 영향을 체계적으로 연구하기 위하여, 인장시험을 행하였으며 전자현미경을 사용하여 미세구조를 관찰하였다.

2. 실험 방법

상업용으로 판매되는 Al, Mg, Cr, Zr, Mn 금속을 흑연도가니에 장입하여 대기중에서 고주파 유도로를 사용하여 0.7 wt.%의 천이원소(Cr, Zr or Mn)를 포함한 Al-7 wt.%Mg 모합금을 제조하였다. 본 연구에서는 Al-Mg 합금계에서 Al-7%Mg의 특성이 제일 좋았다는 연구결과⁴⁶⁾에 의거 Al-7 wt.%Mg을 선택하였으며, Cr, Zr과 Mn의 평형 최대고용도가 각기 다른 점을 고려하여 평형최대고용도가 중간값을 취하는 Cr의 경우를 택하여 천이원소의 함량을 0.7 wt.%로 정하였다. 합금분말은 이들 모합금을 재용해하여 제조하였으며, 분말제조시 분사가스는 분말표면의 산화막을 줄이기 위하여 액체 N₂ 가스를 기화시켜 12기압의 압력으로 Convergent nozzle를 통하여 분사하였

다. 고주파 유도로에서 모합금이 완전히 용해되었을 때 약 30분간의 안정화 시간을 유지하고, 용탕을 Tundish에 장입하여 용탕온도가 분사온도인 용점보다 150°C~200°C 정도 높은 온도에 도달하게 되면 스토퍼를 제거하여 용탕의 흐름을 안정시킨 후 가스를 분사하여 10 μm~200 μm 범위의 분말을 제조하였다. 오리피스는 내경이 3 mm인 알루미늄이나 세라믹을 사용하였으며, 분말제조후 분말의 회수율은 약 95% 이상이었다. 제조된 분말은 입도 분석을 한후 제조과정 중에 유입된 불순물을 제거하기 위해 325 mesh까지의 Sieve(체)를 이용하여 기계적 분급을 실시하였다.

제조된 합금분말중 10 μm~125 μm의 분말을 입도별로 분류하여 외형 및 표면상태를 주사전자현미경으로 관찰하였고, X-ray 회절기를 이용하여 분말 내부에 존재하는 상을 분석하였다. 분말의 내부 응고 조직은 10 μm~125 μm의 분말을 6시간에 걸쳐 V-mixing한 다음 분말을 예폭사로 성형한 후 연마하여 Keller's 시약으로 부식시키고 광학현미경(Nikon II)을 사용하여 조직을 관찰하였다. mixing된 분말(10 μm~125 μm)은 canning 공정 없이 350ton의 press로 85%의 상대밀도가 되도록 냉간압분되었으며, 냉간압분체는 약 10⁻¹ Torr의 진공이 가능한 진공펌프가 부착된 탈가스로에 장입되어 약 400°C로 1시간 동안 탈가스를 행하였다. 탈가스한 압분체는 최대한의 진공을 유지하여 약 420°C에서 30분 동안 열처리 후 550 ton압출기를 사용하여 약 10:1의 압출비로 압출하였다. 이때 압출속도는 2 mm/sec이었다.

압출재의 미세조직을 관찰하기 위하여 압출방향과 압출방향에 수직인 방향으로 시료를 절취 및 연마하고 Keller's 시약으로 5~60초 동안 부식시킨 후 광학현미경으로 미세조직을 관찰하였고, 압출재의 길이 방향의 절단면을 TEM(JOEL JEM 2000FX II)으로 관찰하였다. TEM 시편은 15% Perchloric acid와 85%의 ethanol 용액을 사용하여 온도 -30°C~-40°C, 40 Volt., 60 mA~80 mA의 조건으로 전해연마하였다. 분말압출재의 석출상을 확인하기 위하여 XRD와 TEM-EDS로 상분석을 행하였다. 표 1은 제조한 분말 압출재의 성분을 플라즈마 발광분석기(ICP:Lab Tom)를 이용하여 분석한 결과를 나타내고 있다.

본 연구에서는 천이원소의 양을 제조중의 손실을 우려하여 목표조성치 0.7 wt.%보다 많이 첨가하였으나 압출재의 천이원소량은 합금계에 따라 다소 큰 차

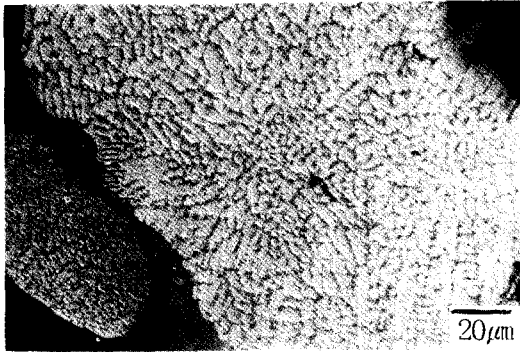


Fig. 1. Optical micrograph of gas atomized Al-Mg alloy powders.

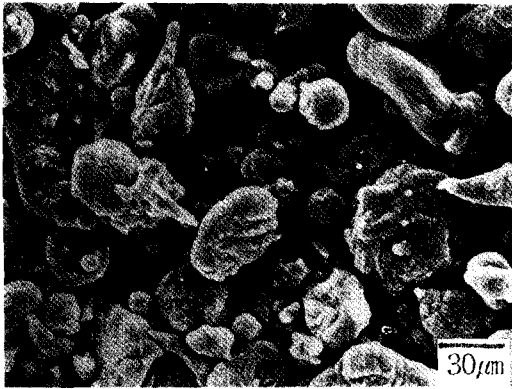


Fig. 2. Scanning electron micrograph of Al-Mg alloy powders.

이를 보였다. 이러한 천이원소의 량의 차이는 평형최대고용도의 차이에 의한 것으로 생각되는데, 즉 평형 최대고용도가 큰 Mn(1.25 wt.%)의 경우 제조중의 손실이 거의 없었으며, 평형최대고용도가 제일 작은 Zr(0.24 wt.%)의 경우 손실이 가장 크게 나타났다.

압출재의 기계적 성질을 조사하기 위하여 상온 및 고온(150°C)에서 인장시험을 하였으며, 유동응력에 따른 가공경화율을 계산하였다. 인장시험(Gage width: 4 mm, Gage length: 7.5 mm)은 wire cutting법으로 제조되었고, 최대하중이 25 ton인 만능시험기(M.T.S 810)를 사용하여 5×10^{-3} /sec의 변형률 속도로 상온 및 고온에서 인장시험을 하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1. 분말의 응고조직 및 입형

그림 1은 가스분무공정으로 제조된 10 μm ~ 125

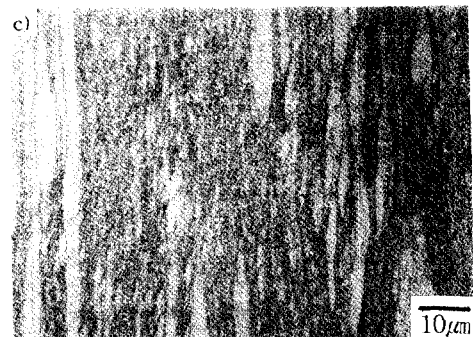
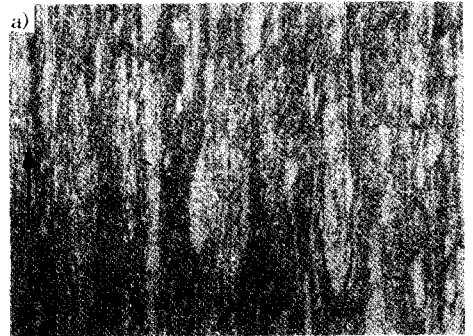


Fig. 3. Optical micrographs of Al-Mg-X(X=Cr,Zr,Mn) alloy extrudates (a) Al-Mg-Cr (b) Al-Mg-Zr (c) Al-Mg-Mn.

μm의 크기를 갖는 mixing 후의 Al-Mg계 합금의 합금분말 조직사진으로 $10^3 \sim 10^4$ K/sec의 빠른 냉각속도에 의하여 미세한 dendrite 형태의 응고조직을 나타내고 있다.¹⁾ 또한 이런 합금분말의 전반적인 외형은 그림 2에서 관찰되듯이 분말은 불규칙적인 구상형태를 보이고 있으며, 분말의 크기가 감소할수록 완전구형에 가까운 형태를 유지하고 있는 반면에 큰 입자일수록 불규칙한 형상을 나타내고 있다.²⁾ 이는 분말의 크기가 작을수록 표면에너지의 기여가 커짐에 따라 구형이 안정하기 때문이다.

3.2. 압출재의 미세조직

그림 3은 압출재의 압출방향에 수직한 면(longitudinal plane)의 광학현미경 사진으로 모든 합금에서

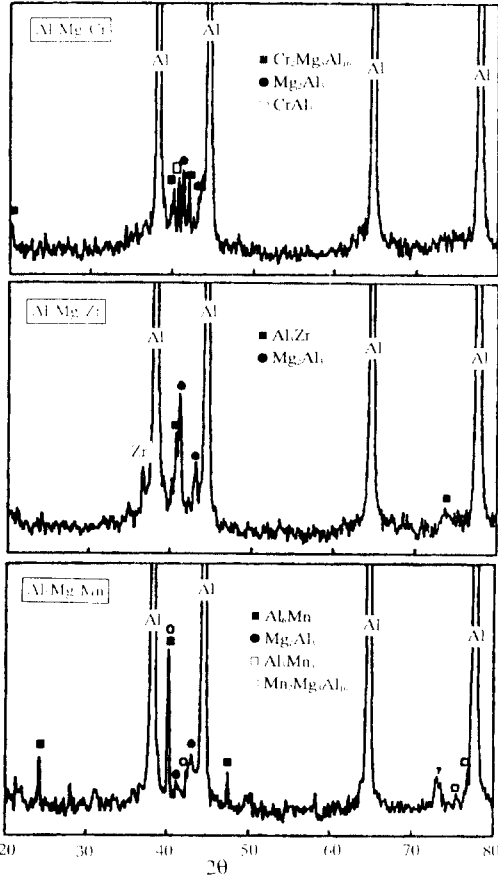


Fig. 4. XRD analyses of Al-Mg-X(X=Cr,Zr,Mn) alloy extrudates.

미세한 석출물이 균일하게 분산석출 하였으며, Al-Mg-Mn의 합금의 경우 분말이 화살표로 표시한 압출 방향에 따라 길게 연신되어 있음을 알 수 있다. 또한 본 연구에서 Cr, Zr 및 Mn의 첨가량이 상온에서의 평형상태에서의 고용한도를 초과하였음에도 불구하고 미세하고 균일한 석출물을 얻을 수 있었다. 그림 4는 분말압출재의 XRD 실험 결과를 보여주는데, Al-Mg-Cr 합금에서는 Cr₂Mg₃Al₁₈상이 관찰되었으며, Al-Mg-Zr의 합금에서 Al₃Zr상이 그리고 Al-Mg-Mn 합금에서는 Al₃Mn와 Al₂Mn의 상이 관찰되었다. 또한 모든 합금에서 압출시의 큰 소성변형으로 인하여 국부적인 재결정과 과고용된 Mg과 Al의 반응에 의한 Al₂Mg₃(β)상이 관찰되었다. 본 연구에서는 Al-Mg-Mn 합금에서 Mn₂Mg₃Al₁₈의 결정구조²⁾를 확인할 수 없어 Tan과 Sheppard¹¹⁾의 연구에서 관찰된 Mn₂Mg₃Al₁₈상이 존재하는지를 판단할 수 없었다. 만일 Mn₂Mg₃Al₁₈의 결정구조가 Cr₂Mg₃Al₁₈의 결정구조와 같고 격자상수가 비슷하다고 가정하는 경우에도 Al-Mg-Cr 합금에서 관찰되는 Cr₂Mg₃Al₁₈상의 peak 위치에서 Al-Mg-Mn 합금의 Al₃Mn과 Mg₂Al상의 peak가 중첩되어 Mn₂Mg₃Al₁₈상의 존재여부를 확인하기가 어려웠다. 후술하겠지만, 더욱 확실한 분석을 위하여 TEM을 이용한 EDS 분석을 하였다.

그림 5는 분말압출재의 횡단면의 전자현미경 조직 사진이다. 각각의 합금에서 전이원소와 Al 또는 Mg으로 이루어진 미세한 석출물이 관찰되었으며, 결정립의 크기는 평균 2 μm이었다. 또한 Al-Mg-Cr 합금은 0.05 μm~0.2 μm의 구형 석출물이 입내에서 관찰되었으며, 입계에서는 0.2 μm~0.7 μm의 비교적 큰 불규칙한 형태의 석출물이 관찰되었다. Al-Mg-Mn 역시 0.05 μm~0.1 μm 크기의 작은 구형의 석출물이



Fig. 5. Transmission electron micrographs of Al-Mg-X(X=Cr,Zr,Mn) alloy extrudates. (a) Al-Mg-Cr (b) Al-Mg-Zr (c) Al-Mg-Mn.

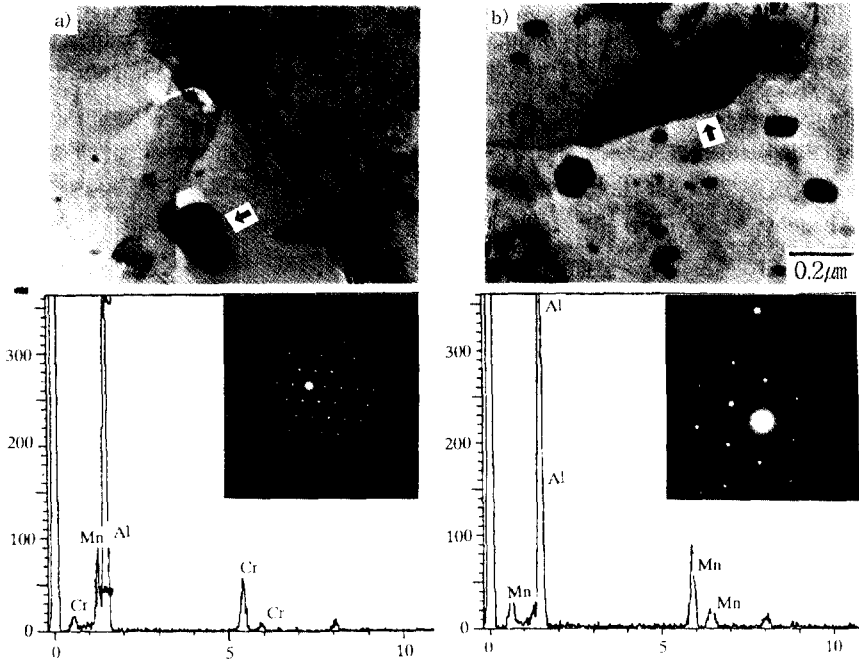


Fig. 6. TEM micrographs showing the precipitates in the extruded Al-Mg alloys. (a) Al-Mg-Cr (b) Al-Mg-Mn.

입내에 주로 관찰되었으며, 0.15 μm ~ 0.5 μm의 비교적 큰 막대형태의 석출물이 입계에서 관찰되었다. 특히, Al-Mg-Mn 합금의 경우에는 기지의 미세한 입자가 다른 합금계에 비하여 균일하게 분포하였는데, 미세한 석출물의 수는 다른 합금계보다 훨씬 많았다(그림 5참조). 그러나 Al-Mg-Zr 합금의 경우 0.02 μm 정도의 석출물이 입내에 분포하였으며 최대 0.2 μm ~ 0.3 μm의 석출물이 일부 발견되었다.

이러한 결과는 비교적 큰 금속간화합물이 결정립 성장 억제에 효과적이라는 것을 뒷받침한다. EDS 및 diffraction pattern 분석결과 X-ray 분석결과와 마찬가지로 Al-Mg-Cr 내의 금속간화합물은 Cr₂Mg₃Al₁₈임이 판명되었고, Al-Mg-Mn의 경우 입계에 존재하는 비교적 큰 금속간화합물은 Al₃Mn임이 확인되었다(그림 6). 또한 Tan, Sheppard는 Al-Mg-Mn 합금에서의 작은 석출물은 Mn₂Mg₃Al₁₈이라고 제안하였으나 본 연구에서는 작은 석출물로 부터의 diffraction pattern을 얻는 데 실패하여 확인할 수 없었으며 EDS 분석결과 이러한 조그만 석출물에서 Mg peak가 관찰되는 것으로 보아 이들 석출물이 Mn₂Mg₃Al₁₈일 가능성이 크다(그림 7).

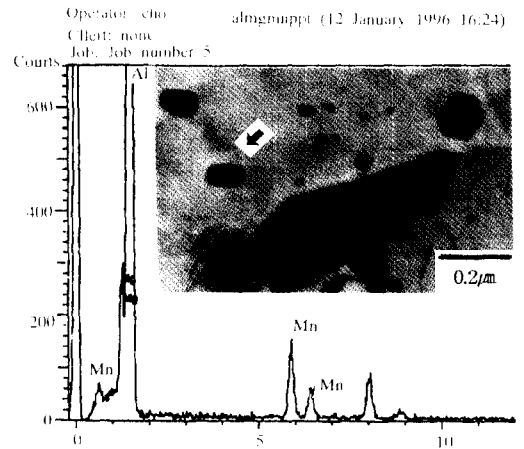


Fig. 7. EDS spectra from small precipitates in Al-Mg-Mn.

3.3. 압출재의 기계적 성질

본 실험에서 사용된 Cr, Zr, Mn의 천이원소에 따른 상온에서의 인장특성값은 그림 8에서 알수 있듯이 Al-Mg-Cr의 인장강도는 438MPa, Al-Mg-Mn 합금의 인장강도는 436MPa로 Al-Mg-Cr 합금과 큰 차이가 없었다. 그러나 Al-Mg-Zr 합금의 경우는 416MPa로

다른 두 합금보다 낮은 인장값을 나타내었다. 이러한 결과는 Zr의 원자량이 Mn이나 Cr에 비하여 약 1.7배 크므로 Zr의 원자분율이 상대적으로 작아 형성된 금속간화합물의 부피분율이 작기 때문인 것으로 판단된다. 그리고 Al-Mg-Zr 합금에 형성되는 금속간화합물 Al₃Zr은 다른 합금에서 형성되는 금속간화합물 Cr₂Mg, Al₃, Al₃Mn 등에 비하여 전이원소의 비율이 높아 같은 원자분율의 전이원소가 첨가된 경우에도 금속간화합물의 부피분율이 작아지므로, Al-Mg-Zr 합금에서의 금속간화합물에 의한 강화 효과는 다른 합금에 비하여 상대적으로 작아지게 된다.

Petch¹⁰⁾와 Cho¹¹⁾에 의하면 금속응고된 후 열간 가공을 거친 분말압출재가 규형주조된 후 열간 가공을 거친 압출재보다 인장강도와 항복강도가 크게 향상되

었다고 보고하고 있다. 이러한 결과는 상대적으로 미세한 결정립도를 보인 금속응고시립이 금속간화합물의 균일한 분포와 결정립의 미세화에 의하여 더 우수한 인장특성을 보이는 것이며, 또한 본 실험에서의 강도 향상에도 불구하고 연신율이 비교적 높게 관찰된 것은 미세한 Cr, Zr 및 Mn 입자의 균일한 분포로 인하여 슬립이 균질하게 일어나기 때문인 것으로 생각된다. 또한 150°C에서의 인장시험결과 인장강도는 약 300 MPa로 급격히 감소하였으나, 연신율의 증가는 관찰되지 않았는데, 이는 고온에서의 인장시 brittle한 Al₃Mg₂(β)석출물이 필름상으로 결정립계에 석출되어 고온에서의 기지의 균질한 변형에 의한 연신율 증가경향을 상쇄하기 때문인 것으로 판단된다.¹²⁾

그럼 9은 Al-Mg-X 합금의 가공경화속도의 유효응력에 대한 변화를 보여주고 있다. 여기서, 유효응력은 유통응력에서 항복응력을 제한 값으로 정의되었다.¹³⁾ 그림 9(a)에 나타난 바와 같이 상온에서의 가공경화속도는 유효응력의 증가에 따라 급격히 감소하였으며 감소하는 속도는 Al-Mg-Cr이 제일 낮고 Al-Mg-Mn, Al-Mg-Zr 순으로 감소하는 속도가 증가하였다. 이러한 결과는 상온에서 변형중의 동적회복속도(dynamic recovery rate)가 Al-Mg-Cr이 제일 낮고 Al-Mg-Mn, Al-Mg-Zr 순으로 증가함을 뜻한다. 일반적으로 합금에서 동적회복속도에 영향을 미치는 인자로는 석출물 또는 분산물의 분포 및 크기와 합금원소의 고용량을 들 수 있다.^{14,15)} 석출물 또는 분산물은 지형적으로 필요한 전위(geometrically necessary dislocations)의 증가로 hardening rate를 증가시키며, 고

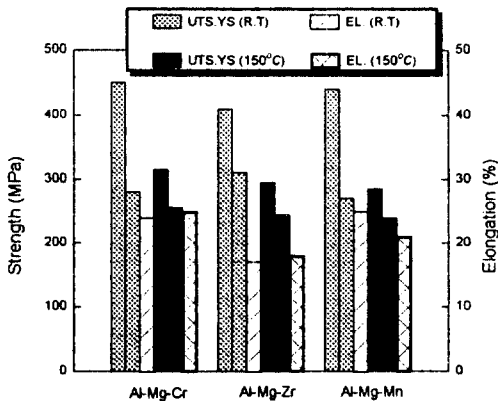


Fig. 8. Effect of the temperature on the tensile properties of Al-Mg-X(X=Cr,Zr,Mn) alloy extrudates.

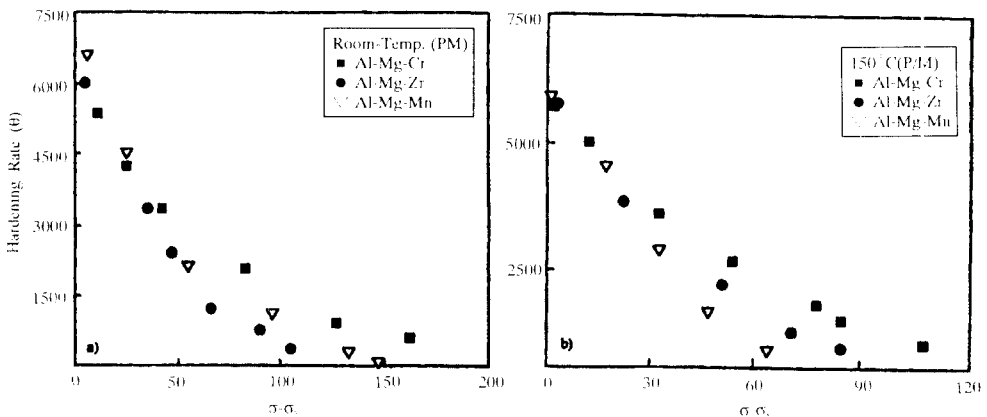


Fig. 9. The hardening rates of Al-Mg-X alloys plotted as a function of the effective stress. (a) R/T (b) 150°C.

용된 합금원소는 cross slip을 어렵게 하여 전위밀도의 감소를 억제하여 hardening rate를 증가시킨다.^{11,12)} 표 1에서 Al-Mg-Cr 합금의 경우 Al-Mg-Mn 합금보다 Mg의 함량이 약 0.86% 높는데, 이러한 차이는 cross slip의 난이도에 미소한 영향을 주어 가공경화 속도에 약간의 영향을 주는 것으로 보인다(그림 9). Al-Mg-Zr 합금은 Al-Mg-Mn보다 Mg의 함량이 높음에도 불구하고 앞에서 설명한 바와 같이 금속간화합물의 부피분율이 현격하게 낮아 가공경화속도가 제일 낮은 것으로 판단된다.

150°C에서는 상온보다 가공경화속도가 더욱 급격히 감소하였으며, 이는 150°C에서 동적회복속도가 증가하기 때문이다(그림 9(b)). 그림 9에 나타난 바와 같이 150°C에서는 Al-Mg-Mn의 가공경화속도가 Al-

Mg-Zr보다 낮게 관찰되었다. 이는 Al-Mg-Mn의 고온안정성이 Al-Mg-Cr이나 Al-Mg-Zr보다 떨어진다 것을 의미하는데, 이러한 결과는 Al-Mg-Mn 합금에서의 석출물의 고온안정성이 다른 합금에서의 석출물의 고온안정성보다 낮다는 사실과 일치한다. 이러한 결과로부터 고온에서의 가공경화속도는 합금원소의 고용량보다는 석출물 또는 분산물의 분포 및 크기에 의하여 더욱 큰 영향을 받을 수 있다. 그림 10은 상온 및 고온(150°C)에서 Al-Mg-Cr 합금의 인장시험 후 파단면을 SEM으로 표면을 관찰한 것으로 전형적인 연성파괴를 나타내며 미세한 dimple이 분포하고 있다. Al-Mg-Zr과 Al-Mg-Mn도 비슷한 파괴양상을 보였으며 합금에 따른 dimple의 크기차이를 관찰할 수 없었다. 또한 상온이나 고온에서의 파괴양상은 별다른 차이가 없었다.

그림 11은 Al-Mg 합금의 530°C에서의 변형속도에 따른 연신율의 변화를 보여주고 있다. 그림에 나타난 바와 같이 급속응고법으로 제조된 Al-Mg 합금의 고온 연신율은 100%이내로 초소성 현상을 관찰되지 않았다. 이는 급속응고법으로 제조된 Al-Mg 합금의 입자크기는 매우 작음에도 임계활주(grain boundary sliding)가 연성에 기여하지 않았음을 암시한다. TEM사진 분석결과(그림 5참조) 본 연구에서 급속응고법으로 제조된 Al-Mg 합금에서는 Grain boundary fringe가 발견되지 않았으며, 이는 임계각의 misorientation이 크지 않았음을 뜻하며, 따라서 임계활주가 어려워 초소성이 관찰되지 않은 것으로 생각된다. 최근의 연구결과에 의하면 low angle grain bo-

Table 1. Chemical composition of Al-Mg-X alloys

Alloy (wt.%)	Mg	Cr	Zr	Mn	Al
Al-Mg-Cr	7.75	0.72			bal.
Al-Mg-Zr	7.20		0.67		bal.
Al-Mg-Mn	6.89			0.80	bal.

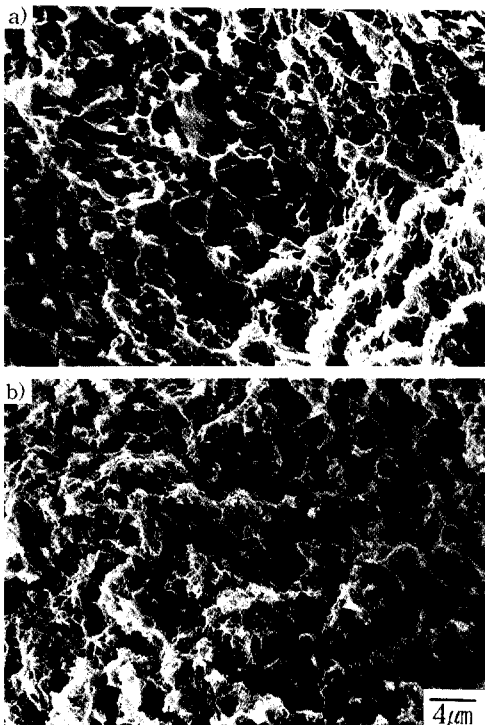


Fig. 10. Fracture surfaces of Al-Mg-Cr alloys. (a) R/T (b) 150°C.

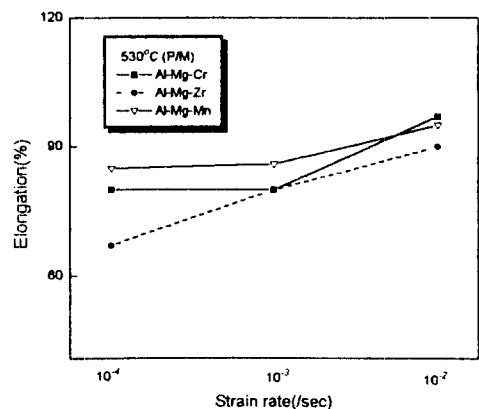


Fig. 11. Elongation of Rapidly Solidified Al-Mg-X alloys as a function of strain rate at 530°C.

undary에서는 입계활주가 어렵다는 것은 널리 알려진 사실이다.^{17, 18)}

4. 결 론

급속응고법으로 제조한 Al-Mg-X(X=Cr, Zr or Mn) 합금분말 압출재의 미세조직과 기계적 특성을 고찰한 결과 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1) 급속응고된 Al-Mg 합금분말은 $10^3 \sim 10^4$ K/sec의 빠른 냉각속도에 의해 dendrite 형태의 응고조직을 나타내고 있다.

2) 각 분말압출재의 TEM 관찰결과 grain size는 평균 $2 \mu\text{m}$ 였고, 불규칙한 형태의 큰 석출물이 주로 입계 근처에서 관찰되었으며 입내에서는 작은 석출물이 관찰되었다.

3) XRD 실험결과 Al-Mg-Cr 합금에서는 Cr_2Mg , Al_3Cr 상이 관찰되었으며, Al-Mg-Zr의 합금에서 Al_3Zr 상이 그리고 Al-Mg-Mn 합금에서는 Al_3Mn 과 Al_6Mn 의 상이 관찰되었으며 Mn_2Mg , Al_3Mn 로 판단되는 작은 석출물이 입내에 균일하게 분포하였다.

4) 급속응고 압출재의 인장강도는 금속간 화합물의 균일한 분포 및 입자미세화에 의하여 증가하였다. Al-Mg-Cr 합금의 인장강도는 438MPa, Al-Mg-Mn은 436MPa로 Al-Mg-Zr의 416MPa보다 높은 값을 나타내었으며, 150°C 에서의 Al-Mg 합금의 인장강도는 300 MPa로 상당히 감소하였으나 연신율 증가경향을 관찰되지 않았다.

5) 인장시험 후 파단면은 연성파괴를 나타냈으며 상온 및 고온에서의 파면은 별다른 차이가 없었다.

6) 530°C 고온에서의 인장시험결과 연신율이 100% 이내로 초소성 특성이 관찰되지 않았다. 이는 본 연구에서 급속응고법으로 제조된 Al-Mg 합금의 입계가 low angle grain boundary로 이루어져 있어 입계활주가 어렵기 때문인 것으로 생각된다.

감사의 글

본 연구는 1995/96년 교육부 신소재 분야 학술연구조성비 지원에 의한 연구결과와 일부이며 연구비 지원에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. T. R. McNelley, A. A. Salama and P. N. Kaln: Advances in Superplasticity and Superplastic Forming (Edited by N. Chandra, H. Garmestan and R. E. Goforth), TMS, Warrendale, Pennsylvania (1993) 45.
2. William F. Smith: Structure and Properties of Engineering Alloys, 2nd edition.
3. M. H. Kim: Rapidly Solidified Mater. Research Center Annual Report. (1995) 413.
4. G. H. Tan and T. Sheppard: Institute of Metals, **29**, 2 (1986) 142.
5. Y. L. Lui and S. B. Kang: Scripta Metall., **30** (1994) 487.
6. J. L. Estrada and J. Ouszezyk: J. Mater. Sci., **25** (1990) 886.
7. P. Villars, A. Prince: Handbook of Ternary Alloy Phase Diagrams, ASM (1995).
8. N. J. Petch: J. Iron steel Inst., **B64** (1953) 747.
9. S. S. Cho: 1st International Sym. Advanced Solidification Processing and Application. (RASOM.CNU).
10. S. I. Hong, G. T. GrayIII and Z. Wang, Mater. Sci. Eng., **221A** (1996) 38.
11. S. I. Hong and C. Laird, Acta Metall., **38** (1990) 1581.
12. S. I. Hong, G. T. GrayIII and J. J. Lewandowski, Acta Metall., **41** (1993) 2337.
13. S. J. Hales and T. R. McNelley: Acta Metall., **36** (1988) 1229.
14. T. R. McNelley, E. W. Lee and M. E. Mills: Metall. Trans., **17A** (1986) 1035.
15. E. W. Lee, T. R. McNelley and A. F. Stengel: Metall. Trans., **17A** (1986) 1043.
16. T. R. McNelley and A. Garg: Scripta Metall., **18** (1984) 917.