

Sc 을 첨가한 Al-Zn-Mg-Cu 합금 압출재의 열처리에 따른 미세조직 변화

이혜경* · 서동우* · 이상용* · 이경환**

Microstructural changes of Al-Zn-Mg-Cu alloys containing Sc during hot extrusion and post heat treatments

H.K. Yi, D. W. Suh, S. Y. Lee, K.H.Lee

Abstract

The microstructural changes of Al-Zn-Mg-Cu alloy containing Sc during hot extrusion and post heat treatment is investigated. Two kinds of Al-Sc alloys with different alloying elements (B1, B2) are hot extruded to make T-shape bars at 380°C, then the bars are solution treated at 480°C for 2hrs followed by artificial aging at 120°C for 24hrs. The interior microstructure of as extruded bar consists of elongated grains, however, fine equiaxed grains are mainly observed around surface. The microstructural gradient suggests that different restoration process can proceed during the hot extrusion. For B1 and B2, different grain growth behaviors are found around the surface during the post heat treatment. Rapid grain growth behavior around the surface is discussed related with the crystallographic orientation of the grain.

Key Words : : scandium, hot extrusion, recrystallization, abnormal grain growth

1. 서론

Sc 이 첨가된 알루미늄 합금은 1970 년부터 러시아에서 개발되었으며, 이후 합금성분의 조정을 통한 개량이 이루어져 1990 년도에 본격적으로 상용화가 이루어졌다[1,2]. Al-Sc 합금은 야구배트, 골프샤프트, 연료튜브 등에 적용된 바 있으며 최근에는 특히 고강도가 요구되는 항공기용 부품에 적용하고자 하는 연구가 활발히 진행되고 있다. 7000 계열 합금에 소량의 Sc 을 첨가함으로써 강도와 열적 안정성 뿐만 아니라 용접성향상의 효과를 얻을 수 있는 것으로 알려지고

있는데[1]. 이것은 주로 Al_3Sc 석출물이 강도의 증가와 재결정 억제에 중요한 역할을 하기 때문인 것으로 보고되고 있다[3]. 지금까지 Sc 첨가 Al 합금의 연구는 주로 냉간가공된 상태의 합금에서의 석출 및 재결정 거동에 관한 내용이 주를 이루고 있어 산업적인 측면에서 볼 때 중요하다고 생각되는 고온가공 공정과 이에 따른 후속 열처리 중의 미세구조의 변화에 대한 연구는 아직 미흡한 실정이다. 따라서 이 연구에서는 소량의 Sc 가 첨가된 7000 계 알루미늄 합금에 대하여 열간압출 공정에 따른 압출재의 미세구조 변화를 살펴보고 후속 열처리의 표면 결정립 성장 거동에 대하여 고찰하였다.

* 한국기계연구원 재료기술연구소 공정연구부

** 보원경금속 (주)

2. 실험방법

본 연구에 사용된 합금은 7000 계열 알루미늄 합금의 주된 첨가원소인 Al-Zn-Mg-Cu를 기본으로 하여 Sc을 0.1wt% 함유한 고강도 알루미늄 합금으로서 Zn 및 Cu의 성분량을 변화시켰으며, 그 조성을 Table 1에 나타내었다. 압출은 빌렛을 380℃에서 1 시간동안 가열한 후 380℃에서 T형상으로 직접 압출하였다. 이 때 압출비는 38:1 이고, 압출 속도는 0.017mm/s로 하였다.

Table 1 Chemical compositions of tested alloys

	Zn	Mg	Cu	Cr	Zr	Mn	Sc	Al
B1	7.9	2.0	1.9	0.03	0.11	-	0.1	Bal.
B2	5.2	2.0	0.3	0.03	0.11	0.3	0.1	Bal.

열간압출된 압출재를 480℃에서 2 시간동안 용체화 처리하고 120℃에서 24 시간동안 시효처리하여, 압출직후와 열처리 후의 미세조직 변화를 관찰하였다. 관찰 부위는 직접압출 중 변형을 가장 많이 받은 끝부분과, 압출재의 중심부에서 표면까지 세부분으로 나누어 관찰하였다. 압출재의 미세구조는 광학현미경과 EBSD (Electron Back Scattered Diffraction) mapping 을 이용하여 분석하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 압출전 원소재의 미세조직

압출직전의 미세조직을 평가하기 위하여 380℃에서 1 시간 유지시킨 후 수냉한 빌렛의 미세조직을 Fig. 1에 나타내었다. 각 시편의 평균 결정립 크기는 약 100 μm 정도였으며, 두 시편 모두에서 입자내부에 미세한 석출물이 분산되어 있음을 볼 수 있었다. B2의 경우, B1에 비하여 석출물의 양이 상대적으로 작은 것으로 관찰되었는데, 이것은 B2가 B1에 비해 합금 원소 첨가량이 작기 때문이다

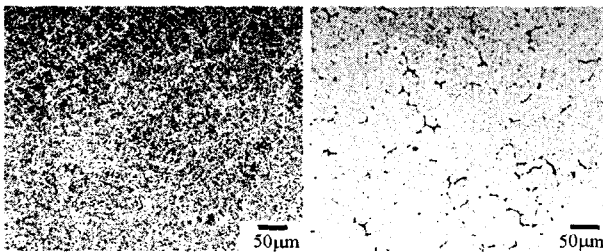


Fig. 1 Microstructures of billet before extrusion

3.2 압출재의 압출직후 미세조직

열간압출 직후의 미세조직을 Fig. 2와 Fig. 3에 나타내었다. 알루미늄의 경우에는 열간 변형 후 회복이 일어나면 일반적인 금속현미경에서는 입계를 구별하기 어렵기 때문에, 결정립의 방위에 따라 미세구조를 mapping 할 수 있는 EBSD를 이용하여 미세조직을 분석하였다. 양쪽방향의 결정립 방위가 5° 이상 차이가 나는 경우에는 서로 독립적인 결정립으로 간주하였다. 압출재의 미세구조는 Fig. 2와 Fig. 3에서 보는 바와 같이 결정립의 형태가 압출재의 중심부에서 표면쪽으로 갈수록 길게 연신된 형태에서 점점 등축정의 형태로 변화되는 것으로 나타났다. 압출재 중심부에 나타낸 연신된 결정립은 열간압출 도중에 일어나는 연화과정(restoration process)이 주로 동적회복임을 나타내지만 압출재 표면에서 주로 관찰되는 등축상의 미세 결정립들은 열간 압출시의 동적 회복과정만으로는 형성되기 어려운 것으로 알려지고 있다. 일반적으로 소성가공 공정 중 등축상의 결정립이 형성될 수 있는 경우는 다음의 세가지로 구분할 수 있다.[4,5]

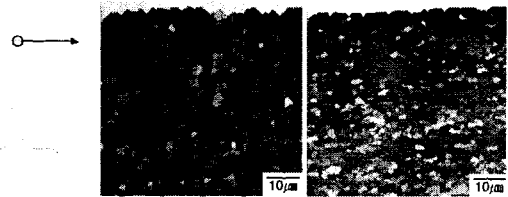


Fig. 2 Microstructures of hot extruded bar (top head)

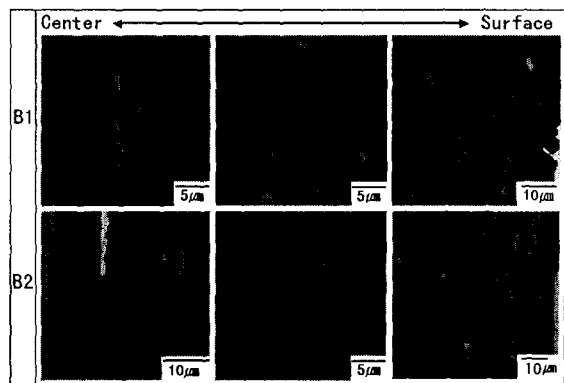


Fig. 3 Microstructures of hot extruded bar

(i) Discontinuous dynamic recrystallization

(불연속 재결정)

(ii) Continuous recrystallization (연속재결정)

(iii) Geometric recrystallization (기하학적 재결정)

Al 합금과 같이 적층결합에너지가 높은 금속에 있어서는 불연속 재결정은 거의 관찰하기 어려운 것으로 알려져 있으므로 Fig 3 에서 관찰되는 등축상의 결정립들은 연속재결정 또는 기하학적 재결정에 의해서 형성되는 것으로 생각된다. 일반적으로 연속재결정이나 기하학적 재결정은 재료가 높은 변형률로 심하게 가공되었을 경우에 전위 재배열과 결정립계로의 흡수 또는 결정립계의 상호접촉에 의하여 일어나는 것으로 알려져 있다. 높은 압출비와 압출재와 금형간의 마찰에 의한 전단변형에 의해 압출재 표면부의 변형률이 증가하게 되면 압출재 내부로부터 표면부에 걸쳐서 유효변형률의 구배가 존재하게 되고 이러한 유효변형률의 구배에 의해 압출재 표면부에 미세한 등축상의 결정립과 내부에 연신된 결정립이 동시에 형성될 수 있을 것으로 생각된다.

3.3 압출재의 열처리 후 미세조직

압출재의 특성을 극대화하기 위해 T6 열처리를 한 후의 미세조직을 Fig. 5 에 나타내었다. B1 의 경우 표면에 압출 직후에 나타나지 않던 이상결정립이 생겼으나, B2 의 경우에 미세조직상으로는 큰 변화가 나타나지 않았다.



Fig. 5 Macrostructure of extruded bar

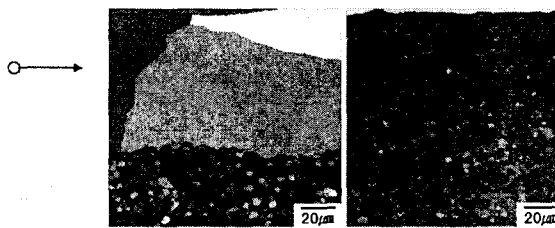
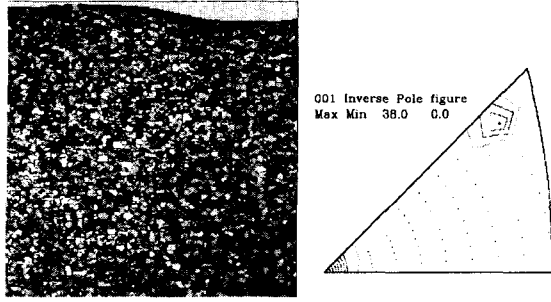
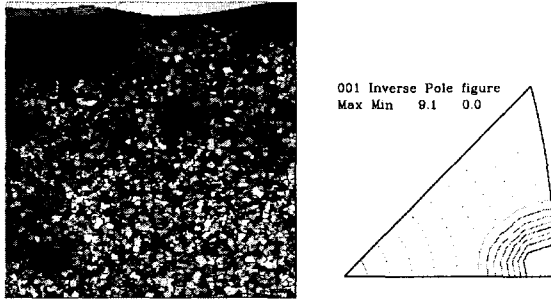


Fig. 6 Microstructures of hot extruded bar after heat treatment (top head)

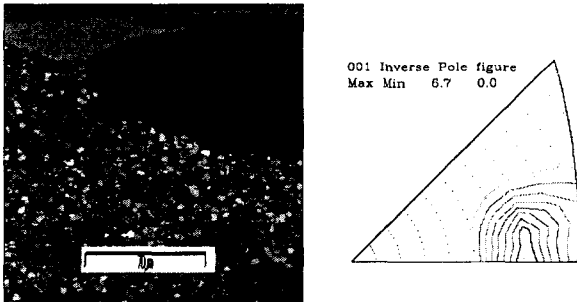
Fig.6 은 압출재의 열처리 후 미세조직을 EBSD mapping 에 의해 나타낸 것이다. 압출 직후의 미세조직과 비교해볼 때 B1 의 경우 표면에 급속한 결정립 성장이 이루어진 것을 알 수 있다. 초기의 미세한 결정립의 크기가 약 2~3 µm 정도인 것에 비하여 열처리 과정중 급속히 성장한 결정립들은 크기가 약 100 µm 정도에 이르도록 성장하였다. Fig. 7 에 B1 압출재를 각각 15 분, 30 분 그리고 60 분 동안 용체화 처리한 후 관찰한 미세조직과 압출방향으로의 결정립들의 방위분포를 나타내었다. 그림에서 알 수 있듯이 용체화 처리중 몇몇 결정립들이 주위의 미세한 등축상 결정립들을 잠식하며 급속히 성장하고 있다. 이러한 표면부 결정립의 급속한 성장에서 매우 흥미로운 사실은 급속히 성장하는 결정립의 대부분이 초기 미세 결정립들의 주된 결정방위와 다른 결정방위를 가진다는 것이다. Fig. 7 에 나타낸 것과 같이 열처리 후 미세 결정립들의 주된 방위는 <100>과 <111>이 압출방향에 평행한 방위로서 신선된 면심입방금속이 가공 후 또는 어닐링 후에 나타내는 결정방위로 잘 알려져 있다[6]. 그에 반해서 급속한 성장이 일어난 결정립의 방위는 주로 <110> 방위가 압출 방향에 평행한 방위들이다. 이러한 방위들은 열간압출 직후의 미세 결정립에서는 거의 관찰되지 않지만 용체화 처리 도중에 급속히 성장하는 것으로 나타났다. 최근에 신선된 Al 선재에서도 비정상 성장된 <110> 결정립들이 관찰된다는 결과가 보고[7] 되는 것으로 보아 이러한 표면 결정립 성장 거동은 결정립의 방위와 관련이 있는 것으로 생각된다. 즉 강한 우선방위가 발달된 영역에서는 결정립계가 낮은 misorientation 을 가질 확률이 높으며 따라서 계면에너지가 낮고 이동도 또한 낮게 되는데 반해 우선 방위와 다른 방위를 가지는 결정립의 계면은 주위 결정립과의 misorientation 이 커서 상대적으로 높은 이동도를 가질 수 있게 된다. 그러나 결정방위의 분포가 B1 과 거의 유사한 B2 에서는 표면 결정립의 급속한 성장이 관찰되지 않는 것으로 보아 결정립의 방위 분포만이 성장거동을 지배하지는 않는 것으로 생각된다. 아직 명확하지는 않지만 B1 과 B2 의 가장 큰 차이점이 합금원소의 함량의 차이인 것을 고려하면 용체화 처리중의 석출물의 거동 또한 표면 결정립 성장에 영향을 미치고 있을 것으로 생각된다.



(a) solution treated for 15min, IPF of fine grains



(b) solution treated for 30min, IPF of large grains



(c) solution treated for 60min, IPF of large grains

Fig. 7 Microstructures and inverse pole figure

4. 결론

이 연구에서는 Sc 을 첨가한 Al-Zn-Mg-Cu 합금으로 열간압출을 하고 그 압출재를 열처리하여 미세조직 변화를 관찰한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 압출직후의 미세조직은 변형방향으로 연신된 결정립과 미세한 등축상의 결정립으로 이루어져 있었으며 등축상의 미세 결정립들은 주로 압출재 표면부에서 관찰되었다.

(2) 열간 압출재 내부의 연신된 결정립은 압출시의 주된 연화과정이 동적회복임을 나타내지만 표면부의 등축상 미세 결정립은 일반적인 동적회복과정에 의해서 형성되기 어려우며 연속재결정 또는 기하학적 재결정 과정에 의해 형성된 것으로 판단된다.

(3) B1 의 경우 압출 후 열처리과정에서 표면부의 급속한 결정립 성장이 관찰되었으며 우선방위의 형성에 의한 일부 결정립계의 상대적으로 높은 이동도와 석출물의 영향에 기인한 것으로 생각된다.

참고 문헌

- (1) B.Lenczowski, R.Rauh, D.Wieser, G.Tempus, G.Fisher, J.Becker, K.Folkers, R.Braun and G.Lutjering, *Aluminium*, Vol. 76 (2000), p 200-203
- (2) A.F.Norman, P.B. Prangnell and R.S.McEwen, The solidification behavior of dilute aluminium-scandium alloys, *Acta Mater.* Vol.46 (1998), p.5715-5732
- (3) V.Ocnas and M.Slamova, Resistance to recrystallization due to Sc and Zr addition to Al-Mg alloys, *Materials Characterization*, Vol. 47 (2001), p.157-162
- (4) S.Gourdet and F.Montheillet: *Mat.Sci.Eng.*, Vol. A283 (2000), p. 274
- (5) D.W.Suh, S.Torizuka, A.Ohmori, T.Inoue and K.Nagai: *ISIJ International*, Vol.42 (2002), p432
- (6) F.J.Jumphreys and M.Hatherly : *Recrystallization and related annealing phenomena* (Pergamon, Oxford 1995)
- (7) H.Park and D.N.Lee: *J.Mat. Proc. Tech.*, Vol.113 (2001), p.551