

Sc 첨가된 Al-Zn-Mg-(Cu)계 알루미늄 합금 압출재의 시효 경화 거동과 기계적 성질

심성용* · 임수근*†

*경상대학교 아이큐브, 항공기부품기술연구소

Age Hardening and Mechanical Property of Extruded Al-Zn-Mg-(Cu) Al Alloys with Sc addition

Sung Yong Shim*, Su Gun Lim*†

*i-Cube Center, ReCAPT, Gyeongsang National Univ., Jinju 660-701, Korea

Abstract The age hardening behavior and mechanical properties of an extruded Al-Zn-Mg-(Cu)-0.1 wt.%Sc alloy were investigated with the Sc addition and ageing temperature. The results showed that the Al_3Sc compounds were formed by Sc addition and distributed preferentially along the extrusion direction. The age hardening of Al-Zn-Mg-Cu-0.1 wt.%Sc alloy which was treated by T6 process was more significant than that of Al-Zn-Mg-0.1 wt.%Sc alloy. The tensile property of Al-Zn-Mg-Cu+0.1 wt.%Sc alloy was also higher than that of Al-Zn-Mg-0.1 wt.%Sc alloy, which is 691 MPa and 584 MPa in strength and 9% and 11% in elongation, respectively.

(Received August 16, 2007; accepted September 11, 2007)

Key words: Al-Zn-Mg alloy, Al_3Sc , aging behavior, Sc

1. 서 론

경량 고강도 재료로서 항공기 등의 수송기기의 구조재로 널리 쓰이는 Al-Zn-Mg를 주원소로 하는 7000계 알루미늄 합금은 개발된 이후 계속해서 개발되고 있으며, 특히 Sc의 첨가로 인한 성능향상이 구조련에서 발표된 이후 많은 연구가 진행되고 있다[1].

특히 Al-Sc 이원계 합금에 대한 연구에서 Sc 첨가로 생성된 Al_3Sc 상은 알루미늄 기지와 정합성을 가지고 있어 강도 향상과 결정입계 pinning 효과로 결정립의 성장을 억제하게 되고, 고온 특성을 향상시키는 것으로 보고되었다. 여기서 Al_3Sc 상의 강도 증가효과는 급격한 냉각 속도를 부여함으로써 생성된 과포화 고용체를 300°C 이상의 고온에서 시효 하였을 경우 생성할 수 있다[2-5]. 그러나 최근에는 원재료의 가격상승 등으로 인하여 기존 Al 합금에 미량의 Sc을 첨가하여 특성을 향상시키기 위해 이용되고 있고 상용합금이 시판되고 있다[6]. 또한 압출 구조

용 재료로서의 이용을 위한 압출성 향상에 대한 연구가 진행 중이다 [7]. 고강도 Al 합금인 7000계의 경우 Zn와 Mg 또한 강도 향상을 위한 Cu를 함유하는 등의 많은 합금이 개량을 거쳐 현재까지 사용되고 있으며, Al-Zn-Mg 형과 Al-Zn-Mg-Cu 형의 7000계 알루미늄 합금등과 같은 상용합금의 경우에는 연속주조로 제조되고 있고, 균질화 처리와 열간가공을 거치게 되어 Sc의 과포화 고용체를 형성하는 것은 불가능할 것으로 생각된다. 또한 시효 열처리 시의 온도 또한 Al_3Sc 상의 생성 온도 보다는 매우 낮은 온도에서 행해지므로, Sc 첨가한 알루미늄 합금의 공업적 적용을 위하여 열처리 조건을 조사함으로써 항공기용 구조재 적용을 위한 필요할 것이다.

따라서 본 연구에서 Al-Zn-Mg-Cu와 Al-Zn-Mg의 두 7000계 알루미늄 합금에 미량의 Sc을 첨가하여 시효 온도에 따른 시효 경화 거동을 관찰하고 최대 경도 조건에서의 기계적 성질을 알아보았다.

†E-mail : suglim@gnu.ac.kr

Table 1. Chemical composition of alloys

(wt.%)

Alloys	Zn	Mg	Cu	Sc	Cr	Mn	Ti	Zr	Al
B1	9.02	2.41	2.67	0.06	0.03	0.01	0.03	0.1	Bal.
B2	5.95	2.36	0.42	0.1	0.01	0.23	0.03	0.1	Bal.
Al7075	5.2	2.5	1.6	-	0.25	0.2	0.3	0.2	Bal.

2. 실험방법

2.1 합금제조

본 연구에서는 Al-Zn-Mg-Cu(B1 alloy) 및 Al-Zn-Mg(B2 alloy)계 7000계 알루미늄 합금에 Al-2 wt.%Sc 모합금을 이용하여 연속주조를 통한 압출용 합금 빌렛을 제조하였으며, 제조된 빌렛을 균질화 처리 한 후 압출온도 380°C, 압출비 25:1의 조건으로 열간압출하여 30φ 봉상 압출재를 제조 하였다. 같은 조건에서 제조된 Al7075 합금을 비교재로 사용하였다. 제조된 합금의 성분은 표 1에 나타내었다.

2.2 미세조직 관찰

제조된 합금과 시효 처리에 따른 합금의 미세조직을 관찰하기 위하여 미세연마 후 Dix-Keller 시약을 사용하여 에칭시켜 광학현미경으로 관찰하였으며, EPMA(Electron probe X-ray micro analyzer)를 이용하여 미세조직 상에서의 Sc의 분포를 상태를 확인하였다.

2.3 시효 열처리 및 기계적 특성 평가

미량의 Sc이 첨가된 두 합금을 이용하여 480°C/2 hr. 조건으로 용체화 처리를 염욕(salt bath)에서 행하고 난 후 유욕(oil bath)에서 120°C, 140°C, 160°C의 온도에서 시효 거동을 관찰 하였으며, 또한 변태 거동을 알아보기 위하여 Ar 분위기에서 무게 15 mg, 가열속도 10 mm/min.의 조건으로 시차주사열량계(Differential Scanning Calorimeter)를 이용하여 열분석 시험을 행하였다.

그리고 시효 거동 관찰에서 최고 강도를 나타내는 시효 조건으로 시효 된 합금을 만능재료시험기(최대 하중 15 ton, Instron model No. 4306)를 이용하여 표점거리 24 mm인 ASTM E8 비례시험편으로 변형률 속도 0.8×10^{-3} /sec. 조건으로 인장시험을 행하여 기계적 성질 및 강도계수와 변형저항식을 계산하였다.

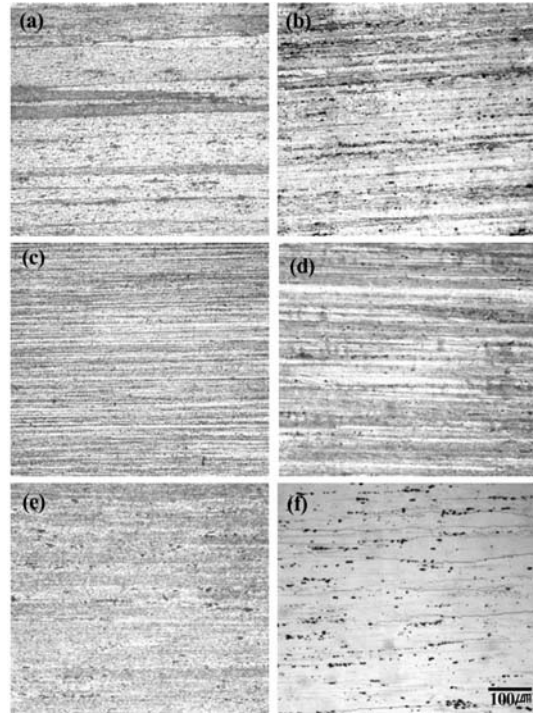


Fig. 1. Optical microstructures of alloys with longitudinal direction. (a) As-received B1, (b) Solid solution heat treated B1 and (c) As-received B2, (d) Solid solution heat treated B2, (e) As-received Al7075, (f) Solid solution heat treated Al7075.

3. 실험결과

3.1 시효 열처리에 따른 미세조직 변화

그림 1은 합금의 압출상태에서와 480°C/2 hr. 조건으로 용체화 처리된 후의 미세조직을 나타낸 것으로, 압출상태의 경우 B1, B2 합금과 비교재료 쓰인 Al7075 합금에서 압출방향으로 연신된 조직을 관찰할 수 있고 용체화 처리 후의 조직에서 Al7075 합금의 결정립이 조대해진 것에 비해 Sc을 첨가한 B1, B2 합금의 경우에는 급격한 결정립의 성장은 발생하지 않은 것을 알 수 있고, 이는 첨가된 Sc의

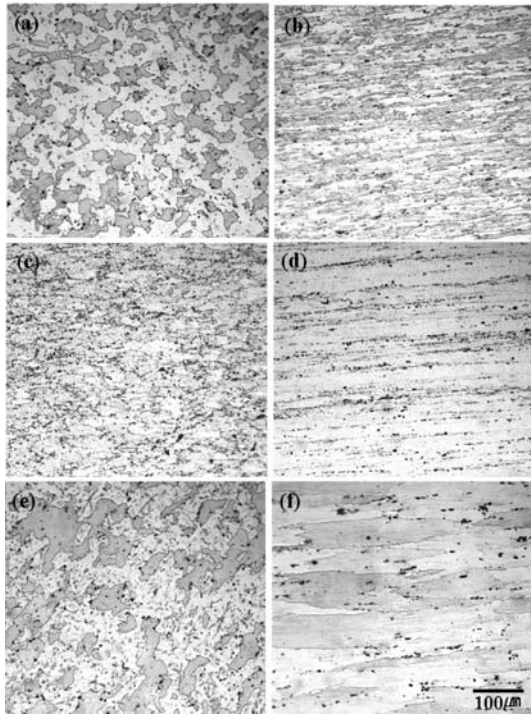


Fig. 2. Optical microstructures of alloys. (a) Transverse direction of B1, (b) Longitudinal direction of B1, (c) Transverse direction of B2, (d) Longitudinal direction of B2, (e) Transverse direction of Al7075, (f) Longitudinal direction of Al7075.

첨가로 결정립계에 생성된 Al_3Sc 상의 pinning 효과로 인한 결정립 성장이 억제된 결과로 생각된다[4]. 따라서 고온 가공 공정 등에서의 결정립 성장에 따른 강도 감소는 줄일 수 있을 것으로 본다.

이는 시효 후의 압출 단면과 압출 방향의 미세조직(그림 2)에서도 확인할 수 있는 것으로서 각 합금의 압출 단면을 관찰한 (a), (c), (e)에서 Al-Zn-Mg-Cu 형인 B1합금과 Al7075 합금의 경우 압출단면에서의 결정립의 크기가 B1 합금이 작게 존재하고 있음을 알 수 있다. 또한 압출 방향에서의 미세조직에서도 B1, B2 합금의 결정립이 시효 후에도 미세하고, 연신 조직의 폭이 증가하지 않았음을 알 수 있다.

그림 3에서 Sc의 첨가로 인한 석출상의 생성이 시효 조건에서 석출되는지를 알아보기 위해 EMPA를 이용한 결과로서 압출상태의 B2 합금의 경우에 연신된 결정립의 입계에 분포하고 있는 Sc을 관찰 할

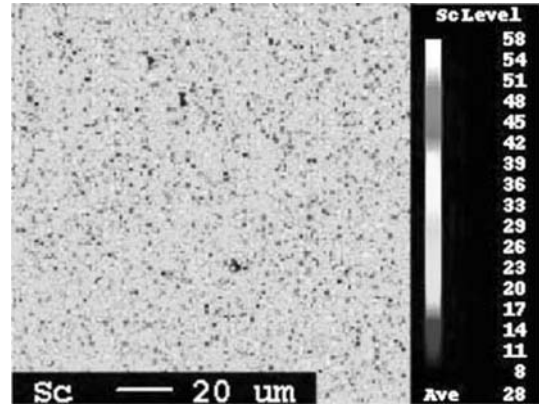


Fig. 3. EPMA photographs of B2 Alloy.

수 있다. B1 합금의 경우에는 Zn, Cu 등의 강화원소들로 인하여 미량의 Sc의 검출되지 않은 것으로 보인다.

이러한 결과는 연속주조 후에 이루어진 균질화 처리와 열간 압출공정을 거치면서 생성된 Al_3Sc 상이 용체화 처리에서도 재고용 되지 않고 그대로 존재하며, 결정립계에 grain pinning 효과를 나타내어 가공 열처리 시 결정립 성장을 억제하지만 강도향상은 주강화원소의 고용 $MgZn_2$ 의 석출로 인한 강도 강화를 효과로 작용한 것으로 보인다.

3.2 시효 경화 거동

그림 4는 세 합금의 석출거동을 관찰하기 위하여 $480^\circ C$, 2시간 조건으로 용체화 처리 후 행한 열분석 곡선으로서 실선의 윗부분은 석출물 생성에 의한 발열반응을, 아랫부분은 석출물의 용해 등으로 인한 흡열반응을 나타낸다. (a)와 (c)의 B1 합금과 Al7075 합금의 경우 3개의 발열반응(A,B,C)이 나타났으며, D($270^\circ C \sim 450^\circ C$)의 흡열반응이 나타났다. A의 발열반응은 용체화 처리에서 기지대로 고용된 Zn, Mg, Cu등이 G. P Zone을 생성하는 구간이며, B는 G. P Zone으로부터 준안정상인 η' 의 생성에 의한 석출이 일어나는 구간이다. C($150^\circ C \sim 220^\circ C$)의 반응은 η' 상의 η 상으로의 변태에 의한 반응이다[8]. Al7075 합금의 경우는 η 의 생성이 뚜렷히 관찰 되는 반면 B1 합금에서는 발열량이 작게 나타나고 있고, B2 합금에서는 G. P zone의 생성이 B1 합금에 비하여 현저히 작게 나타난 것을 알 수

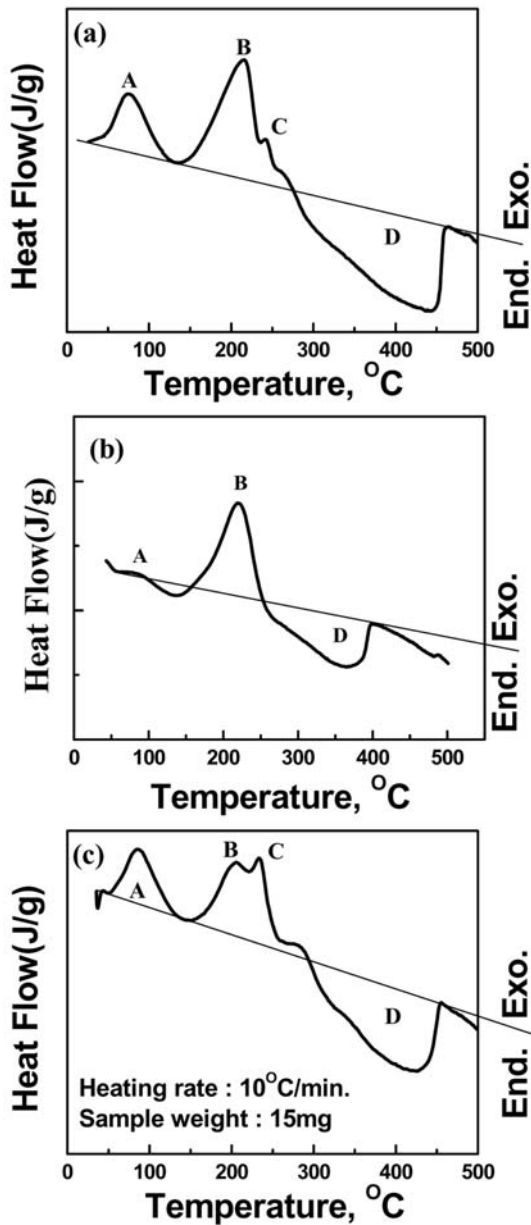


Fig. 4. DSC graphs of alloys after solid solution heat treatment at 480°C for 2 hr. (a) B1, (b) B2, (c) Al7075

있고, 170°C~220°C에서 발열 반응을 관찰 할 수 있으며, η 과의 생성 픽과 중첩이 되어 안정상의 출 연시점을 확인하기 어렵다. 이는 η 의 분해가 B1 합금에 비해 빨라 η 상의 생성이 촉진된 것으로 보인다[9].

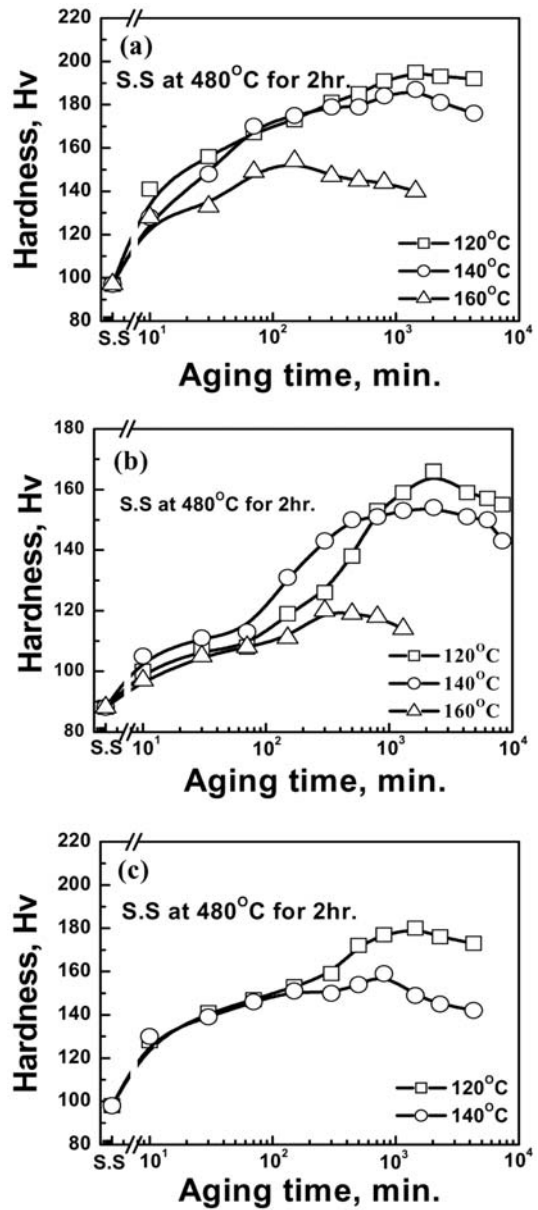


Fig. 5. Age hardening curves of alloys. (a) B1, (b) B2 and (c) Al7075.

3.3 시효 온도에 따른 시효 경화 변화

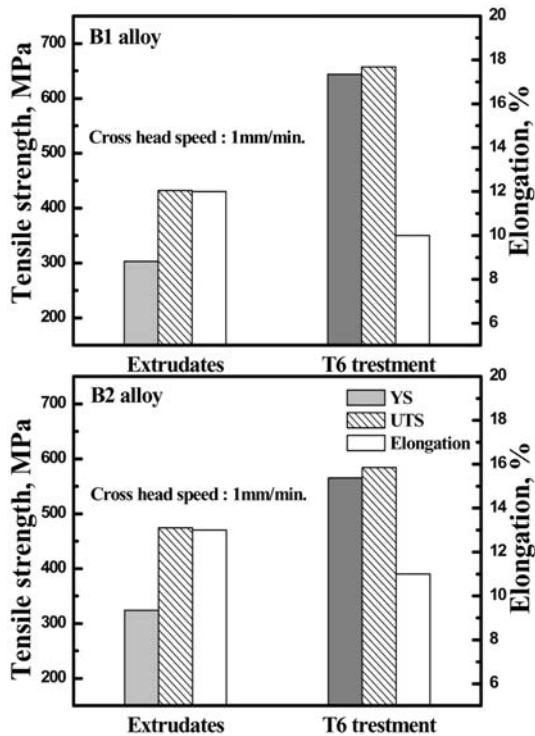
0.1 wt%Sc가 첨가된 두 합금 B1과 B2의 시효 온도에 따른 거동을 관찰하기 위하여 120°C, 140°C, 160°C의 세 온도에서 시효 처리를 행한 후 시효 시간에 따른 경도 변화를 그림 5에 나타내었다. (a)와 (b)에서 B1합금의 경우 세 온도에서 시효 초기 급격한 경도 증가를 나타내며, Cu의 함량이 B2

Table 2. Peak hardness and age hardening extent of the alloys

Alloys	120°C		140°C		160°C	
	Peak, H _v	ΔH _v	Peak, H _v	ΔH _v	Peak, H _v	ΔH _v
B1	195	98	187	90	176	79
B2	168	80	154	66	120	32
Al7075	180	82	159	74	-	-

Table 3. Mechanical properties of alloys with aged at 120°C for 1440 min

Alloy	YS, MPa	UTS, MPa	Elongation, %	n	K
B1	660	691	9	0.06	871
B2	565	584	11	0.07	757

**Fig. 6.** Mechanical properties of as-extruded and alloys with aged at 120°C for 1440 minutes (T6 treatment).

합금에 비해 많은 것으로 보아 Al-Zn-Mg-Cu 형인 B1 합금에서 Cu의 영향으로 시효 초기 G.P zone에 의한 경화가 일어난 것으로 보인다. 또한 η' 상 이외에 θ' 상의 석출로 경도가 우수함을 알 수 있다.

또한 시효 거동 곡선에서 B1, B2 합금이 각 시효 온도에서의 최대경도점 이후의 경도 감소가 낮게 나타남을 알 수 있다. 그리고 일반적인 경우 시효 온도의 상승은 빠른 최고 경도점을 나타내지만[10] B1, B2 합금에서는 120°C와 140°C의 경우 Sc가

첨가된 합금에서 경도의 차이는 있으나 같은 시효 시간에 최대경도값을 나타내고 있음을 알 수 있고, 그에 반하여 Al7075 합금의 경우 140°C에서의 최대 경도 출현 시간과 시효 경화성은 현저히 감소한 것을 알 수 있다. 최대경도를 나타내는 시효 시간은 세 합금에서 120°C에서 24 hr. (1440 min.) 시효 후에 나타났으며, 이때의 경도는 B1, B2, Al7075 각각 196, 168, 180 H_v 이었다.

이러한 결과에서 Sc 첨가한 7000계 알루미늄 합금 또한 통상적인 열처리를 적용하여도 무방할 것으로 보이며, 시효 시 최대 강도의 유지 시간이 길어짐에 따라 B1 합금의 경우 1300~2300 min, B2 합금은 1440~2300 min까지의 시간적 여유를 가지고 있어 보다 안정적인 열처리를 행할 수 있을 것으로 본다.

표 2에 표 2에 시효 거동에서 관찰한 후 각 시효 온도별 최대경도값과 시효 경화량(ΔH_v)을 나타내었다. 시효 경화량은 B1 합금이 우수한 것으로 나타났다. B1 합금은 120°C와 140°C에서 1740 min.에서 98, 90의 시효경화량을 나타내었고, B2 합금은 80, 66, Al7075 합금은 82, 74로 나타났다.

4. 고 찰

본 연구에서는 0.1 wt%의 Sc을 함유한 Al-Zn-Mg-Cu 형과 Cu가 1 wt.% 이하로 함유된 Al-Zn-Mg 형의 두 7000계 알루미늄 합금을 이용하여 시효 거동을 관찰 하였다. 시효 처리된 두 합금에서 강도는 Al-Zn-Mg-Cu 형인 B1합금이 우수하게 나타났다. 이는 Al₃Sc 석출상의 강도 기여 보다는 Zn,

Cu의 주강화 원소의 영향이라고 볼 수 있다. Sc을 함유한 7000계 합금들의 열처리 조건에는 큰 변화가 없을 것으로 보이며, 기존의 일반적 열처리 조건으로 행하는 것이 주강화원소의 강도 강화 효과를 그대로 유지할 수 있을 것으로 본다.

그리고 7000계 알루미늄 합금의 석출 거동에 미치는 Sc의 첨가의 영향은 여러 의견이 있는 실정이다. Wu[11]와 Yin[12]등은 η '의 석출에 대한 Sc효과는 없다고 보고한 반면, Kaigorodova[13]등은 G.P zone에서 η '의 변태를 저하 시킨다고 하였고, 또 다른 연구에서는 η '의 seed로서 작용하여 η '의 석출을 촉진한다는 보고가 있었고[14], Milman[15]은 η '의 조대화를 가속시키는 효과가 있다고 하였다. 따라서 Al-Zn-Mg-(Cu)를 주원소로 하는 7000계 알루미늄 합금에 있어 시효 거동에 미치는 Sc의 영향은 직접적인 강도 향상의 기여 보다는 다른 석출물의 생성, 변태 지연 및 조대화 등에 더 많은 영향을 미치는 것으로 생각된다. 또한 그림 4에서 준안정상 η '에서 η 상으로의 변태과정에 Sc가 첨가된 B1, B2 합금에서 Al7075 합금과 비교하였을 때 η 상의 생성이 상당히 지연되는 것을 알 수 있다. Park[16] 등의 연구 결과에서 Sc의 천이원소의 첨가는 석출물의 활성화 에너지를 낮추어 석출을 촉진함과 동시에 안정 상으로의 변태를 억제한 결과로 생각된다. 이는 그림 5의 시효 거동에서도 관찰 할 수 있는 것으로 시효 온도의 상승에도 불구하고 동일한 시간에 최대경도가 나타난 것 또한 B1과 B2 합금의 η ' 상에서의 η 로의 변태가 지연되었으며, 최대 경도점 이후에 경도 감소가 늦게 나타나는 경향을 나타내는 이유로 사료되며 Sc의 첨가에 대한 석출물의 변태 거동에 대한 연구는 필요할 것으로 생각된다.

본 연구 결과에서는 고온특성 향상으로 열처리 시에 최고 강도 조건에서의 최고경도 유지 시간이 향상되어 안정된 열처리를 행할 수 있을 것이라 생각된다. 그리고 최적 시효 조건에 있어 0.1 wt.%Sc 함량의 7000계 알루미늄 합금의 경우 Al_3Sc 상의 생성을 위한 시효 온도의 상승은 오히려 주강화상들의 조대화로 인한 기계적 성질의 감소를 초래하게 됨으로 Al_3Sc 상의 직접적인 영향 보다 활성화 에너지 감소를 통한 석출상의 제어로 Sc의 효과를 이용하는 것이 더욱 효과적일 것으로 본다.

5. 결 론

Al-Zn-Mg-Cu-0.1 wt.%Sc(B1 합금)와 Al-Zn-Mg-0.1 wt.%Sc(B2 합금)의 7000계 알루미늄 합금 압출재의 시효 거동 및 기계적 성질을 알아본 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. Sc을 첨가한 B1, B2 합금의 최적 시효 조건은 모두 120°C 1440분이며, 이 때 최대 경도값은 195 Hv, 168 Hv이었고, Sc 첨가로 인한 석출 초기 η' 상의 생성 촉진과 η 상으로의 변태 지연 효과로 최대경도 후의 경도 감소가 거의 나타나지 않았다.
2. 시효 경화량은 B1의 경우 98 ΔHv , B2는 80 ΔHv 이었다. 이는 Cu의 영향으로 B1 합금의 시효 경화량이 크게 증가한 것으로 하였고, 주조시에 생성된 Al_3Sc 의 영향으로 결정립 성장이 억제됨을 알 수 있다.
3. 최적시효 조건에서 시효처리한 B1과 B2 합금의 경우 최대 인장강도는 각각 691 MPa, 584 MPa이며, 연신율은 각각 9%, 11%이었다.

후 기

본 연구는 산업자원부와 한국산업기술재단의 지역 혁신 인력양성사업으로 수행된 연구 결과이며, 일부는 2005년도 경상대학교 연구년제연구교수 연구지원비에 의하여 수행되었음.

참고문헌

1. J. R. Davis : ASM handbook, Vol. 2, ASM, Metals Park, OH (1990) 29.
2. N. Blake and M. A. Hopkins : J. mater. Sci. **20** (1985) 2861-2867.
3. Yu. A. Filatov, V. I. Yelagin, and V. V. Zakharov : Materials Science and Engineering **A280** (2000).
4. T. Wirtz, G. Lutjering, A. Gysler, B. Lenczowski, and R. Rauh : Mater Sci. Forum, **331-337** (2000) 1489-1494.
5. L. S. Toropova, D. G. Eskin, M. L. Kharakterova, and T. V. Dobatkina : Advanced Alumninum Alloys Containing Scandium, GORDON & BREACH SCIENCE PUBLISHERS (1998) 157.
6. Royset, N. Ryum : International Materials review, **50** (2005) 39

7. J. H. Kim, J. H. Kim, J. T. Yeoma, D. G. Lee, S. G. Lim, and N. K. Park : J. of mater. processing Eng. **187-188** (2006) 635-639.
8. S. Fujikawa, T. Hara, A. I shida, and K. Hirano : Proceeding of third european symposium on thermal analysis and calorimetry, september 9-15, Interlaken, Switzerland (1984).
9. Y. G. Hawng, M. C. Kang, J. Y. Kang, and I. B. Kim : J. of Korea Society for Heat Treatment, **13, 2**, (2000) 103-107.
10. J. G. Kim, J. H. Choi, H. G. Kim, I. B. Kim, and S. L. Lee : J. Kor. Inst. Met. & Mater. **7** (1997) 789.
11. Y. L. Wu, F. H. Froes, C. Li, and A. Alvarez : Metall. Mater. Trans. A, **30A** (1999) 1017-1024.
12. Z. Yin, L. Yang, Q. Pan, and F. Jiang : Trans. Nonferrous Met. Soc. China, **11** (2001) 822-825.
13. L. I. Kaigorodova, E. I. Selnikhina, E. A. Tkachenko, and O. G. Senatorova : Phys. Met. Metall., **81** (1996) 513-519.
14. V. I. Elagin, V. V. Zakharov, and T. D. Rostova : Met. Sci. Heat Treat., **36(7)** (1994) 375-380.
15. Y. V. Milman, A. I. Sirko, D. V. Lotsko, O. N. Senkov, and D. B. Miracle : Mater. Sci. Forum, **396-402** (2002) 1217-1222.
16. S. D. Park, B. G. Kim, and H. W. Lee : J. of Kor. Inst. Met. & Mater., **39(4)** (2001).