

## 6N01 Al 합금의 미세조직 및 기계적 성질에 미치는 시효처리의 영향

강민철 · 구홍서 · 윤인택 · 강정윤 · 김인배  
부산대학교 금속공학과

Effect of aging treatment on the microstructures and mechanical  
properties of 6N01 Aluminium alloy

Min-Cheol Kang, Hung-Suh Koo, In-Taeg Yun,  
Chung-Yun Kang and In-Bae Kim

Dept. of Metallurgical Eng., Pusan National University, Pusan 609-735

### ABSTRACT

Effect of aging treatment on the microstructures and mechanical properties of 6N01 Aluminium alloy was investigated by differential scanning calorimetry, transmission electron microscopy, microhardness measurement and tensile test. It was found that the precipitation sequence of 6N01 Aluminium alloy was GP zone  $\rightarrow$  metastable hexagonal  $Mg_2Si(\beta')$   $\rightarrow$  equilibrium fcc- $Mg_2Si(\beta)$ , and the precipitates at peak aged condition were GP zones and  $\beta'$  phase. Microhardness changes during over aged condition showed very small decrease upon increased aging time. This result was attributed to the very slow transformation rate of  $\beta'$  to  $\beta$ . Maximum hardness(116 Hv) and tensile strength(312.6MPa) with 22.3% elongation were obtained from the specimen aged at 180°C for 15hrs.

#### 1. 서 론

Al합금 중 6XXX계열인 Al-Mg-Si 합금은 압출성, 단조성 등의 성형성이 우수하여 봉재, 판재, 각재, 관재 등으로 가공되어 자동차 등의 수송기계 부품에 많이 사용되고 있으며<sup>1,2)</sup> 2XXX계열(Al-Cu계)이나 7XXX계열(Al-Zn-Mg계)에 비해 강도는 낮지만 T6열처리에 의해 강화되어 최대 인장강도 245MPa내외의 강도값을 갖는다.<sup>3-6)</sup>

차량부품 및 자전거용 소재로 이용되는 6XXX계열 합금은 Cr량을 0.2~0.3wt% 첨가하여 용체

화처리과정에서 Cr을 석출시켜 0.05~0.5 $\mu$ m의 크기를 갖는 금속간 화합물을 형성함으로써 재결정과 결정립성장을 억제하여 결정립을 미세화하는 6151 Al합금이 주목을 이르고 있으나, 최근에는 다른 조성은 거의 같으며 Cr량이 작아 항복강도는 약간 낮지만 가격이 저렴한 6N01 Al합금의 사용을 시도하고 있다. 이와 같은 6N01 Al합금의 시효석출과 관련하여  $Mg_2Si$ 의 금속간화합물이 시효석출됨으로써 강화된다는 것은 잘 알려진 사실이지만 특정 시효온도에서의 석출거동에 관한 체계적인 조사 연구는 아직 미흡한 실정이며 기

기계적 성질을 고려한 최적 열처리조건에 관한 자료도 부족한 실정이다.

따라서, 본 연구에서는 6N01 Al합금의 미세조직 및 기계적 성질에 미치는 시효처리의 영향을 체계적으로 조사함으로써 최대강도를 가지는 시효 열처리온도에서 시효시간에 따른 석출거동과 최적 열처리 조건을 규명하고자 한다.

## 2. 실험방법

본 연구에 사용된 시편은 시판되는 봉재 형태로 압출한 6N01 Al합금을 사용하였으며 Table 1에 화학조성을 나타내었다.

Table 1 Chemical compositions of 6N01 Al alloy (wt%)

Element wt. %	Mg	Si	Mn	Fe	Cr	Ti	Cu	Zn	Al
Al 6N01	0.54	0.69	0.03	0.14	0.01	0.02	0.02	0.01	bal

시효경화 특성을 조사하기 위하여 편석이나 화학적 불균일부 제거가 가능한 530°C에서 40분간 용체화처리 후 수냉하여 과포화 고용체를 형성시킨 다음 실리콘 오일 베스틀 사용하여 160, 170 및 180°C에서 각각 0~36시간 동안 시효열처리하여 시효시간에 따른 미소경도를 측정하였다. 시효에 따른 석출물의 분포 및 상변태 과정을 규명하기 위해 열분석 및 TEM으로 석출 거동을 조사하였다. 열분석은 DSC 곡선의 기준선과 각 구역의 열량( $\Delta H$ )은 자동분석장치를 이용하였으며, DSC 측정에서 일어나는 발열 및 흡열량은 다음 식으로 결정하였다.

$$\Delta Cp(J/mol \cdot K) = \frac{-K \cdot M \cdot D(t)}{W \cdot \theta}$$

여기서 K는 계기정수, M은 시료의 분자량(g/mol), W는 시료중량(mg),  $\theta$ 는 승온속도(K/min), D(t)는 반응곡선으로부터 기준선까지의 반응량을 온도에 따른 함수로 나타내었다.

기계적 성질은 T4(용체화 처리), T6(용체화 처리 + 시효열처리) 열처리에 의한 최대경도 및 과시효 조건으로 열처리 후 ASTM B557규격의 시편을 사용하여 크로스 헤드 스피드 10mm/min, 표점거리를 50mm로 하여 인장시험을 행하였다.

## 3. 결과 및 고찰

Fig. 1은 용체화 처리 후 160, 170, 180°C에서 시효시간에 따른 미소경도변화를 나타낸 것으로서 3개의 시효온도 모두 초기에는 시효시간이 증가함에 따라 급격한 미소경도값의 증가를 보였으며 최대경도값을 나타내는 시간은 시효온도가 증가할수록 160°C에서는 24시간, 180°C에서는 15시간으로 시효온도가 20°C 증가함에 따라 시효시간이 9시간 단축되었는데 이는 시효온도가 증가할수록 석출물의 핵생성속도가 증가하기 때문인 것으로 판단된다. 그리고 3개의 시효온도 모두 공통적으로 최대경도이후의 경도값 감소는 완만한 감소경향을 나타낸다는 것을 알 수 있다. 이러한 결과는 석출물이 준안정상에서 평형상으로의 변태속도가 느리거나 평형상의 조대화 속도가 느리기 때문이라고 생각된다.

시효처리에 따른 경도값의 변화는 GP zone 및 금속간화합물  $Mg_2Si$ 의 석출물과 성장 및 변태거동과 직접적인 관련을 갖는다.<sup>8-11)</sup>

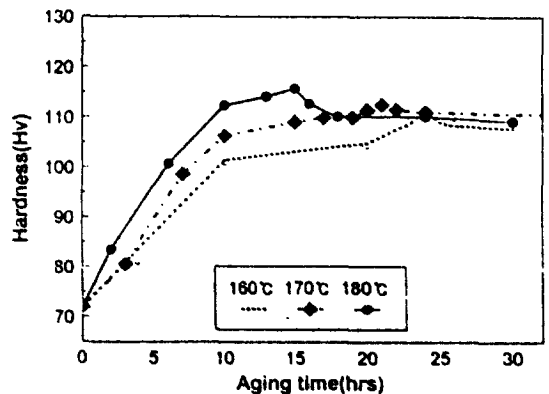


Fig. 1 Aging curves of 6N01 Al alloy aged for various temperatures.

따라서 본 실험에서는 최대경도를 나타내는 온도인 180°C에서 시간에 따른 석출물의 변태과정을 조사하기 위하여 시차주사열분석기(DSC)를 사용하여 석출물의 흡·발열과정을 분석하고 투과식 전자현미경관찰에 의해 석출과정시 석출물의 형성과 성장 및 분포상황 등을 조사하였다.

Fig. 2은 본 시료의 열처리에 따른 시차주사열분석기에 의한 열분석 곡선을 나타낸 것으로 (a)는 압출한 시편을 530°C에서 40분 동안 용체화 처리한 후의 DSC곡선으로서 3개의 발열피크인 A, C, E와 3개의 흡열피크인 B, D, F가 나타난다는 것을 알 수 있다. 일반적으로 DSC곡선상의 발열반응은 석출물의 석출에 대응되고 흡열반응은 석출물의 재용이나 분해에 대응되는데 이들 흡열 및 발열반응을 Al-Mg-Si 상태도와 석출과정 그리고 투과식 전자현미경에 의한 조직관찰 등을 종합한 결과 A영역(96~144°C)의 피크는 GP zone의 형성에 의한 발열반응이고 B영역(144~210°C)의 피크는 GP zone의 분해에 의한 흡열반응이며 C영역(210~240°C)은 준안정상인  $\beta'$  (Mg<sub>2</sub>Si)상의 석출에 의한 발열반응이며 D영역(240~263°C)은  $\beta$  상의 분해에 의한 흡열반응이며, E영역(263~282°C)은 평형상인  $\beta$  (Mg<sub>2</sub>Si)상의 석출에 의한 발열반응이며 마지막의 F영역(282~447°C)은 E영역에서 석출한  $\beta$ 상의 분해 및 재용에 의한 흡열반응으로 생각된다.

(b)는 용체화처리 후 180°C에서 15시간 동안 시효하여 최대경도값을 보인 시편의 열분석 곡선으로서 GP zone의 형성에 의한 A피크는 완전히 사라졌으며, B피크가 일부 존재하고  $\beta$  상의 석출에 의한 C피크가 크게 감소하는 것으로 보아서 피크 경도값까지 시효시킨 경우의 경도값은 남아 있는 GP zone의 완전한 분해가 일어나지 않았으며 C 피크가 크게 감소한 것으로 보아서 시효처리에 의해  $\beta$ 의 석출이 거의 완료되었다는 일반적인 열분석 해석에 근거한 것이다.

(c)는 180°C에서 30시간 동안 과시효한 시편의 열분석 곡선으로서 A, B, C피크가 완전히 사라지고  $\beta$ 상의 석출에 대응되는 E피크의 크기가 약간 감소되었다. 따라서 180°C에서 30시간 시효시킨 경우는 일부의  $\beta$ 만이  $\beta$ 로 변태되었고 대부분의

$\beta \rightarrow \beta'$ 의 변태는 아직 진행되지 않았다는 것을 알 수 있다. 이러한 결과는 180°C에서 30시간 시효시에도 경도값의 감소가 크지 않았다는 경도변화 결과를 잘 설명하고 있다. 즉 6N01 Al합금의 최대경도 이상에서의 경도값 하락폭이 작은 이유는  $\beta \rightarrow \beta'$ 의 변태속도가 느리기 때문이다.

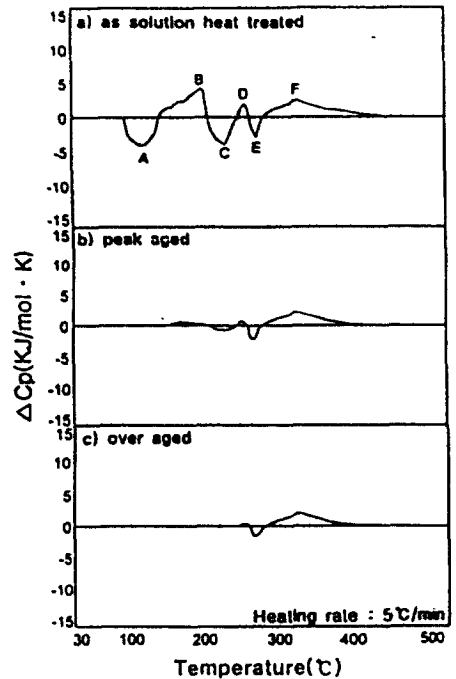


Fig. 2 DSC curves of 6N01 Al alloy

Fig. 3는 최대경도값을 보인 180°C에서 15시간 동안 시효한 시편의 TEM 조직 사진으로서 (a)에서는 미세한 석출물과 50~100nm크기의 판상 석출물이 동시에 관찰된다. (b)와 (c)는 (a)에서의 미세한 석출물을 확대 관찰한 명시야상과 암시야상으로서 미세한 침상형태의 석출물과 판상 혹은 막대 형태의 석출물이 관찰된다. (d)는 (b)의 SAD 패턴으로서 Al기지의 패턴과 함께 streaks이 나타났는데 이 streaks은 침상의 석출물에 의한 것으로 판단된다. 그 이유는 일반적으로 SAD 패턴 상의 streaks은 GP zone과 같은 침상 석출물의 길이 방향으로 전자빔이 수직으로 입사될 때

**Fig. 3** TEM images and SAD pattern of 6N01 Al alloys aged at 180°C for 15hrs  
(a) and (b) bright field images (c) dark field image (d) SAD pattern.

나타나기 때문이다. 따라서 (b)와 (c)에서의 침상 석출물은 GP zone으로 판단되며 최대피크 경도에서의 경도값은 미세한 침상의 GP zone과 미세한  $\beta$ 에 의한 것으로 생각된다.

Fig. 4는 180°C에서 30시간 동안 시효한 시편의 TEM조직으로서 (a)에서는 봉상 혹은 판상의 석출물과 조대 석출물이 존재하는 대신에 Fig. 3에서와 같은 미세한 석출물은 관찰되지 않는다. (b)는 (a)의 일부를 확대한 조직으로서 봉상 혹은 판상의 석출물이 존재한다는 것을 알 수 있으며, (c)는 (b)에서 관찰되는 석출물의 SAD 패턴으로  $\beta$  육방정구조를 갖는  $\beta$  (mg.S.) 상으로 확인되었다. 이와 같은 패턴은 Fig. 3(a)의 판상 석출물의 경우에도 같은 패턴이 얻어졌다. 따라서 최대경도 값을 보이는 시효조건에서는 미세한 침상의 GP zone과 판상의  $\beta$  상이 공존하는 것으로 판단된다.

그리고 Fig. 4 (a)에서의 조대한 석출물은 봉상

의  $\beta$  상이 연결되어 성장한  $\beta$  상으로 생각된다. 따라서 180°C에서 15시간 시효시킨 최대경도조건에서는 GP zone과  $\beta$  상이 공존하고, 180°C에서 30시간 시효시킨 경우에는  $\beta$  상과  $\beta$  상이 공존한다는 것을 알 수 있으며 이러한 결과는 DSC분석 결과와 잘 일치한다. 한편 Lynch 등<sup>12)</sup>은 Al-1.16wt%Mg2Si 합금에 대한 시효경화 석출물의 미세조직, 방위, 성분을 조사한 결과 기존의 연구 결과에 추가되는 단계로서 a=3.0, b=3.30, c=4.0 Å,  $\gamma=71^\circ$ 의 단사정 결정구조를 갖는 새로운 중간석출물인  $\beta'$  상을 발견하여 GP  $\rightarrow \beta' \rightarrow \beta \rightarrow \beta$ 의 시효석출과정을 거친다고 보고하였으며, Gupta와 Lloyd<sup>13)</sup>는 고순도의 Al-0.8wt%mg-0.9wt%Si합금의 시효석출은 GP zone + clusters  $\rightarrow \beta + \text{Si} \rightarrow \beta + \text{Si} \rightarrow \beta$ 의 과정을 거친다고 보고하였다.

그러나 6N01 Al합금에서의 시효 석출과정은 보고와는 달리 아래와 같은 과정으로 일어난다는

Fig. 4 TEM image and SAD pattern of 6N01 Al alloys aged at 180°C  
(a) bright field image (b) higher magnification of indicated region in a),  
(c) SAD pattern.

것을 알 수 있다.

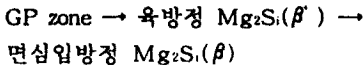


Fig. 5는 6N01 Al합금의 압출한 시편, 용체화 처리 후 180°C에서 15시간 동안 시효하여 최대경도 값을 보인 시편, 30시간 동안 과시효한 시편에 대한 인장시험 결과이다. 압출한 시편에서는 인장강도가 198.9MPa인데 반하여 T6열처리한 경우에는 312.6MPa로서 약 114MPa의 월등히 우수한 인장강도 상승을 나타내었으며, 30시간 시효처리한 경우의 인장강도값도 305.8MPa로서 높은 값을 나타내었는데 이러한 결과는 최대경도값 이후의 시효에 의해서도 경도값의 감소폭이 적었다는 경도 시험 결과와 잘 일치하고 있으며 이는  $\beta \rightarrow \beta'$ 상으로의 변태속도가 느리기 때문이다.

#### 4. 결론

6N01 Al합금의 미세조직 및 기계적 성질에 미치는 시효처리의 영향을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

Fig. 5 Mechanical properties of 6N01 Al alloys aged at 180°C for various times.

1. 최대경도값을 나타내는 시효조건은 180°C 15시간이었으며, 최대경도는 116Hv이었고 인장강도는 312.6MPa, 연신율은 22.3%이었다.
2. 최대경도값을 나타내는 시효조건에서의 석출상은 GP zone과  $Mg_2S(\beta)$ 이었다.
3. 최대경도값 이후의 과시효에 따른 경도값의 감소폭이 매우 작았는데 그 이유는  $\beta \rightarrow \beta'$ 의 변태속도가 작기 때문이다.
4. 6N01 Al합금의 시효석출과정은 GP zone  $\rightarrow$  준안정상인 육방정  $Mg_2S(\beta)$   $\rightarrow$  평형상인 면심입방정  $Mg_2S(\beta')$ 이었다.
5. T6 열처리 후 6151 Al합금 단조재와 6N01 Al합금 압출재의 기계적 성질을 비교한 결과 거의 동등한 기계적 성질을 나타내었다.

## 후 기

본 연구는 1997년도 한국학술진흥재단의 대학부설연구소 지원 연구비에 의하여 수행되었으며 연구비 지원에 감사드립니다.

## 참고문헌

1. Metals Handbook, 10th ed., 2, ASM, (1990)152
2. G. M. pharr, S. V. Courington, J. Wadsworth and T. G. Ni도 : J. Mater. Res., 6, (1991)2653
3. F. King, Aluminium and Its Alloys, Cambridge University Press, (1980)112
4. Charlie R. Brooks, Heat Treatment, Structure & Properties of Nonferrous Alloys, American Society for Metals, (1982)
5. A. Lutt, Acta metall., 9, (1961)577
6. A. Guiner and H. Lambot, Comptes Rendu 227, (1948)74
7. A. J. Bryant, Aluminio E. Nuova Metallurgia, 42, (1977)228
8. G. D. Preston : Proc. R. Soc., A167,(1938)526
9. A. Guinier : Ann, Physic, 12, (1939)161
10. I. Dutta and S. M. Allen, J. Mat. Sci. Letter, 10(6), (1991)323
11. G. Thomas, Inst. Met.,57, (1961-62)90
12. J. P. Lynch, L. M. Brown and M. H. Jacobs, Acta Metall., 30, (1982)1389
13. A. K. Gupta and D. J. Lloyd, IccA3,(1992)21