

論 文

## 급냉응고된 Al-Li-Cu-Mg-Zr 합금의 시효거동

남 동 회 · 홍 영 준 · 정 해 용\* · 배 차 현\* · 김 인 배

부산대학교 공과대학 금속공학과

\*국립 부산공업대학 재료공학과

### Aging Behaviors of a Rapidly Solidified Al-Li-Cu-Mg-Zr Alloy

D. H. Nam · Y. J. Hong · H. Y. Jeong\* · C. H. Bae\* and I. B. Kim

Department of Metallurgical Engineering, Pusan National University

\*Department of Materials Engineering, Pusan National Institute of Technology

#### ABSTRACT

Effects of aging treatment on the microstructures and microhardness of a rapidly solidified Al-Li-Cu-Mg-Zr alloy were investigated by differential scanning calorimetry (DSC) and transmission electron microscopy (TEM).

The as-melt-spun ribbon was consisted of fine  $\delta'$  and icosahedral intermetallic compound which were precipitated in the matrix. Two exothermic peaks with the range of 120°C-190°C and 280°C-344°C corresponded to  $\delta'$  and  $\theta'$ , S', T<sub>1</sub> precipitating reaction respectively, and two endothermic peaks with the range of 190°C-280°C and 344°C-550°C corresponded to dissolution of  $\delta'$  and  $\theta'$ , S', T<sub>1</sub> respectively in DSC curves.

Peak hardness value was obtained at 210°C for 1 hr aging treatment.

#### 1. 서 론

Al-Li 계 합금은 비강도 및 비탄성율이 큰 합금으로서 기존의 항공기 구조재인 7075 계 및 2024 계 Al 합금의 대체재료로 주 연구대상이 되고 있다. 실제 Al에 1 wt%Li를 첨가시 약 3%의 비중감소와 6%정도의 탄성율이 증가하며, 기존 항공기 구조재의 대체재료로 사용시 10-15%의 질량감소 효과를 얻을 수 있다<sup>1,2)</sup>.

그러나 이와같은 Al-Li 계 합금의 우수한 특성에도 불구하고 시효시 석출하는 준안정 석출상인  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li)의 소성변형특성으로 인한 저인성의 문제<sup>3)</sup>와 melting 시의 Li의 loss, 불순물제어 및 편석과 같은 ingot casting의 문제점<sup>4)</sup>으로 인해, 최근까지도 그 실용화가 지연되고

있다. 이러한 Al-Li 계 합금의 결점을 보완하기 위해서 많은 연구가 수행중으로서<sup>5-7)</sup>, dispersoid 형성원소인 Zr의 고용도를 증가시키고, 편석이나 개재물의 양을 최소화하고, 조직이 미세화되는 등의 여러가지 효과를 갖는 급냉응고방법에 의한 연구가 주목을 받고 있으며, 이러한 급냉응고방법은 ingot casting 시의 문제점 해결에 기여함은 물론, ingot casting 시 첨가할 수 있는 Li의 최대량인 2.5 wt%보다 2배 이상으로 첨가할 수 있어, 항공기재료의 정량화 요구에 크게 기여할 수 있는 장점을 가지고 있다.

급냉응고된 Al-Li 계 합금의 시효거동에 관한 조사는 아직 미흡한 실정이며 더욱이 다원계 합금의 경우, 조성 및 시효조건에 따라 여러종류의 석출물들이

나타나게 되며, 조적이 매우 복잡하게 되고, 기계적 성질과의 상호관계규명도 어려워 아직 명확한 결론이 없는 실정이다. 따라서 본 연구에서는 Al-Li-Cu-Mg-Zr 합금을 single roll melt spinning 방법으로 급냉응고시켜 ribbon 상의 시료를 제조하여, DSC, TEM 을 이용하여 시효에 따른 상변화와 미세조직변화를 조사하였고, 미소경도값을 측정하여 기계적 성질의 변화를 조사하였다.

## 2. 실험방법

### 2.1. 합금의 용해 및 시료제작

본 연구의 합금용해는 진공유도용해로(2 Kw, 7.7

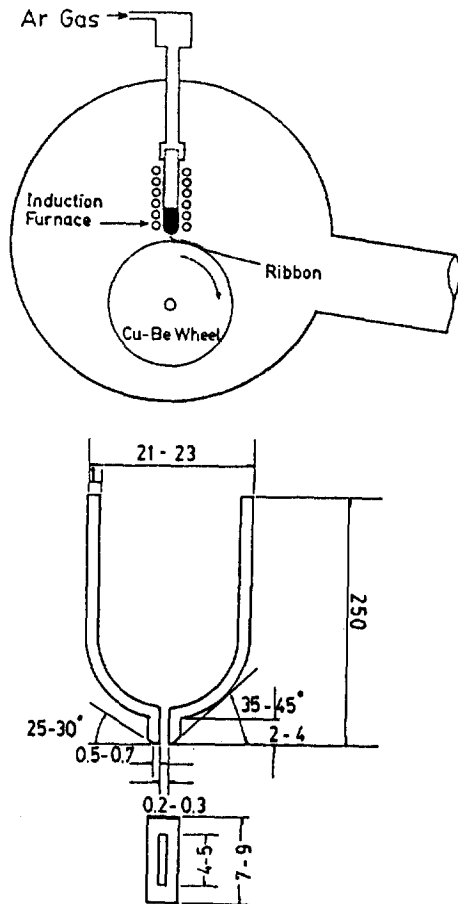


Fig. 1. Schematic diagrams of single roll melt spinner(a), shape and dimensions of quartz crucible (b).

KHz)에서 Li의 산화를 최대한 억제하기 위하여  $4 \times 10^{-2}$  torr 진공 후 Ar 분위기(400 mHg)에서 고순도 Alumina 도가니를 사용하고, pure Al(99.99%)과 pure Li(99%), Al-5 wt%Zr 및 Cu, Mg 를 이용하여 용해 제조하였다.

본 연구에서 사용한 melt spinning 장치의 개략도는 Fig.1(a)와 같으며 Li의 산화방지를 위하여 chamber 내의 분위기를 진공→Ar→진공→Ar의 상태로 유지하고 Fig.1(b)와 같은 slit형 석영관에 5-10g의 모합금을 장입하고 가열시킨 후, 용융급속을 가능한 최단시간 내에 약  $2 \text{ kg/cm}^2$  압력의 Ar gas로 1700 rpm으로 회전하는, 직경 300 mm의 Cu-Be 재 wheel에 분사하여 ribbon 상의 시료를 제작하였다. 이때 얻어진 ribbon 시료의 조성은 Table 1과 같다.

### 2.2. Ribbon 시료의 열처리

각 ribbon의 시효 석출현상을 관찰하기 위하여, 등시간 및 등온 시효 열처리를 하였다.  $190^\circ\text{C}$  이하에서의 시효처리는  $\pm 1^\circ\text{C}$ 로 온도조절된 교반 silicon oil bath중에서 실시하였으며,  $200^\circ\text{C}$  이상의 온도에서의 시효처리는  $\pm 3^\circ\text{C}$ 로 조절된  $\text{NaNO}_3 + \text{KNO}_3$ 의 염욕중에서 실시하였다. 염욕중에서의 시효처리시는 알루미늄 박판으로 싸서 염과 시편중의 Li과 반응하는 것을 방지하였다.

### 2.3. 열분석

Ribbon 시료의 열적거동은 단일형의 열보상형 열분석기(Rigaku TAS-100)를 사용하여 측정하고, 이때 고순도의 Ar gas를 미량(60 cc/min) 흘리면서, 실온에서  $550^\circ\text{C}$ 까지  $5^\circ\text{K/min}$ 의 승온속도로 가열하면서 행하였으며, DSC 측정 중에 일어나는 발열 및 흡열량의  $\Delta C_p$ 를 다음과 같이 결정하였다.

$$\Delta C_p (\text{J/K} \cdot \text{mol}) = - \frac{K \cdot M \cdot D(t)}{W \cdot \phi} \dots \dots \dots (1)$$

Table 1. Chemical Compositions of the Alloy.

element	Li	Cu	Mg	Zr	Al
specimen					
Al-Li-Cu-Mg-Zr	2.29	1.44	0.92	0.45	bal. (wt%)
	10.5	0.57	0.95	0.12	bal. (at%)

여기서 K는 계기정수, M은 시료분자량(g/mol), W는 시료중량(mg),  $\phi$ 는 승온속도( $^{\circ}\text{K/s}$ ), D(t)는 반응곡선으로부터 base line까지의 반응량을 온도에 따른 함수로 나타냈다. 계기정수 및 온도보정은 고순도 In, Sn, Pb의 용점을 측정하였다.

#### 2.4. X-선 회절실험

과포화 고용체로부터 상분해되는 Al 합금의 석출상을 관찰하기 위하여 Cu target, Ni filter를 사용하여, 주사속도( $\theta$ ) $4^{\circ}/\text{min}$ , 가속전압 300 Kv, 10 mA로 하여 산란각( $2\theta$ )  $15^{\circ}$ – $60^{\circ}$ 까지로 하여 X-선 회절실험을 행하였다.

#### 2.5. 전자현미경 조직관찰

시효열처리에 따른 각 시편의 조직변화를 관찰하기 위해 ribbon 시료를 punch를 사용하여 직경 3 mm의 disc로 만든 후 원형시편을 전해연마기에서 온도  $0^{\circ}\text{C}$  전압 12 V의 전해조건으로 20% $\text{HClO}_4$ :80% $\text{CH}_3\text{COOH}$ 의 전해액, 또는  $0.25\text{ A}/\text{m}^2$ 의 전류밀도와 15–20 V의 전압하에서  $-40^{\circ}\text{C}$ 로 유지된 30% $\text{HNO}_3$ :70% $\text{CH}_3\text{OH}$ 의 전해액중에서 dimple을 형성시킨 후 최소 두께면을 찾아 시효열처리에 따른 각 시편의 조직변화를 투과전자현미경(TEM)을 이용하여 120 Kv의 가속전압하에서 관찰하였다.

#### 2.6. 미소 경도 측정

각 시편의 경도측정은 ribbon을 수직으로 냉간 mounting하여 연마한 후 시료의 단면부를 미소경도계를 이용하여 하중 10–20 g, 하중시간 10 초로 하여 시료당 17 회이상을 측정하여 최대, 최소값을 버리고 나머지 측정값은 산출 평균하여 경도값을 취하였다.

### 3. 실험결과 및 고찰

#### 3.1. 급냉응고된 ribbon의 상변화

Fig.2는 Al-Li-Cu-Mg-Zr 합금을 급냉응고시킨 상태에서 조사한 DSC 곡선으로서, 그림에서 보는 바와 같이 base line보다 아래에 있는 2개의 발열반응과 위에 있는 2개의 흡열반응이 나타나고 있다. 즉  $120^{\circ}\text{C}$ – $190^{\circ}\text{C}$ 와  $280^{\circ}\text{C}$ – $344^{\circ}\text{C}$ 영역의 발열반응 A, C 및  $190^{\circ}\text{C}$ – $280^{\circ}\text{C}$ 와  $344^{\circ}\text{C}$ – $550^{\circ}\text{C}$ 영역의 흡열반응 B, D가 나타난다. 이들 반응은 기지에 석출물의 생성과 재고용에 관련된 반응으로, 발열반응 A는 준안정상태도에서  $\delta'$ 상이

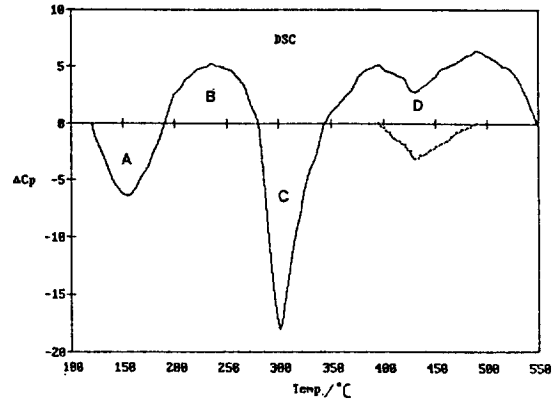


Fig.2. DSC curve of as-melt-spun Al-Li-Cu-Mg-Zr alloy (heating rate:  $5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ).

석출되는 온도영역으로 모상과 정합인  $\text{L}_1$  구조인  $\delta'$ 상의 형성에 기인된 것으로 판단된다. 석출경화형 Al-Li 2원계 합금에서는  $\delta'$ 상이 퀴칭도중에도 형성되기 때문에  $\delta'$ 상의 석출이전단계의 생성물 존재유무를 조사하기란 극히 곤란하다. 그러나 Nozato<sup>8)</sup> 및 高橋<sup>9)</sup>, Kim 등<sup>10)</sup>의 열분석 실험에서는  $\delta'$ 의 전구생성물이나 G. P zone의 형성에 기인된 반응을 보고하였으나, 본 실험에서는 DSC 곡선상에 반응 이전에는 아무런 반응이 나타나지 않았으며, 흡열반응 B는  $\delta'$ 상의 고온에서의 재고용에 기인한 반응으로 생각된다. Rioja 등<sup>11)</sup>에 의하면 Al-Li-Cu 합금의 열분석실험에서  $260^{\circ}\text{C}$ – $379^{\circ}\text{C}$ 에서 나타난 peak가  $T_1$ 상( $\text{Al}_2\text{CuLi}$ ),  $T_2$ ( $\text{Al}_6\text{CuLi}_3$ )에 의한 것이라고 보고하였으며, Sato 등<sup>12)</sup>의 Al-Li-Cu-Mg-Zr 합금의 열분석 실험결과 및 Kim 등<sup>10)</sup>의 급냉응고된 Al-Li-Cu-Mg-Zr 합금의 열분석결과에서 각각  $277^{\circ}\text{C}$ – $327^{\circ}\text{C}$ 와  $240^{\circ}\text{C}$ – $340^{\circ}\text{C}$ 에서 peak가 나타나는데, 이것은  $S'$ ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ),  $T_1$ ( $\text{Al}_2\text{CuLi}$ ),  $\theta'$ ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ )상의 생성에 의한 것으로 보고하고 있다. 또한 Fig.3의 X-선 회절 실험결과  $300^{\circ}\text{C}$ 에서  $S'$ ,  $T_1$  및  $\theta'$ 상을 관찰할 수 있다.

이러한 결과를 토대로, 본 실험에서 행한 급냉응고된 Al-Li-Cu-Mg-Zr 합금의 경우에서 나타난  $280^{\circ}\text{C}$ – $344^{\circ}\text{C}$ 구간의 발열반응 C는  $S'$ ,  $T_1$  및  $\theta'$ 상의 생성에 의한 것이라 생각된다. 흡열반응 D는 이러한 상들의 재고용에 의한 것이고, 고온에서의 흡열반응 D영역에서 2개의 봉우리가 나타나는 것을 볼 수 있는데, 이것은 흡열반응 중 점선으로 나타낸 바와 같은 발열반응이 존재하기

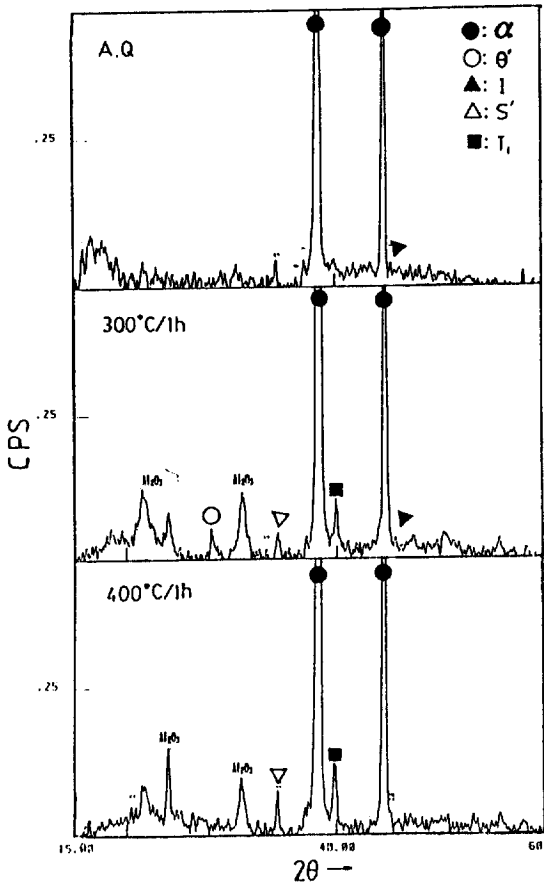


Fig.3. X-ray diffraction pattern obtained from Al-Li-Cu-Mg-Zr ribbons aged at various temperatures for 1 h.

때문으로 생각되며, 이것은 일반적으로 Al-Li-Cu-Mg-Zr 합금계에서 나타나는 고온안정상인 T<sub>2</sub>상의 생성에 의한 것으로 생각된다. T<sub>2</sub>상에 관해서는 아직 확실한 조성, 형성조건 및 기구에 대해 명확한 결론은 없는 실정이므로 이에 대해서는 차후 연구가 될 것으로 본다.

Fig.4는 70°C, 210°C, 240°C 및 300°C에서 각각 1시간씩 시효처리한 시료의 DSC 곡선이다. base line과 비열변화곡선으로 둘러싸인 면적은 석출된 석출물의 양을 의미하는 것으로, 이 영역의 넓이가 급냉상태에 비해 줄어들거나 사라졌다고 하는 것은 그 면적의 차이만큼 석출물이 시효중에 이미 석출되었거나, 시효중에 석출이 완료된 것을 의미한다. DSC 곡선에서 보면 δ'상의 석출에 따른 발열반응 A는 온도가 증가함에 따라 점차

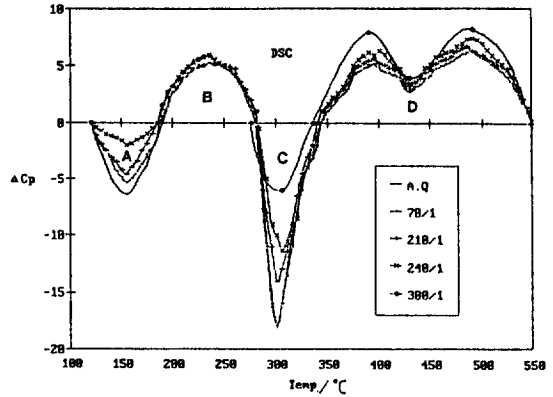


Fig.4. DSC curves of Al-Li-Cu-Mg-Zr alloy at different temperatures for 1 h.

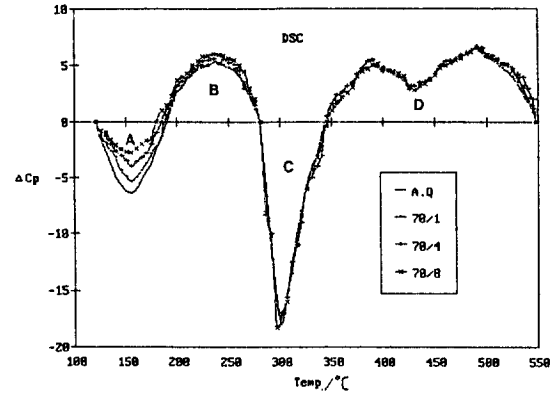


Fig.5. DSC curves of Al-Li-Cu-Mg-Zr alloy aged at 70°C for various times.

가소하는 경향을 나타내다가, 300°C에서는 발열반응 A와 흡열반응 B가 완전히 소멸되어 나타나지 않고 있다. 따라서 240°C까지 온도가 증가함에 따라 δ'석출량이 증가하는 것을 보여 주며, 300°C에서 시효할 경우에는 δ'상이 시효중에 재고용이 끝난 상태로 A, B 반응이 일어나지 않고, C peak가 A.Q 상태보다 작아져 있음을 보아 바로 S', T<sub>2</sub> 및 θ'상의 석출이 일어난 것을 알 수 있다. 그리고 온도가 증가할수록 C peak의 크기가 작아지는 것으로 보아, 고온일수록 S', T<sub>2</sub> 및 θ'상의 석출이 촉진됨을 알 수 있다.

Fig.5는 70°C에서 1, 4, 8시간 시효처리한 시편의 DSC 곡선으로 시간이 증가함에 따라 δ'상의 생성에 따

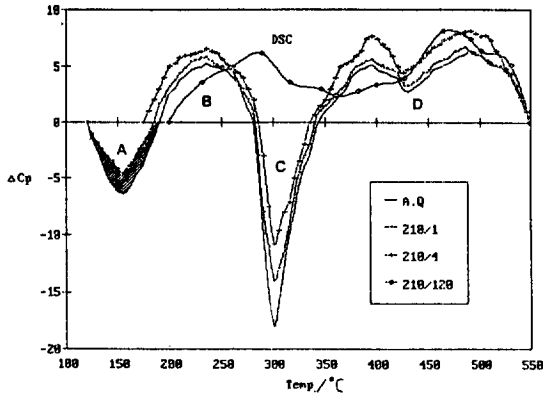


Fig. 6. DSC curves of Al-Li-Cu-Mg-Zr alloy aged at 210°C for various times.

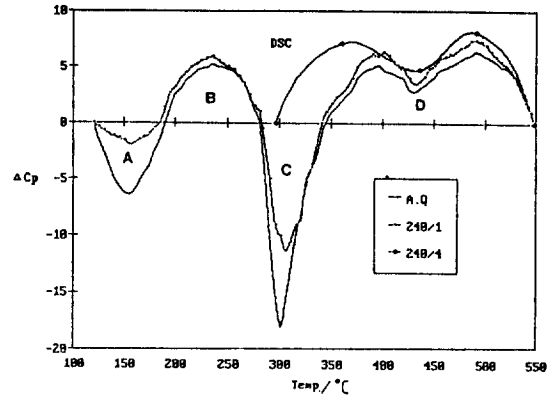


Fig. 7. DSC curves of Al-Li-Cu-Mg-Zr alloy aged at 240°C for various times.

른 발열반응 A 만이 감소하고 있고, B, C, D peak 는 큰 변화가 없다. 따라서 시효온도가 70°C에서는 δ상은 석출되지만 C peak의 생성에 기인하는 S', T<sub>1</sub> 및 θ상은 석출되지 않는 것을 알 수 있다.

Fig. 6은 210°C에서 1, 4, 120 시간 시효할 경우의 DSC 곡선으로, 1 시간 시효한 경우에는, A, Q 상태보다 δ상의 생성에 의한 발열 peak가 적어진 것으로 보아 δ상의 생성이 빚금친 부분의 양만큼 일어났음을 알 수 있으며, 고온에서의 δ상의 재고용에 의한 흡열 peak B가 약간 증가하고, S', T<sub>1</sub> 및 θ상의 생성에 기인하는 발열 peak C도 작아진 것으로 보아 S', T<sub>1</sub> 및 θ상의 생성도 어느 정도 일어났음을 알 수 있다. 그리고 4 시간 시효하였을 경우에는 δ상의 생성에 의한 발열 peak가 나타나지 않은 것으로 보아 210°C에서 4 시간의 시효로 δ상의 생성이 거의 완료된 것으로 생각되며, 단지 고온에서의 δ상의 재고용에 의한 흡열반응만이 관찰됨을 알 수 있다. 또한 4 시간 시효할 경우가, A, Q 상태와 1 시간 시효하였을 경우보다 δ상의 용해에 의한 흡열반응이 저온으로 옮겨감을 알 수 있다. 이것은 시간이 1 시간, 4 시간 경과함에 따라 시효시 이미 생성된 δ상의 양이 많아짐으로써 흡열반응이 저온으로 이동한다고 생각된다. 120 시간 시효시는 넓은 구간에 걸쳐 여러 석출상들의 용해과정이 나타난다.

Fig. 7은 240°C의 1, 4 시간 시효처리한 경우의 DSC 곡선이다. 1 시간 시효하였을 경우에는 210°C에서 시효한 경우와 비슷한 양상으로서 δ상의 생성에 의한 발열

peak는 작아졌으며 S', T<sub>1</sub> 및 θ상의 생성에 기인한 발열 peak C도 작아진 것을 보아, 240°C 1 시간의 시효로 δ상과 S', T<sub>1</sub> 및 θ상의 석출이 상당히 진행된 것을 알 수 있다. 그리고 4 시간 시효하였을 경우에는 δ상이 생성되었다가 용해됨으로써 발열반응과 흡열반응이 모두 나타나지 않으며, 단지 고온에서의 큰 흡열반응 D만이 관찰됨을 알 수 있다.

### 3.2. 시효에 따른 미세조직 관찰

Photo. 1은 Al-Li-Cu-Mg-Zr 합금 ribbon을 급냉용고된 상태에서 활열한 투과전자현미경(TEM)의 명시야상으로 (a)는 초정 α상 결정립내에 거의 구형의 형상을 띠며 δ상보다는 약 10 배정도 더 큰 약 0.1 μm 정도의 크기로 분포하고 있는 I 입자(Icosahedral particle)를 나타내고 있다. I 상 입자는 시효온도의 경과에 따라 더욱 성장하고, 특히 결정립계에 있는 것으로 알려져 있으나<sup>10)</sup>, 본 실험에서는 결정립계에서의 I 상 입자는 관찰되지 않았다. (b)는 다량의 미세한 석출물이 기지전면에 균일하게 거의 구형의 형태로 약 10 nm 정도의 크기로 분포하고 있는데, 이것은 Al-Li-Zr 3원계 합금<sup>13)</sup>에서 관찰된 δ'상 입자와 거의 크기가 같게 나타나고 있다. Costas<sup>14)</sup> 및 Ahmad 등<sup>15)</sup>도 다원계합금에서 Cu를 첨가해도 δ'상장에는 큰 영향을 미치지 않을 것이라고 보고 하였다. 따라서 Al-Li-Zr 합금에 Cu, Mg의 첨가는 δ'상 입자 크기에는 큰 영향을 미치지 않는 것으로 생각된다.

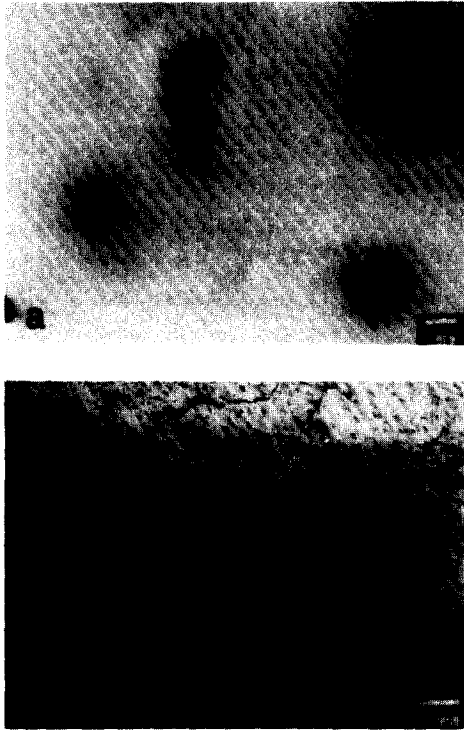


Photo 1. Bright-field images of icosahedral particles inside the cells (a),  $\delta'$  particles (b) in melt-spun Al-Li-Cu-Mg-Zr alloy.

Photo.2는 저온인 70°C에서 1시간 시효처리한 시료의 투과전자현미경의 조직사진으로 (a), (b)는 각각 구형의 석출물인  $\delta'$ 상이 미세하고 균일하게 분포하고 있음을 볼 수 있는 명시야상과 암시야상이다. (c)는 제한시야회절상으로  $\delta'$ 상 이외의 회절반점은 나타나지 않고 있는 것으로 보아, 70°C에서는  $\delta'$ 상 이외의 다른상은 석출되지 않는 것을 알 수 있고, 이것은 열분석결과와도 잘 일치한다. 이와 같은 결과로부터 70°C에서 시효처리할 경우의 강화상은  $\delta'$ 상임을 알 수 있다.

Photo.3은 Al-Li-Cu-Mg-Zr 합금 ribbon을 210, 300, 500°C에서 각각 1시간씩 시효처리한 시료의 투과전자현미경의 조직사진이다. (a)는 210°C 1시간 시효처리 시료의 암시야상으로  $\delta'$ 상과 복합석출상이 미세하고 균일하게 분포하고 있는 것을 관찰할 수 있다. DSC 결과 210°C 1시간에서 다른상들도 함께 석출될 것으로 예상되거나 다른상들을 거의 관찰할 수 없었는데, 이것은 이들 상의 밀도가 너무 적었기 때문이 아닌가 생각된다.

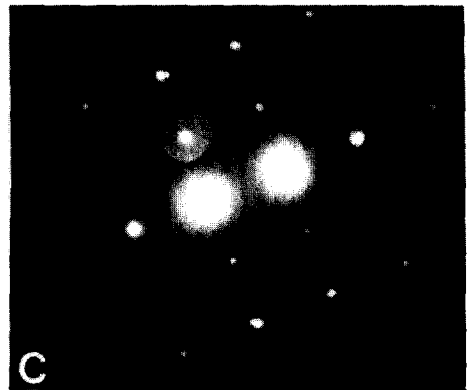
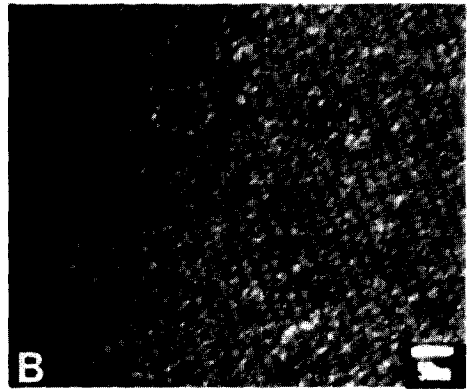
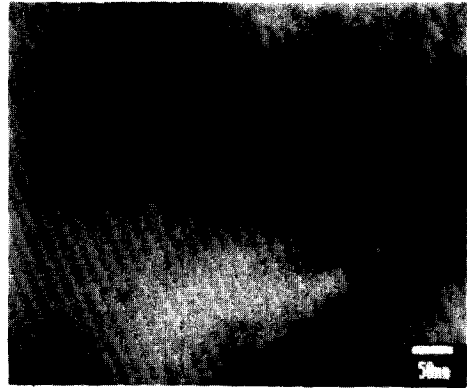
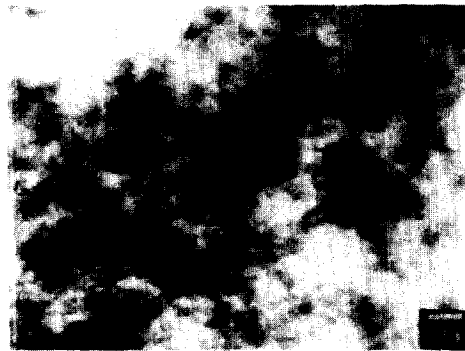
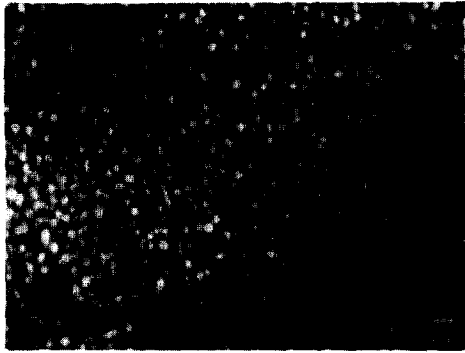


Photo 2. TEM images of  $\delta'$  precipitates in Al-Li-Cu-Mg-Zr alloy aged at 70°C for 1h.  
 (A) Bright field micrograph of precipitates.  
 (B) Dark field micrograph of precipitates.  
 (C) Selected area diffraction pattern.

(b)는 300°C 1시간 시효한 시료의 명시야상으로, 침상의 T<sub>1</sub>상과 rod 상의 S'상 및 plate 상의  $\theta'$ 상을 관찰할



**Photo 3.** TEM images of various precipitates in Al-Li-Cu-Mg-Zr alloy.  
 (a) Dark field micrograph of  $\delta'$  precipitates (210°C/1 h).  
 (b) Bright field micrograph of  $S'$ ,  $T_1$ ,  $\theta'$  precipitates (300°C/1 h).  
 (c) Bright field micrograph of  $T_1$  precipitates (500°C/1 h).

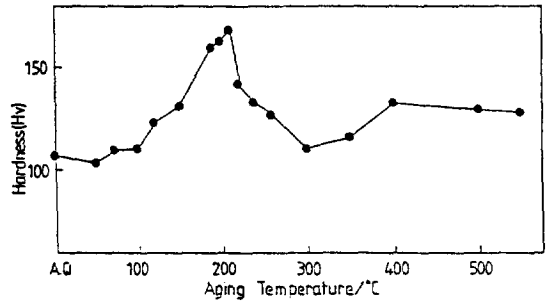
수 있다. (c)는 500°C 1 시간 시효한 시료의 명시야상으로, 이 온도에서는 여러상들이 용해하는 범위로서 다른 상들은 관찰할 수 없었고, 단지 적은 밀도로 분포하는

$T_1$ 상만 관찰할 수 있었다.

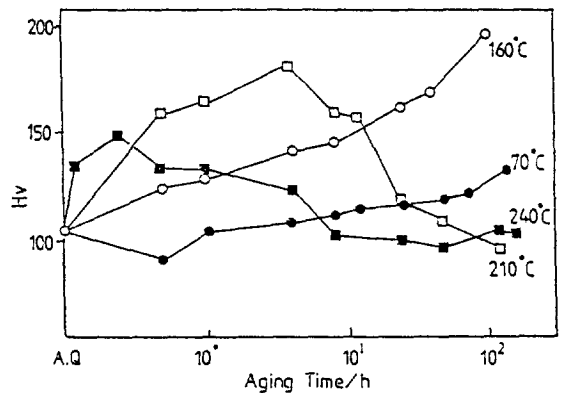
**3.3. 시효에 따른 미소 경도 변화**

시효처리에 따른 시효경화 현상은 시간보다 온도에 더욱 민감하므로 시효석출의 전체적인 과정을 파악하기 위하여 각 온도에서 1 시간씩 등시간 시효처리하였다.

Fig.8은 Al-Li-Cu-Mg-Zr 합금 ribbon을 1 시간씩 등시간 시효처리한 후의 미소경도를 측정된 결과를 나타낸 그림이다. 시효온도가 증가하여 100°C 이후 부터는 경도값이 급격히 증가하는 경향을 나타내어 210°C에서 최고경도값(약 166 Hv)을 나타내고 있는데, 이것은 Al-Li 계합금의 주요 강화상인  $\delta'$ 상이  $\alpha$  고용체와의 정합 변형에 의한 것과  $\delta'$ 상이 미세하게 석출하여 분산한 효과 등에 기인한다고 생각된다. 210°C 이후에서는 경도값



**Fig. 8.** Microhardness of as-melt-spun Al-Li-Cu-Mg-Zr alloy aged at different temperatures for 1 h.



**Fig. 9.** Microhardness curves for isothermal aging of Al-Li-Cu-Mg-Zr alloy aged at 70°C, 160°C, 210°C and 240°C.

의 감소경향을 보이는데, 이것은  $\delta'$ 상의 조대화에 기인한 것이며 400°C 이후에서는 경도가 다시 증가하였는데, 이것은 고온안정상인  $\beta'$ 상과  $T_2$ 상의 생성에 따른 영향으로 생각된다.

Fig. 9는 Al-Li-Cu-Mg-Zr 합금 ribbon의 석출상에 대한 열적 안정성을 조사하기 위해 1시간씩 등시간 시효처리한 경도결과로부터 최고 경도값을 나타낸 210°C를 중심으로 70°C, 160°C, 240°C의 온도에서 등온시효처리한 후의 미소경도 변화를 나타낸 결과이다. 70°C, 160°C에서 시효처리한 경우에는, 시효시간의 경과에 따라 경도값의 완만한 증가현상을 나타냈다. 이때의 경도증가는 시간이 증가함에 따라  $\delta'$ 상의 생성 및  $\delta'$ 상의 체적분율이 서서히 증가하기 때문으로 생각되며, 160°C에서는 더욱 현저한 시효경화현상을 나타내고 100시간에서 최고 경도치를 나타냈다. 210°C에서의 경우 4시간에서 최대값을 보인 후 급격한 경도 감소현상을 보이며 240°C에서도 초기에 약간의 경도증가를 보이다가 빠른 속도로 경도감소가 일어나는 것을 볼 수 있다. 이것은 시효됨에 따라  $\delta'$ 상이 완전고용되고 석출상들의 조대화에 기인한, 즉 과시효에 의해 석출물의 입자가 어떤 임계값 크기보다 증가하며 밀도가 감소하는 조대화 현상에 의해 경도감소가 일어난다고 생각된다.

#### 4. 결 론

급냉응고된 Al-Li-Cu-Mg-Zr 합금의 시효거동을 DSC, TEM 등을 이용하여 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 급냉응고상태에서 열분석한 결과, 2개의 발열반응 및 2개의 흡열반응이 나타났으며 120°C-190°C구간의 발열반응은  $\delta'$ 상의 생성, 190°C-280°C구간의 흡열반응은  $\delta'$ 상의 용해, 그리고 280°C-344°C구간의 발열반응은  $S'$ ,  $T_1$  및  $\theta'$ 상의 생성, 344°C-550°C구간의 흡열반응은 이러한 상들의 고온에서의 재용해 및 다른 복합석출상의 용해에 기인하는 것으로 판단된다.

2) 열분석결과 70°C, 210°C, 240°C, 300°C에서 각각 1시간 시효한 경우 240°C까지는 온도가 증가할수록 시효에 의해 생성된  $\delta'$ 상의 양은 증가되었으나, 300°C시효의 경우에는  $\delta'$ 상이 생성되지 않았고,  $S'$ ,  $T_1$  및  $\theta'$ 상의 석출만이 일어남을 알 수 있다.

3) 열분석결과  $\delta'$ 상 생성 이전의 전구생성물은 나타나

지 않았다.

4) 급냉응고시 이미 구형의  $\delta'$ 상과 더불어 I상이 기지내에 직경 약 0.1  $\mu\text{m}$  정도의 구형으로 석출됨을 알 수 있었다.

5) 각 온도에서 등시간(1 hr) 시효시 210°C에서 최고 경도값(약 166 Hv)을 나타냈다.

#### 「후 기」

본 연구는 1988년 한국학술진흥재단의 자유공모과제(급냉응고 방법에 의한 Al-Li계 항공기 재료개발 연구) 연구비에 의하여 수행되었으며 연구비 지원에 감사드립니다.

#### 5. 참고문헌

1. M. Furukawa, Y. Miura and M. Nemoto: 日本金屬學會會報, 23 (1984) 172.
2. B. Noble, S.J. Harris and K. Dinsdahl: J. Mat. Sci., 17 (1982) 461.
3. S.F. Baumann and D.B. Williams: Aluminium-Lithium Alloys II. ed. E.A. Starke, Jr and T.H. Sanders, Jr. TMS-AIME (1984) 17.
4. E.A. Starke, Jr. T.H. Sanders, Jr. and I.G. Palner: J. Metals, 33 (1981) 24.
5. C. Baker, P.J. Gregson, S.J. Harris and C.J. Peel: Aluminium-Lithium Alloys III, Inst. Metals (1986).
6. 4th International Aluminium-Lithium Conference, Abstract, (1987).
7. T.H. Sanders Jr., E.A. Ludwiczak and R.P. Sawtell: Mat. Sci. Eng., 43 (1980) 1407.
8. R. Nozato and G. Nakai: Trans. JIM, 18 (1977) 679.
9. 高橋 恒夫, 里 達雄: 輕金屬, 36 (1986) 207.
10. D.H. Kim, Y.W. Kim, K.H. Oh and H.I. Lee: Proceeding of the Korea-Japan Metals Symposium on Rapid Solidification Processing, The Korean Institute of Metals, Seoul (1986) 10.
11. R.J. Rioja and E.A. Ludwiczak: Aluminium-Lithium Alloys III, Inst. Metals (1986) pp.



- 471-482.
12. 里 達雄, 高橋 恒夫: 輕金屬, 36 (1986) 728.
  13. H. Y. Jeong: Ph.D. Dissertation, Pusan National Univ., (1989).
  14. L. P. Costas: U.S. Atomic Energy Commission Rep. (DP-813), (1963).
  15. M. Ahmad and T. Ericsson: Scr. Metall., 19 (1985) 457.