

## 급냉응고한 Al-Li-X(Cu, Mg, Zr, Mn)합금의 부식거동

권택건 · 홍영준 · 남동희  
허태영 · 김인배 · 박익민  
부산대학교 공과대학 금속과

## Corrosion Properties of Rapidly Quenched Al-Li-X(Cu, Mg, Zr, Mn)Alloys

Taeggun Kweon, Youngjun Hong, Donghee Nam

Taeyoung Huh, Inbae Kim, Ikmin Park

*Department of Metallurgical Engineering*

*Pusan National University Janggeon dong Kumgeongku, 609-735 Pusan*

Electrochemical corrosion characteristics of rapidly solidified Al-Li and Al-Li-X (Mn, Mg, Cu, Zr) alloys have been investigated by means of potentiodynamic polarization study. The alloys were single roll melt spun to make rapidly quenched ribbons. The ribbons were separated into 3 groups, one was left as quenched and the other two were further aged at 200°C and 250°C for one hour respectively. The corrosion characteristics of those ribbons were compared with each other and also with conventionally cast alloys. It was found that rapidly solidified ribbons showed better pitting resistance and lower corrosion rates than conventionally cast alloys. It is presumed because of the grain refinement by rapid solidification. Also being aged ribbons exhibit higher corrosion rates than as quenched ribbons. This behavior can be explained by the growth of precipitates and the formation of PFZ with aging treatments. The most of pits were observed as aggregate along the grain boundaries on all the ribbons.

### 1. 서 론

항공우주산업 및 고도정밀 기계산업에 있어서 경량 고강도 합금의 요구가 증대됨에 따라 상당한 관심의 대상이 되고 있는 Al-Li계 합금은 현재 사용되는 Al합금들에 비해 비중이 낮고, 탄성계수가 높은 장점을 갖고 있다. 이 합금은 Al에 1wt%의 Li 첨가시 3% 정도의 비중 감소와 6% 정도의 탄성을 증가시킬 수반하여, 기존 항공구조재료의 대체 재료

로 사용시 급냉응고법에 의해 Li의 고용도를 3-4%로 높이면 10-15%의 무게감소효과를 얻을 수 있다.

Al-Li합금의 경우 문제점으로 지적되고 있는 것은 준안정석출상의 미세조직적 특성에 기인한 저인성의 문제로 시효시 석출하는 준안정석출상  $\delta'$  ( $Al_3Li$ )이 전위에 의해 쉽게 전단되어, 변형을 동일한 slip면에 국한시킴으로 planar slip을 조장하게 되며<sup>1-3)</sup> 이러한 planar slip은 입계 주위에 응력을

집중시켜 입간과괴를 유발하여 저인성의 주된 요인으로 작용하게 되며, 또한 Na, H 등의 불순물의 입계편석, 입계근처의 무석출대 그리고 불연속 석출등이 저인성의 또 다른 원인이 된다고 알려져 있다.<sup>4)</sup> 이러한 저인성의 개선을 위한 방법으로 제3의 원소의 첨가, 즉 Cu, Mg 등의 석출강화형 원소와 Zr, Mn 등과 같은 분산강화형 원소에 의해  $\delta'(Al_3Li)$  상 외에 여러 석출물들 동시석출시켜 planar slip을 homogeneous slip으로 변형시키는 등의 미세조직적 특성 개선으로 이러한 결점을 보완하려는 연구가 진행되고 있으며<sup>4, 7)</sup>, 한편 급냉응고법에 의한 조직의 미세화에 따른 인성개선, cathodic site로 작용하는 미고용 금속간화합물의 고용에 의한 내식성 향상 및 Li의 최대고용도 증가에 의한 재료경량화 등 특성의 향상이 기대되고 있다.<sup>8-10)</sup>

현재까지 Al-Li계 합금의 연구는 기계적 특성에 관한 연구가 대부분이고, 이들 합금에 대한 사용 분위기에 따른 전기화학적 특성에 관한 연구는 일부 기준조건에 의한 합금의 경우를 제외하고는 거의 진행되지 않고 있다.<sup>11, 12)</sup> 항공산업에서의 해양성이착륙 분위기 등의 극심한 부식사용 환경을 고려하면 Al-Li합금의 합금원소 변화와 시효열처리에 따른 미세조직 변화에 따른 전기화학적 부식 특성에 관한 연구가 절실히 요청되고 있는 실정이다. 본 연구에서는 Al-Li 2원계 및 Al-Li-X(Zr, Cu, Mg, Mn) 3원계합금을 single roll melt spinner를 이용하여 급냉응고된 ribbon을 제조하여 기준조건에 의한 시료와 비교하면서 전기화학적 분극저동 및 미세조직에 미치는 급속냉각, 첨가 합금원소 및 시효열처리 조건의 영향등을 검토 조사하였다.

## 2. 실험 방법

### 2-1 모합금 제조 및 급냉응고시편 제작

Al-Li 2원계 및 Al-Li-X(Cu, Mg, Mn, Zr) 3원계 모합금의 제조는 진공유도용해로 (2kw, 7.7kHz,

진공도:  $2 \times 10^{-4}$  Torr)에서 알루미늄도가니를 사용하여 Ar 분위기에서 행하였고, 이때 ICP(Induced Coupled Plasma) 분석기를 이용하여 분석한 결과 얻어진 합금의 조성은 Table 1과 같다.

Table 1 chemical compositions of alloys

Specimen	Chemical Composition (wt. %)					
	Al	Li	Cu	Mg	Zr	Mn
Al-Li	bal.	3.76	-	-	-	-
Al-Li-Cu	bal.	3.67	1.28	-	-	-
Al-Li-Mg	bal.	3.56	-	0.97	-	-
Al-Li-Zr	bal.	3.82	-	-	0.34	-
Al-Li-Mn	bal.	3.31	-	-	-	1.78

Table 2 Experimental variations of single roll melt spinning

Alloy	분사시 용탕온도 (C)	Roll 회전수 (RPM)	Chamber 진공도 (Torr)	Slit size (mm)	Roll diame (mm)	분사gas 압력 (kg/cm <sup>2</sup> )
Al	627	2500	$2 \times 10^{-4}$	$0.3 \times 10$	264.4 (Cu Be)	1.5 (Ar gas)
Al-3.76Li	650	3000	$2 \times 10^{-4}$			
Al-3.63Li-1.28Cu	650	2500	$2.7 \times 10^{-4}$			
Al-3.56Li-0.97Mg	651	3000	$2.5 \times 10^{-4}$			
Al-3.82Li-0.34Zr	650	3000	$2.5 \times 10^{-4}$			
Al-3.31Li-0.78Mn	647	3000	$2.8 \times 10^{-4}$			

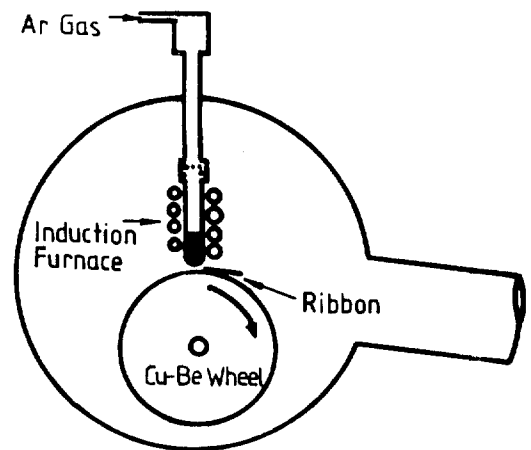


Fig. 1 Schematic diagram of single roll melt spinner.

급냉응고 시편은 Fig. 1과 같은 single roll melt spinner를 이용하여 진공 chamber중에서 폭이 약 10mm인 ribbon상 시료를 제작하였고 이때 각 합금별 작업 조건은 Table 2와 같다.

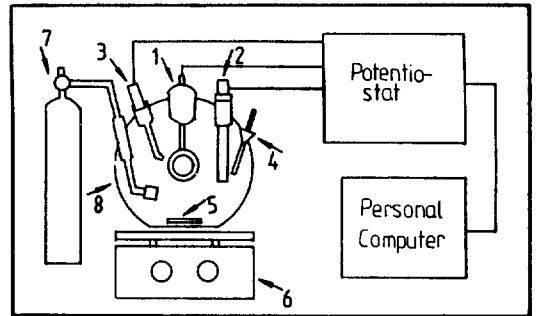
2-2 시편열처리 및 미소경도 측정

각 합금의 시효현상을 조사하고 분극실험 조건 결정을 위해 급냉응고 ribbon을 등시간 및 등온 시효처리를 하였다. 시효열처리는 200°C까지의 온도에서는 silicon oil bath를 사용하였고 200°C 이상의 온도에서는 중성염(KNO<sub>3</sub>+NaNO<sub>3</sub>) 욕에서 시편편을 Al막으로 밀봉한 후 열처리를 행하였다. 한편 기존주조법에 의한 시편은 520°C에서 2시간 용체화처리를 행하였다. 미소경도 측정은 시편편을 수직으로 냉간 마운팅하여 연마한 후 하중 10g, 20g에서 하중시간 15초로 하여 미소경도를 측정하였다.

2-3 분극실험

기존주조법에 의한 시편은 분극 실험전 SiC #1500까지 연마한 뒤 아세톤으로 초음파세척 후 초순수로 세척하고 알콜을 사용해 건조하였다. 급냉응고한 ribbon 시료는 시편 제조후 보관, 취급시 형성되는 ribbon 표면의 산화피막 제거를 위하여 ASTM G1-81(CrO<sub>3</sub>(20g)+H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>(50ml)+H<sub>2</sub>O(1000ml)) 용액으로 90°C에서 10분간 처리 후 초순수로 세척하고 알콜로 건조하였다. 분극실험은 personal computer로 제어되는 potentiostat(EG&G, Model 273)를 사용하였으며 전해액은 25°C 0.1N NaCl 용액으로 실험개시 30분 전부터 Ar(99.99%이상)가스를 취입하였다.

Working electrode는 시편 holder를 plate형으로 하고, 반응면적이 0.5cm<sup>2</sup>(=πr<sup>2</sup>)이 되도록 테프론으로 가공하였으며 counter electrode는 탄소봉을, reference electrode는 saturated calomel electrode(SCE)를 사용하였다. 분극실험은 일정한 부식전위를 얻기 위하여 1hr동안 시편을 용액에 침지한 후



- 1. Working electrode
- 2. Counter electrode
- 3. Reference electrode
- 4. Thermometer
- 5. Magnetic stirrer
- 6. Hot plate
- 7. Ar gas
- 8. 5-neck flask

Fig. 2 Schematic diagram of potentiostatic experimental apparatus.

0.3mV/sec의 scanning rate로 행하였다. Fig. 2에 분극실험 장치의 개략도를 나타내었다.

2-4 부식표면 및 시효조직 관찰

부식실험을 실시한 후 시편편 들에 대한 부식형태 및 석출물의 영향등을 고찰하기 위하여 주사식 전자현미경(Jeol, 35kv)을 이용 시편표면을 관찰하였다.

시효에 따른 미세조직 변화는 20°C의 20% HClO<sub>4</sub> : 80% CH<sub>3</sub>COOH 전해용액에서 jet polishing하여 투과식전자현미경(Hitachi, 100kv)으로 관찰하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3-1 급냉응고시편의 시효경도 및 조직

등시간 시효열처리에 따른 경도 변화를 Fig. 3에서 나타냈다. 200°C에서 최대경도치를 나타내고 그 이상의 온도에서는 시효온도의 증가에 따라 과시효되어 경도가 저하됨을 알 수 있다. 시료별로는 Cu, Zr, Mg의 첨가가 시효경화에 영향을 미치나 Mn의 경우는 큰 영향을 끼치지 않는 것으로 나타났다.

Fig. 4에는 시효에 따른 석출거동을 투과식전자현

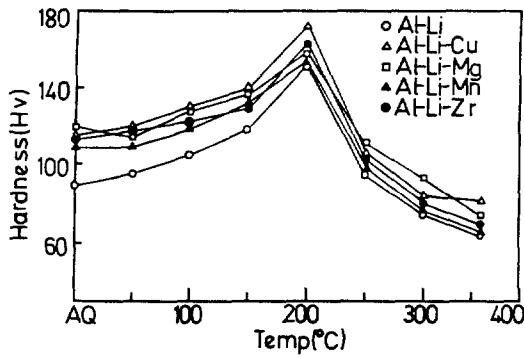


Fig. 3 Microhardness as a function of aging temperature for the rapidly quenched specimens.

미경으로 관찰한 한 예를 나타낸 것으로, Al-Li-Cu 합금의 200°C peak aging시의 시효시간에 따른  $\delta'$  상의 변화이다.  $\delta'$  상이 초기(Fig. 4a)에는 약 10nm의 크기로 석출하나 시효시간이 증가함에 따라  $\delta'$  상이 조대화되어 24시간 시효시(Fig. 4c) 25nm 이상으로 됨을 알 수 있고, 침상인  $T_1$  ( $Al_2CuLi$ ) 상도 관찰된다. 250°C의 과시효시편에서는  $\delta'$  상의 조대화에 따른 입계무석출대의 형성과 안정상  $\delta$ 의 입계석출이 관찰되었다.

Al-Li계 합금의 경우 시효강화는  $L_{12}$ 의 규칙구조를 갖는 준안정상인  $\delta'$  ( $Al_3Li$ ) 상의 균일석출에 의존하며,  $\delta'$  상은 fcc 고용체와 misfit가  $\sim 0.08\%$ 로 낮고, 급냉직후 부터 구상으로 정합석출한다고 보고되고 있다.<sup>13)</sup> 그러나  $\delta'$  상에 의한 강화효과는  $\delta'$  상이 전위에 의해 쉽게 전단되어 전위이동에 대한 저항이 감소한다. 반면  $T_1$  ( $Al_2CuLi$ ) 상은  $\delta'$  상에 비교해서 전위에 의해 전단되기 힘들어 Cu첨가 합금의 인성 및 시효경도 향상에 기여한다고 사료된다. Al-Li-Zr 합금에서는 시효에 따라  $\beta$  ( $Al_3Zr$ ) 상이  $\delta'$  상 주위에서 핵생성하여  $\delta'$  상과 복합석출상을 형성하고 이 복합석출상은 전위에 의해 전단되기 힘들고 또한 비교적 고온에서도 안정하여 시효경화에 기여하는 것으로 사료된다. Mg첨가의 경우도 시효경도가 증가하였는데 이는 Mg이 Li의 고용도를 감소시켜  $\delta'$  상의 석출을 촉진시키고, 또한  $Al_2MgLi$ 의 석출에 기인한 것으로 사료된다. Mn을 첨가한 경

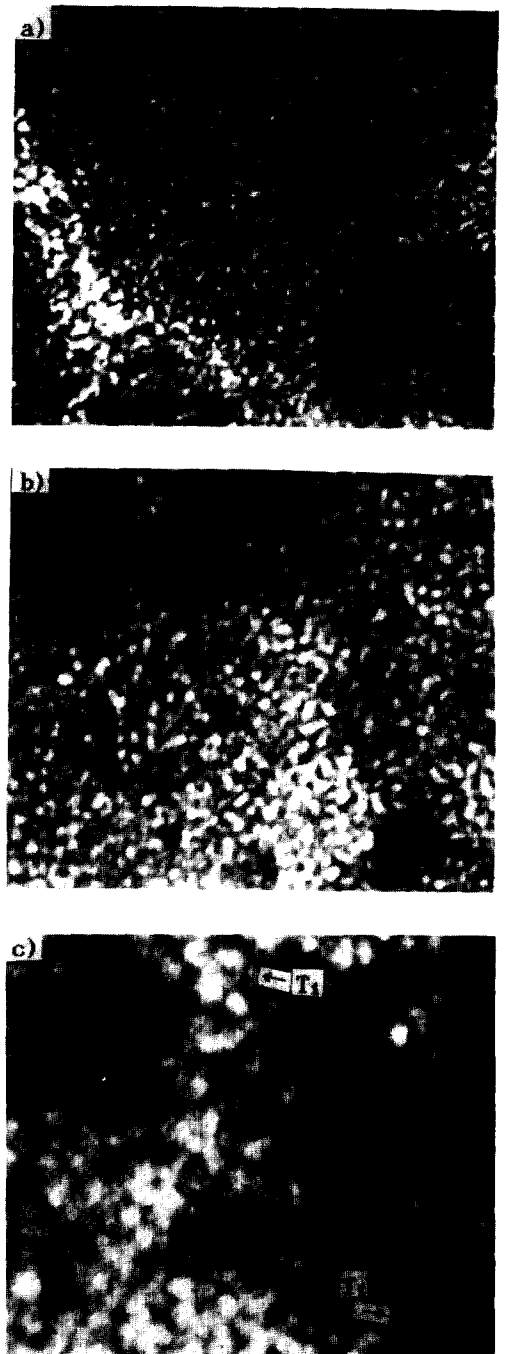


Fig. 4 Transmission electron micrographs showing the coarsening of the  $\delta'$  precipitates with aging time at 200°C in Al-Li-Cu alloys.

a) 1hour b) 4hours c) 24hours



Fig. 5 Transmission electron micrographs of Al-Li-Mg alloy aged at 200°C for 1hr showing distribution of grain size and precipitate.

우 시료에 따라 경도가 급격히 감소하였는데 이는 Al, Mn 등 석출물의 빠른 조대화에 기인된 것으로 사료된다.

Fig. 5는 급냉응고한 Al-Li-Mg ribbon의 200°C 1hr 시료의 투과전자현미경에 의한 조직 사진으로 사진의 오른쪽 위쪽을 보면 결정립반경이 0.5 ~ 1 $\mu$ m으로 ribbon 중에서도 냉각속도가 큰 chill면 측에 해당하는 것으로 사료되며 입계에 반경 0.05 ~ 0.1 $\mu$ m 정도의 미세한 석출물이 존재함을 볼 수 있다. 사진의 왼쪽 아래쪽으로 갈수록 결정립 크기는 증가하여 결정립반경은 2 ~ 3 $\mu$ m으로 커지고 있으므로 이 부분은 냉각속도가 상대적으로 낮은 unchill면 측으로 사료되며 석출물의 크기도 조대화되어 입내에 존재하는 석출물이 오른쪽 위쪽의 입계석출물과 크기가 비슷함을 알 수 있고 입계에는 0.1 ~ 0.2 $\mu$ m의 석출물을 관찰할 수 있다. 기존주조법에 의한 시편의 결정립반경은 15 ~ 20 $\mu$ m (Fig. 7 참조)으로 급냉응고 ribbon의 결정립에 비해 약 10배 정도 크고 입내에는 2 $\mu$ m 정도의 조대한 미고용 석출물들이 관찰된다. 위의 결과에서 응고속도 증가에 의해 결정

립이 미세해지고 용질의 고용량 증가에 따라 미고용석출물 및 시효석출물의 크기가 감소됨을 알 수 있으며 이는 이들 시료의 부식거동과 밀접한 관련을 가질 것으로 사료된다.

### 3-2 급냉응고 효과에 의한 부식거동 변화

#### 3-2-1 기존 주조법에 의한 시편의 분극거동

Fig. 6에 기존주조법으로 제조한 합금들의 합금원소 첨가에 따른 부식거동 변화를 나타내었고 Table 3에는 이들 합금들의 임계공식전위(이하 Epit), 부식전위(이하 Ecorr)값을 정리하여 나타내었다.

Ecorr은 Al-Li-X 3원계 합금에서 Cu첨가합금의 경우가 -828mV로 가장 높고 Mn(-846mV), Mg(-1076mV), Zr(-1130mV)첨가의 순으로 낮아졌으며 Al-Li 2원계 합금이 -1230mV로 가장 낮은 Ecorr값을 나타내었다. 또한 Epit도 Cu첨가합금이 -660mV로 가장 높으며 Mn, Mg 첨가합금의 순으로 낮아지며 Zr 첨가시와 Al-Li합금의 경우 -770mV 정도로 가장 낮음을 보이고 있다.

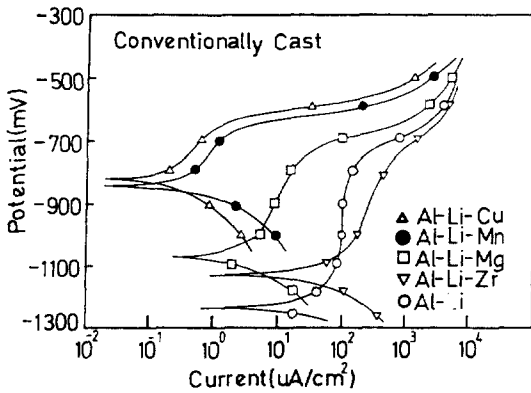


Fig. 6 Anodic and cathodic polarization curves of conventionally cast alloys in a deaerated 0.1N NaCl solution at room temperature.

Table. 3 Corrosion and pitting potentials of the conventionally cast alloys.

	$E_{corr}$ (mV vs SCE)	$E_{pit}$ (mV vs SCE)
Al-Li	-1230	-769
Al-Li-Zr	-1130	-780
Al-Li-Mg	-1076	-765
Al-Li-Mn	-846	674
Al-Li-Cu	-828	-660

따라서 이들 결과로 미루어 Al-Li 2원합금에 제 3의 합금원소를 첨가하는 경우 재료의 내식성을 향상시키는 것으로 사료되며 이때 내식성 향상효과는 Zr, Mg, Mn, Cu, 합금의 순으로 커짐을 알 수 있었다. 이와 같은 첨가원소에 의한 합금의 전기화학적 성질변화에 대한 상세한 연구는 아직 없으나, Cu는 첨가시  $E_{corr}$  및  $E_{pit}$ 를 향상시키는 원소로 알려져 있으며 Mg의 표준환원전위( $E^\circ = -2.356V$ )는 Al의 표준환원전위( $E^\circ = -1.67V$ )보다 낮음으로  $E_{corr}$ 을 저하시키는 원소로 알려져 있으나 1wt% 미만 첨가시 그 효과는 거의 없는 것으로 보고되고 있으며<sup>14, 15)</sup>, 본 실험에서도 이와 유사한 실험결과를 얻을 수 있었다.

Fig. 7에 기존주조법에 의한 시편을 Epit에서 +50mV 분극시켰을 때의 부식 표면을 나타내었다. 급냉응고 시편들에 비해 입계 pit 외에 미고용석출물 주위

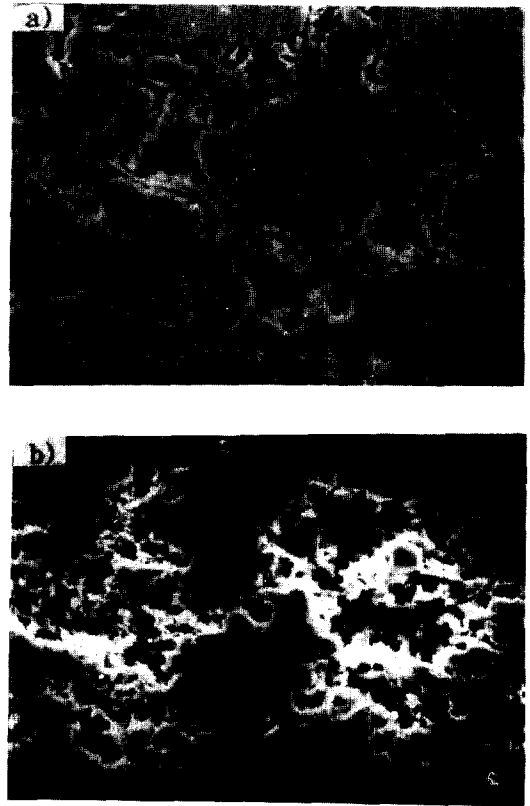


Fig. 7 Scanning electron micrograph of the corroded surface of conventionally cast alloys.

a) Al-Li-Cu b) Al-Li-Mg

에서 형성되는 것으로 사료되는 2 $\mu$ m 정도의 입내 pit가 많이 관찰되었다. Cu, Zr의 첨가시에는 입계에서 pit가 우선 발생하나, Al-Li 2원합금과 Mg의 첨가시는 입계와 입내에서 pit가 전면적으로 발생하며 입내에서 기지와 준안정석출상  $\delta'(Al_3Li)$ 의 정합계면인 (100)면이 우선 용해하여 생성된 것으로 보이는 결정 방위성 pit<sup>16)</sup>가 성장해 있음으로 미루어 첨가되는 합금원소에 따라 pit의 형태도 달라지는 것으로 사료되었으나 상세한 검토는 행하지 못하였다.

### 3-2-2 급냉응고시편의 분극거동

Al-Li 2원계 및 3원계 합금의 급냉응고한 시편들의 chill면 unchill면과 기존주조법에 의한 시편을

비교하여 분극실험한 결과 각 합금계에서 비슷한 경향을 나타내었는데, 그 한 예로 Al-Li-Zr 합금의 분극곡선을 Fig. 8에 나타내었다. 급냉응고한 ribbon의 양극분극거동은 Fig. 8에서 보는 바와 같이 active, passive 영역은 보이지 않고 transpassive 영역만이 관찰되었다. 이는 급냉응고한 ribbon의 경우 조직의 미세화 등에 따른 내식성의 향상으로 수소이온의 환원반응에 의하기 보다는 초기부터 염소이온에 의한 부식반응이 지배적이며 또한 이들 ribbon 시편의 형태학적인 특징인 균일치 못한 두께 등으로 인하여 표면에서 치밀하고 균일한 부동태 산화피막층이 형성되지 못하고 부식이 진행됨으로써 transpassive 영역의 부식거동만이 관찰되는 것으로 사료된다. 따라서 이러한 경우의 부식전위는 염소이온에 의하여 pitting이 시작되는 전위로 볼 수 있으므로 기존주조법에 의하여 제조된 시편들의 경우에 나타나는 임계공식전위에 해당한다고 사료되어 이후 그렇게 간주하였다.

모든 시편에서 transpassive 영역에서의 양극전류밀도로 나타나는 pitting 부식속도가 기존주조법의 시편, unchill면, chill면의 순으로 응고속도 증가에 따라 감소하며 임계공식 전위는 상승하는 경향을 보였다.

급냉응고한 Al-Li 2원합금의 chill면의 부식표면

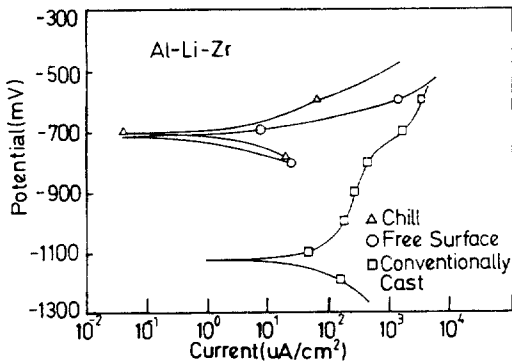


Fig. 8 Anodic and cathodic polarization curves of Al-Li-Zr alloys in a deaerated 0.1N NaCl solution at room temperature.

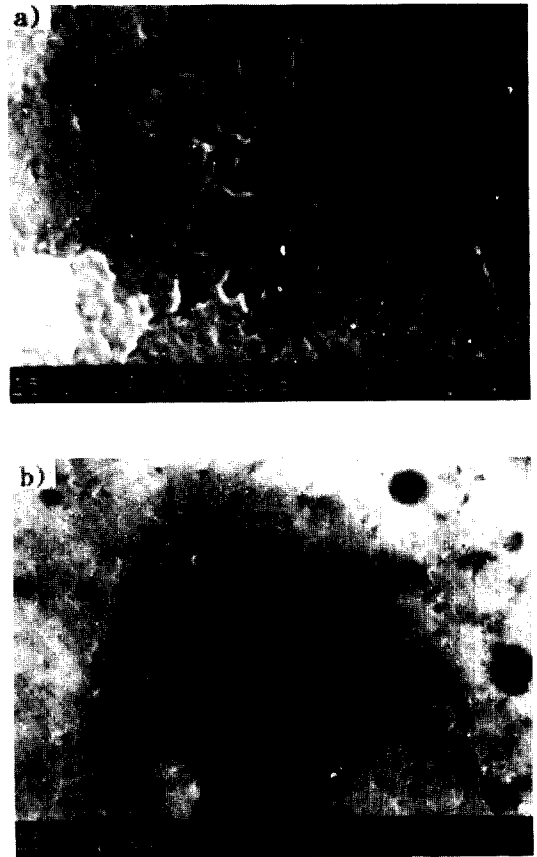


Fig. 9 Scanning electron micrographs of the corroded surface of Al-Li ribbons in the as-quenched condition.

a) Chill surface b) Unchill surface

을 관찰하여 보면 Fig. 9에 나타내듯이 임계를 따라 우선적인 pitting이 발생하며 기존주조한 시편의 부식표면 (Fig. 7)에서 보이는 임내에서의 pit는 거의 관찰되지 않았다. 또한 pit의 크기도 기존주조시편보다 아주 작으며 미세하게 분산분포함을 볼 수 있다. 한편 chill면 보다 상대적으로 응고속도가 느린 unchill면의 부식표면을 보면 Fig. 5에서도 알 수 있었듯이 chill면 보다 결정립이 조대화되고 임내석출물의 크기 및 양이 증가하여 임계 pit외에도 임내의 석출물 주위에서 상당수의 pit가 발생한 것을

관찰할 수 있었다.

위의 결과에서 급냉응고에 의한 내식성 향상은 응고속도 증가에 의한 결정립 미세화 및 용질의 고용도 증가에 따른 미고용 금속간화합물의 감소와 시효석출물의 미세분산 등에 의한 것으로 사료된다.

### 3-3 시효에 따른 Al-Li-X합금의 부식거동

Al-Li 2원계 및 3원계합금의 시효시킨 시편에서 최대 시효경도를 나타내는 200°C에서 1hr 시효처리한 시편, 250°C에서 1hr 과시효시킨 시편과 급냉응고 ribbon의 as quenched 상태의 시편을 비교하여 분극실험 결과 각 합금계에서 비슷한 경향을 나타내었는데, 그 한 예로 Al-Li-Mg 합금의 분극곡선을 Fig. 10에 나타내었다.

모든 시편의 분극곡선에서 공히 시효온도의 상승에 따라 임계공식전위가 저하하며 양극전류밀도가 증가하는 경향을 보여 시효의 진행에 따라 공식속도가 증가함을 볼 수 있다. Al-Li 합금의 시효에 따른 부식거동의 변화는 시효에 의한 석출거동 등의 조직변화는 Fig. 4에서 볼 수 있는 준안정  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li)상의 석출 및 성장, 입계에서의 안정상  $\delta$ (AlLi)상의 불균일석출과 그에 따른 입계부식출대

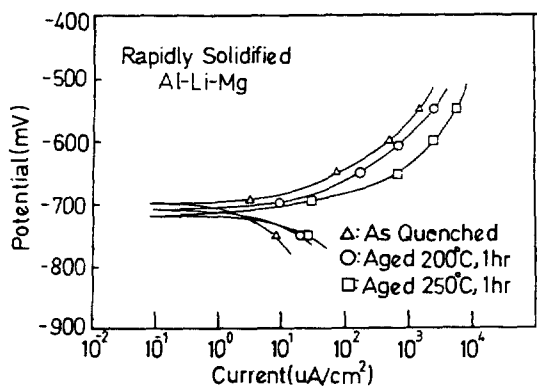


Fig. 10. Anodic and cathodic polarization curves of rapidly solidified Al-Li-Mg ribbons in a deaerated 0.1N NaCl solution at room temperature.



Fig. 11 Scanning electron micrographs of the corroded surface of aged ribbons at 200°C for 1hr

- a) Al-Li-Cu, polarized +50mV from corrosion potential
- b) Al-Li-Zr, polarized +50mV from corrosion potential
- c) Al-Li-Zr, polarized +200mV from corrosion potential



성장 등으로 입계무석출대와  $\delta$ 상의 양극적인 성질에 의해 입내보다 입계 및 아결정립계에 우선하여 pit를 발생시키고 부식속도를 증가시킨다고 보고되어 있다.<sup>17-19)</sup>

Fig. 11은 200°C에서 시효시킨 Al-Li-X 3원합금의 분극실험 후 부식표면을 관찰한 것으로 입계에서의 우선적 pit 발생이 관찰되는데 이는 앞에서 설명한 바와 같이  $\delta'$ 상의 석출조대화 및 안정상  $\delta$ 의 입계석출과 입계무석출대의 형성에 의한 것으로 사료된다. Cu를 첨가한 경우(Fig. 11a)에는 입내 pit도 관찰된다. 이를 보면 Cu 첨가합금의 경우  $\delta'$ 상외에 석출하는 Ti(Al<sub>2</sub>CuLi)상은 입내 pit 생성에 큰 영향을 미치지 않는 것으로 사료되며, 반면 Zr 첨가시 시효석출하는  $\beta'$ (Al<sub>3</sub>Zr)상은  $\delta'$ 상과 복합석출상을 만들고 시효시 조대화되어 주위에 무석출영역을 형성함으로써 입내 pit 유발 장소로 작용하는 것으로 사료된다.

Fig. 11 c)는 200°C에서 1h 시효시킨 Al-Li-Zr ribbon을 +200mV 과분극 시켰을 때의 부식표면을 관찰한 것으로 분극초기(Fig. 11 b)에는 입계에서의 pit가 우세하며 이후 분극이 진행 되면 입내에서의 복합석출상 및  $\beta'$ 상에 의한 pit로 사료되는 입내 pit가 증가함을 관찰할 수 있다.

위의 연구결과에서 시효에 따른 pit의 부식속도 증가는  $\delta'$ 상의 석출 및 조대화, 안정상  $\delta$ 의 석출 및 그에 따른 입계무석출대 형성,  $\beta'$  및 복합석출상 등의 시효석출상에 의한 galvanic 부식 등의 복합적인 영향을 받은 결과로 사료되며 급냉응고한 전합금에서 공히 입계에서 우선적으로 pit가 발생함을 관찰할 수 있었다.

#### 4. 결 론

Al-Li 2원계 및 Al-Li-X(Mn, Mg, Cu, Zr) 3원계합금을 single roll melt spinner에서 급냉응고한 ribbon의 chill면, unchill면 및 기존주조법에 의한 시편들에 대하여 분극거동에 미치는 급냉응고의

영향과 합금성분 및 시효열처리의 영향을 조사 검토하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 기존주조법으로 제조한 시편, 급냉응고한 ribbon의 unchill면, chill면의 순으로 즉 응고속도가 증가함에 따라 내식성이 증가하는 경향을 보였다. 이는 급냉응고에 따른 결정립 및 석출물 크기의 감소 등에 의해 조직이 미세화되기 때문으로 사료된다.

2) 시효열처리한 시편들은 급냉응고한 상태의 시편들 보다 부식전위가 낮은 경향을 보였으며 분극전위의 증가에 따른 양극전류밀도의 증가도 크게 나타났다. 이는 시효처리에 의해  $\delta'$ 상의 석출조대화 및  $\delta$ 상의 석출에 따른 입계무석출대의 성장에 따라 내식성이 감소하기 때문인 것으로 사료된다.

3) 기존주조법에 의한 시편들의 경우, 입계공식전위가 3원계 합금에서 각 합금원소의 첨가에 따라 Cu, Mn, Mg, Zr의 순으로 낮아짐을, 또한 2원계 합금은 이들 보다 낮음을 알았다. 따라서 합금원소의 첨가는 Al-Li 2원계합금의 공식에 대한 저항성을 증가시킴을 알았다.

4) 응고속도가 증가함에 따라 pit의 크기는 감소하면서 미세분산 분포하였고, 또한 입내 pit가 감소되고 입계 pit가 우선적으로 관찰되었다. 이는 급속응고에 의한 입내의 미고용석출물의 고용에 의한 것으로 사료되었다.

#### 후 기

본 연구는 1989 문교부 학술연구(자유공모 과제) 조성비에 의해 수행된 연구의 일부로 이에 감사드립니다.

#### 참 고 문 헌

1. S.F. Baumann and D.B. William, Acta Metall., 33(1985) 1069
2. B. Noble, S.T. Harris and K. Dinsdale, Mat.

- Sci., 16(1982) 425
3. T.H. Sanders, E.A. Ludwiczak and R.R. Sawtell, Mat. Sci. Eng., 43(1980) 247
  4. T.H. Sanders and E.A. Starke, Acta Metall., 30 (1982) 927
  5. P.J. Gregson and H.M. Flower, Acta Metall., 33(1985) 527
  6. F.W. Gayle and J.B. Vandersande, Scr. Metall., 18(1984) 473
  7. N.J. Kim and S.K. Das, Scr. Metall., 20(1986) 1107
  8. Aluminum-Lithium Alloys, eds. E.A. Starke and T.H. Sanders, TMS-AIME, Warrendale, PA, USA, (1981)
  9. D. Eliezer, M. Fass, D. Itzhak, Y.W. Kim and F.H. Froes, Rapid Solidified Materials, 2nd Int'l conf. on R.S. Materials, March, 1988 CA USA, p83
  10. B.A. Baumert and R.E. Ricker, in Al-Li alloy III, ed. by C. Baker, P.J. Gregson, S.J. Harris and C.J. Peel, Inst. of Metals, London, (1985) 282
  11. P. Niskanen, T.H. Sanders, J.C. Rinker and M. Marek, Corr. Sci., 22(1982) 238
  12. G.E. Tomson and B. Noble, J. Inst. Met., 101 (1973) 111
  13. D.B. Williams and J.W. Edington, Mat. Sci., 9(1975) 529
  14. T. Takahashi and T. Sato, Light Metal(japanese), 36(1986) 207
  15. K. Sugimoto, Y. Sawada and S. Morioka, J. Japan Inst. Metals, 34(1970) 312
  16. S. Ohsaki, T. Sato and T. Takahashi, Light Metal(japanese), 38(1988) 264
  17. H. Yoshioka, S. Yoshioka, A. Kawashima, K. Asami and K. Hashimoto, Corr. Sci., 26(1986) 795
  18. S.C. Jha, T.H. Sanders and M.A. Dayananda, Acta. Metall., 35(1987) 473