

## Al-Cu-Mn 주조합금의 SCC 특성에 미치는 Sn 첨가의 영향

김광년<sup>1</sup> · 김경현\* · 김인배

부산대학교 재료공학부

\*한국기계연구원

### Effect of Sn Addition on the SCC Properties of Al-Cu-Mn Cast Alloy

Kwang-Nyeon Kim<sup>1</sup>, Kyung-Hyun Kim\* and In-Bae Kim

School of Material Science and Engineering, Pusan National University, Pusan 609-735

\*Dept. of Materials Eng., Korea Institute of Machinery & Materials, Changwon 641-010

(2001년 12월 31일 받음, 2002년 5월 21일 최종수정본 받음)

**Abstract** Effect of Sn addition on the stress corrosion cracking(SCC) resistance of the Al-Cu-Mn cast alloy was investigated by C-ring test and electrical conductivity measurement. The electrical conductivity and SCC resistance increased by Sn addition. The alloy containing 0.10%Sn showed maximum electrical conductivity and the best SCC resistance. At the same composition, the electrical conductivity and SCC resistance increased from peak aged condition to over aged condition. The PFZ and coarse precipitates along the grain boundary were observed from TEM micrographs. The fracture mode of the alloy was confirmed as intergranular type and showed brittle fracture surface. The SCC mechanism of the alloy was concluded as the anodic dissolution model. The maximum hardness was increased from 130Hv in the Sn-free alloy to 156Hv in the 0.10%Sn added alloy

**Key words:** Al-Cu-Mn cast alloy, Effect of Sn addition, SCC resistance, Electrical conductivity, Intergranular fracture, Anodic dissolution model, Micro-hardness, PFZ

## 1. 서 론

Al합금은 1906년 Alfred Wilm에<sup>1)</sup> 의해 Al-Cu-Mg 계 합금의 시효경화 현상이 발견된 이래 지속적으로 새로운 합금계가 개발되어 항공기, 수송기 부품, 각종 병기, 구조물, 기계장비 및 일반 생활용품에 이르기까지 널리 사용되고 있다. 알루미늄 합금을 주조방법에 의해 제조할 경우 단조나 압출과 같은 고체상태에서의 성형가공 방법으로는 제조하기 어려운 복잡한 형상의 부품제조가 가능하고 금형 내로 완전충진이 가능하므로 난가공재의 실형상(near-net-shape) 생산이 가능하여 생산단가가 낮다는 큰 장점을 가지고 있다. 뿐만아니라 단조공정에 의한 제품회수율은 20~30% 인데 비해 주조공정에 의한 제품회수율은 60~80% 정도로 3배 가량 높은 장점을 가지므로 고강도 주조제품의 제조에 관한 연구가 활발히 진행중이다. 그러나 주조품은 기공이나 편석과 같은 미세조직상의 결함으로 인하여 가공품에 비해 기계적 성질이 떨어지므로 여러 가지 열처리 또는 적절한 합금원소를 첨가하여 주조품의 기계적 성질을 향상시켜 주조품의 사용을 확대하려는 연구가 행해지고 있다.<sup>2,3)</sup>

그 결과 미국에서 A201(Al-4.7Cu-0.5Mn-0.5Mg-0.5Ag-0.3Ti)이라는 주조용 고 강도 알루미늄 합금을 개

발<sup>4)</sup>하여 사용하고 있는데, 이 합금은 성분 중에 고가의 Ag가 첨가되어 있어 생산단가가 높은 단점이 있어 사용범위가 제한적이다. 이와같이 고가인 A201합금을 대체하기 위한 저가의 고 강도 Al 합금을 개발하기 위해서는 Ag 대체 성분원소의 개발이 선행되어야 할 것이다. 이에 따라 본 연구의 저자 등은 A201 합금 가격의 절반정도로 저렴한 Al-Cu-Mn의 합금 조성에 강도와 연성 향상에 효과적인 Cd, Sn, Ti, Zr을 첨가한 새로운 합금계를 설계하였으며 그 강도특성을 조사 보고하였다.<sup>5)</sup> 그리고 이러한 고강도 Al 합금이 항공기나 특수방산용으로 사용될 경우에는 가혹한 환경에서 견딜 수 있는 SCC저항성이나 피로특성과 같은 내구성에 관한 데이터의 제시가 필수적이다. 이와 같은 요구에 따라 Al-Cu-Mn계 주조합금의 SCC 특성 및 피로특성에 미치는 Cd 첨가의 영향을 조사하여 이미 보고하였고,<sup>6,7)</sup> 본 연구에서는 SCC 특성에 미치는 Sn 첨가의 영향을 조사함으로써 주조용 고 강도 알루미늄 합금개발을 위한 기초자료를 제공하고자 하였다.

## 2. 실험 방법

### 2.1 합금제조 및 열처리

전기로에서 Al-Cu-Mn 모합금에 Ti, Zr, Sn을 첨가하여 Sn 양을 0.10%, 0.20%, 0.40%로 변화시킨 합금을 제

† E-mail: kgna9227@hanmail.net

Table 1. Chemical composition of Al-Cu-Mn cast alloy (wt%)

	Al	Cu	Mn	Ti	Zr	Sn
Sn free	Bal.	4.8	0.5	0.3	0.03	-
0.10% Sn	"	"	"	"	"	0.10
0.20% Sn	"	"	"	"	"	0.20
0.40% Sn	"	"	"	"	"	0.40

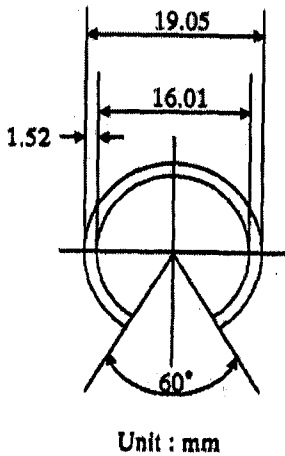


Fig. 1. Size and configuration of C-ring specimen

조하였으며, Table 1은 시편의 화학조성을 나타낸 것이다. 용탕을 약 15분동안 Ar gas bubbling 처리를 하여 개재물 제어와 탈가스처리를 하였으며, 약 300℃ 정도로 예열된 주형에 용탕을 주입하였고, 주입시 용탕의 온도는 약 800℃이었다. 전기로를 이용하여 제조된 각각의 시편을 543℃에서 13시간동안 용체화처리를 한 후 수냉한 다음, 시효경화특성을 조사하기 위해 ±1℃의 오차를 갖는 silicon oil bath를 사용하여 170℃에서 시효처리를 하였다. 경도변화를 조사하기 위해 마이크로비커스 경도기를 사용하여 하중 300g, 부하시간 10초로하여 12회 측정후 최대 및 최소 값을 버리고 산술평균하였다.

2.2 전기전도도시험

결정입계의 석출물 분포상태와 같은 미세조직 변화와 전기전도도의 변화가 재료의 응력부식저항성과 밀접한 관계가 있다는 사실로부터 전기전도도의 변화를 조사함으로써 재료의 응력부식균열저항성을 간접적으로 평가하는 방법이 AMS등에서 인정되고 있다.<sup>8-10)</sup>

본 연구에서 측정된 전기전도도는 ferrite core에 세선을 감은 probe에 60 KHz의 전류를 흘려 금속의 표면에서 발생하는 와류의 크기를 전도도로 환산토록한 Magna Flux사 제품인 Al합금 전용 전기전도도 측정장치를 이용하여 MIL-STD-1537 규격에 따라 Eddy 전류법으로 %IACS (International Annealed Copper Standard)를 측정하였으며 시편은 20mm×20mm×2mm크기로 하였다. 시편의 측정편은 연마포로 1200번까지 연마하여 접촉에 따른 오차를 최소화 하였다.

2.3 응력부식균열 시험

각 시효열처리에 따른 응력부식균열 특성을 조사하기 위해 응력부식의 한계 특성을 파악하는데 가장 보편적이고 경제적인 방법인 C-ring 시편을 사용하여 시험을 행하였다. C-ring 시편은 ASTM G38에 따라 Fig. 1과 같이 제작하였다. C-ring 시편의 암나사와 숫나사 사이에서 일어날 수 있는 갈바닉 효과를 방지하기 위해서 암나사와 숫나사를 미리 에폭시 수지로 코팅하였으며 C-ring 시편의 노출부는 아세톤에 탈지한 후 시험을 실시하였다.

응력부식시험은 ASTM G44에 따라 24±2℃의 온도를 갖는 3.5% NaCl 용액에 10분간 침지한 후 50분간 전조시키는 교차침지법을 사용하였으며, 응력부가는 아태 식 (1)과 (2)를 이용하여 외형변형량 δ만큼의 응력을 SCC 시편에 가하는 bolt loading 방법을 사용하였는데, 그 값은 시편에 따라 0.88~1.61mm의 범위이었다. 보정인자 Z는 ASTM G 38을 인용하여 계산하였다.

$$D_0 = D_1 + \delta \tag{1}$$

$$\delta = \frac{\pi F D^2}{4 E t Z} \tag{2}$$

D<sub>0</sub> : 응력부가 전 C-ring의 외경 (mm)

D<sub>1</sub> : 응력부가 후 C-ring의 외경 (mm)

δ : 규정된 응력을 추가하는데 필요한 시편 외경의 변화량 (mm)

F : 시편에 가해지는 응력 (N/mm<sup>2</sup>)

D : 시편 두께 중앙부 지름 (D = D<sub>0</sub> - t)

t : 시편의 두께 (mm)

E : 시편의 탄성계수 (N/mm<sup>2</sup>)

Z : correction factor (D/t = 11.5 일때 0.94)

Table 2는 C-ring test 조건을 나타낸 것으로서, 170℃에서 5~13 시간 시효 시킨 것을 peak, 그리고 170℃에서 9~16시간 시효 시킨 것을 over 1, 170℃에서 30시간 시효 시킨 것을 over 2로 하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 시효경화특성

Fig. 2는 170℃에서 시효 처리한 경우 Sn 첨가량에 따른 미세경도변화를 나타낸 것으로서, Sn을 첨가하지 않은 경우 최대 경도값은 130Hv이었으며, 0.10% Sn을 첨가할 경우 156Hv로 최대가 되었고 0.20% 이상 첨가하면 0.10%

Table 2. Aging conditions of Sn containing Al-Cu-Mn cast alloy for C-ring test

	peak (hrs)	over 1 (hrs)	over 2 (hrs)
Sn free	13	16	30
0.10% Sn	5	9	30
0.20% Sn	9	12	30
0.40% Sn	12	16	30

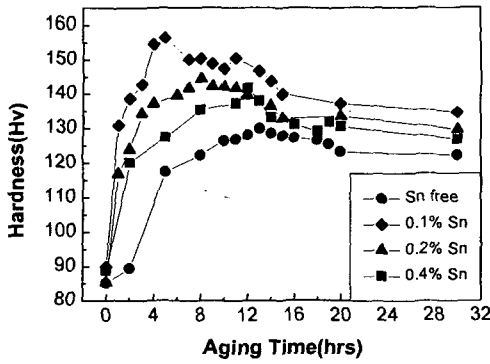


Fig. 2. Changes in microhardness with aging time for Sn containing Al-Cu-Mn cast alloy aged at 170°C

보다는 작은 값을 나타내었으나, Sn을 첨가하지 않은 경우 보다는 높은 값을 나타내었다. 이와 같이 Sn첨가에 의해서 경도값이 증가한 이유는 Sn이  $\theta'$  ( $\text{CuAl}_2$ ) 상의 핵생성 사이트의 역할을 함으로써<sup>5)</sup> Sn첨가에 의해  $\theta'$  상의 석출이 촉진되기 때문이라고 판단된다. 그리고 Sn 첨가량이 0.20% 이상에서 0.10% 첨가된 경우보다 경도가 감소되는 것은 Sn이 0.20% 이상 첨가되면 Sn의 편석이 일어나<sup>5,13)</sup>  $\theta'$ 의 석출 site역할을 하는 Sn의 양이 감소하기 때문이라고 생각된다. 동일 합금계인 Al-Cu-Mn주조합금에 0.15%Cd 첨가한 경우 (145Hv)와 비교해보면, 최대경도값이 Cd첨가의 경우보다 11 Hv 만큼 증가되었는데 이러한 차이는 Sn의 원자반경이 0.158nm로서 Cd의 원자반경 0.148nm보다 크기 때문에 Sn의 경우가 Cd보다 큰 strain field를 발생시켜 상대적으로 효과적인 석출site역할을 했기 때문인 것으로 생각된다.

3.2 전기전도도특성

고강도 Al 합금인 7000계 Al 합금의 SCC 저항성을 SSRT, DCB, C-ring, U-bend등과 같이 많은 시간을 요하는 방법대신에 훨씬 간단하고 빠르게 측정할 수 있는 전기전도도 변화를 조사함으로써 SCC 저항성 변화를 비교 평가하는데 성공하였다는 보고가 있다.<sup>11,12)</sup> 그리고 2000계이지만 고강도 Al 합금이라는 점에 근거하여 전기전도도 변화를 조사하고 C-ring test를 병행 실시하여 SCC 저항성을 비교 평가한 결과, 2000계 Al 합금의 경우에도 7000계 Al 합금의 경우처럼 전기전도도 측정에 의해서 SCC 저항성의 평가가 가능하다는 것이 이미 보고되었다.<sup>6)</sup> 따라서 Sn 첨가에 따른 전기전도도 변화를 1차적으로 조사하였으며 그 결과를 Fig. 3에 나타내었다.

그리고 Fig. 4는 각 Sn 첨가량별로 최대 경도 값을 나타내는 조건으로 시효처리 하였을 때의 전기전도도 변화를 조사한 것이다. Fig. 3에서 보면 Sn첨가량과 무관하게 최대 시효에서 과 시효로 갈수록 전기전도도가 증가하고, Sn 첨가량에 따라서는 0.10%Sn 에서 전기전도도가 최대 값을 보임을 알 수 있다 (Fig. 4). 본 연구 합금의 경우와 같이 석출경화형 합금에 있어서 전기전도도에 영향을 미칠 수 있는 조직학적 요소에는 용질원자의 양과 석출물의 양 그리고 석출물의 크기 등을 생각할 수 있는데, 그 중 가장 큰 영향

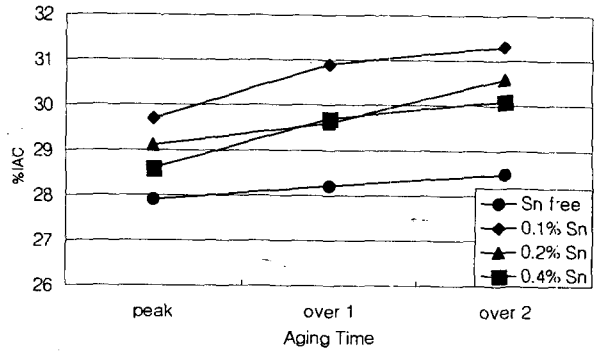


Fig. 3. Changes in electrical conductivity with aging conditions for Sn containing Al-Cu-Mn cast alloy ; Sn content as indicated

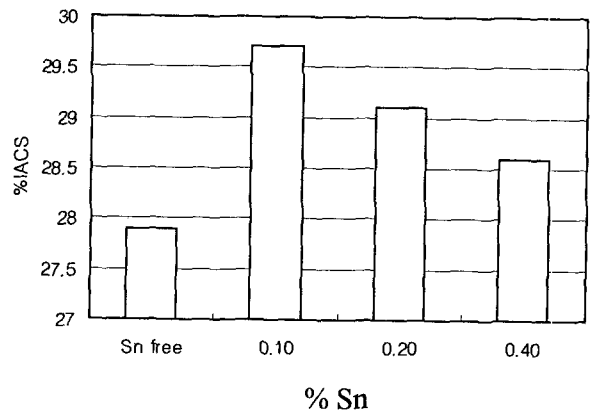


Fig. 4. Effect of Sn on the electrical conductivity of peak aged Sn containing Al-Cu-Mn cast alloy

을 미치는 요소는 용질원자의 양이다. 다시 말하면 용질 원자의 양이 많을수록 자유전자의 이동을 크게 방해하여 전기 전도도가 감소하고, 석출물의 경우에는 같은 양의 석출물 이라면 석출물의 크기가 미세하게 분산 분포되어 있을수록 자유전자의 이동을 크게 방해하여 전기전도도가 감소한다.

Fig. 4에서 보면 같은 최대경도 조건에서 Sn량이 0.10% 일 때 전기전도도는 최대가 되었고 0.20%Sn 이상의 첨가량에서는 전기전도도가 감소하였다. 이와 같이 0.20%Sn 이상에서 전기전도도가 감소하는 이유는 0.20%이상에서는 Sn의 편석이 일어나기 때문이다.<sup>5,13)</sup> 이와 같이 Sn의 편석이 일어나면  $\theta'$ 의 핵 생성 site 역할을 하는 Sn의 양이 적어져  $\theta'$ 의 석출량이 감소할 것이고,  $\theta'$ 의 석출량이 감소하면 자유전자의 이동을 방해하는 용질원자인 Cu의 양이 상대적으로 많아지기 때문이라고 생각된다. 그리고 Sn의 첨가에 의해서 Sn-free 상태보다 전기전도도가 증가되는 것은 Sn이  $\theta'$ 의 석출site 역할을 함으로써  $\theta'$ 의 석출을 촉진시키기 때문에 Sn 첨가에 의해서  $\theta'$ 의 석출량이 많아지고 따라서 자유전자의 이동을 방해하는 용질원자인 Cu의 양이 작아지기 때문이라고 생각된다. 한편 Fig. 3에 나타낸 결과에 의하면 최대시효보다는 과 시효 시킬수록 전기전도도가 증가되었는데 이것은 용질원자의 양은 일정한 상태에서 과 시효에 의해서 석출물의 크기가 조대화되어 자

Table 3. No. of alternating immersion cycle to SCC cracking of Sn containing Al-Cu-Mn cast alloy under various aging conditions

	peak	over 1	over 2
Sn free	336(cycles)	408(cycles)	432(cycles)
0.10% Sn	1488(cycles)	1632(cycles)	1848(cycles)
0.20% Sn	1248(cycles)	1560(cycles)	1728(cycles)
0.40% Sn	648(cycles)	768(cycles)	984(cycles)

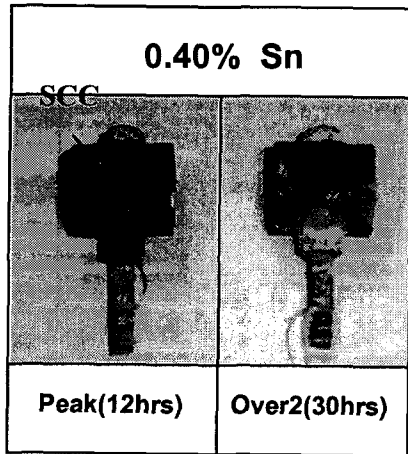


Fig. 5. Macrographs of C-ring test specimen showing SCC cracking ; peak aged 0.40% Sn containing Al-Cu-Mn cast alloy

유전자의 이동을 방해하는 기지-석출물 계면이 감소하기 때문인 것으로 생각된다.

3.3 응력부식균열 특성

Table 3은 Al-Cu-Mn 주조합금의 Sn첨가량과 시효조건에 따른 C-ring 시험 결과로써, SCC시험편이 cracking 되었을 때의 교차침지 사이클을 나타낸 것이다. Table 3에서 보면 Sn첨가량에 관계없이 최대시효에서 과 시효로 갈수록 교차침지 사이클이 증가한다는 것을 알 수 있는데, 이것은 최대시효에서 과 시효로 갈수록 SCC저항성이 증가한다는 것을 의미한다. 그리고 Sn첨가량이 0.10%일 때 최대시효에서 1488사이클, 과시효1에서 1632사이클, 과시효2에서는 1848사이클로써 Sn첨가량이 0.20% 및 0.40%일 때의 사이클 보다 훨씬 큰 값을 나타냄으로써 Sn첨가량이

0.10%일 때 SCC저항성이 최대가 되고 그 이상에서는 SCC저항성이 감소함을 알 수 있다. 이와 같은 C-ring test의 결과와 Fig. 3, 4의 전기전도도 변화를 비교해 보면 두 결과가 잘 일치한다는 것을 알 수 있었으며, 이것으로 Cd첨가의 영향<sup>6)</sup>에서 이미 보고한 바와 같이 2000계 고강도 Al 합금인 본 연구합금의 경우에도 전기전도도 측정이 SCC 저항성을 간접적으로 평가할 수 있는 방법이라는 것을 확인할 수 있었다. Fig. 5는 SCC 시험후 발생된 균열부를 예시한 것이다.

Fig. 6은 Sn이 첨가된 시험편의 응력부식균열 발생과 전파를 조사한 것으로서, (a)는 응력부식균열이 표면에서 발생 전파되었다는 것을 보여주고 있으며, (b)는 균열이 입계를 따라 일어났음을 보여주고 있다. Fig. 7은 SCC시험편의 균열 발생 부의 파면으로 시험편의 암나사와 슛나사를 제거한 후 기계적으로 파괴하여 그 단면을 관찰한 전자현미경 사진이다. 파면을 조사한 결과 취성파괴양상을 나타내고 있다는 것을 알 수 있었다.

응력부식균열 전파기구는 anodic dissolution model과 mechanical fracture model로 크게 두 가지로 분류할 수 있는데, 이 중에서 anodic dissolution model은 입계 주위에 PFZ (Precipitate Free Zone)가 형성되고 입계를 따라 coarse particle이 석출되는 경우 PFZ 부분과 조대한 입계 석출물 사이의 전위 차에 의해서 galvanic corrosion이 일어남으로써 anode 혹은 dissolving phase 역할을 하는 조대 석출물이 용해됨으로써 SSC균열 전파<sup>14, 15)</sup>가 일어난다는 기구이다. 따라서 anodic dissolution model의 경우에는 균열의 전파가 입계를 따라 일어나고 취성파면을 나타낸다. 석출경화형 Al합금은 시효과정에서 입계에 PFZ가 잘 형성되는데, 이러한 PFZ는 시효처리에 의해 입계에 안정상이 석출될 경우 안정상 주위 즉 입계 부위에 용질원자가 고갈되고 그에 따라 입계 부근의 미세 석출상의 소멸과 확산에 의해서 입계에 존재하는 조대 석출상이 Ostwald 성장을 함으로써 입계에 PFZ가 형성된다.<sup>16, 17)</sup>

Fig. 8은 0.10% Sn을 첨가한 본 연구 합금의 최대시효와 과 시효 상태에서의 TEM 조직을 보여준 것으로서, 최대시효와 과 시효 모두 PFZ가 형성되어 있음을 볼 수 있다. 따라서 anodic dissolution model의 일차적인 요건인 조대한 입계 석출물과 PFZ 부분의 galvanic corrosion의

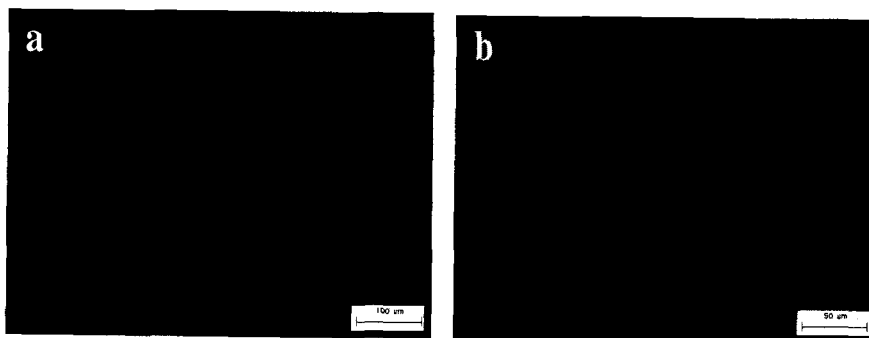


Fig. 6. Formation and propagation of SCC crack in 0.10% Sn containing Al-Cu-Mn cast alloy (a) surface cracking and (b) crack propagation path through grain boundary



Fig. 7. SEM micrograph of the fracture surface of 0.10% Sn containing Al-Cu-Mn cast alloy shows brittle fracture surface

조건을 갖추고 있으며, Fig. 6에서 볼 수 있는 바와 같이 본 연구 합금의 경우 SCC균열의 전파가 입계를 따라 일어났으며, 그리고 Fig. 7에서 볼 수 있는바와 같이 파면이 취성파면을 나타낸 것으로 보아서 anodic dissolution model의 여러 특성을 잘 갖추고 있어 본 연구 합금의 SCC 기구는 anodic dissolution model이라고 생각된다.

De Ardo<sup>18)</sup> 등은 용액부식균열 특성이 PFZ의 폭보다는 입내 및 입계 석출물의 분포양상에 더 지배적인 영향을 받는다고 보고한 바 있다. 또한 입계 석출물들은 기지금속에 대해 양극으로 작용하여 부식환경 하에서 우선적으로 용해되어 입계를 따른 균열로 성장하므로 입계 석출물의 분포와 크기가 용액부식균열 저항성에 큰 영향을 미친다고 알려져 있다. Poulouse<sup>19)</sup> 등은 입계 석출물의 크기가 클수록 그리고 석출물 사이의 간격이 넓을수록 양극용해 속도가 적어져 용액부식균열 저항성이 증가된다고 하였다. Fig. 8에서 최대시효에서보다 과시효 시킬 경우 입계에 존재하는 조대 석출물의 간격이 커진다는 것을 알 수 있다. 이와 같이 조대 석출물의 간격이 커지게 되면 최대시효에서보다 상대적으로 부식분위기 형성이 늦어지게 되고, 따라서 galvanic corrosion이 늦어지기 때문에 SCC 균열전파속도가 늦어져 SCC 저항성이 증가한다고 생각할 수 있을 것이다. 이러한

해석은 Fig. 3의 전기전도도 변화와 Table 3의 C-ring test 결과에서 언급했던, 즉 과시효시킬수록 SCC 저항성이 증가된다는 결과와도 일치된다.

4. 결 론

주조용 고강도 알루미늄 합금인 Al-Cu-Mn 합금의 SCC특성에 미치는 Sn첨가의 영향을 조사하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) Sn을 첨가하지 않은 경우에 비해 Sn을 첨가함으로써 전기전도도가 증가하였고 SCC 저항성도 증가하였다.
- 2) 0.10% Sn 첨가시에 전기전도도는 최대가 되었고 전기전도도가 최대일 때 SCC저항성도 최대를 보였다.
- 3) 본 연구합금의 SCC 저항성은 전기전도도 변화와 동일한 변화거동을 나타내었다.
- 4) SCC 시험결과 균열이 입계를 따라 전파되는 입계파괴가 일어났으며, 파면은 취성파괴양상을 나타내었고, 입계를 따라 조대 석출물과 무석출대가 나타난 것으로 보아서 본 연구합금의 SCC 기구는 anodic dissolution model이라고 판단된다.
- 5) Sn을 첨가하지 않은 경우 최대경도값은 130Hv였으나, 0.10%Sn을 첨가한 경우 최대경도값은 156Hv로 증가하였다.

감사의 글

본 연구는 1999년 과학기술부 민군 겸용과제 연구비에 의하여 수행되었으며 연구비 지원에 감사드립니다.

참고문헌

1. A. Wilm, Metallurgie, 8, 225 (1906).
2. P.A. Joly and R. Mehrabian, J. Mater. Sci., 11, 1393 (1976).
3. M.C. Flemings, Metall. Trans., 27A, 957 (1991).
4. I.J. Polmear, Trans. Mater. Soc. AIME, 230, 1331 (1964).

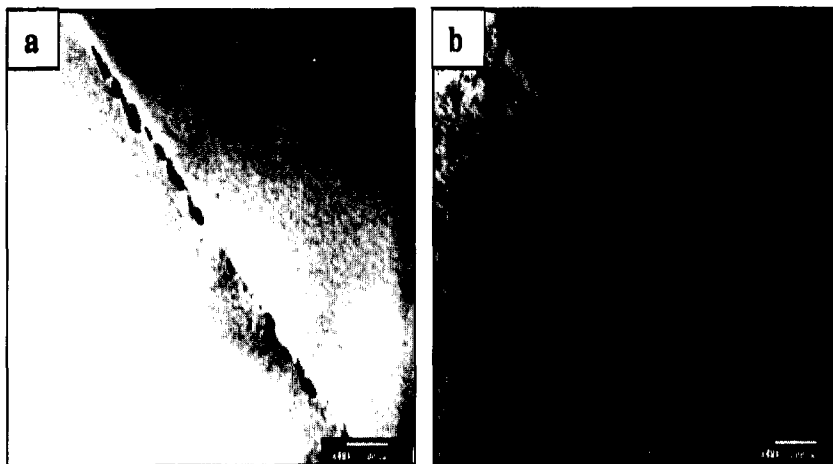


Fig. 8. TEM images of Al-Cu-Mn cast alloy showing PFZ and grain boundary coarse particles (a) peak-aged, (b) over-aged

5. K.H. Kim, T.H. Lee, J.G. Park and I.B. Kim, *J. Kor. Inst. Met. & Mater.*, **37**, 142 (1999).
6. C.H. Lee, K.H. Kim and I.B. Kim, *Kor. J. Mater. Res.*, **11**, 266 (2001).
7. K.H. Kim, B.H. Lee and I.B. Kim, *Kor. J. Mater. Res.*, **11**, 300 (2001).
8. MIL-H-6088G, "Heat Treatment of Aluminum Alloys", p. 43 (1991).
9. SAE AMS 4107A (1986).
10. J.C. Beddoes and M.C. Demalherbe, *Can. Aeronaut. Space, J.*, **27**, 222 (1981).
11. M.U. Islam and W. Wallace, *Met. Tech.*, **11**, 320 (1984).
12. J.W. Choi, J.K. Kim, H.G. Kim, S.L. Lee and I.B. Kim, *Kor. J. Mater. Res.*, **9**, 695 (1999).
13. A.H. Sully, H.K. Hardy and T. Heal : *J. Inst. Met.*, **76**, 269 (1949~1950).
14. P.N. Adler, R. Delasi and G. Gecshwind, *Metall. Trans.*, **3**, 12, 3191 (1972).
15. K.G. Kent, *J. Inst. Met.*, **15**, 3, 171 (1970).
16. T.H. Sanders, Jr. E.A. Ludwiczak and R. R. Sawtell, *Mater. Sci. Eng.*, **43**, 247 (1980).
17. R.B. Nicholson, *J. Inst. Met.*, **95**, 91 (1967).
18. A.J. De Ardo and R.D. Townsend, *Metall. Trans.*, **1**, 2573 (1970).
19. P.K. Poulouse, J.E. Morral and A.J. McEvily, *Metall. Trans.*, **5**, 1393 (1974).