

초경량 Mg-Li-Al 합금의 내식성에 미치는 희토류원소(Y, Nd)의 영향

김 순 호

신라대학교 자동차공학과

Effects of Rare Earth(Y, Nd) on the Corrosion Behaviors of Mg-Li-Al Light Alloys

S. H. Kim

Department of Automotive Engineering, Silla University, Pusan 617-736

Effects of Y, Nd content on the corrosion behaviors of Mg-8Li-4Al two phase alloys were investigated through the potentiodynamic polarization measurement and immersion test. Corrosion rates of the alloys, evaluated from the potentiodynamic polarization results, decreased with increasing the Y, Nd content. The weight loss and corrosion rate, of the alloys obtained from the immersion test, also decreased with increasing the Y, Nd content. The Y, Nd compounds($Mg_{24}Y_5$, $Mg_{41}Nd_5$) precipitated at α , β phase boundaries were seemed to play a role of sacrificial anode, thereby increasing the corrosion resistance of Mg-Li-Al alloy.

Keywords : potentiodynamic polarization, Immersion test, corrosion rates weight loss, sacrificial anode.

1. 서 론

Mg은 돌로마이트나 마그네사이트등의 광석과 해수로부터 얻어지는 가장 가벼운 구조용 금속재료(밀도 : $1.74g/cm^3$)로 알려져 있다. 또한 일반 기계재료와 마찬가지로 순수 Mg이 그대로 구조재로 쓰이는 경우는 거의 없으며, 하나 또는 그 이상의 원소를 첨가한 Mg합금이 사용된다. Mg에 밀도가 $0.53g/cm^3$ 인 Li을 첨가한 Mg-Li계 합금의 밀도는 약 $1.3\sim 1.5 g/cm^3$ 로서 알루미늄 합금의 2/3, 티타늄 합금의 1/4, 철 합금의 1/5수준이 되어 여러 경량소재들 중 밀도가 가장 가벼운 초경량 재료가 될 뿐만 아니라 높은 비강도와 우수한 치수 안정성, 기계가공성, 친동흡수성 및 높은 강성을 지니

고 있어 자동차 부품을 비롯한 구조용 재료로서 상당한 매력을 지니고 있다.¹⁻³⁾ 또한 1980년대 중반이후 환경문제의 심각성과 에너지 자원문제가 대두되면서 응용상의 문제점을 개선하고 소재 경량화로서 에너지 절감효과를 가져올 수 있는 초경량 Mg-Li계 합금이 주목을 받기 시작했으며, 합금의 설계 및 제조에 관련된 기술도 상당히 발전하였다.

HCP구조의 Mg에 BCC구조의 Li이 첨가되면 밀도가 감소할 뿐만 아니라 Mg의 결정구조가 변화한다. 즉, 5.5wt% Li이하에서는 HCP구조의 α -Mg 고용체 단상조직, 10.5wt% Li이상에서는 β -Mg고용체 단상조직, 그리고 5.5-10.5wt% Li사이에서는 $\alpha+\beta$ 2상조직을 가진다. 이와 같이 Mg에 Li을 첨

가함으로서 결정구조가 변화되면 슬립계의 수가 증가하고 Mg함금의 축비가 감소함으로서 냉간가공성이 상당히 개선된다. 이러한 Mg-Li계 합금은 초기에는 β 단상 합금이 주연구 대상이었지만, Mg과 Li의 원자반경차에 의한 size factor가 5%로서 고용강화 효과가 적고, 제3원소(Al, Ag, Zn, Cd)를 첨가하여 $MgLi_2X(X=Al, Ag, Zn, Cd)$ 라는 석출강화상을 형성함으로서 강화된다⁶⁻⁸⁾는 사실이 밝혀진 후, 1960년대 NASA를 중심으로 항공기 제작업체들에 의해 이들 합금원소가 첨가된 고강도 Mg-Li계 합금의 개발을 위한 연구가 수행되어 안정된 조건에서의 항복강도값이 90-103MPa인 LA141A합금(Mg-14wt%Li-1wt%Al)을 최초의 신합금으로 개발하였으며, LA91(Mg-9wt%Li-1wt%Al), LAZ933(Mg-9wt%Li-3wt%Al-3wt%Zn)등의 실용합금이 개발⁹⁻¹²⁾되었다. 그러나 Mg-Li-Al합금의 경우 알칼리 토류에 속하는 Mg이 원래 내식성이 좋지 않은데다 Mg보다 더 활성적인 Li이 첨가됨으로써 대기 또는 염수환경에서 Li고용체인 β 상 영역이 상대적으로 불안정하여 순수 Mg에 비해 내식성이 감소된다. 그리고 주강화상인 $MgLi_2Al$ 석출상이 150°C에서 단시간내에 과시효되는 등 고온강도 특성이 불량한 단점으로 인해 다른 경량합금들에 비해 연구가 부진하였다. Mg합금의 내식성에 관한 연구는 1980년대 중반 이후 주로 Mg-Al-Zn, Mg-Zn-Zr 및 Mg-Ag계 합금을 대상으로 연구가 진행되고 있으며, 이들 합금을 급냉용고법으로 제조하거나 Zr 및 희토류원소들을 첨가하여 내식성을 조사한 연구보고는 있지만,¹³⁻¹⁵⁾ 아직 Mg-Li-Al 합금의 내식성에 관한 연구보고는 상대적으로 미흡한 실정으로서 본 연구의 저자등이 Mg-Li-Al 합금의 부식특성에 미치는 Zr, Ce 및 Nd의 영향을 조사 보고한 바 있다.¹⁶⁻¹⁸⁾

본 연구에서는 초경량 Mg-Li-Al 합금의 내식성에 미치는 희토류원소(Y, Nd)첨가 영향에 관하여 조사하기 위하여 진공용도 용해로에서 용제를 사용하지 않은 용해방법으로 Mg-Li-Al합금 및 이트륨(Y), 니오븀(Nd) 등의 희토류 원소들을 첨가한 시료를 제조하여 Mg-Li-Al합금의 내식성에 미치는 희토류원소(Y, Nd)의 영향에 관하여 연구하고

자 한다.

2. 실험 방법

2.1 시편의 제조

합금 용해는 Y 및 Nd이 고용점(1509°C, 1024°C)금속이어서 Mg과 용해가 어렵기 때문에 arc로 에서 Al-Y 및 Al-Nd 모합금을 1차 제조한 후 Mg-Al-Y 및 Mg-Al-Nd합금을 보론나이트라이드 도가니에 장입하여 진공도를 10^{-3} torr이상 유지한 상태에서 용해하였으며 Mg-Al-Y 및 Mg-Al-Nd합금이 모두 용해된 다음 Li을 용탕중에 장입하여 용해하는 방식으로 5-6회 반복하여 제조하였다. 이와 같이 제조된 시료는 편석이나 개재물들의 화학적 불균일부를 제거하기 위하여 623K에서 2시간동안 400mm Hg의 아르곤 분위기하의 노내에서 균질화 처리를 하였으며, 피크경도가 나타나는 조건인 348K에서 2시간동안 실리콘 오일베스에서 시효열 처리를 행하였으며, 용해 주조된 시편의 화학적 조성은 Table 1과 같다.

2.2 분극시험

분극시험은 전보에서와 같이¹⁸⁾ 전위차계 장치를 사용하여 수행하였다. 작동전극(working electrode)은 전극반응 면적이 0.95cm^2 이 되도록 하였고, 시편홀더는 판형으로 테프론 가공하였으며, 상대전극(counter electrode)은 탄소봉을, 기준전극(reference electrode)은 포화 칼로멜전극(saturated calomel electrode)을 사용하였다. 본 시험에 사용

Table 1. Chemical composition (wt%) of Mg-Li-Al alloys. Tested alloys are Mg-8Li-4Al(A0), Mg-8Li-4Al-0.5Nd(N1), Mg-8Li-4Al-1Nd(N2), Mg-8Li-4Al-2Y(Y1) and Mg-8Li-4Al-4Y(Y2)

Specimen	Element					Micro Structure
	Li	Al	Y	Nd	Mg	
Mg-8Li-4Al(A0)	8.15	4.08	-	-	bal.	$\alpha+\beta$
Mg-8Li-4Al-2Y(Y1)	8.10	4.06	2.08	-	bal.	$\alpha+\beta$
Mg-8Li-4Al-4Y(Y2)	8.37	4.06	4.08	-	bal.	$\alpha+\beta$
Mg-8Li-4Al-0.5Nd(N1)	8.09	4.04	-	0.55	bal.	$\alpha+\beta$
Mg-8Li-4Al-1Nd(N2)	8.13	4.04	-	1.05	bal.	$\alpha+\beta$

된 시편은 직경 15mm, 두께 3mm의 원판형으로 제작하여 0.3 μ m의 Al₂O₃연마재로 연마한 후 아세톤으로 충분히 초음파 세척하였다. 분극시험은 실온(25℃)에서 완충용액(KH₂PO₄·NaOH) 및 완충용액이 아닌 0.03% NaCl 전해액을 사용하여 행하였으며, 실험시작 30분전에 Ar(99.99%) 가스를 주입하여 전해액의 용존산소를 최소화하였다.

2.3 침지시험

Table 1의 다섯가지 합금 시편을 17×15×2.5mm로 절단하여 #1500번까지 연마하고 아세톤으로 세척하여 10⁻⁵g까지 무게를 재었다. 그리고 충분히 교반된 0.1% NaCl 용액조에 나일론 실로 매달아 넣어 실온에서 7일간 연속침지를 행하였다. 각각 24, 48, 72, 96, 144 및 168시간 침지한 시편을 호

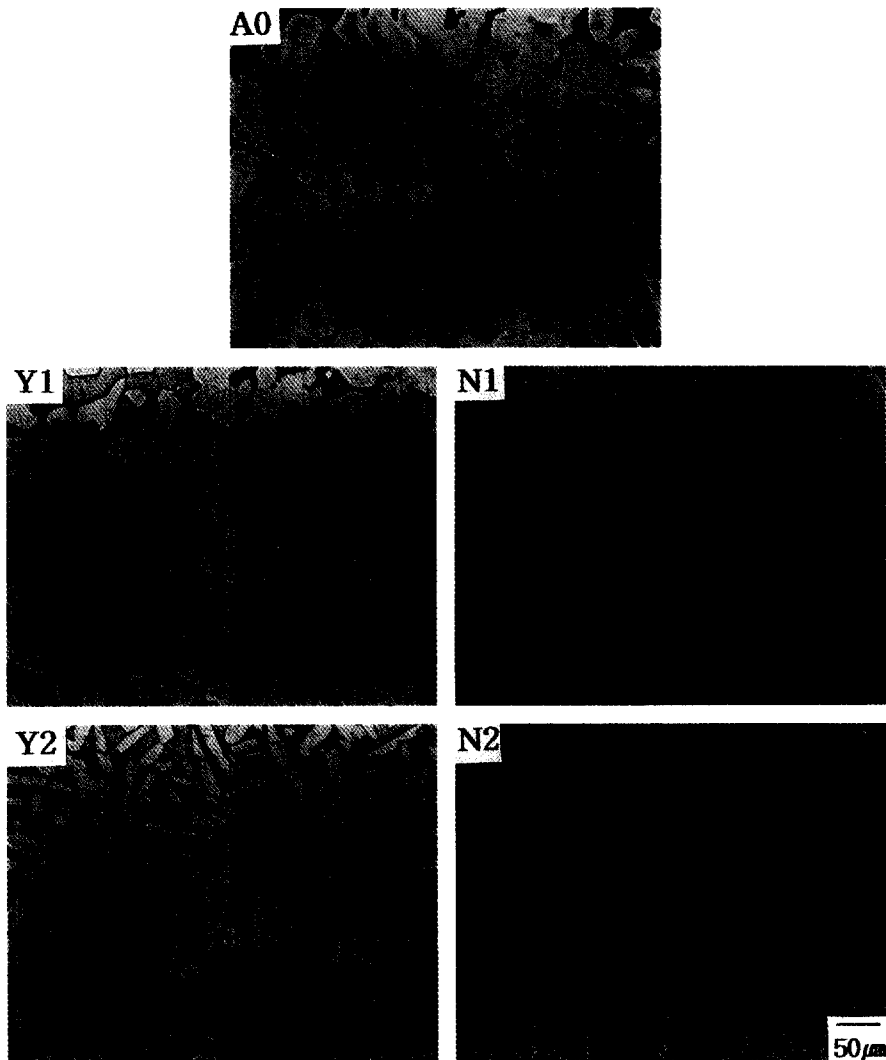


Fig. 1. Optical micrographs Mg-Li-Al alloys solution treated at 623°K for 2hrs and at 348°K for 2hrs. Tested alloys are Mg-8Li-4Al(A0), Mg-8Li-4Al-0.5Nd(N1) Mg-8Li-4Al-1Nd(N2), Mg-8Li-4Al-2Y(Y1) and Mg-8Li-4Al-4Y(Y2).

르는 온수로 충분히 세척하여 알코올로 건조시킨 후 정확한 무게감량(mg/mm²)과 평균부식속도(mils/year)를 계산하였다.¹⁹⁾

3. 실험결과 및 고찰

3.1 열처리후의 미세조직 및 XRD분석

Fig. 1은 Mg-8.15wt%Li-4.08wt%Al합금(A0)과 이 합금에 Y을 2.08wt%, 4.08wt% 첨가한 시편(Y1, Y2) 및 Nd을 0.55wt%, 1.05wt% 첨가한 시편(N1, N2)을 623K에서 2시간동안 균질화 처리 후, 348K에서 2시간 시효처리한 후의 광학현미경 조직 사진으로서, 다섯가지 시편 모두 밝은 영역의 α 상과 어두운 영역의 β 상의 $\alpha+\beta$ 2상 조직을 하고 있으며, Y 및 Nd원소의 첨가량이 증가함에 따라 α 상 결정립이 미세화되었음을 알 수 있으며, 이러한 결과는 Y 및 Nd원소가 조직을 미세화시키는 역할을 한다는 것을 의미한다. Fig. 2는 A0, Y1, Y2, N1 및 N2시편을 623K에서 2시간동안 균질화 처리 후, 348K에서 2시간 시효처리한 후의 XRD 분석 결과로서 MgLi₂Al 석출상이 전시편에 공통적으로 존재한다는 것을 알 수 있으며, Y을 첨가한 Y1, Y2시편에서는 Mg₂₄Y₅, Nd을 첨가한 N1, N2 시편에서는 Mg₄₁Nd₅ 석출상으로 확인된 Y 및 Nd 석출물이 석출되어 있다는 것을 알 수 있다.

3.2 전기화학적 분석시험

Fig. 3은 KH₂PO₃·NaOH 완충용액으로 pH7로 고정한 0.03%NaCl 전해액에서 전극전위에 따른 전류 밀도(μ /cm²)의 변화를 측정된 결과로서, Y 및 Nd을 첨가하지 않은 A0시편에 비해 Y을 첨가한 Y1, Y2 및 Nd을 첨가한 N1, N2시편들에서 높은 부식전위값을 나타내었으며, 특히 Y이 첨가된 시편(Y1, Y2)이 Nd이 첨가된 시편(N1, N2)에 비해 부식전위값이 높았다. 이와 같은 분석시험 측정결과를 Table 2에 나타내었는데, 즉, Y 및 Nd첨가량이 증가됨에 따라 부식전위(E_{corr})가 높게 나타났으며, 분극곡선에서 측정된 부식 전류밀도(I_{corr})와 시편의 부식반응면적, 밀도 및 등가량으로부터 각 시편의 부식속도를 계산한 결과, Y 및 Nd첨가

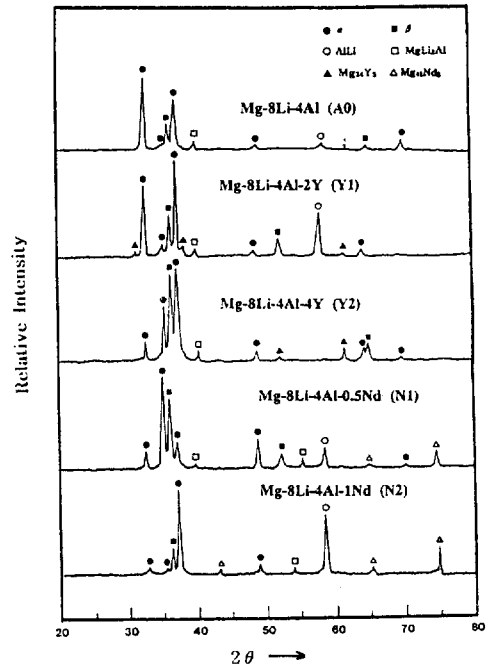


Fig. 2. X-ray diffraction analysis of Mg-Li-Al alloys solution treated at 623K for 2hrs and at 348K for 2hrs.

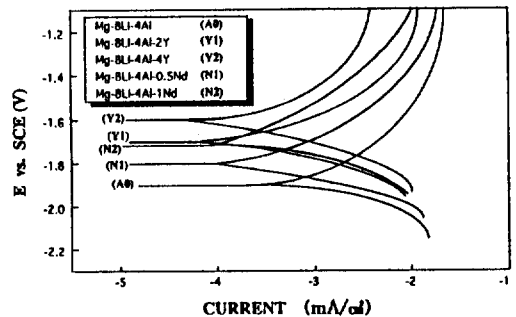


Fig. 3. Potentiodynamic polarization of Mg-Li-Al alloys in a deaerated 0.03% NaCl buffered with KH₂PO₂·NaOH(pH7.0).

량이 증가할수록 부식속도가 감소한다는 것을 알 수 있다. 이러한 결과는 Y 및 Nd원소 첨가가 Mg-Li-Al합금의 내식성 증가에 유익하게 작용하고 있다는 것을 입증하고 있다. 특히, 동일 조건에서 Y 및 Nd첨가 영향을 비교해 볼 때, Y이 Nd보다 Mg-Li-Al합금의 내식성 증가에 미치는 영향이 상대적으로 더 큰 것으로 사료된다. Fig. 4는 분석시

Table 2. Corrosion properties of Mg-Li-Al alloys in a deaerated 0.03% NaCl solution(pH. 7.0). Tested alloys are Mg-8Li-4Al(A0), Mg-8Li-4Al-0.5Nd(N1), Mg-8Li-4Al-1Nd(N2), Mg-8Li-4Al-2Y(Y1), and Mg-8Li-4Al-4Y(Y2)

Specimen	items Unit	A cm ²	D g/cm ³	e.w. g	Ecorr. V	Icorr. μA/cm ²	C.R. mpy
Mg-8Li-4Al(A0)		0.95	1.68	10.82	-1.91	0.7321	0.65
Mg-8Li-4Al-2Y(Y1)		0.95	1.74	10.89	-1.68	0.6571	0.56
Mg-8Li-4Al-4Y(Y2)		0.95	1.79	10.92	-1.59	0.6135	0.51
Mg-8Li-4Al-0.5Nd(N1)		0.95	1.71	10.85	-1.79	0.7267	0.63
Mg-8Li-4Al-1Nd(N2)		0.95	1.74	10.87	-1.70	0.6825	0.58

A : area
d : density

E.W : equivalent weight
Ecorr : corrosion potential

Icorr : corrosion current density
C.R : corrosion rate

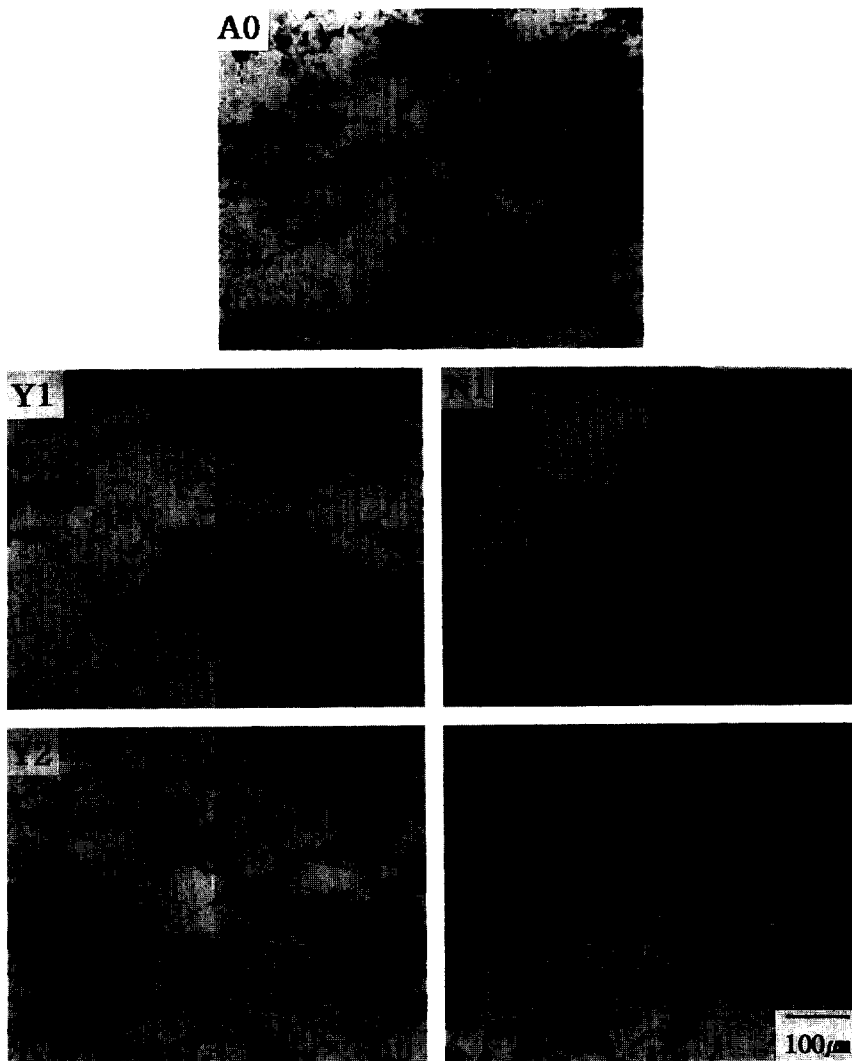


Fig. 4. Scanning electron micrographs showing corrosion morphology of Mg-Li-Al alloys after potentiodynamic polarization test in a deaerated 0.03% NaCl buffered with KH₂PO₅-NaOH(pH7.0). Tested alloys are Mg-8Li-4Al(A0), Mg-8Li-4Al-0.5Nd(N1), Mg-8Li-4Al-1Nd(N2), Mg-8Li-4Al-2Y(Y1) and Mg-8Li-4Al-4Y(Y2)

험 후 그 부식표면을 주사 전자현미경으로 관찰한 것으로서, 희토류원소(Y, Nd)를 첨가하지 않은 A0시편에 비해 희토류 원소(Y, Nd)를 첨가한 N1, N2, Y1 및 Y2시편들의 경우가 부식반응이 일어난 면적과 부식반응 깊이가 감소되었으며, Y2 및 N2 시편의 경우에는 부식반응이 더욱 억제되었음을 알 수 있다. 이러한 결과는 Y 및 Nd이 첨가되지 않은 A0시편에서는 Li이 rich한 β 상을 따라 국부

부식이 심하게 일어난 것으로 판단되어지며, 이것은 Fig. 3의 분극시험의 결과와 잘 일치한다. 이와 같은 Y 및 Nd의 영향을 다른 방법에 의하여 조사하기 위하여 완충용액을 사용하지 않고 0.03% NaCl 용액에서 분극시험을 행한 후 부식면을 관찰한 것이 Fig. 5와 Fig. 6으로서, 먼저 광학현미경 사진인 Fig. 5에서 보면, 희토류원소(Y1, N2)가 첨가된 4가지 시편(Y1, Y2, N1 및 N2)에서는 부식

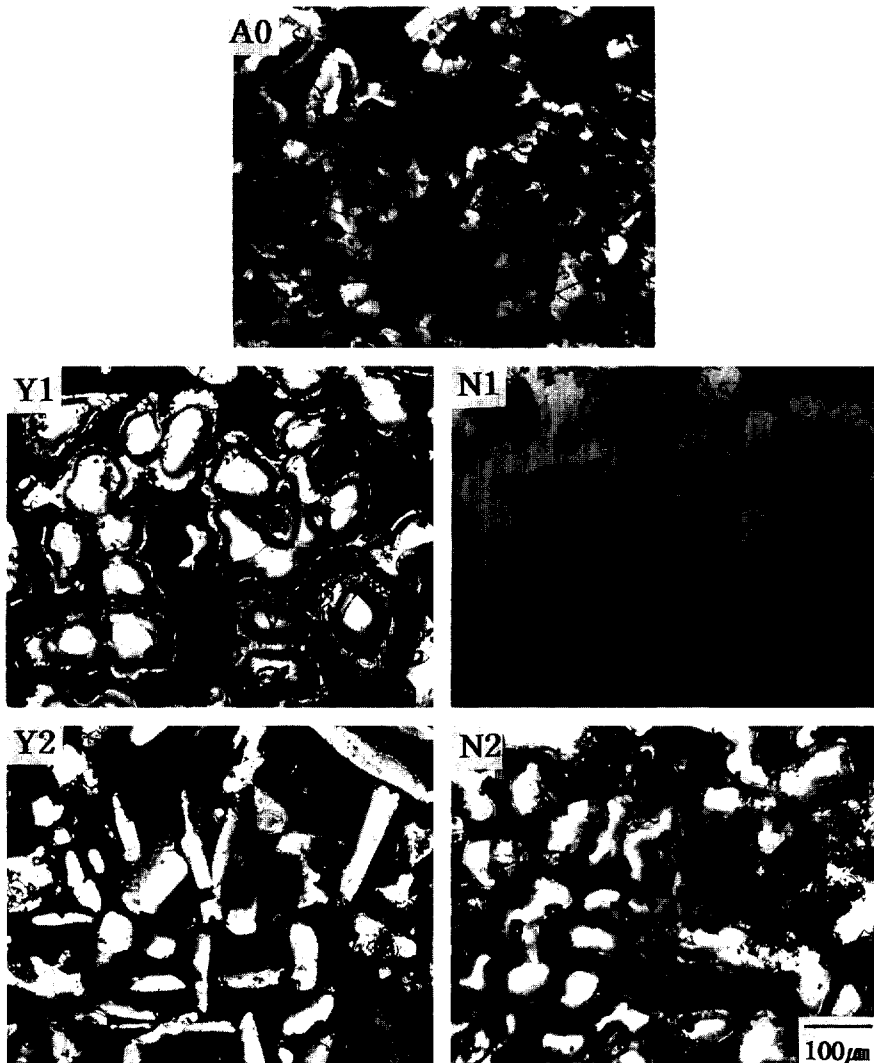


Fig. 5. Optical micrographs showing corrosion morphology of Mg-Li-Al alloys after potentiodynamic polarization test in a deaerated 0.03% NaCl buffered with $\text{KH}_2\text{PO}_4 \cdot \text{NaOH}$ (pH7.0). Tested alloys are Mg-8Li-4Al (A0), Mg-8Li-4Al-0.5Nd (N1), Mg-8Li-4Al-1Nd (N2), Mg-8Li-4Al-2Y (Y1) and Mg-8Li-4Al-4Y (Y2).

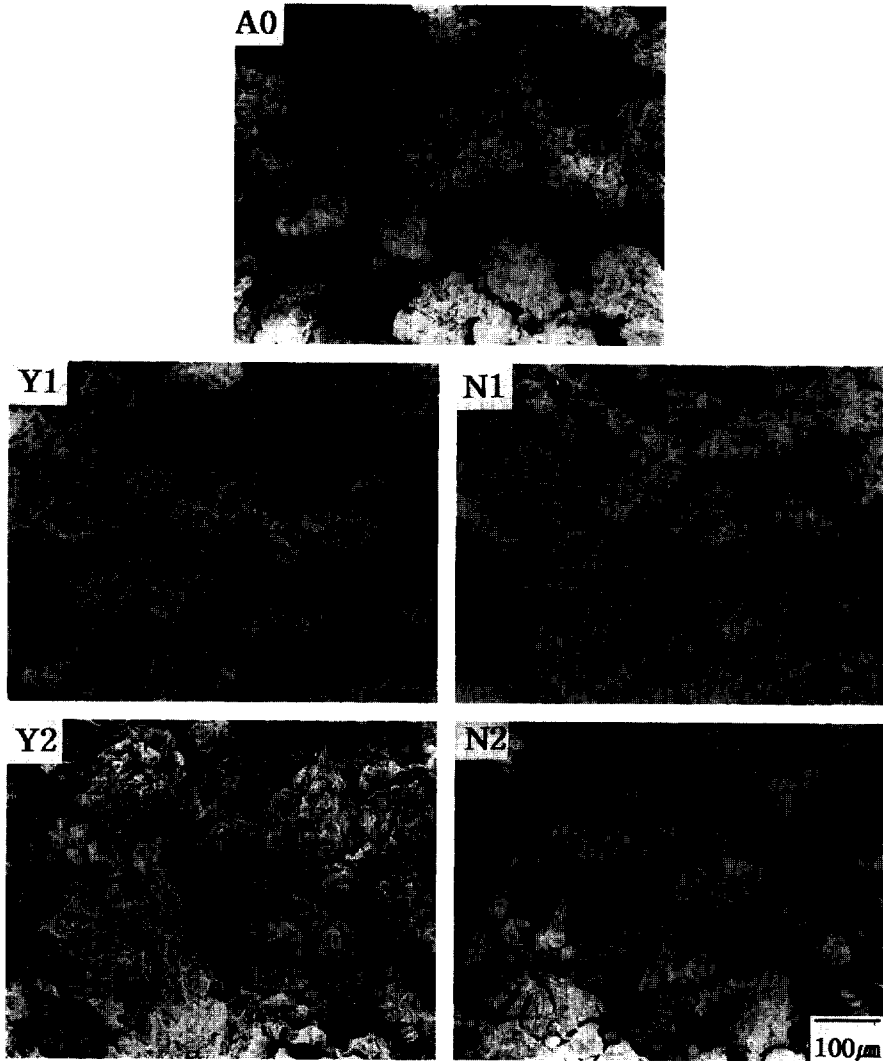


Fig. 6. Scanning electron micrographs showing corrosion morphology of Mg-Li-Al alloys after potentiodynamic polarization test in a deaerated 0.03% NaCl. Tested alloys are Mg-8Li-4Al(A0), Mg-8Li-4Al-0.5Nd(N1), Mg-8Li-4Al-1Nd(N2), Mg-8Li-4Al-2Y(Y1) and Mg-8Li-4Al-4Y(Y2).

생성물 대부분이 β 상에 국한되어 있는 반면에 Y 및 Nd이 첨가되지 않은 A0 시편에서는 β 상 뿐만 아니라 α 상 결정립 영역을 가로질러 부식생성물이 형성되어 있으며, 부식반응 면적이 증가되었음을 알 수 있다. 이로 보아 Y 및 Nd첨가가 Mg-Li-Al 합금의 내식성을 개선시키는 효과가 있음을 재입증하고 있다. 또한 주사전자현미경사진인 Fig. 6에서도 Fig. 5에서와 같이 희토류원소(Y, Nd)를 첨

가한 시편에 비해 첨가하지 않은 A0시편의 경우가 국부적으로 깊고 미세한 pit들이 많이 형성되어 있는 것을 확인할 수 있었다. 이와 같이 Y 및 Nd 첨가로 인하여 내식성이 증가되는 이유는 우선 Mg합금에 희토류원소(Rare Earth: R.E)를 첨가하여 R.E석출상을 석출시킴으로서 Mg과 R.E 석출물 상간의 부식반응(β -Mg₂₄Y₅, β -Mg₄₁Nd₅)을 유도하여 β 상 영역에서의 거시적인 부식을 억제하기 때문

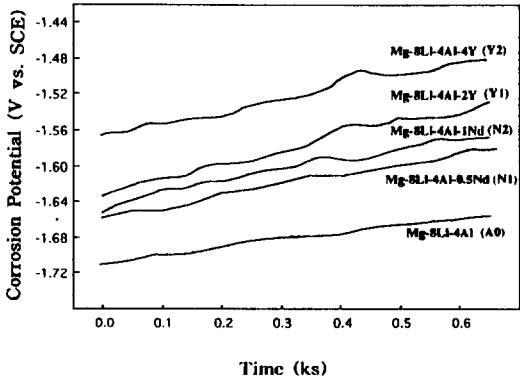


Fig. 7. E_{corr}. vs Immersion time of Mg-Li-Al alloys in a deaerated 0.03% NaCl buffered with KH₂PO₅ · NaOH (pH 7.0).

이라는 것과 Das²⁰⁾ 및 Mukhina²¹⁾ 등의 연구결과에서와 같이 희토류 원소들의 활성화 전위 (Y : -2.37V, 25°C, Nd : -2.43V, 25°C)가 Mg의 활성화 전위 (-2.36V, 25°C)와 비슷하지만 더 Active한 표준전위값을 갖기 때문에 Mg합금 표면상에서 국부전지가 형성될 때 Y 및 Nd이 양극성을 띠어 Mg을 보호함으로써 부식저항이 개선되기 때문이라는 것등을 생각할 수 있겠다. Fig. 7은 완충용액을 사용하여 전해시간에 따른 부식전위의 변화를 조사한 결과인데, 여기에서도 A0시편의 부식전위의 곡선보다 Y 및 Nd이 첨가된 부식전위의 곡선들이 높게 나타났으며, 특히 Y첨가 부식전위 곡선이 Nd첨가 곡선의 경우보다 더 높게 나타났는데, 이것 또한 Fig. 3 및 Table 2의 결과와 잘 일치한다. 이러한 전기화학적 분석시험 결과들을 종합해 볼 때, Y 및 Nd등의 희토류원소가 첨가됨으로써 Mg-Li-Al합금의 내식성이 개선되는 것은, Y 및 Nd의 첨가로 인한 합금의 결정립 미세화 및 α, β상 경계영역에 존재하는 Y 및 Nd 화합물들이 α상보다 더 활성적이어서 우선적으로 부식이 되어 Mg합금의 부식을 억제하는 희생양극 역할을 하였기 때문이라고 생각되며, 따라서 Y 및 Nd를 첨가한 경우가 Y 및 Nd를 첨가하지 않은 경우에 비해 부식전위값이 높고 부식속도는 감소되는 결과를 나타낸다고 판단된다.

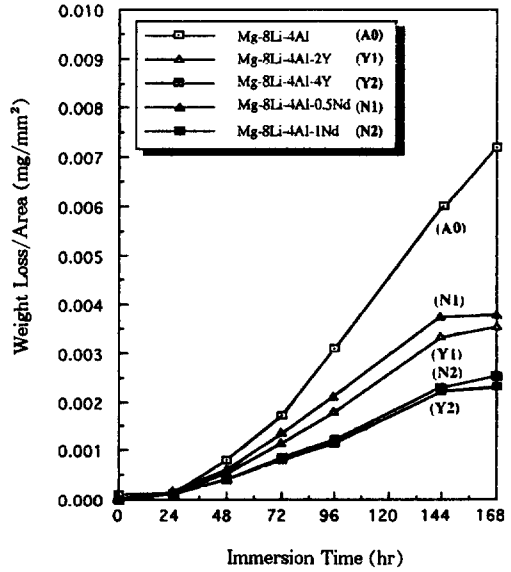


Fig. 8. Weight loss of Mg-Li-Al alloys as a function of immersion time in 0.1% NaCl solution at room temperature.

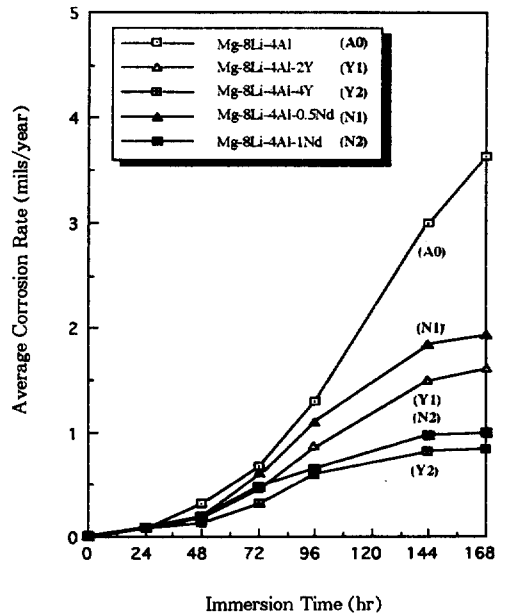


Fig. 9. Average corrosion rate of Mg-Li-Al alloys as a function of immersion time in 0.1% NaCl solution at room temperature.

3.3 침지시험

Fig. 8은 0.1% NaCl 용액(pH 3.4)에 A0, Y1, Y2, N1 및 N2의 5가지 시편을 7일간 연속 침지하여 매 24시간마다 측정된 무게로부터 침지시간에 대한 무게감량 변화를 나타낸 것으로서, Y 및 Nd 첨가량이 증가함에 따라 무게감량 증가 정도가 낮은 경향을 보이고 있으며, 168시간 침지 후 Y2시

편이 가장 낮은 무게감량 증가 정도를 나타내었다. Fig. 9는 침지시간에 따른 무게감량 값으로부터 부식속도(mpy)를 계산한 결과를 나타낸 것인데, 여기에서도 A0시편은 침지시간에 따라 부식속도가 급격히 증가하는 경향을 나타낸 반면, Y 및 Nd원소가 첨가된 시편들은 완만한 증가 현상을 나타내고 있으며, 특히, Y2 및 N2 시편은 96시간 경과후부터는 부식속도 증가 경향이 1mils/year 이내로 국

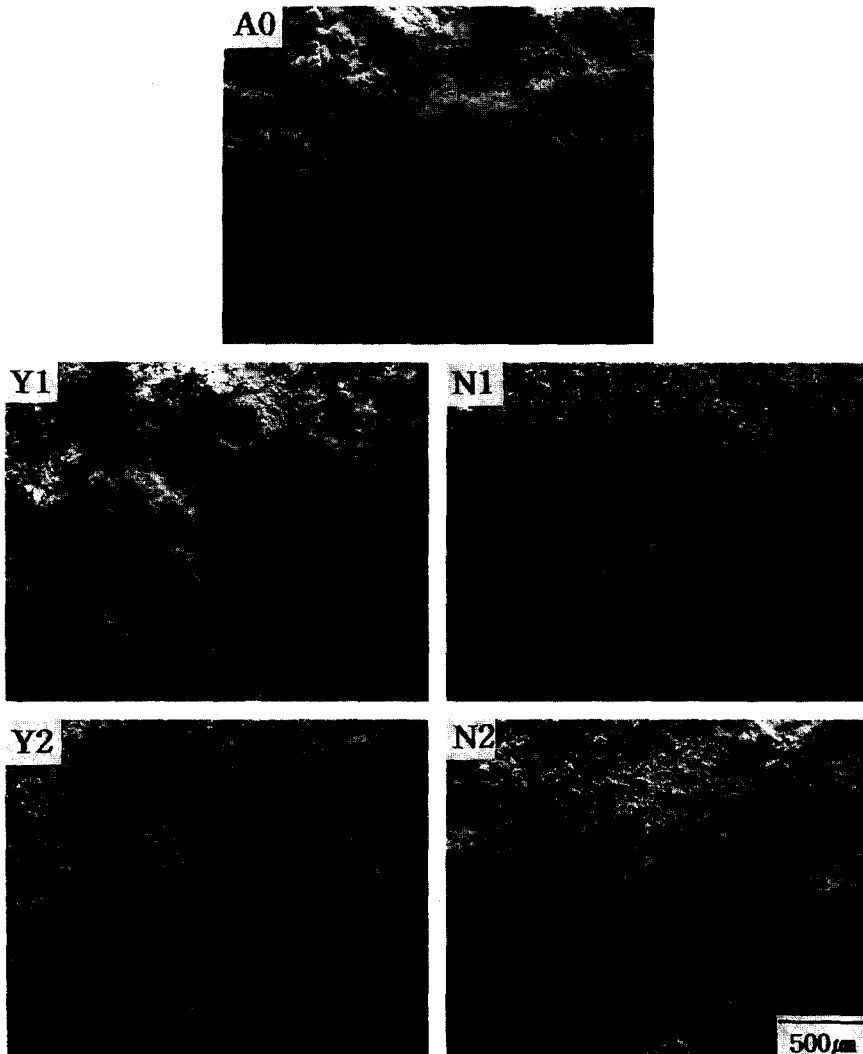


Fig. 10. Scanning electron micrographs showing corrosion morphology of Mg-Li-Al alloys after 96hrs in 0.1% NaCl solution. Tested alloys are Mg-8Li-4Al(A0), Mg-8Li-4Al-0.5Nd(N1), Mg-8Li-4Al-1Nd(N2), Mg-Li-Mg-8Li-4Al-2Y(Y1) and Mg-8Li-4Al-4Y(Y2).

한되고 있다. 이로 보아 침지시험에서도 분극시험 결과와 같이 Y 및 Nd첨가량이 증가함에 따라 내식성이 향상된다는 것을 알 수 있다. Mg보다 Li이 Cl이온과의 화학적 반응성이 높기 때문에²²⁾ 수용액 내의 염소 이온들이 α 상 보다는 Li rich 고용체인 β 상과의 반응이 더욱 활발히 일어나게 되어 A0시편은 Y이 첨가된 Y1, Y2시편 및 Nd이 첨가된 N1, N2시편에 비해 상대적으로 β 결정립이 조대하여 염화물의 성장과 부피가 아무런 장애없이 활발히 진행하게 된다. 그러나 Y1, Y2, N1 및 N2시편들의 경우 α 결정립이 미세화되어 조대한 염화물을 형성하지 않고 부식이 국부적으로 심하게 진행되기보다는 비교적 균일하게 진행되어 침지시간에 따라 부식속도가 증가하지 않은 것으로 생각된다. Fig. 10은 96시간 침지후의 부식표면을 주사전자현미경으로 관찰한 것으로서, 다섯가지 시편 모두 공통적으로 전체표면에 걸쳐 크고 작은 염화물과 피트들이 형성되어 있지만, Y 및 Nd첨가량이 증가함에 따라 부식표면에 형성된 염화물 및 피트의 크기가 상당히 억제되어 있는 것을 알 수 있었으며, 168시간 침지후 각각의 시편에 대한 XRD 분석결과 이러한 부식 생성물들의 성분은 Mg(OH)₂ 및 MgCl₂의 두가지 성분으로 밝혀졌다.

4. 결 론

이상과 같이 Mg-Li-Al 합금의 내식성에 미치는 Y 및 Nd의 영향을 전기화학적 분극시험 및 침지시험을 행하여 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

4.1 전기화학적 분극시험

가. Y 및 Nd첨가량이 증가함에 따라 부식전위가 증가하였으며, 부식속도가 감소하였다.

나. 부식전위 증가 및 부식속도 감소값을 감안할 때, Y이 Nd보다 Mg-Li-Al 합금의 내식성 증가에 상대적으로 더 유익한 원소로 사료된다.

다. Y이 4.08wt% 첨가된 Y2 및 Nd이 1.05wt% 첨가된 N2의 경우가 Y 및 Nd이 첨가되지 않은 A0시편에 비해 부식속도가 크게 감소하였는데, 이

것은 α , β 결정입계에 존재하는 Y화합물(Mg₂₄Y₅) 및 Nd화합물(Mg₄₁Nd₅) 모두 희생양극 역할을 한 것으로 판단된다.

4.2 침지시험

가. Y 및 Nd첨가량이 증가함에 따라 Y 및 Nd을 첨가하지 않은 A0시편에 비해 무게감량 및 침지시간에 따른 부식속도 증가 정도가 적었다.

나. Y 및 Nd이 첨가되지 않은 A0합금의 부식속도는 침지시간에 따라 급격히 증가하였지만, Y이 4.08wt%, Nd이 1.05wt% 첨가된 합금(Y2, N2)들은 96시간 경과후부터 1mils/year 이내로 완만한 증가경향을 나타내었다.

References

1. J. G. Mezoff, *Advances in Magnesium Alloys and Composites*, p. 2, Henry G. Paris, TMS, San Diego, (1988).
2. T. J. Rudin and D. L. Albright, *Advanced Materials & Processes*, **6**, 28 (1994).
3. G. A. Chadwick and Bloyce, *Pro. of Magnesium Alloys and Their Applications*, **1**, 93 (1992).
4. M. E. Drits, Z. A. Sviderskaya and V. F. Trokhova, *Tsvetnye Met.*, **10**, 77 (1966).
5. Shigenori Hori and Wataru Fujitani, *J. Japan Inst. Light metals*, **40**, 285 (1990).
6. J. H. Jackson, P. D. Frost, A. C. Looman, L. W. Eastwood, and C. H. Lori, *Metal. Trans*, **149** (1949).
7. W. R. D. Jones and G. V. Hogg, *J. Inst. Met.*, **85**, 255 (1965).
8. A. Alamo and A. D. Banchik, *J. Mat. Sci.*, **15**, 222 (1980).
9. R. J. Jackson and P. D. Frost, NASA SP -5068, (1967).
10. J. C. McDonald, *Trans. ASM*, **61**, 505 (1967).
11. J. C. McDonald, *Inst. Met.*, **97**, 353 (1969).
12. J. C. McDonald, *J. Inst. Met.*, **99**, 24 (1971).
13. C. F. Chang, D. Raybould and A. Brown, *Metal Power Review*, **41**, 301 (1986).
14. F. Hehmann and H. Jones, *Materials Research Soc.*,

- 259 (1986).
15. P. J. Meschter, *Met. Trans.*, **18A**, 347 (1987).
16. S. H. Kim, S. H. Choi, K. H. Kim, I. B. Kim, *J. Corros. Sci. Soc. of Korea*, **23**(3), 144 (1994).
17. S. H. Kim, S. H. Choi, I. B. Kim, *J. Corros. Sci. Soc. of Korea*, **24**(3), 193 (1995).
18. S. H. Kim, K. H. Kim, M. C. Kim, I. B. Kim, *J. Corros. Sci. Soc. of Korea*, **26**(3), 159 (1997).
19. G. 31, *Annual Book of ASTM Standard*, ASTM, Philadelphia.
20. S. K. Das, C. F. Chang and D. Raybould, *Proceedings of the 43rd Annual world Magnesium Conference*, 1 (1986).
21. I. Y. Mukhina, *Teknol. Legk. Splavov, Nauch.-Tech. Byull. Vses. Inst. Legk. Splavov*, **60**, 4 (1971).
22. Tadakazu OHNISHI and Taichiro ITO, *J. Japan Inst. Light metals*, **39**, 15 (1988).