

技術資料

마그네시움 합금과 용탕 단조법

박 현, 김도향

Magnesium Alloys and Squeeze Casting Process

H. Park and D. H. Kim

1. 서론

마그네시움 합금은 현재 상용 합금중 가장 낮은 밀도를 갖는 합금중의 하나이며 최근 에너지 절약 및 환경 보호의 차원에서 경량 소재에 대한 요구가 커짐에 따라 점차 그 사용범위를 넓혀가고 있다. 특히, 자동차 산업의 경우 CAFE등 최근 규제가 점차 심해짐에 따라 경량 소재의 활용이 필연적이며, 각종 부품의 마그네시움 합금화가 활발하게 추진되고 있다. 현재 항공기, 자동차 등에 개발, 사용되어지는 마그네시움 합금제 부품은 거의 주조품이며, 이들 주조품의 생산을 위해 사용되어지는 프로세스로 중력 주조법의 경우 금형 주조, 사형 주조법 등이 있으며, 고압 주조법의 경우에는 가장 활용이 많이되는 프로세스로 복잡한 형상의 주조 및 대량 생산이 가능한 고압 다이캐스팅법을 들 수 있다. 이외 최근에는 주형에 용탕을 주입하고 응고하고 있는 용탕에 직접 압력을 가함으로써 결함의 발생을 최대한으로 억제한, 건전한 주물을 만들 수 있는 주조법으로서 용탕 단조법이 많은 관심을 받고 있다. 알루미늄 합금의 경우 브레이크 마스터 실린더, 콤프레셔 실린더 등의 자동차 부품이 개발, 생산되어 실용화되고 있으며, 그의 적용 범위를 점차 넓혀가고 있다. 마그네시움 합금의 경우도 최근 경량화 재료로 주목을 받음에 따라 용탕단조법에 의한 제품 개발 연구가 진행되고 있다. 본 기술 해설은 용탕 단조법에 의한 마그네시움 합금의 개발에 관한 내용으로서, 마그네시움 합금의 종류, 합금 원소 첨가 영향, 용탕 단조법의 개요 등을 알아 본 뒤, 용탕 단조법에 의한 마그네시움 합금의 개발 동향을 알아보도록 한다.

2. 마그네시움 합금 개요

2.1 이원계 합금

Mg합금중의 기본적인 Mg-Al, Mg-Zn, Mg-Th 등의 이원계 합금의 특성을 알아보기로 한다. Mg합금에서 기본적인 2원계 합금계의 상태도를 그림 1에 나타내었다. Mg측의 Mg고용체를 α , 그리고 합금 원소의 양이 증가됨에 따라 $\beta, \gamma, \delta, \epsilon, \dots$ 로 나타내었다. 다음 각 이원계 합금에 대한 상태도의 설명에는 (1) 합금 원소의 주기율표상의 족, 결정 구조, Mg에 대한 원자 크기의 비를 S로 나타내었다. S값은 +인 경우 합금 원소의 원자 반경이 Mg보다 큰 것을 의미하며, -인 경우에는 합금 원소의 원자 반경이 Mg보다 작은 것을 의미한다. 또, (2) 합금원소의 Mg에 고용한 및 (3) 중간상 및 그의 구조를 기호로 나타내었다.

2.1.1 Mg-Al계

(1) Al, III족, f.c.c., S=-10%
(2) 고용한(wt%)
200°C 250°C 300°C 350°C 400°C 437°C
3.2% 4.2% 5.3% 7.3% 10.6% 12.7%
(3) 중간상
β : Mg ₁₇ Al ₁₂ , A12(α -Mn형), 58원자/단위 격자, a=10.52Å
γ : MgAl
δ : Mg ₂ Al ₃ , Fd3m, 1172원자/단위격자, a=28.13Å

Mg-Al계는 Mg합금의 기초적인 합금으로써 기계적 성질은 비교적 우수한 편이나, 고온 특성, 내식성 등이 우수하지 못하다. 공정 온도에서 약 12%의 Al을 고용하며, 고용도는 온도가 하강함

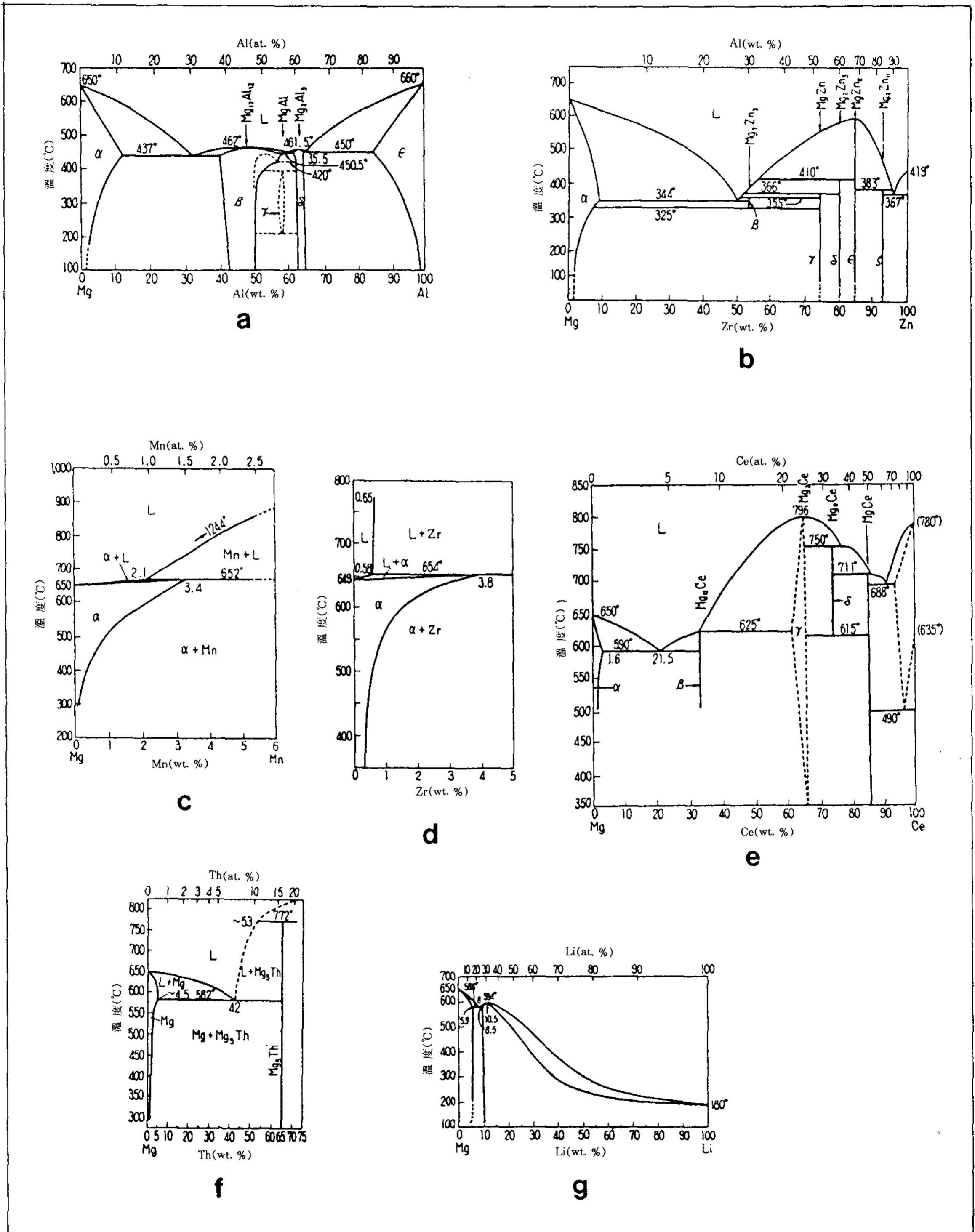


그림 1. 주요 이원계 마그네시움 합금의 평형 상태도

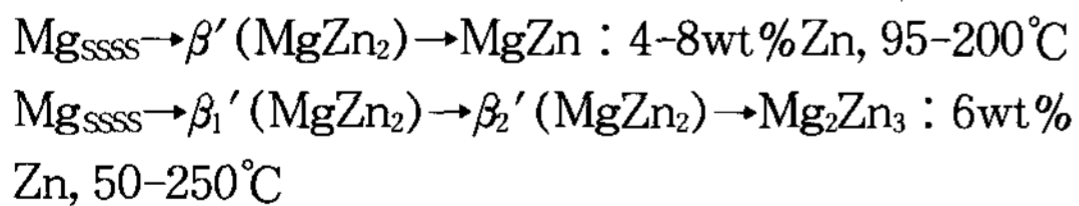
(a) Mg-Al (b) Mg-Zn (c) Mg-Mn (d) Mg-Zr (e) Mg-Ce (f) Mg-Th (g) Mg-Li

에 따라 감소하여, Al을 수%이상 함유한 경우에는 열처리가 가능하다. α (Mg 고용체)와 β ($Mg_{17}Al_{12}$)는 432°C, 32%Al에서 공정점을 갖는다. 시효처리에 의해서 불균일 조대한 $Mg_{17}Al_{12}$ 상이 석출하며, 다른 석출상은 아직 보고되고 있지 않다. 석출상이 불균일 조대하기 때문에 시효 강화효과는 그리 크지 못하며, 주로 고용 강화의 효과로 강도 및 연성의 증가를 나타낸다. 통상적으로 Al와 Zn을 10%내외로 하여 사용되며, 고온특성의 향상을 위해 Ca, Si등을 첨가하기도 한다.

2.1.2 Mg-Zn계

(1) Zn, II b족, h.c.p., S=-17%
(2) 고용한(wt%)
150°C 200°C 250°C 300°C 340°C
1.7% 2.0% 3.3% 6.0% 8.4%
(3) 중간상
β : $Mg_{17}Zn_{12}$, r : MgZn, δ : Mg_2Zn_3
ϵ : $MgZn_2$, C_{14} , Laves상, 12원자/단위격자, $a=5.16 \text{ \AA}$ $c=8.50 \text{ \AA}$
ν : $Mg_2Zn_{11}D_3$ ($Mg_2Cu_6Al_5$ 형), 39원자/단위격자, $a=8.55 \text{ \AA}$

Zn을 첨가하면 합금의 내식성이 개선되어질 수 있다. Zn은 344°C에서 8.4%가 고용되며, 온도가 낮아짐에 따라 감소하여 150°C에서는 약 1.4%로 감소된다. 공정점 부근에서는 포정 반응과 고정 반응이 연속해서 일어나며, 상태도에서 보듯이 온도 하강에 따라 고용도의 감소가 현저하고, 여러 준안정상이 존재하므로 석출현상에 의해 효과적으로 강화를 시킬 수 있다. 석출 현상이 아직 확립되지는 않았으나, 다음과 같은 석출 과정이 보고되었다.



2.1.3 Mg-Ce계

(1) Ce, 희토류 원소, f.c.c., S=+14%
(2) 고용한(wt%)
237°C 500°C 550°C 590°C
0.15% 0.5% 1.0% 1.6%
(3) 중간상
β : $Mg_{12}Ce$, $D2_a$ ($TiBe_{12}$ 형),
r : Mg_3Ce , Do_3 (BiF_3 형), $a=7.46 \text{ \AA}$

δ : Mg_2Ce , $C15$ ($MgCu_2$ 형), Laves상, 24원자/단위격자, $a=8.70 \text{ \AA}$
ϵ : $MgCe$, $B2$ (C_5Cl 형), $a=3.90 \text{ \AA}$

Mg-Re계 합금에서 희토류 금속과 Mg는 고용점의 화합물을 형성하므로 이러한 화합물이 미세 분산상으로 존재시 고온 특성의 향상을 기할 수 있다. 희토류 금속이 미쉬 메탈의 형태로 첨가되는 경우, 미쉬메탈의 조성은 약 50%Ce, 45%La, 그리고 나머지는 기타 희토류 원소로 되어 있다. 또한, 희토류 원소를 첨가하면 결정립 미세화의 효과를 얻을 수 있으나, 첨가량이 많아지면 강도 저하현상이 나타난다. Ce는 $r(Mg_3Ce)$ 와 포정 반응에 의해 $\beta(Mg_9Ce)$ 가 되며 21.5%Ce에서 공정점으로 가지고 있다. 공정 온도 590°C에서 Mg에 대한 Ce의 용해도는 약 1.6%이며, 온도가 하강함에 따라 감소한다. Nd, Y등의 원소가 첨가되었을 경우도 결정립 미세화 및 교용점 화합물의 형성되며 각기 석출과정은 $Mg_{SSSS} \rightarrow GP \text{ zone} \rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta(Mg_{12}Nd)$ 및 $Mg_{SSSS} \rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta(Mg_{24}Y_5)$ 로 알려져 있다.

2.1.4 Mg-Th계

(1) Th, Actinium계열 원소, f.c.c., S=+12%
(2) 고용한(wt%)
300°C 400°C 500°C 550°C 582°C
0.8% 1.2% 2.3% 3.1% 4.5%
(3) 중간상
β : Mg_5Th , $a=14.3-14.4 \text{ \AA}$

공정 온도에서 Mg에 대한 Th의 용해도는 약 4.5%이며 온도가 하강함에 따라 용해도는 감소한다. 공정점은 약 42%Th 부근에서 형성된다. 석출 현상은 $Mg_{SSSS} \rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta(Mg_{23}Th_6)$ 로 알려져 있다.

2.1.7 Mg-Li계

(1) Li, Ia족, b.c.c, S=-5%
(2) 고용한
588°C
5.7wt%
(3) 중간상
없음

Li1%이상의 합금은 체심입방구조를 가지고 있으며, 상온에서도 성형 가공이 가능하다. Mg-6.5%Li합금에서 $\alpha+\beta$ 상, Mg-12%Li합금에서 β 상이 존재한다.

2.2 실용 합금의 개발

위의 기본 2원계 합금을 기본으로하여 실제 상용되는 합금의 종류는 크게 Mg-Al계 합금과 Zr에 의해 미세화된 합금의 두 가지 종류로 크게 나눌 수 있다. Mg-Al계 합금은 비교적 우수한 특성을 가지고 있으나, 고온 특성이 제한되어 있다. 위에서 언급되었듯이, Mg-6wt%Al-1%Zn(AZ61)과 Mg-9wt%Al-2wt%Zn(AZ92) 등의 합금은 Ca와 Si등의 첨가에 의해서 고온 특성이 개선되어질 수 있으나 그 효과는 매우 제한적이라 할 수 있다. Zr에 의해 미세화된 합금의 경우 많은 원소가 합금 원소로 첨가되어질 수 있다. 이들 강화 원소중 Zn, misch metal, Th등이 Zr과 함께 함유되면 일반적으로 상온 특성보다도 고온 특성이 비교적 우수한 합금을 얻을 수 있으며, Ag등이 포함되면 고온 특성 보다도 상온 강도가 우수한 합금을 얻을 수 있다. 상온 및 고온 특성이 동시에 우수한 합금을 얻기 위해서는 적절한 합금 설계 및 제조공정이 선택되어야 하며, 특히 Zr에 의해 미세화된 합금의 경우에는 Zr의 첨가에 특별한 공정이 필요하며, 이에 따라 항공, 군수 산업등의 특수용도에 비교적 제한적으로 사용되어지고 있다. 반면, Mg-Al계 합금은 비교적 손쉽게 합금 제조가 용이하게 일반 구조용으로 많이 사용되어지고 있다. 위의 두가지 합금종류는 각기 고온특성등 합금 특성의 향상을 위해서 합금 설계 및 제조공정 개발이 이루어지고 있으며 예를 들면 합금 설계의 경우 미세화 원소로 Zr을 포함하지 않을 경우 Mg-Zn-Cu-Mn계가 그리고 Zr에 의해 미세화된 합금계로는 Mg-Y-Nd-Zr계 등이 관심을 받고 개발되어지고 있다.

Mg-Y-Nd-Zr합금의 경우에는 고온 특성이 우수하나 Y, Nd등의 합금 원소가 고가이고, Y, Zr 등의 합금 원소 첨가가 특별한 방법을 필요로 한다. 따라서, Mg-Zn-Cu계 합금이 현실적으로 광범위하게 적용되기에는 용이할 것으로 고려되므로 여기서는 Mg-Zn-Cu계 합금에 대해서 알아보기로 한다.

Mg에 Zn은 효과적인 강화 원소이나, 합금이 취성이 있으며, 이에 Zr을 첨가하면 연성이 향상될 수 있으나, Mg-Zn-Zr계 합금은 microshrinkage의 발생이 용이하며, 용접에 문제점이 있다. microshrinkage 및 용접의 문제는 rare earth metal이나 Th등을 첨가함에 의해 개선되어질 수 있으나, 경제성, 안전성 등을 고려할 때 문제점이 있어 왔다. 반면, Mg-Zn 이원계 합금에 Cu의 첨가는 합금의 연성을 향상시키며 열처리 특성이 타 합금에 비해 매우 우수하다.

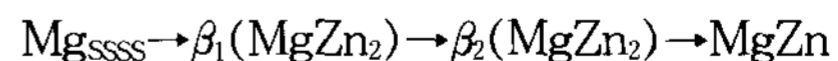
Mg-Zn합금에 Cu의 첨가 효과는 :

1) Mg-Zn합금에 Cu를 첨가하면 Cu양의 증가에 따라 고상선의 온도가 증가하게 된다. Cu첨가에 따른 고상선 온도의 증가는 Zn의 양이 8-10wt%로 증가되면 증가 속도가 둔해지게 된다. Cu첨가에 따른 고상선 온도의 증가에 의해 열처리시 용체화처리를 위한 온도 범위가 넓어질 수 있다.

2) Cu를 첨가함에 의해 결정립의 미세화가 이루어질 수 있다. Cu가 1wt%포함된 합금의 결정립 크기는 미세화 처리된 Mg-Al-Zn합금의 결정립과 거의 동등하다.

3) Mg-Zn이원계 합금의 경우, 결정립 주위나 수지상정 사이에 Mg-Zn화합물이 divorced eutectic형태로 존재하나 Cu의 첨가에 의해서 층상의 형태로 되며, diamond cubic구조를 가진 Mg(Cu, Zn)₂의 화합물이 존재하게 된다. 용체화처리에 의해서 이와같은 층상의 구조는 둥근 rod형태나 작은 platelet형태로 되며 이와같은 morphology변화는 합금의 연성 향상에 기여할 수 있다.

4) Mg-Zn-Cu합금에서 열처리시 나타나는 석출상은 needle형태와 plate형태가 있으며, 이와같은 형태의 석출 현상은 Mg-Zn이원계 합금의 경우와 동일하다. 즉,



으로 나타내질 수 있다. 최대 시효는 β_1 , β_2 석출상이 동시에 존재할 때 나타나며, Mn첨가에 의해서 시효현상이 안정화될 수 있으며, 과시효현상을 지연시킬 수 있다. 첨가 원소로는 Mn, Al, Si등이 열처리시 합금 특성에 영향을 주는 것으로 보고되어 있다. Mn은 합금의 항복 강도는 상당히 증가시키나 인장 강도 및 연신율은 오히려 저하시키는 효과가 있다. 특히, Mn첨가에 의해서

시효현상을 안정화시켜 과시효현상을 지연시킬 수 있다. Mg-Zn-Cu합금에 Al을 첨가하면 0.5wt% 정도의 소량을 첨가한 경우에도 고상선의 온도가 저하되기 때문에, 비교적 고온에서의 적절한 용체화 처리가 힘들게 된다. Si를 첨가하면, 0.2wt% 정도의 소량을 첨가한 경우에도 재료의 항복 강도를 저하시킨다.

위에 언급된 각 첨가원소의 영향을 토대로하여 가능한 합금 시스템으로는 강도가 효과적으로 높은 합금을 얻기 위해서는 Zn는 약 8.5wt%, Cu는 약 1.5wt% 정도의 합금이 고려되어질 수 있으며, 연성이 효과적으로 높은 합금을 위해서는 Zn는 약 8.5wt%, Cu는 약 1.5wt% 정도의 합금이 고려되어질 수 있으며, 연성이 효과적으로 높은 합금

을 위해서는 Zn는 약 6wt%, Cu는 약 2.5wt% 정도이 합금이 고려되어질 수 있다. Zn의 양이 증가함에 따라 높은 강도를 얻을 수 있는 반면, 용탕의 유동도가 저하되고 hot cracking 및 microshrinkage가 형성되기 쉬우므로, 이를 방지하기 위해서는 Zn의 양을 적절히 감소시켜야 한다. 따라서, 통상적인 주조법에 의해 사용되어지는 합금의 적절한 조성은 Zn 5.5-6.5wt%, Cu 2.4-3.0wt%, Mn 0.25-0.75wt%로 주어질 수 있다. 이 합금의 특성을 표 1-3에 나타냈으며, 전반적으로 Zr에 의해 미세화된 합금보다는 특성이 우수하지 못하나, Mg-Al-Zn계 합금보다는 특성이 우수함을 알 수 있다.

표 1. Mg-6Zn-2.5Cu 합금의 상온 인장특성

0.2% 항복강도(MPa)	130-160
인장강도	215-260
연신율(%)	3-8

* 열처리 조건 :

- 용체화처리(440°C에서 8시간)
- 수냉
- 시효처리(180-200°C, 10-24시간)

표 2. Mg-6Zn-2.5Cu 합금의 고온 인장특성

온도(°C)	0.2% 항복강도 (MPa)	인장강도 (MPa)	연신율(%)
20	158	242	4.5
100	141	215	9
150	134	179	14
200	118	142	11

* 열처리 조건 : 표 1과 동일

표 3. Mg-6Zn-2.5Cu 합금의 크립특성

시험온도(°C)	시 간	일정 크립 변형량에 도달하기 위한 응력(MPa)			
		0.1	0.2%	0.5%	1.0%
150	10	42	77	101	-
	100	37	73	100	-
	1000	27	61	91	-
200	10	-	62	-	-
	100	-	55	65	67
	1000	-	41	53	57

* 열처리 조건 : 표 1과 동일

3. 용탕 단조법에 의한 마그네시움 합금의 개발

용탕 단조법은 액상의 금속을 다이내에서 고압 하에서 응고시키는 방법으로 합금 용탕에 압력이 직접적으로 가해지며 응고가 되는 프로세스이다. 이 방법은 기존의 주조법에 압력이라는 변수를

도입한 것으로 생각할 수 있는데, 가압의 가장 큰 효과로는 용탕 응고시 과냉 현상을 들 수 있으며, 이는 두가지로 나누어 생각할 수 있다.

첫째는 금형과 주물의 접촉이 개선되어 열 전달 향상 효과에 따른 과냉 현상이다. 금형과 주물간의 열전달을 일반적으로 다음 식에 의해 나타낼 수 있다.

$$-K_S \frac{\partial T_S}{\partial X} = -K_M \frac{\partial T_M}{\partial X} = h(T_S - T_M)$$

K_S, K_M : 주물, 금형의 열전도도

h : 계면열전달 계수

위 식에서 용탕이 가압됨에 따라 금형-주물간의 열전달 계수가 증가하므로, 주물에서 금형으로의 열 전달이 빠르게 진행되어 급냉 효과를 얻을 수 있게 된다.

둘째로, 가압에 따라 용탕의 용점이 상승하여, 이 또한 과냉 효과를 나타낸다. 가압에 의한 용점 상승 효과는 아래의 Clausius-Clayperon 방정식을 보면, 쉽게 알 수 있다.

$$\frac{dQ}{dP} = \frac{T_f \Delta V}{H_m}$$

T_f : 용융 온도 ΔV : 용융시 부피 변화

H_m : 용융 잠열

예를 들어, 순수한 Mg의 경우 $dT/dP = 6.97 \times 10^{-3} (K/atm)$ 이다. 200기압을 가했을 때, 약 1.4K의 용점 상승 효과가 있다.

또한, 이러한 과냉 효과로 결정립 미세화 등이 촉진되며 재료의 특성을 향상시킬 수 있게 된다. 위의 과냉 효과외에 용탕 응고시 압력을 가함으로써 가스 및 응고시 수축에 의한 기공의 형성을 억제할 수 있으며, 이로 인해 치밀한 제품을 얻을 수 있다.

이와 같이 프로세스의 장점은 잘 알려져 있지만 마그네슘 합금의 경우 적절한 합금 설계가 이루어지지 않아, 다시 말하면 용탕 단조법의 특성을 최대한으로 살릴 수 있는 합금 시스템에 대한 연구가 잘 이루어져 있지 않음으로 해서 본격적인 상업화의 걸림돌이 되어 왔다. 용탕 단조시

가해지는 압력을 합금의 용점 및 용질 원소의 고용도에 영향을 미치므로, 이를 이용하면 보다 고특성의 합금을 용탕 단조법에 의해 제조할 수 있다. 예를 들어 Mg-Zn-Cu-Mn 합금은 열처리가 가능한 합금으로서 가공재의 경우에는 재료의 이방성이 심하게 나타나나, 용탕단조법에 의해 제조된 경우에는 등방성의 소재가 얻어질 수 있다. 표 4.에 가공재 및 용탕 단조재의 인장 특성을 비교하였다. 가공재의 경우 가공 방향과 가공 방향에 수직 방향의 인장 특성이 상당한 차이를 보이고 있음을 알 수 있다. 한가지 특이한 현상은 용탕 단조재의 연신율이 약 16%에 달해 가공재의 두배 이상을 나타내고 있는 점이다. 반면, 용탕 단조재의 인장 및 항복강도가 272 및 135Mpa로 가공재와 거의 유사한 것을 고려하면, 알루미늄 합금의 통상적인 석출 강화 합금과는 달리 마그네슘 합금의 경우 용탕 단조 공정에 의해서 특이한 현상이 나타났다고 할 수 있겠다. 또한 Mg-Zn 합금의 단점인 주조시의 균열 및 microporosity 발생 현상을 용탕 단조법에 의해 감

표 4. Mg-7Zn-1.5Mn 합금의 가공재와 용탕 단조재의 인장특성 비교

	인장강도 (MPa)	0.2% 항복강도 (MPa)	연신율 (%)
가공재 (가공방향)	372	360	6.7
가공재 (수직방향)	260	146	6.4
용탕단조재	272	135	16

표 5. Mg-Zn-Cu-Si 합금의 크립특성(150°C/100MPa)

조 성	일정 크립 변형량에 도달하기 위한 시간				
	0.1	0.2	0.3	0.4	0.5
Mg-9Zn-1Cu-1Si	0.15	0.47	1.3	3.3	6.0
Mg-12Zn-1Cu-1Si	0.25	5.6	17	36	70
Mg-12Zn-1Cu-1Si-0.3Ca	4	13	60	130	260
Mg-15Zn-1Cu-1Si	0.17	1.7	5.5	11	19

* 열처리조건 : 용체화처리(380°C에서 24시간
 - 수냉
 - 시효처리(180°C, 10시간)

소시킬 수 있다. 따라서 합금의 내열성 및 강도를 증가시키기 위해 용탕 건조법에 의해 합금을 제조하는 경우 내열성 및 강도를 증가시키기 위해 용탕 건조법에 의해 합금을 제조하는 경우 Zn의 양을 더욱 증가시킬 수 있게 된다. 표 5-7은 Mg-9%Zn-1%Cu-1%Si, Mg-12%Zn-1%Cu-1%Si, Mg-12%Zn-1%Cu-1%Si-0.3Ca, Mg-15%Zn-1%Cu-1%Si합금의 인장 특성 및 크립 특성을 비교

하고 있다. Zn의 양이 증가함에 따라 합금의 인장 강도는 증가하나 크립특성을 보면 Mg-12%Zn-1%Cu-1%Si 및 Mg-12%Zn-1%Cu-1%Si-0.3Ca의 합금이 가장 우수함을 알 수 있다. 위의 예에서 알 수 있는 바와 같이 용탕 건조의 특성을 이용함으로써 통상의 가공법이나 주조법으로는 얻을 수 없는 특성의 합금 설계가 가능하다.

표 6. Mg-Zn-Cu Si합금의 크립특성(180°C/50MPa)

조 성	일정 크립 변형량에 도달하기 위한 시간				
	0.1	0.2	0.3	0.4	0.5
Mg-6Zn-1Cu-1Si	0.3	5	20	62	150
Mg-9Zn-1Cu-1Si	0.7	9	36	110	260
Mg-12Zn-1Cu-1Si	15	150	430	1100	2400
Mg-12Zn-1Cu-1Si-0.3Ca	30	200	700	1700	3700
Mg-15Zn-1Cu-1Si	4	62	300	850	2000

* 열처리조건 : 표 5와 동일

표 7. Mg-Zn-Cu-Si 합금의 상온 인장특성

조 성	인장 특성		
	인장강도(MPa)	0.2% 항복강도(MPa)	연신율(%)
Mg-9Zn-1Cu-1Si	244	157	4
Mg-12Zn-1Cu-1Si	221	162	2.6
Mg-12Zn-1Cu-1Si-0.3Ca	239	201	2
Mg-15Zn-1Cu-1Si	238	213	<1

* 열처리 조건 : 표 5와 동일

표 8. Mg-Zn-Cu-Si 합금의 고온 인장특성

조 성	인장 특성		
	인장강도(MPa)	0.2% 항복강도(MPa)	연신율(%)
Mg-6Zn-1Cu-1Si	176	118	8.4
Mg-9Zn-1Cu-1Si	172	147	9.7
Mg-12Zn-1Cu-1Si	184	173	7.1
Mg-12Zn-1Cu-1Si-0.3Ca	196	186	8.7
Mg-15Zn-1Cu-1Si	203	176	9.5

* 열처리 조건 : 표 5와 동일

4. 결론

마그네시움 합금은 최근 경량 소재에 관한 인식이 증대되면서 큰 관심을 받는 합금계로서, 본

영향을 분석하고, 이를 바탕으로 하여 Mg-Zn계 합금의 설계를 용탕 건조법을 이용하여 행한 예를 설명하였다. 용탕 건조법은 통상의 주조법에

기술 해설에서는 마그네슘에 합금 원소의 첨가
 서 나타나는 기공, 수축공 등의 발생을 저지함으
 로써 합금 원소 선택의 폭이 넓어질 수 있으며
 이를 이용하여 고특성의 신합금 설계가 가능하
 다. 본 기술 해설에서 소개한 Mg-Zn-Cu계 합금
 의 경우와 같이 용탕 단조법을 이용한 합금설계
 가 계속됨으로써 고특성의 주조 제품을 생산할
 수 있게 될 것이며 이로 인해 소재의 경량화를
 이루어 나갈 수 있을 것이다.

참 고 문 헌

1. H. G. Paris and W. H. Hunt : Advances in Mag-
 nesium and Composites, 1988 publication of TMS
2. Magnesium Technology, Proceedings of London
 Conference, 1986 The Institute of Metals
3. D.R. Gaskell : Introduction To Metallurgical
 Thermodynamics McGRAW-Hill(1981) Ch5,6,7
4. '마그네슘 편람' 마그네슘위원회(1975) 일본
 경금속 협회
5. U. K. Patent 'GB 21969869'



제60회 국제주물회의(WFC)

(60th World Foundry Congress)

일 시 : 1993년 9월 26일 ~ 10월 1일
 장 소 : 네덜란드 헤이그
 일 정 : 9월 26일(일) 등록, 시내관광
 9월 27일(월) 개회식, 연구발표
 9월 28일(화) 연구발표, 비디오 프로그램
 9월 29일(수) 연구발표, 비디오 프로그램, 년차총회, 공식만찬
 9월 30일(목) Technical Forum, 폐회식
 10월 1일(금) 공장견학

참 가 비 : NLG 1,525(공장견학 포함)

* 자세한 내용이나 참가를 원하는 분은 학회로 연락바랍니다.