

## AZ91합금의 組織과 時效特性에 미치는 Ca 및 Si의 影響

지태구 · 김용규

홍익대학교 과학기술대학 금속공학과

### Effects of Ca, Si on the Microstructure and Aging Characteristic of AZ91 Alloy

T. G. Jhee and Y. K. Kim

Dept. of Metall. Eng. Hongik Univ. Jochiwon. ChungNam. Korea

**Abstract** The effects of calcium and silicon on microstructure and aging characteristics of AZ91 magnesium alloy during T5 treatment was investigated. The addition of 0.88% calcium or 0.25% silicon to AZ91 alloy made dendrite cell smaller. Especially, silicon is more effectively acted as refinement of the dendrite cell than calcium. It is due to that Mg<sub>2</sub>Si precipitated at the dendrite cell boundary or in the matrix during T5 treatment of Si added AZ91 alloy retarded the growth of the secondary phase. In the mean while, without inducing the precipitates containing calcium, calcium was segregated mainly around secondary phase such as Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> and partially dissolved in ternary eutectic (Mg-Al-Ca) structure. In the AZ91 alloy containing both silicon and calcium, more finely distributed Mg<sub>2</sub>Si in matrix homogeneously and much finer microstructure were obtained than those containing silicon or calcium. Hence, An AZ91 containing both silicon and calcium was more effective to retarding the growth of the secondary phase than the other AZ91 alloy such as AZ91 alloy containing silicon or AZ91 alloy containing calcium.

(Received September 26, 2002)

**Key words:** AZ91 alloy, Aging characteristic, Effect of Ca, Si

### 1. 서 론

마그네슘은 밀도가 1.74 g/cm<sup>3</sup> 정도이고, 현재 개발된 실용금속 중 경량의 금속으로서 비강도가 가장 높으며, 비탄성 계수, 진동 흡수성, 전자파에 대한 차폐성, 기계 가공성이 우수하여 우주항공, 특수 방산부품 등에 널리 이용이 되고 있다[1,2].

마그네슘 합금이 구조용 재료로 사용되는 경우는 대부분 다이캐스팅에 의한 주조제품이 많으며, 이 중에서 Mg-Al-Zn 합금계인 AZ91은 주조성이 양호하여 die cast에 의한 대량생산이 가능하다. Al과 Zn의 양이 많을수록 유동성이 우수해 치밀하고 정밀한 제품을 만들 수 있으나 Zn의 양이 1~8 wt%일 때는 액상선과 고상선이 넓어 열간 균열현상을 유발한다. 따라서 Zn양은 1%이하로 제한한다. Al은 양이 많을수록 보다 많은 β(Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>)상을 석출하여 강도는 증가하나 β상은 용점이 123°C로 사용 가능 온도가 낮다는 결점을 지니고 있다[3,4]. 이러한 석출물(β상)은 고온에서 입계를 약하게 하므로 creep저항을 감소시킨다. 또한 이 석출물(β상)은 취약하여 matrix

중에 미세하게 분산하게 되면 합금의 연성을 저하시킨다. 이와 같은 결점을 보완하기 위하여 AZ91 합금에 Mg 원자에 대해 원자 size factor가 20~40%인 Ca, Cu, Si 등 미량원소 첨가에 의한 합금설계와 조직 제어로 재질을 개선하고자 하는 연구가 되어왔다[3-7].

특히 Ca은 가공성을 향상시킬 목적으로 첨가효과에 대한 연구가 시작되었지만, 주조조직이 미세화되고 내식성 향상 및 고온강도의 증가를 기대할 수 있다고 보고되고 있다[11,12]. 또한 Mg-Al합금에서 주 강화상인 β상이 취약하여 기계적 성질에 한계가 있으므로 주조상태에서 Si의 첨가에 의해 새로운 강화상을 형성하여 합금의 강도 및 내열성을 향상시키려는 연구가 시도되고 있다[8-10]. 이들 Ca, Si원소는 강도를 증가시키는 원소로서 작용할 뿐만 아니라 고 용점, 고 경도의 금속간 화합물 및 분산물을 형성하여 분산강화를 일으키고 시효 특성을 향상시켜 주는 효과를 나타낼 것으로 판단되나, 이러한 원소들이 시효에 미치는 영향에 대해 명확하게 보고되어 있지 않다.

따라서 본 연구에서는 구조용 재료로 가장 많이 사용

Table 1. The chemical composition of AZ91 alloys (wt%)

Element Specimen	Al	Zn	Ca	Si	Mg
1	9.10	1.12	-	-	bal.
2	9.12	1.14	0.88	-	bal.
3	9.10	1.17	-	0.25	bal.
4	9.05	1.07	1.29	0.60	bal.

되고 있는 다이캐스팅용 합금인 AZ91에 Ca, Si 등을 미량 첨가하여 이들 원소들에 의한 시효특성을 조사하여 AZ91합금의 고온 특성에 관한 연구의 기초자료를 제시하고자 한다.

## 2. 실험 방법

시료는 고 순도의 AZ91, 10.5Si-Al 모합금, 16.2Ca-Mg 모합금을 사용하여 진공도  $10^{-2}$  Torr로 유지된 스텐레스강 관 내에서 용해하였다. 시편은 800°C에서 스텐레스강 관을 수냉하여 제조하였으며 이와 같이 제조된 시편의 화학조성은 Table 1에 나타내었다.

제조된 시료의 미세조직을 관찰하기 위하여 증류수 20 ml + 에탄올 20 ml + 인산 40 ml(1:1:2)용액으로

전해연마 한 후 광학현미경, 주사전자현미경을 이용하여 주조조직 및 시효처리후의 미세조직을 관찰하였으며 상 분석 및 첨가원소의 분산을 규명하기 위하여 EDS분석을 하였다.

제조된 각 시료의 열적 안정성에 따른 특성 변화를 관찰하기 위하여 150°C, 200°C, 300°C에서 10, 50, 100, 150, 200, 250, 300시간 동안 Ar가스 분위기의 전기로에서 시효처리를 하였다. 이때 로내 온도는  $\pm 3$  °C의 범위로 조절하였다.

주조상태에서 시료의 경도와 시효처리 후의 경도를 로크웰 경도기를 사용하여 F scale로 5회 측정하여 그 평균을 경도값으로 나타내었다.

주조상태와 시효처리 후에 형성된 상을 분석하기 위해 X선 회절기를 이용하였다. 이 때 주사범위는 20°~80°였으며 4°/min의 속도와 0.02° 간격을 유지하며 분석하였다.

## 3. 실험 결과

### 3.1. 주조조직

Fig. 1은 본 실험에서 제조된 AZ91합금들의 주조조직을 나타낸 주사전자현미경 사진이다. (a)는 AZ91의 주

조조직으로 초정  $\alpha$ 의 수지상 조직과 수지상 cell 사이에 공정화합물  $\beta$ 가 분포된 조직으로 전형적인 AZ91합금의 주조조직을 나타내었다. Mg고용체인 초정  $\alpha$ 상,  $\alpha$ 와의 화합물  $\beta$ 은 분리공정상(divorced eutectic)을 형성하고 있는데 공정내의 하얗게 보이는 부분이  $\beta$ 상이다. (b)는 AZ91합금에 0.88Ca를 첨가한 합금의 주조조직으로 초정  $\alpha$ 의 성장이 뚜렷하게 나타났으며 공정상은 조직전면

에 걸쳐 미세하게 분포되었다. 그리고 공정상은 (a)의 경우보다 미세하게 되었다. (c)는 AZ91합금에 0.25Si를 첨가한 시료의 주조조직이다. (b)의 경우와 같이 초정  $\alpha$ 와 공정상이 분포된 조직으로 초정  $\alpha$ 는 (b)의 경우보다 미세화 되었고  $\alpha$ 량이 증가 하였으며 공정상들도 더욱 미세하게 분포되었다. (d)는 Ag91합금에 Ca 및 Si를 함께 첨가한 경우로, AZ91에 Ca 이나 Si 만을 첨

Fig. 2. SEM micrograph, line scanning and dot mapping diagrams of AZ91 alloys: (a) AZ91; (b) AZ91-0.88Ca; (c) AZ91-1.29Ca-0.6Si.

가한 경우 보다는 더욱 미세해 졌으며 초정  $\alpha$ 가 더욱 많아지고 그에 따라 공정량이 감소되었다.

Fig. 2는 주조조직에서 첨가된 원소들의 분포를 알아보기 위한 EDS분석 결과로, AZ91에서 Al은 공정상에 주로 분포하고 Zn은  $\alpha$  및 공정상에 균일하게 분포하고 있음을 알 수 있다. AZ91에 Ca를 첨가한 (b)의 경우에 Ca는 주로 공정상 내에 분포하였다. AZ91에 Ca, Si를 함께 첨가한 (c)의 경우, Ca은 공정상에 분포하고 Si는  $\alpha$  matrix와 공정상 경계에 주로 분포하였다. 또한 AZ91에 Si만 첨가한 경우도 (c)에서의와 같이 Si는  $\alpha$ 내부와 공정상 경계에 주로 분포하였다

### 3.2. 시효거동

주조상태의 각 시료에 대하여 고온에서의 시효특성을 관찰하기 위해 150°C, 200°C, 250°C, 300°C에서 10~300시간까지 시효처리 하였다. Fig. 3은 각 온도에서 시효처리 시간에 따른 경도의 변화를 나타낸 것이다. (a)는 AZ91의 시효처리 결과로 150°C에서는 300시간까지의 시효처리에서도 경도값은 계속 증가하는 것으로

나타났으며, 200°C에서는 시효시간이 250시간에서 최고 경도값이 나타났다. 또한 250°C에서는 시효시간이 150시간 정도에서 최고 경도값이 나타났으며, 300°C에서는 최고 경도값이 시효처리 10시간에서 나타났다. 즉 시효 온도의 증가에 따라 시효속도가 증가한 반면에 최고 경도값은 감소하였다. (b)는 300°C에서는 50시간에 최고 경도값이 얻어졌다. 또한 (a)에 비하여 최고 경도값이 약간 증가하는 경향을 보였다. (c)는 Si가 첨가된 경우로 역시 150°C에서는 최고 경도가 나타나지 않았으며 200°C에서는 200시간, 250°C에서는 150시간에 그리고 300°C에서는 50시간에 최고 경도값이 나타났다. (d)의 Ca, Si가 첨가된 경우, 150°C에서는 (a), (b), (c)와 같은 경향을 나타내었다. 200°C에서는 250시간에서, 250°C에서는 200시간에 최고 경도값이 얻어졌으며, 300°C에서는 100시간에서 최고 경도값을 나타냈다. 최고 시효경도값은 AZ91, AZ91 + Si, AZ91 + Ca, AZ91 + Ca + Si의 순으로 증가하는 경향을 보였다. 그리고 각 시료에 대한 시효속도는 AZ91이 가장 빨랐으며 AZ91 + Si, AZ91 + Ca, AZ91 + Ca + Si의 순으로 감소하였다.

Fig. 3. Age hardening curve of AZ91 alloys: (a) AZ91; (b) AZ91-0.88Ca; (c) AZ91-0.25Si; (d) AZ91-1.29Ca-0.6Si.

Fig. 4. Optical microstructures of AZ91 alloys after aging treatment at 300°C (a) AZ91; (b) AZ91-0.88Ca; (c) AZ91-0.25Si; (d) AZ91-0.6Si.

### 3.3. 시효조직

Fig. 4는 300°C에서 시효처리 시 가장 높은 경도를 나타냈을 때의 현미경 조직 사진이다. (a)는 AZ91을 300°C에서 10시간 시효처리 한 후의 조직이다. 이것은 주조상태와 비교하여 볼 때 시효처리 후 공정량이 감소하였고,  $\alpha$  영역에서 석출상을 관찰할 수 있다. (b)의 경우에는 AZ91에 Ca를 첨가한 시료를 300°C에서 50시간 석출 처리한 조직이다. 주조상태와 비교하여  $\alpha$ 양이 많아지고 미세해 졌음을 확인할 수 있으며, 공정의 양은 감소하였음을 알 수 있다. (c)의 경우는 Si를 첨가시료를 300°C에서 50시간 시효처리 한 조직으로 (b)의 경우에 비하여  $\alpha$ 양은 증가 하였으나 공정량은 감소되었고 조직이 미세해졌음을 관찰할 수 있다. 그리고  $\alpha$  내에는 시효처리에 의해 석출된 석출상이 미세하게 분포하였다. (d)는 Ca, Si를 첨가하여 300°C에서 100시간 시효처리한 조직이다. (b) 및 (c)의 경우보다도  $\alpha$ 양

은 더욱 증가하였으며 공정량의 감소에 따라 조직이 더욱더 미세해 졌음을 알 수 있다. 결과적으로 주조상태의 조직에 비해 시효조직은  $\alpha$ 내에 석출상이 분포하였고 공정량은 감소되었음을 알 수 있었다.

Fig. 5는 AZ91-0.88Ca 시료를 300°C 50시간 시효처리 후의 조직이다.  $\alpha$  matrix내에 공정상이 분해되어 석출된 상들이 분산되어 있음을 나타내고 있는데  $\alpha$ 내에 과포화 된 Al, Ca 등이  $\beta$ 화합물 형태로 석출된 것임을 알 수 있다.

## 4. 고 찰

### 4.1. 주조조직

일반적으로 AZ91합금의 주조조직은  $\alpha$ -Mg와  $\beta$ 의 공정조직이 나타난다. Fig. 1에서  $\beta$ 상의 공정조직은 비평형 응고로 생성된 것이다. 합금의 응고는 이상적인 평

Fig. 5. SEM micrograph and EDS analyses of AZ91-0.88Ca alloys after aging treatment at 300°C for 50 hr. (×500).

형응고와 비평형 응고로 나눌 수 있으며, 평형응고는 이상적으로 무한히 느리게 응고 시킴으로써 액상뿐만 아니라, 응고시 형성된 고상에서도 용질들의 충분한 확산이 일어나므로 평형 상태도에서 나타나는 고상선과 액상선의 조성을 따라 균질하게 응고하는 것을 말한다. 따라서  $\kappa$ (분배계수)가 1 이하이고, 최대 고용한 이하의 조성에서 합금을 평형응고시키면 공정조성을 가질 수 없다. 그러나 합금을 비평형 응고시킬 경우 즉, 실제 합금의 응고에서 나타나게 되는데, 합금을 분배계수가 1 보다 작아지게 되면 응고시 고상은 액상보다 더 순수해지고 고상은 용질을 내놓게 되어 액상의 조성은 그 온도에서의 조성보다 높아져, 용질들은 액상에서 완전히 혼합되지 않으므로 고액 계면에 축적된다. 이러한 과정들이 응고시 연속적으로 일어남으로 인해 액상은 용질의 양이 대단히 많아지게 되어 공정조성까지 도달할 수 있으며, Fig. 1의 주조조직에서 보듯이 최종 응고부에서는  $\alpha + \beta$ 의 공정조직을 형성하고 응고가 완료된다. 따라서 용질인 Al은 dendrite cell 경계부분에 높게 나타난다. Mg-Al 및 Mg-Zn 2원계 상태도에 의해 구한 평형분배계수  $\kappa$ 는 0.33 및 0.15이다. 이에 따라 본 합금

Fig. 6. SEM micrograph and X-ray mappings of AZ91-0.88Ca alloys.

의 Al과 Zn농도를 구하면 3 w/o 및 0.12 w/o 이다. 그러나 본 합금은 급냉응고로 인해 초정  $\alpha$ 는 평형분배계수에 의해 구한 용질농도가 공정조성 이상으로 되어 비평형 공정상이 생기게 된다. 그리고 빠른 냉각으로 인해  $\alpha$ 내에서 용질은 어느 정도 과포화 되고  $\beta$ 상 석출물은 나타나지 않는다. 따라서 Fig. 1의 조직은 용질이 어느 정도 과포화된 초정  $\alpha$ 와 비평형 공정조직을 나타내고 있다. 그리하여 결국 Fig. 2의 경우와 같이 Al은 대부분 공정상내에 분포하게 되며 Ca는 공정부근에, Si는 주로  $\alpha$ 내에 분포하는 것이다.

Fig. 1(a)는 AZ91합금의 전형적인 주조조직으로 초정  $\alpha$  수지상 조직과 수지상 사이에 공정상이 분포한 것을 알 수 있으며, (b), (c)는  $\alpha$ 상의 성장이 뚜렷해져 공정상이 미세하게 분포하고 있는 것을 확인할 수 있었다. (d)의 경우는 Ca, Si원소가 함께 첨가된 경우로  $\alpha$ 상은 Si가 첨가된 것이 Ca가 첨가된 것보다도 조직은 더욱 미세하게 분포되었으며 공정상도 더욱 미세화되었다. 결과적으로 Fig. 1은 AZ91에 대해 응고과정에

Fig. 7. SEM micrograph and X-ray mappings of AZ91-1.29Ca-0.6Si alloy.

서 Ca, Si를 첨가함으로써 초정 $\alpha$ 의 급속한 성장을 가져오게 되고 결국 이러한  $\alpha$ 의 성장으로 인해 공정조직은 미세해지는 경향을 나타내고 있다. 이것은 용고과정에서 용질량의 증가로 냉각 중에 액상중의 용질 농도가 빠르게 공정조성에 도달 하였기 때문에 공정상의 양이 증가하였으며 조직도 더욱 미세하게 된 것이라 생각할 수 있다.

한편 Ca이 첨가된 경우, 순수한 AZ91합금과 AZ91에 Si가 첨가된 경우와는 다르게 층상의 조직이 나타났다. 이 층상조직을 EDS분석 한 결과 3원 공정형태로 추정된다. 또한 미량 고용원소로 첨가된 Ca, Si는 Fig. 7과 Fig. 8에서와 같이 dendrite cell 내부와 경계에 분포하는 것으로 나타났다. 이 때 Si는 Mg와 급속한 화합물을 형성하여  $Mg_2Si$ 의 형태로 결정입계 주변에서 관찰되었으며 Ca는 Mg, Al과 함께 3원 공정형태로 존재하는 것으로 판단된다.

#### 4.2. 시효조직

Fig. 4는 AZ91 합금을 300°C에서 시효처리한 조직으로  $\alpha$ 영역에서 미세한 석출상이 관찰되었으며 주조상태의 조직(Fig. 1)과 비교해 보면 공정량이 감소하고 있음을 알 수 있다. 이것은 급랭된 주조상태에서  $\alpha$ 내에 과포화된 용질이 시효과정에  $\beta$ 상으로 석출되고 또 비평형 공정이 평형  $\alpha$ 상으로 분해된 때문이다. 따라서 시효가 진행됨에 따라  $\alpha$ 내에 석출상은 증가하며 공정상은 감소되며, 분해된 공정상에서는 첨가한 용질농도가 높기 때문에 새로운 석출상이 생성된다. (a)의 AZ91의 경우에는 시효에 따라서  $\alpha$ 내에서 석출물은 생성하였으나, 공정상 분해에 의한 석출상은 나타나지 않았다. (b)의 경우는  $\alpha$ 내에서 Al, Ca원소가 공정상으로 석출하였고, (c)의 경우에는  $Mg_2Si$ 가 석출되었다. (d)의 경우에는 Al, Ca원소가 공정상과  $Mg_2Si$ 의 석출물이 함께 존재하였으며 이에 따른  $\alpha$ 내에서의 석출상의 양은 AZ91, AZ91-0.88Ca, AZ91-0.25Si, AZ91-1.29Ca-0.63Si 순으로 증가하였다. 아울러 공정상이 분해됨으로 인하여 공정량은 AZ91-1.29Ca-0.63Si, AZ91-0.25Si, AZ91-0.88Ca,

AZ91 순으로 감소하였음을 확인할 수 있었다.

한편 Al 합금에 Ca를 첨가하면 Al과 결합하여  $Al_2Ca$ 의 화합물을 형성한다고 보고된바 있으나<sup>13)</sup> 본 연구에서 확인 할 수 없었다. 또한 본 연구에서는 Ca이 첨가됨으로 인하여 Si화합물이 미세화 되는 경향을 알 수 있었다. 그리고 Fig.4의 (c), (d)에서 석출된 Si는  $Mg_2Si$ 의 화합물 형태로 존재하고 있음을 Fig. 7에서 확인 할 수 있었으며 이 때 시효처리 후 석출된  $Mg_2Si$  화합물은  $\alpha$  matrix 내의 입계 부근에서 존재하면서 grain boundary 성장을 억제시켜 시효특성을 향상시켜 주는 것으로 생각 할 수 있다.

### 4.3. 시효거동

각 시료의 주조상태에서의 초기 경도값은 Fig. 3에서와 같이 AZ91, AZ91 + Ca, AZ91 + Si, AZ91 + Ca + Si 순으로 증가하였다. 이와 같이 주조상태에서 용질 원소 Si가 Ca보다 경도값이 높은 것은 Si의 첨가량은 비록 적지만 입계 주변에  $Mg_2Si$ 가 생성되어 결정립 미세화에 기여하였기 때문이라고 생각된다. 일반적으로 시효 거동은 시효온도의 증가로 시효속도가 증가하여 최고 경도가 나타나는 시간이 감소하며 최고 경도도 감소한다. 이러한 경향은 본 실험에서도 확인이 되었다. Fig. 3에서 온도에 따른 각 합금의 시효특성을 보면 150°C에서는 시편 모두가 최고 경도가 나타나지 않는 것으로 보아 시효가 계속 진행되고 있는 것으로 생각된다. 주조상태에서 Si가 첨가된 시료의 경도값 보다 시효가 진행됨에 따라 Ca를 첨가한 시료의 경도가 더 높게 나타났다. 200°C에서는 150°C에서와 마찬가지로 Ca를 첨가된 합금의 경도값이 높은 경향을 나타내고 있으며, 250°C에서도 전반적으로 200°C에서와 같은 경향이 나타났다. 300°C에서는 전체적으로 온도가 높아짐에 따라 시효시간은 단축되고 경도값은 낮아지는 경향을 나타냈다. 이와 같이 Ca가 첨가되므로 인해 온도가 높아지면 Si보다 경도값이 높은 것은 Si의 첨가량이 상대적으로 적으므로 인해 석출물의 양이 적었기 때문으로 사료되며 결국 이러한 현상은 Ca와 Si의 용질량의 차이때문으로 생각된다. 각각의 시료조건에서 경도 값은 AZ91, AZ91 + Si, AZ91 + Ca, AZ91 + Ca + Si 순으로 증가하는 경향을 나타냈다. 이러한 경향은 앞에서 설명한 바와 같이 시효가 진행됨에 따라  $\alpha$ 내에서  $\beta$ 석출물이 생겨 시효경화가 일어나기 때문인 것으로 판단된다. 여기서 AZ91의 경우가 경도값이 가장 낮은 것은

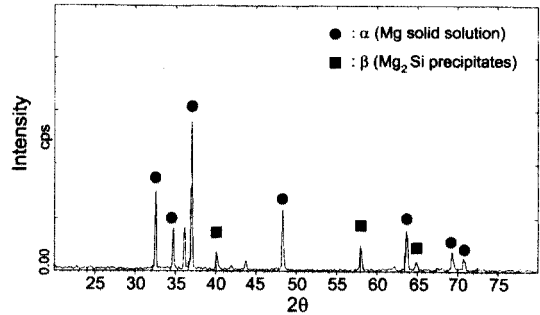


Fig. 8. XRD analysis of AZ91-1.29Ca-0.6Si alloy.

$\alpha$ 내에  $\beta$ 의 공정상이 형성되지 않았기 때문에 시효속도가 커지고 경도값은 낮게 나타나는 것으로 보인다. 한편 공정 내에 함유된 경우의 Ca, Si 원소들은 공정상이 분해되면서 석출물을 형성하는데 Ca+Si가 첨가된 경우의 Ca는  $Mg_2Si$ 를 미세하게 분산시키는 효과가 있는 것으로 생각된다.

결과적으로 Fig. 3에서와 같이 300°C에서 100시간 시효처리 시 AZ91, AZ91 + Si, AZ91 + Ca, AZ91 + Ca + Si 순으로 시효속도가 감소하는 것은 고온에서 상의 안정성이 증가되는 것으로 판단된다.

## 5. 결 론

AZ91에 Ca, Si, Ca + Si를 첨가하여 주조조직의 시효특성을 검토한 결과 다음과 같은 결과를 얻었다.

1. AZ91 합금에 Ca, Si의 용질 원소를 첨가함으로써 기존의 AZ91합금보다 미세한 주조조직을 얻을 수 있었으며, 결정립 미세화 효과는 Ca 보다 Si가 더 크게 나타났다. 또한 Ca, Si를 함께 첨가한 경우에는 Ca가 Si 화합물을 미세하게 분산시켜 더욱 미세한 조직을 얻을 수 있었다
2. AZ91 합금에 Ca를 첨가할 경우 Ca는 Mg, Al공정화합물 상태의 층상(pearlite상)으로 분포하였으며 다른 원소들과 화합물을 형성하지 않았다.
3. AZ91 합금에 Si를 첨가할 경우 주로 초정  $\alpha$ 내에 분포하였으며 일부는 dendrite경계에  $Mg_2Si$ 의 금속간 화합물로 정출되었다.
4. AZ91 합금에 Ca 및 Si를 첨가한 합금은 시효특성을 증가시키며 AZ91 비하여 300°C의 고온에서 시효특성이 뚜렷하게 나타남을 알 수 있었으며 Si 보다는 Ca가 더 큰 효과를 나타내었다.



### 참고문헌

1. A. Yuasa, S. Matsui, S. Kamado, Y. Kojima: J. of Light Metals, (1994), 9.
2. D. J Grebetz: SAE Technical paper No.930417.
3. J. C Sakkinen: SAE Technical paper No.940779.
4. M. C Kang, S. H Kim, H. Y Jung: Korean. J. of Mat. Res, 2(6), (1992), 389.
5. M. C Kang, C. H joo and I. B. Kim: Proceeding of the 3th IUMRS-ICA, Vol. 1, Seoul, Korea, (1996), 327.
6. B. A Mikucki and J. D Shearouse: SAE Technical paper No.930754.
7. F. Klein: Proceedings of 51st International Magnesium Association, Berlin, (1994), 35.
8. I. S Cho, K. B Kim, Y. J Kim: J. Korean Inst. Metals. & Mat, 9(2), (1996), 99.
9. I. J Plomear: Mater. Sci. and Tech, 10, (1994) 1.
10. Eberhard E. Schmid, Kersten von Oldenburg and G. Frommeyer: Z. Metal, 81, (1990), 809.
11. J. J Kim, D. H Kim, S. J Park: J. Korean Inst. Metals. & Mat, 34, (1996), 1558.
12. A. Luo, J. I.Nakasugawa and J. Ploured: JOM, July, (1995), 28.
13. Lorimer, G. W: Proc. Intern. On Magnesium Technology, Inst of Metals, (1986), 47.