

|||||||  
論 文  
|||||||

## 중력주조 AM60 마그네슘 합금의 강화 거동에 미치는 Si 및 Ca 첨가영향

김재우 · 김도향 · 신광선\*

### Effect of Si and Ca Addition on the Strengthening Behavior of Gravity-cast AM60 Magnesium Alloys

Jae-Woo Kim, Do-Hyang Kim and Kwang-Seon Shin\*

#### Abstract

Effects of Si and Ca additions on the mechanical properties of AM60 based Mg alloys have been investigated. Hardness of the AM60 based Mg alloys reached a maximum value after aging for approximately 33 hours but the amount of hardness increase was negligible. The poor age hardening response of the alloys was due to low Al content, which implies that Al content must be >6 wt.% to observe age hardening effect. The tensile and yield strength increased with increasing Al, Si, and Ca content but elongation decreased with increasing Al and Si content. The best mechanical properties obtained in AM 40-2.5Si-0.2Ca alloy after T4 heat treatment were as follows; tensile strength 193.4 MPa, yield strength 79.2 MPa, and elongation 11.2%. High temperature property obtained from creep test was also improved by introducing Mg<sub>2</sub>Si which has high hardness, high melting temperature and low thermal expansion coefficient. (Received February 6, 1998)

#### 1. 서 론

최근 환경 및 에너지 문제 등에 대한 관심이 고조되면서 경량합금의 개발은 점차 그 중요성을 더해가고 있으며, 이에따라 종래에 내식성, 가격 등의 문제 때문에 제한적으로 사용되어졌던 Mg 계 합금의 개발이 본격적으로 진행되고 있는 추세이다[1-3]. 이러한 추세를 감안하여, 선행되어진 연구를 통해, 고강도 고인성 Mg 합금의 개발을 목표로 상용 Mg 합금 가운데 하나인 AM60 Mg 합금을 이용한 새로운 합금설계를 행하였으며, 본 연구에서 제조되어진 합금의 미세조직 및 열처리에 따른 상변화는 앞서 보고되어진 바 있다[4]. 상용 AM60 Mg 합금의 경우 종래의 AZ91 Mg 합금에 비해 Al 함량이 줄어 취약한 Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>상이 감소함으로써 연성은 다소 증가되나 상대적으로 강도가 감소된다는 한계를 가져왔다[5-8]. 이에 기존 AM60 Mg 합금의 연성을 보다 증가시키고자 Al의 첨가량에 변화를

주었으며 이로인한 강도의 상대적인 감소를 보완하고자 Si 첨가에 의한 새로운 강화상의 형성을 꾀하였다[4]. 한편, Si 첨가로 인하여 생성된 Mg<sub>2</sub>Si상은 고용점, 저밀도, 고경도 등의 특징과 함께 낮은 열팽창 계수를 지니고 있어, 연질의 기지내에 미세하게 분포시킴으로써 여러 가지의 기계적 특성 및 고온특성을 높일 수 있다. 특히 Mg<sub>2</sub>Si상의 효과적인 제어를 통해 보다 우수한 기계적 성질을 도모하고자 새로운 첨가원소인 Ca을 첨가하였으며, Ca의 첨가여부에 따른 미세조직 변화를 규명하였다. 본 연구에서는 이와 같이 설계된 합금의 경도, 인장강도, 크립특성 등 기계적 특성을 규명하고자 하였다.

#### 2. 실험방법

본 연구에서는 AM60 합금 조성을 기본으로 목표조성의 합금화시 합금화의 용이성 및 불순물 용입을 최

연세대학교 금속공학과(Dept. of Metallurgical Eng., Yonsei University)

\*서울대학교 재료공학부 및 항공재료연구센터(School of Materials Science and Engineering, Seoul National University & Jointly Appointed at the Center for Advanced Aerospace Materials)

Table 1. Nominal compositions of Mg alloys

Alloy	Nominal compositions (wt.%)				
	Al	Mn	Si	Ca	Mg
AM60	5.9	0.29			balance
AM60+1Si+0.2Ca	6.3	0.29	1.0	0.2	
AM60+1Si	6.3	0.16	1.0		
AM60+2.5Si+0.2Ca	7.2	0.29	2.4	0.2	
AM40+2.5Si+0.2Ca	5.0	0.25	2.1	0.4	
AM20+2.5Si+0.2Ca	3.8	0.2	2.0	0.5	
AM20+1Si+0.2Ca	2.6	0.25	1.0	0.2	

대한 막기 위하여 고순도 Al-Si, Al-Mn, Si-Ca 합금 등을 사용하였으며, CO<sub>2</sub> 및 SF<sub>6</sub> 가스를 이용한 분위기 하에서 저탄소 강제 몰드를 사용하여 중력주조하였다. 이와 같은 방법으로 제조된 모합금의 조성은 Table 1과 같다.

본 실험에서 제조된 시편의 미세조직을 관찰하기 위하여 Nital(증류수 100 ml+nitric acid 3 ml)로 에칭한 후 광학현미경을 이용하였다.

열처리에 따른 재료의 경도변화를 확인하기 위하여 용체화 처리 및 각각의 시효시간에 대한 경도값을 Vickers 경도기를 이용하여 하중 5 kg하에서 측정하였다.

제조된 합금의 기계적 특성을 평가하기 위하여 인

장시험과 크립시험을 행하였으며, 시험하기 전 미세한 노치로 인한 영향을 줄이기 위해 1000 grid 연마지로 연마하였다. 인장시험은 Instron(Model No. 5565)을 사용하였으며 상온에서 2 mm/min의 변형속도 조건으로 행하였고, 크립시험은 Constant load creep rupture tester를 사용하였으며 이때 온도는 200°C, 하중은 50 MPa로 고정하였다.

### 3. 실험결과

#### 3.1 Ca 및 Si 첨가에 의한 조직 미세화

Fig. 1은 본 연구에서 제조된 AM60, AM60-1Si-0.2Ca, AM60-1Si, AM60-2.5Si-0.2Ca, AM40-2.5Si-0.2Ca, AM20-2.5Si-0.2Ca 합금의 광학현미경에 의한 주조 후 미세조직을 보여주고 있다. Fig. 1(a)에서 볼 수 있듯이, AM60 Mg 합금의 주조 후 미세 조직은 α-Mg 수지상과 Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 제2응고상으로 이루어져 있다. 또한, Fig. 1(b)~(f)에서 보듯이 Si의 첨가와 더불어 Mg<sub>2</sub>Si상이 형성되는 것을 관찰할 수 있으며, 이러한 Mg<sub>2</sub>Si상은 Si의 함량에 따라 Si의 함량이 약 2 wt.% 이하이면 chinese script 형태 그리고 Si의 함량이 약 2 wt.% 이상이면 polygon 형태의 두 가지 형태로 존재하는 것을 확인할 수 있다. Fig. 1(b)와 (d)에 chinese script 형태,

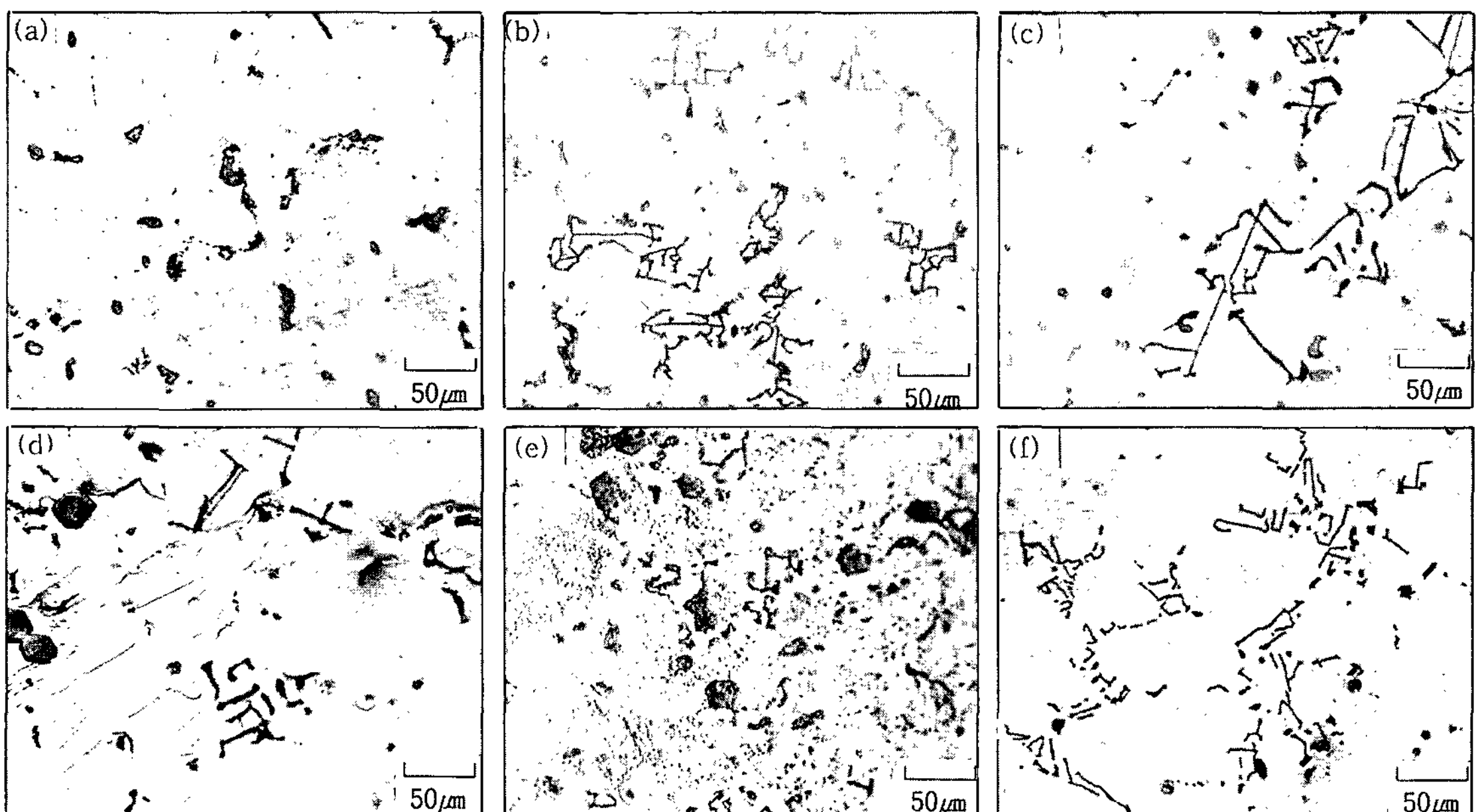


Fig. 1. Optical microstructures of as-cast Mg alloys: (a) AM60; (b) AM60-1Si-0.2Ca; (c) AM60-1Si; (d) AM60-2.5Si-0.2Ca; (e) AM40-2.5Si-0.2Ca and (f) AM20-2.5Si-0.2Ca.

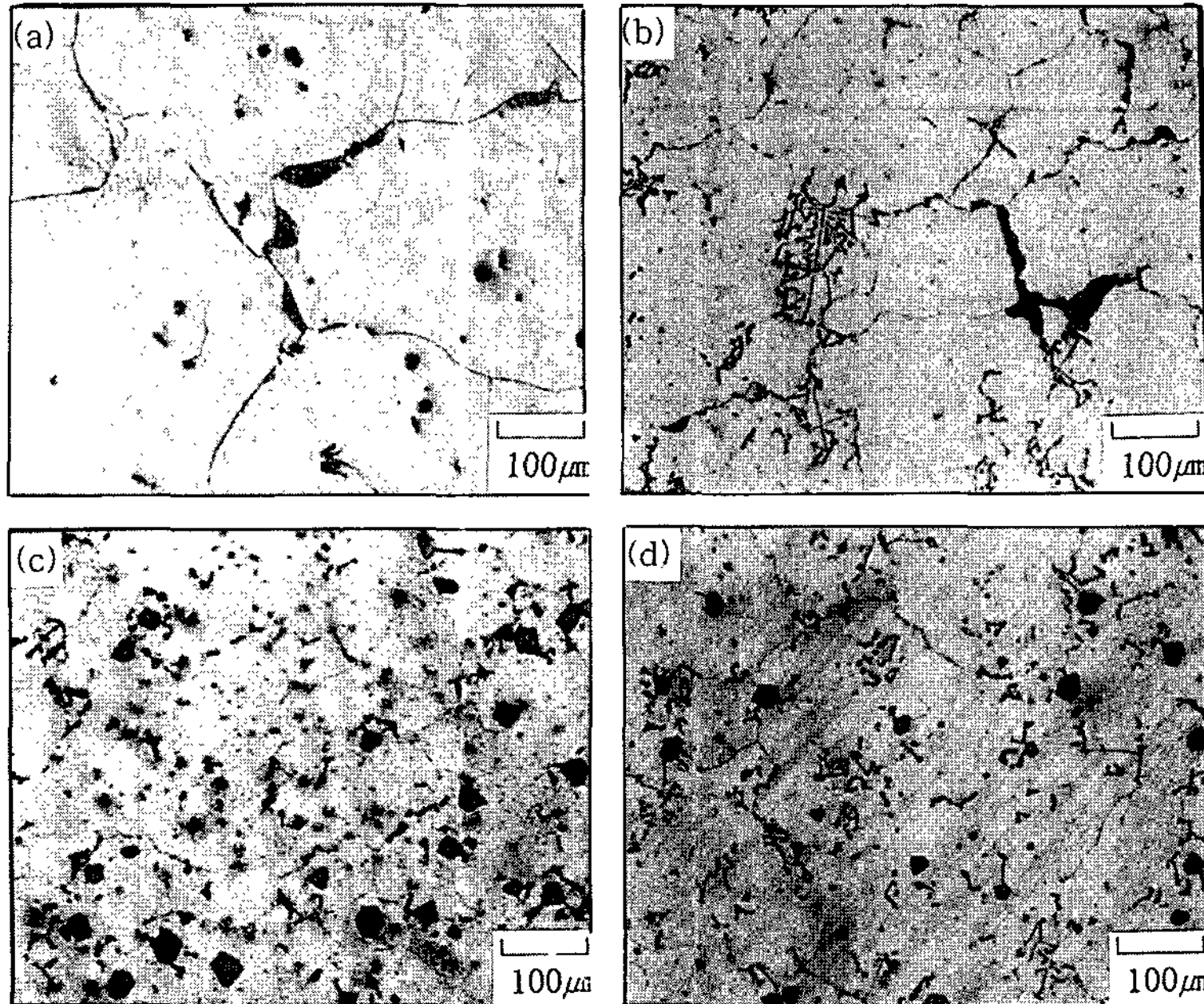


Fig. 2. Optical microstructures of Mg alloys aged at 170°C for 33 hours after solution treatment at 410°C for 13 hours: (a) AM60; (b) AM60-1Si-0.2Ca; (c) AM60-2.5Si-0.2Ca and (d) AM40-2.5Si-0.2Ca.

그리고 polygon 형태의  $Mg_2Si$ 상을 각각 화살표로 표시하였다. 한편, Fig. 1(f)에서 보듯이, Si 함량에 의해 구분되었던  $Mg_2Si$ 상의 형태가 Al 함유량에 의해서도 영향을 받는 것을 살펴 볼 수 있다. 즉, Si 함량이 2 wt.%를 넘더라도 첨가된 Al 함량이 줄어들 경우에는 chinese script 형태의  $Mg_2Si$ 상만이 지배적으로 나타나는 것을 관찰할 수 있다[4].

Fig. 1(b)와 (c)는 각각 Ca이 첨가된 AM60-1Si-0.2Ca 합금과 Ca이 첨가되지 않은 AM60-1Si 합금의 광학 현미경에 의한 주조 후 미세조직을 보여주고 있다. 그림에서 보듯이, Ca이 첨가되었던 경우에  $Mg_2Si$ 상이 보다 미세하게, 즉  $\alpha$ -Mg/ $Mg_2Si$  공정 조직의 크기가 약 15  $\mu m$  정도의 크기로 분산되어져 있음을 확인할 수 있다.

Fig. 2는 AM60, AM60-1Si-0.2Ca, AM60-2.5Si-0.2Ca, AM40-2.5Si-0.2Ca 합금을 410°C에서 13시간 용체화 처리한 후, 170°C에서 33시간 시효처리했을 때 광학현미경에 의해 관찰된 조직을 보여주고 있다. Fig. 2(a)에서 보듯이, 용체화 처리와 함께 입내로 고용된 [4]  $Mg_{17}Al_{12}$ 상은 적은 양이지만 시효 처리와 더불어 입계에 노듈형태로 불연속 석출되어지는 것을 확인할 수 있으며, Fig. 2(a), (d)에서 보듯이 이러한 불연속 석출상의 면적분율은 Al 함량의 감소와 더불어 감소

되어 Al 함량이 4 wt.% 이하인 경우에는 거의 형성되지 않음을 확인할 수 있다. 한편, Fig. 2(b)~(d)로부터, Si 첨가에 의해 형성된  $Mg_2Si$ 상은 용체화 처리 및 시효처리와 같은 열처리 후에도 아무런 변화없이 안정하게 존재하고 있음을 확인할 수 있다.

Table 2는 각 합금을 410°C에서 13시간 용체화 처리한 후, 170°C에서 33시간 시효처리했을 때의 결정립 크기를 비교하여 보여주고 있다. 그림에서 보듯이, Si을 첨가한 경우, 본 연구에서 설정한 용해조건을 따라 제조된 AM60 합금에 비해, 결정립 크기가 25~45% 가량 감소된 것을 확인할 수 있다.

### 3.2 경도 측정

Fig. 3은 본 연구에서 제조된 AM60, AM60-1Si-0.2-

Table 2. Comparison of grain size of Mg alloys after aging for 33 hours

Alloy	Grain size ( $\mu m$ )
AM60	237
AM60-1Si-0.2Ca	125
AM60-1Si	194
AM60-2.5Si-0.2Ca	157
AM40-2.5Si-0.2Ca	140

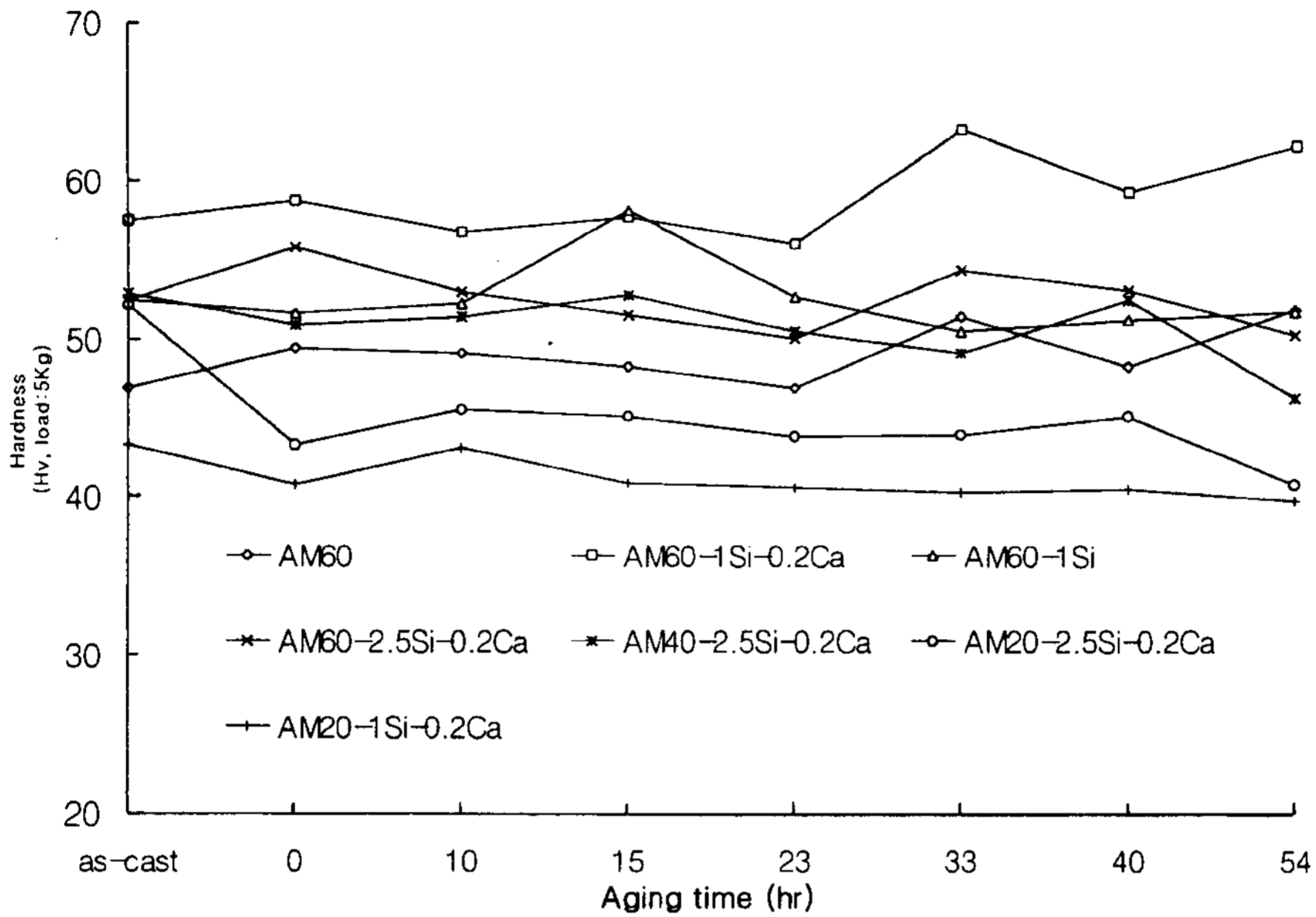


Fig. 3. Variation of hardness during aging at 170°C after solution treatment at 410°C for 13 hours.

Ca, AM60-1Si, AM60-2.5Si-0.2Ca, AM40-2.5Si-0.2Ca, AM20-2.5Si-0.2Ca, AM20-1Si-0.2Ca 합금을 410°C에서 13시간 용체화 처리한 후, 170°C에서 각각 10, 15, 23, 33, 40, 54시간 시효 처리하였을 때 나타나는 경도값의 변화를 보여주고 있다. 그림에서 보여지듯이 시효 시간에 따른 경도값의 변화는 거의 없지만, 대략 33시간을 기점으로 peak aging이 얻어진 후 일정한 경도값이 유지되는 것을 확인할 수 있다. 또한 Al, Si, Ca 함량의 증가와 더불어 전체적인 경도값이 증가되어지는 것을 살펴볼 수 있다. 예를들어 AM60-1Si-0.2Ca 합금은 AM20-1Si-0.2Ca 합금에 비해 경도가 약 30% 증가되며, AM20-2.5Si-0.2Ca 합금은 AM20-1Si-0.2Ca 합금에 비해 경도가 약 10% 증가되었다.

Fig. 4는 AM60, AM60-1Si-0.2Ca, AM20-2.5Si-0.2Ca 합금을 410°C에서 13시간 용체화 처리 한 후, 190°C에서 각각 10, 15, 23, 33, 40, 54시간 시효 처리하였을 때 나타나는 경도값의 변화를 보여주고 있다. 앞서 Fig. 3에 주어진 결과와 마찬가지로 경도값은 시효 시간에 걸쳐 큰 변화없이 거의 일정하게 유지되는 것을 확인할 수 있다. 다만, AM60-1Si-0.2Ca 합금은 AM60 합금에 비해서, 또 AM60 합금은 AM20-2.5Si-0.2Ca 합금에 비해서 각각 10% 가량 경도가 증가함을 확인할 수 있다.

### 3.3 기계적 특성

Fig. 5는 본 연구에서 제조되어진 AM60, AM60-1Si-0.2Ca, AM60-1Si, AM60-2.5Si-0.2Ca, AM40-2.5Si-0.2Ca 합금의 주조 후 상태에서 얻어진 인장강도와 항복강도, 연신율을 각각 비교하여 보여주고 있다. 먼저, 인장강도는 그림에서 보듯이 Si이 1~2.5 wt.% 첨가되어짐에 따라 제조되어진 AM60 합금에 비해 약 5~20% 가량 증가되어지는 것을 살펴볼 수 있으며, AM40-2.5Si-0.2Ca 합금에서 178.3 MPa로 가장 높은 값이 얻어짐을 확인할 수 있다. 항복강도 역시 Si 함량의 증가와 함께 증가되는 경향이 있음을 살펴볼 수 있으며, Si이 1~2.5 wt.% 첨가되어짐에 따라 제조되어진 AM60 합금에 비해 약 60% 가량 항복강도값이 증가됨을 확인할 수 있다. 항복강도 역시 AM40-2.5Si-0.2Ca 합금에서 95.5 MPa로 가장 높은 값이 얻어졌다. 한편, 연신율은 인장강도 및 항복강도와는 달리 Si 함량의 증가와 함께 전체적으로 감소되는 경향이 있음을 확인할 수 있다. 예를 들어, AM60 합금의 연신율은 8.5%, AM60-1Si 합금의 연신율은 3.8%로 얻어짐으로써 약 50% 가량 연신율이 감소함을 살펴볼 수 있다. 그러나 AM60-1Si 합금에 0.2wt.% Ca이 첨가되어진 경우에는 연신율 값이 6.3%로 증가되며, 이러한 연신율 값의 증가는 각각 7.1%, 8.8%의 연신율을 보이는 AM

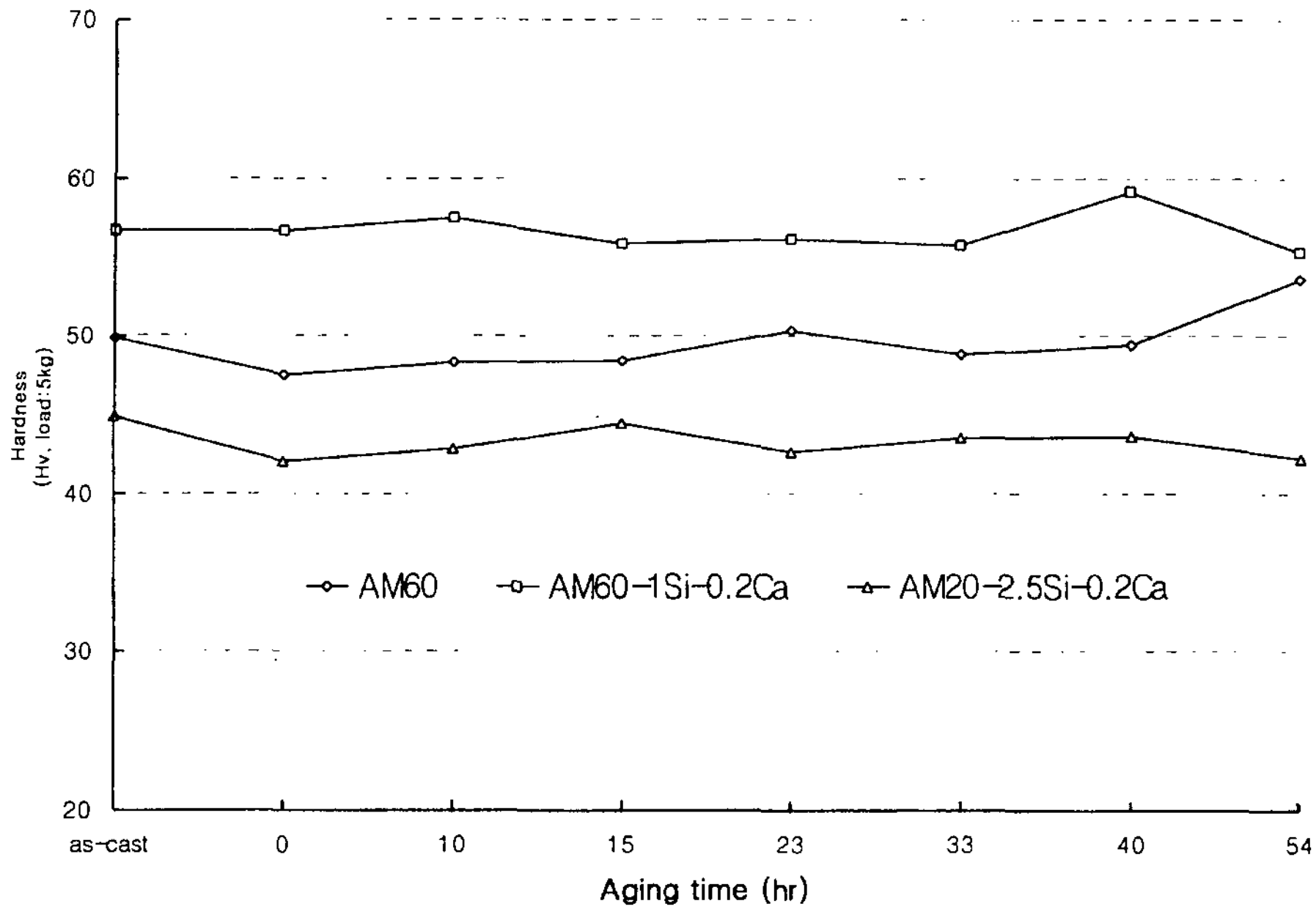


Fig. 4. Variation of hardness during aging at 190°C after solution treatment at 410°C for 13 hours.

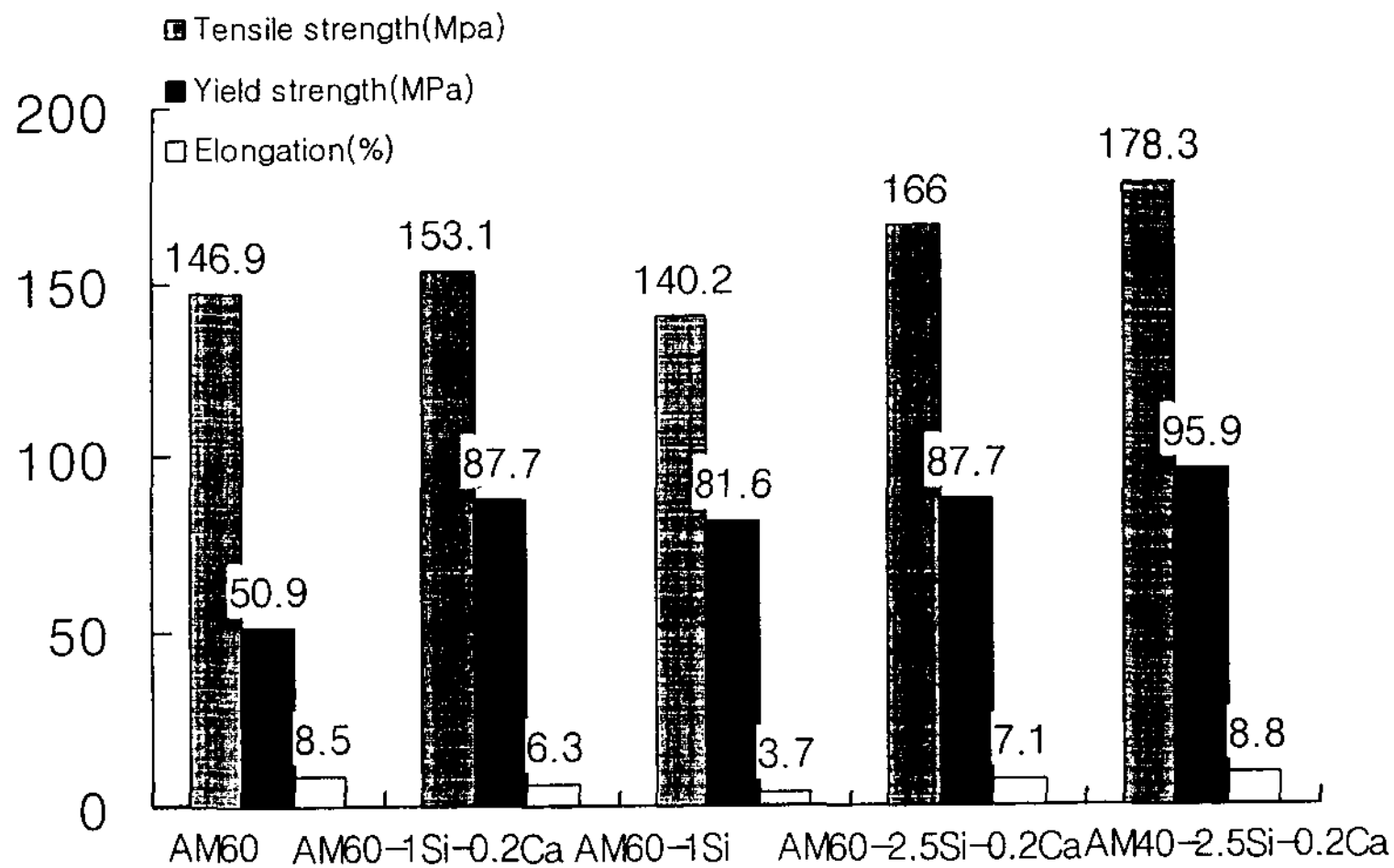


Fig. 5. Tensile properties of as-cast Mg alloys.

60-2.5Si-0.2Ca 합금과 AM40-2.5Si-0.2Ca 합금으로부터 살펴볼 수 있는 것처럼 Al 함량의 감소에 의해서도 나타남을 확인할 수 있다.

Fig. 6은 주조 후 상태에서 가장 우수한 기계적 특성을 나타낸 AM40-2.5Si-0.2Ca 합금의 주조 후 상태와, 410°C에서 13시간 용체화 처리 및 170°C에서 33시간 시효처리하였을 때의 인장강도, 항복강도, 연신율 값을 각각 비교하여 보여주고 있다. 우선 인장강도는 그림에서 보듯이, 용체화 처리와 함께 약 10%

증가되어지는 것을 확인할 수 있으며, 시효 처리 후에는 주조 후 상태에 비해 약 5% 가량 다시 감소함을 확인할 수 있다. 항복강도는 용체화 처리와 함께 약 15% 감소하며 시효 처리 후에는 용체화 처리 때와 거의 유사한 값을 보임을 확인할 수 있다. 한편, 연신율은 용체화 처리와 함께 8.8%에서 11.2%로 약 20% 가량 증가하지만, 시효 처리시에는 7.2%로 오히려 주조 후의 값에 비해서 약 20% 가량 감소됨을 살펴볼 수 있다.



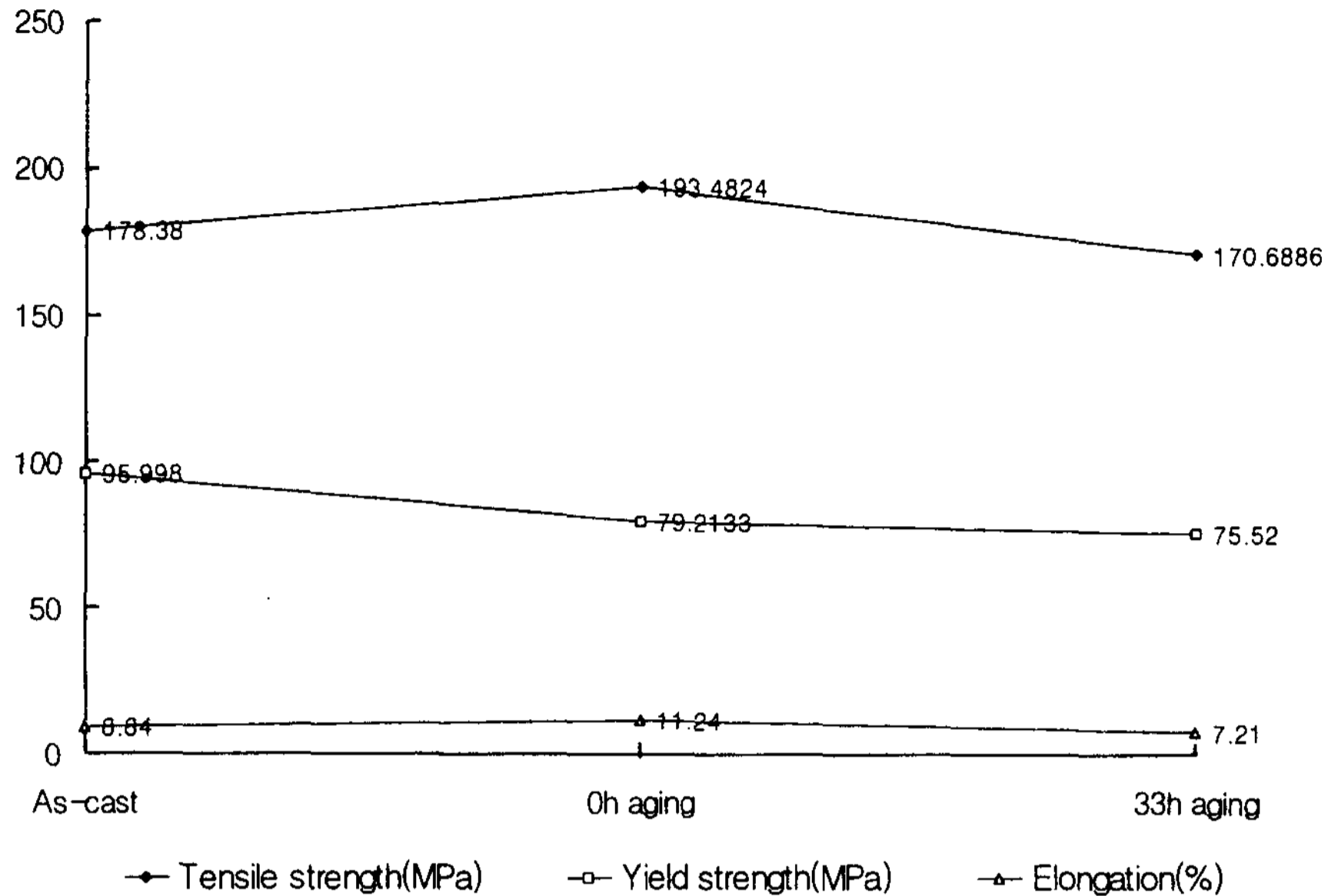


Fig. 6. Variation of tensile properties with heat treatment in AM40-2.5Si-0.2Ca.

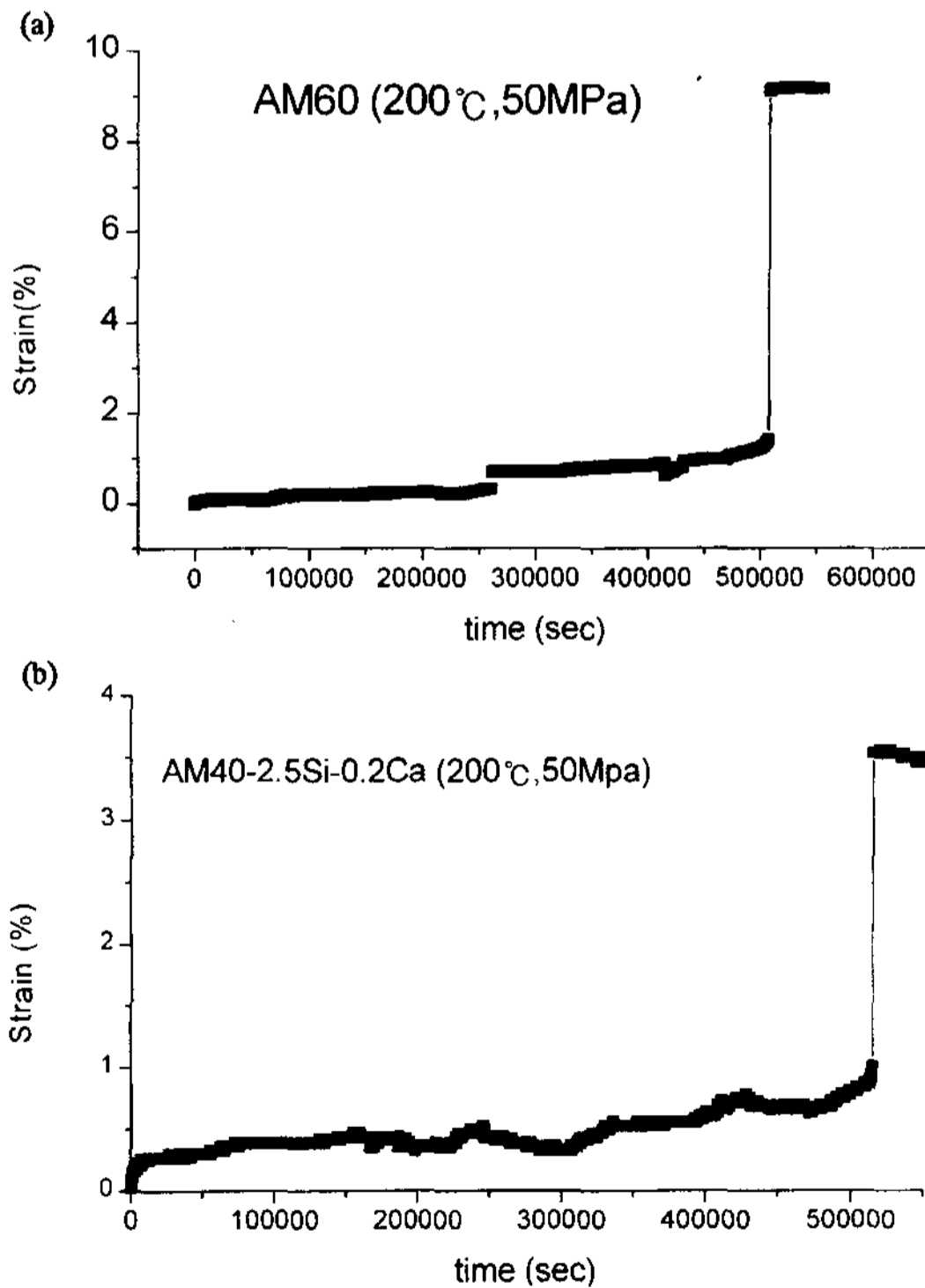


Fig. 7. Creep property of as-cast Mg alloys: (a) AM60 and (b) AM40-2.5Si-0.2Ca.

3.4 크립 특성

Fig. 7은 Si 첨가에 의해 형성된 Mg<sub>2</sub>Si상이 합금의 고온 특성에 미치는 영향을 살펴보기 위해 시행한 크

Table 3. Creep property obtained in AM60 and AM40-2.5-Si-0.2Ca alloy

Alloy	Creep properties			
	Temp. (°C)	Stress (Mpa)	Time (hr)	Strain (%)
AM60	200	50	141	1.42
AM40-2.5Si-0.2Ca	200	50	143	1.01

립시험 결과를 보여주고 있다.

Table 3에 비교된 것처럼 AM60 합금과, 주조 후 상태에서 가장 우수한 기계적 특성을 나타낸 AM40-2.5-Si-0.2Ca 합금을 200°C, 50 MPa하의 동일 조건에서 크립 시험한 결과 AM40-2.5Si-0.2Ca 합금이 변형률 1.0%, 파단시간 143시간으로 기존의 AM60 합금의 변형률 1.42%, 파단시간 141시간보다 우수한 크립 특성을 나타내었다.

4. 고찰

4.1 미세조직

Al의 첨가에 의해 형성되어진 Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>상은 주조 후 수지상 사이 혹은 입계에 분포하였으며 Al 함량의 감소와 더불어 그 분율이 감소하는 것을 Fig. 1로부터 확인하였다. 또한, 410°C에서 13시간 용체화 처리 후 170°C에서의 시효에 의해 형성되는 Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 불연속

석출상과 연속 석출상 역시 Al 함량의 감소와 더불어 분율이 감소하는 것을 살펴볼 수 있었으며 불연속 석출상은 Al 함량이 4 wt.% 이상일 때, 연속 석출상은 Al 함량이 2 wt.% 이상일 때 형성되는 것을 확인할 수 있었다[4]. 따라서, Mg-Al-Zn 합금계 및 Mg-Al-Mn 합금계와 같은 상용 Mg 합금의 강도와 연성이 Al 함량의 증가에 따라  $Mg_{17}Al_{12}$ 상의 입내 연속 석출거동에 기인하는 것으로 결론지을 수 있다.

Si 첨가에 의해 형성되어진  $Mg_2Si$ 상은 Si 함량이 2 wt.% 이하인 경우에는 chinese script 형태로, Si 함량이 2 wt.%를 넘어설 경우에는 chinese script 형태 및 polygon 형태로 공존하는 것을 확인하였다. Fig. 8에 주어진 Mg-Si 이원계 상태도로부터, Si 함량이 2 wt.% 이하일 때 형성되는 chinese script 형태의  $Mg_2Si$ 상은 아공정 반응시 형성되어진 공정 조직으로 고려되며 Si 함량이 2 wt.% 이상일 때 관찰되어진 polygon 형태의  $Mg_2Si$ 는 응고시 형성된 초정인 것으로 고려된다.

또한,  $Mg_2Si$ 상은 Fig. 2에서 각각 확인할 수 있는 것처럼 용체화 처리 및 시효 처리를 행한 후에도 아무런 변화없이 안정하게 존재하였으며, 이와 같이 고온에서도 안정하게 존재하는  $Mg_2Si$ 상은 Table 2에서 주어진 것처럼 열처리시 동반되는 기지 Mg의 성장을 억제하는데 효과적으로 기여하였다.

Fig. 1(b)와 (c)는  $Mg_2Si$  상의 제어를 위해 Ca을 첨가해 준 경우와 동일한 조성을 유지하면서 Ca을 첨가하지 않은 경우의 미세조직을 각각 비교하여 보여주고 있다. 그림에서 보듯이 Ca을 첨가해 준 경우 Ca을 첨가하지 않은 경우에 비해  $Mg_2Si$ 상이 보다 미세하게, 약 15  $\mu m$ 의 크기로 분산되어 있음을 관찰할 수 있었다. 이처럼 Ca 첨가와 함께  $Mg_2Si$ 상이 미세하게 되는 것은 Ca이  $Mg_2Si$ 상의 불연속 핵생성 장소를 제공하는데 기인하는 것으로 고려된다[4]. 고경도, 저밀도, 고용점 등의 우수한 특성을 갖는  $Mg_2Si$ 상이 Ca 첨가에 의해 연질의 Mg 기지에 미세하고 균일하게 분포됨으로써 합금의 전체적인 특성을 개선하는데에도 효과적으로 기여하는 것으로 고려된다.

#### 4.2 시효 경화

본 연구에서 얻어진 Fig. 3의 결과를 살펴 보면, 시효에 따른 경도값은 설정되어진 합금의 성분에만 의존할 뿐 시효 시간에 대해서는 큰 변화가 없었으며 약 33시간을 기점으로 peak aging 이 얻어진 후 거의 일정한 경도값이 유지되는 것을 확인할 수 있었다. 이러한 시효 거동을 보다 분명히 하기 위해 동일한 조건으로 190°C에서 시효 처리했을 때 얻어진 Fig. 4의 결과에서도 앞서의 경우와 마찬가지로 시효 시간에 대한 경도값의 변화는 거의 나타나지 않았다. 반면에 Fig.

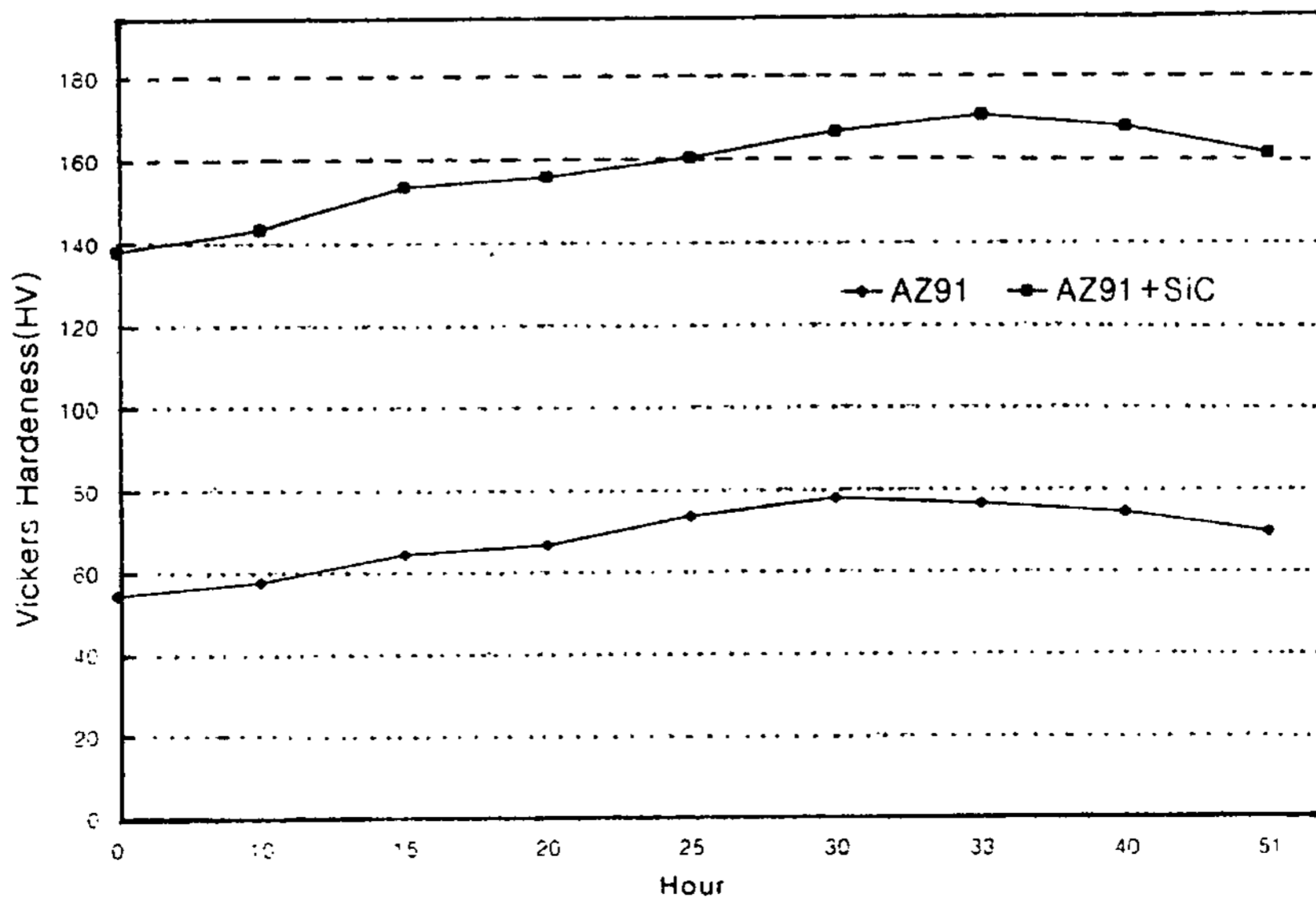


Fig. 8. Variation of hardness in monolithic Mg-9Al-1Zn alloy and SiC particulate reinforced Mg-9Al-1Zn composite during aging at 170°C after solution treatment at 410°C for 13 hours.

8에 주어진 바와 같이, Al 함량이 다소 높은 AZ91 합금을 동일한 조건하에서 시효 처리해주었을 때 보고 되어진 결과를 살펴보면 시효시간의 증가와 함께 경도값이 증가하는 경향이 있음을 확인할 수 있으며, 이때에도 앞서의 경우처럼 33시간을 기점으로 peak aging이 얻어진 후 거의 일정한 경도값이 얻어지는 것을 살펴볼 수 있다[9]. 또한 Mg-9wt.%Al 합금을 540°C에서 1시간 용체화 처리한 후, 다양한 온도 범위에서 시효처리 해준 합금의 시효 거동에서도 시효 시간에 따라 경도값이 증가하는 경향을 보인 후 일정한 값을 나타내는 경향이 있음을 확인할 수 있었다[10]. 따라서, 본 연구에서 제조된 합금의 시효에 따른 경도값의 변화가 거의 없는 것은 전체적으로 낮게 설정되어진 Al 함량에 기인하는 것으로 고려되며 결과적으로 Mg-Al 계 합금에서 시효에 따른 경도값의 증가를 가시적으로 얻기 위해서는 Al 함량이 6 wt.%를 넘어야 할 것으로 결론지을 수 있었다.

#### 4.3 기계적 특성

우선, Fig. 5에서, Al이 4~6 wt.%, Si이 2.5 wt.%, Ca이 0.2 wt.% 첨가되어진 경우에 전체적으로 비교적 우수한 인장강도가 얻어지는 것을 확인할 수 있었다. Al 함량의 감소에도 불구하고 Si 첨가에 의해 오히려 높은 인장강도가 얻어진 것은, 본 연구에서 의도한 대로, 주된 강화상인  $Mg_{17}Al_{12}$ 상의 감소에 기인하는 강도의 저하가 Si 첨가에 의해 새로이 형성되어진  $Mg_2Si$  강화상에 의해 적절히 보완되어진데 기인하는 것으로 고려되어진다. 또한, AM60-1Si 합금보다 AM60-1Si-0.2Ca 합금의 인장강도가 높은 것에서 살펴볼 수 있는 것처럼,  $Mg_2Si$ 상의 제어를 위해 첨가한 Ca이  $Mg_2Si$ 상의 형태 및 분포를 효과적으로 제어함으로써 인장강도의 향상에 효과적으로 기여함을 확인할 수 있었다. 항복강도 역시 인장강도와 마찬가지로 Al이 4~6 wt.%, Si이 2.5 wt.%, Ca이 0.2 wt.% 첨가되어진 경우에 전체적으로 비교적 우수한 값이 얻어지는 것을 확인할 수 있었다. Si 첨가에 의해 이와 같이 급격한 항복강도의 증가가 얻어지는 것은, 새로이 형성된  $Mg_2Si$ 상이 변형을 효과적으로 억제하는데 기인하는 것으로 고려된다. 또한,  $Mg_2Si$ 상의 제어를 위한 Ca 첨가는  $Mg_2Si$ 상의 분포를 미세하게 분포되도록 제어함으로써 인장강도와 연성은 효과적으로 향상시키지만

항복강도는 이로 인해 다소 감소하는 경향이 있음을 확인할 수 있었다. 한편, 연신율은 Si 및 Al 함량의 증가와 함께 감소하는 경향이 있다. 이는 취약한  $Mg_{17}Al_{12}$ 상과  $Mg_2Si$ 상의 형성에 기인하는 것으로 고려되며, 인장강도와 마찬가지로 Ca 첨가에 의해  $Mg_2Si$ 상이 제어될 경우 연신율 역시 큰 폭으로 증가함을 확인할 수 있었다.

Fig. 6에서 주조 후 가장 우수한 인장 특성(인장강도 178.3 MPa, 항복강도 95.9 MPa, 연신율 8.84%)을 나타낸 AM40-2.5Si-0.2Ca 합금의 열처리에 따른 인장 특성 변화를 살펴보았다. 용체화 처리와 더불어 인장 특성이 크게 증가하는 것은 취약한  $Mg_{17}Al_{12}$ 상이 입내로 완전히 고용되어지면서 연신율이 증가하고 이로 인해 야기되는 고용강화와  $Mg_2Si$ 상에 의한 강화가 최적화하면서 인장강도 역시 효과적으로 개선되는데 기인하는 것으로 고려된다. 이러한 사실은 시효 처리와 함께 취약한  $Mg_{17}Al_{12}$ 상이 입계에 불연속 석출하면서 연신율과 인장강도가 다시 감소되어지는 것으로부터도 확인할 수 있다. 최종적으로, 제조 되어진 합금 가운데 AM40-2.5Si-0.2Ca 합금을 용체화 처리해 주었을 때 가장 우수한 인장 특성이 얻어졌으며 이때의 인장강도, 항복강도, 연신율은 각각 193.4 MPa, 79.2 MPa, 11.2%였다. 참고로 AZ51-1Si-0.2Ca 합금을 용탕 주조법에 의해 제조한 후 T4 처리시 얻어진 인장 특성은 인장강도 225 MPa, 항복강도 102 MPa, 연신율 9.4%였다[11]. 이때의 결과는 본 연구에서 얻어진 결과보다 비교적 높은 값을 보이고 있다. 그러나, 중력 주조법에 비해 용탕 주조법을 이용할 경우 합금의 기계적 특성이 약 20~30% 개선되는 점을 감안하면, 본 연구에서 제조되어진 합금을 용탕 주조법에 의해 제조할 때보다 우수한 기계적 특성이 얻어질 수 있을 것으로 기대되어진다.

#### 4.4 크립특성

Table 3에 주어진 결과로부터, AM60 합금에 비해 AM40-2.5Si-0.2Ca 합금의 크립 특성이 보다 우수함을 확인할 수 있었다. 이러한 결과는, Si 첨가에 의해 강도 및 고온 특성이 우수한  $Mg_2Si$ 상이 형성되고 또 Ca 첨가에 의해 그 형태 및 분포가 적절히 제어되면서 합금의 기계적 특성뿐만 아니라 고온 특성까지 효과적으로 개선되기 때문인 것으로 사료된다.



### 5. 결 론

1. 제조된 Mg 합금의 시효시 경도변화를 확인한 결과, 시효 시간에 따른 경도값의 변화는 크게 나타나지 않았으며, Mg-Al계 합금에서의 Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>상에 대한 시효거동은 Al 함량이 약 6 wt%를 초과할 때 효과적으로 얻어질 수 있다.

2. Si 첨가에 의해 형성된 Mg<sub>2</sub>Si상은 Al 함량의 감소로 인해 야기되는 강도의 저하를 효과적으로 보완하였으며, Ca 첨가에 의해 보다 미세하게 분산된 미세 조직을 형성함으로써 연신율 역시 상대적으로 높은 값을 얻을 수 있었다. 본 연구에서 제조된 AM60 합금의 주조 후 인장 특성은, 인장강도 146.9 MPa, 항복강도 50.9 MPa, 연신율 8.5%를 나타내었으며, AM40-2.5Si-0.2Ca 합금의 경우에는 인장강도 178.3 MPa, 항복강도 95.9 MPa, 연신율 8.84%를 나타냈다.

3. AM40-2.5Si-0.2Ca 합금을 T4 열처리 해 준 경우, 인장강도 193.4 MPa, 항복강도 79.2 MPa, 연신율 11.2%로 가장 우수한 인장 특성이 얻어졌으며, 이와 같은 결과는 취약한 Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>상이 입내로 고용되어지면서 연신율이 큰 폭으로 상승되고, 그로인해 야기되는 고용강화와 열처리 후에도 안정하게 존재하는 Mg<sub>2</sub>Si상

에 의한 강화가 최적화한데 기인한다. 고온특성이 우수한 Mg<sub>2</sub>Si상이 Si 첨가에 의해 형성되어지면서 AM 40-2.5Si-0.2Ca 합금의 고온특성도 효과적으로 개선되어진다.

### 참 고 문 헌

- [1] J. B. Clark : Acta Met., 36 (1988) 469.
- [2] Dwain M. Magers : in Light Materials for Transportation systems, CAAM, (1993) 539.
- [3] A. Luo, J. Renaud, I. Nakasugawa and J. Ploured : JOM, July (1995) 28.
- [4] J. W. Kim, D. H. Kim, C. D. Yim and K. S. Shin : J. of the Korean Inst. of Met. & Mater., 35 (1997) 1446.
- [5] I. J. Polmear : Mater. Sci. and Tech., 10 (1994) 1.
- [6] G. L. Makar and J. Kruger : Inter. Mater. Rev., 38 (1993) 138.
- [7] J. J. Kim, D. H. Kim, S. J. Park, C. S. Shin and N. J. Kim : J. of the Korean Inst. of Met. & Mater., 34 (1996) 1558.
- [8] G. A. Chadwick : Magnesium Technology, Institute of Metals (1987) 75.
- [9] S. J. Song and D. H. Kim : J. of the Korean Inst. of Met. & Mater., 35 (1997) 351.
- [10] J. B. Clark : Acta Metallurgica, 16 (1968) 141.
- [11] J. J. Kim : Msc Thesis, POSTECH (1996).