



저작자표시-비영리-변경금지 2.0 대한민국

이용자는 아래의 조건을 따르는 경우에 한하여 자유롭게

- 이 저작물을 복제, 배포, 전송, 전시, 공연 및 방송할 수 있습니다.

다음과 같은 조건을 따라야 합니다:



저작자표시. 귀하는 원저작자를 표시하여야 합니다.



비영리. 귀하는 이 저작물을 영리 목적으로 이용할 수 없습니다.



변경금지. 귀하는 이 저작물을 개작, 변형 또는 가공할 수 없습니다.

- 귀하는, 이 저작물의 재이용이나 배포의 경우, 이 저작물에 적용된 이용허락조건을 명확하게 나타내어야 합니다.
- 저작권자로부터 별도의 허가를 받으면 이러한 조건들은 적용되지 않습니다.

저작권법에 따른 이용자의 권리는 위의 내용에 의하여 영향을 받지 않습니다.

이것은 [이용허락규약\(Legal Code\)](#)을 이해하기 쉽게 요약한 것입니다.

[Disclaimer](#)

2010년 2월
석사학위논문

Mg-Al-Sn계 합금의 미세 조직과
기계적 특성에 미치는
Al 및 Sn의 영향

조선대학교 대학원

산업기술공학과

김영모

Mg-Al-Sn계 합금의 미세 조직과
기계적 특성에 미치는
Al 및 Sn의 영향

Effects of Al and Sn Microstructure and Mechanical
properties of Mg-Al-Sn alloys

2010년 2월 25일

조선대학교 대학원

산업기술공학과

김 영 모

Mg-Al-Sn계 합금의 미세 조직과
기계적 특성에 미치는
Al 및 Sn의 영향

지도교수 차 용 훈

이 논문을 공학 석사학위신청 논문으로 제출함.




2009년 10월

조선대학교 대학원

산업기술공학과

김영모

김영모의 공학석사학위논문을 인준함

위원장	조선대학교	교수	박 창 선	
위원	조선대학교	교수	차 용 훈	
위원	한국생산기술 연구원	박사	손 현 택	

2009 년 11 월

조선대학교 대학원

목 차

List of figures	I
List of tables	IV
Abstract	V

제 1 장 서 론	1
-----------	---

제 2 장 이론적 배경

2.1 Mg-Al계 합금	3
2.2 불연속석출과 연속석출	3
2.3 Mg-Al합금에서의 $\beta(\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12})$ 상의 석출거동	7

제 3장 실험방법

3.1 합금의 제조	11
3.2 주조재 및 소성 가공재의 미세조직 관찰	13
3.3 압출공정	15
3.4 압연공정	16
3.5 기계적 특성 평가	16

제 4장 실험결과 및 고찰

4.1 Mg-3Al-2Sn 합금	19
4.2 Mg-3Al-2Sn-xMn 합금	22
4.3 Mg-xAl-2Sn 및 Mg-xAl-2Sn-0.4Mn 합금	28
4.4 Mg-xAl-2Sn 및 Mg-xAl-2Sn-0.4Mn 압출/압연 복합공정	42
4.5 Mg-9Al-xSn 합금	46
4.6 Mg-xAl-2Sn 및 Mg-9Al-xSn 압출재 시효 합금	53

제 5 장 결론	58
--------------------	----

REFERENCES	60
-----------------------------	----

List of figures

Fig. 1 Phase diagram of binary Mg-Al alloy.	4
Fig. 2 Variation of Al concentration across reaction interface in Mg-Al alloys.	5
Fig. 3 Microstructures of (a)continuous and (b)discontinuous precipitates in Mg-Al alloy.	6
Fig. 4 C curve for the start of the discontinuous precipitation in Mg-9wt.% Al alloy.	9
Fig. 5 Diagram of precipitation morphology with Al concentration and aging temperature in Mg-Al alloy.	10
Fig. 6 Melting furnace.	12
Fig. 7 Optical microscope.	13
Fig. 8 Scanning electron microscope.	14
Fig. 9 Extruding Machine.	15
Fig. 10 Ultra Micro Hardness tester.	17
Fig. 11 Universal Test Machine.	18
Fig. 12 Schematic drawing of Compressive and tensile specimen. .	18
Fig. 13 Optical micrographs of the as-cast alloys. (a)Mg-3Al-1Sn, (b)Mg-3Al-2Sn (c)Mg-3Al-3Sn	20
Fig. 14 SEM/EDS analysis of second phases in the Mg-3Al-2Sn alloy.	20
Fig. 15 Various of hardness value in the Mg-3Al-xSn alloys with heat-treatment condition.	21

Fig. 16 Optical micrographs of the Mg-3Al-2Sn-xMn as-cast alloys. (a)None, (b)0.2wt% Mn (b)0.4wt% and (c)0.6wt%	24
Fig. 17 Optical micrographs of the Mg-3Al-2Sn-xMn extruded alloys (a)None, (b)0.2 wt%Mn, (b)0.4 wt%, (c)0.6 wt%	25
Fig. 18 Stress-Strain curves of the Extruded Mg-3Al-2Sn-xMn alloys.	26
Fig. 19 Grain size of the Mg-3Al-2Sn-xMn extruded alloys.	27
Fig. 20 Optical micrographs of as-cast alloys. (a)Mg-6Al-2Sn, (b)Mg-6Al-2Sn-0.4Mn, (c)Mg-9Al-2Sn, (d)Mg-9Al-2Sn-0.4Mn	31
Fig. 21 SEM/BEI image of the Mg-xAl-2Sn alloys; (a)SEI image and (b)BEI image of Mg-6Al-2Sn, (c)SEI image and (d)BEI image of Mg-9Al-2Sn	32
Fig. 22 SEM/EDS analysis of precipitates in the Mg-6Al-2Sn alloy .	33
Fig. 23 SEM/EDS analysis of precipitates in the Mg-6Al-2Sn alloy .	34
Fig. 24 SEM/EDS analysis of precipitates in the Mg-9Al-2Sn alloy .	35
Fig. 25 SEM/EDS analysis of precipitates in the Mg-9Al-2Sn alloy .	36
Fig. 26 Grain size of the gravity cast Mg-Al-Sn alloys	37
Fig. 27 Optical micrographs of the Mg-Al-Sn alloys after aging treatment at 200°C for 12h ; (a)Mg-6Al-2Sn, (b)Mg-9Al-2Sn	38
Fig. 28 SEM/EDS analysis of the Mg-Al-Sn alloys after aging treatment at 200°C for 12h; (a),(b)Mg-6Al-2Sn and (c), (d)Mg-9Al-2Sn	39
Fig. 29 Optical micrographs of extruded alloys. (a)Mg-6Al -2Sn, (b)Mg-6Al-2Sn-0.4Mn, (c)Mg-9Al-2Sn, (d)Mg-9Al-2Sn-0.4Mn .	40

Fig. 30 Stress-Strain curves of the Extruded Mg-xAl-2Sn-0.4Mn alloys	41
Fig. 31 Optical micrographs of as-rolled alloys after 400°C for 30min annealed. (a)Mg-6Al-2Sn, (b)Mg-6Al-2Sn-0.4Mn, (c)Mg-9Al-2Sn, (d)Mg-9Al-2Sn-0.4Mn	44
Fig. 32 Stress-Strain curves of the Extruded after Rolled Mg-xAl-2Sn-0.4Mn alloys (a)Before annealing (b)after annealing at 40 0°C for 30min	45
Fig. 33 Optical micrographs of the as-cast alloys. (a)Mg-9Al-2Sn, (b)Mg-9Al-5Sn, (c)Mg-9Al-8Sn	46
Fig. 34 SEM/BEI micrographs of the as-cast alloys. (a)Mg-9Al-2Sn, (b)Mg-9Al-5Sn, (c)Mg-9Al-8Sn	48
Fig. 35 SEM/EDS analysis of precipitates in the Mg-9Al-5Sn alloy	49
Fig. 36 Optical micrographs of the as-extruded alloys. (a)Mg-9Al-2Sn, (b)Mg-9Al-5Sn, (c)Mg-9Al-8Sn	50
Fig. 37 Stress-Strain curves of the Extruded Mg-9Al-xSn alloys	51
Fig. 38 SEM imicrographs of the extruded Mg-9Al-5Sn alloys	52
Fig. 39 Various of hardness test at function of condition.(a)Mg-xAl-2Sn (x=3, 6, 9 wt.%) (b)Mg-9Al-xSn (x= 2, 5, 8 wt.%)	55
Fig. 40 Optical micrographs of the Mg-Al-Sn alloys peck aging time (a)Mg-3Al-2Sn at 2h, (b)Mg-6Al-2Sn at 24h, (c)Mg-9Al-2Sn at 12h, (d)Mg-9Al-5Sn 12h, (e)Mg-9Al-8Sn at 12h	56
Fig. 41 SEM/BEI micrographs of the Mg-9Al-2Sn alloy.	57

List of table

Table. 1 Chemical composition of cas alloys. 11

ABSTRACT

Effects of Al and Sn Microstructure and Mechanical properties of Mg-Al-Sn alloys

by KIM Young-Mo

Advisor : Prof. Cha, Yong Hoon Ph. D.
Industrial Technology Engineering,
Graduate School of Chosun University

The Majority of magnesium components are generally used in the automotive and electronic industries. However, the application of magnesium alloys is limited to components because of low mechanical properties and corrosion resistance at ambient properties. Especially, Mg-Al system alloys are inexpensive and have standard mechanical properties microstructure and deformation behaviors at high temperature were investigated. The Mg-Al-Sn based alloys were prepared by casting (Al content : 3, 6, 9 wt%, Sn content : 2, 5, 8 wt%) in an electric resistance furnace using steel crucible under the protection of a mixed gas atmosphere of SF₆ and CO₂.

In this work, microstructure of as-cast Mg-Al-Sn alloys consists of a α -Mg matrix, β -phase ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$) and Mg_2Sn eutectic phase. For a given artificial aging treatment, a higher Aluminum and Tin contents produces much precipitates at the grain boundary as well as within the grain in unidirectional solidification. As a result of this experiment the higher is aluminum contents the higher is the ultimate tensile strength, yield strength, hardness while the lower the elongation.

Key words : Mg alloy, Mg-Al, $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$, Hot extrusion, Hot rolling, Microstructure, Mechanical properties

제 1 장 서론

최근 세계적으로 에너지 문제와 환경 문제가 중요한 사안으로 대두되고, 관련 규제가 강화됨에 따라 자동차 및 우주항공 산업에서의 소재 경량화가 절실히 요구되고 있다. 마그네슘 합금은 이러한 요구에 가장 적합한 재료로서 밀도가 1.8g/cm^3 으로 알루미늄의 2/3, 티타늄의 1/3이다. 소재 특징으로는 구조용 합금 중에서 가장 가볍고, 우수한 비강도 및 비탄성 계수 그리고 진동, 충격에 대한 흡진성과 전자파흡수 특성이 탁월하다. 따라서 알루미늄 소재를 대체할 첨단 신소재로 각광을 받고 있다. [1]

한편, 마그네슘 합금은 주물용 합금으로서는 미세한 수축에 의한 결정립계 균열 혹은 용탕의 산화에 의해서 아산화물이 들어가기 때문에 신뢰성이 좋은 제품을 만들기가 곤란하였다. 그러나 제주방법의 개량과 더불어 불순물을 제거한 고순도의 합금제조가 가능해졌을 뿐만 아니라 Zn, Mn 등의 첨가로 일반 주조용 알루미늄 합금에 버금가는 내식성을 갖게 되어 최근 경량 재료로의 적용이 본격적으로 이루어지고 있으며, 선진국에서는 현재 자동차 부품에의 적용이 활발하게 진행되고 있는 실정이다. 즉 내식성에 해로운 영향을 주는 Fe, Cr, Ni 등을 획기적으로 제거한 고순도 Mg 합금의 상업생산이 가능하게 되었고, 합금 가격과 경량화에 연료비 절감을 비교할 때 경제성이 있는 것으로 평가 되어 최근 각종 자동차 부품에 적용이 이루어지고 있다.

Mg-Al계 합금은 주조성이 뛰어나고 상온강도가 우수하나, Al의 첨가로 인해 고온에서 불안정한 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 상을 형성함으로써 고온에서의 기계적 특성이 급격히 저하되어 자동차의 엔진블록, 변속기 케이스, 오일팬 등 내열 특성이 요구되는 파워트레인 부품으로 확대적용에 한계를 지니고 있다. 최근에 들어 이러한 문제점을 해결하기 위하여 Mg-Al계 합금에 Ca, Sr, Si, misch metal 등의 합금원소를 첨가하여 고온 인장 특성 및 크리프 특성을 향상시키고자 하는 연구가 전 세계적으로 활발히 진행되고 있다. [2-4]

본 연구에서는 주조성이 뛰어나며, 기계적 성질이 우수한 Mg-Al계 합금에 Sn,

Mn을 첨가하여 첨가 원소 함량에 따른 미세조직과 기계적 특성과 시효 열처리, 소성 가공을 통한 3원계 Mg-Al-Sn 합금을 연구하였다.

제 2 장 이론적 배경

2.1 Mg-Al계 합금

Fig. 1 은 Mg-Al 평형 상태도를 나타내었다. Mg-Al계 합금은 마그네슘 합금에서의 기본이었으며, Al의 최대 고용도는 437°C에서 12.7wt% 이고 상온에서 약 2wt% 까지 감소한다. 주조 상태에서 β 상인 $Mg_{17}Al_{12}$ 상은 입계 주변에 형성되고 430°C의 온도에서 용체화 처리는 이러한 β 상을 거의 용해시킨다. 시효시 과포화 고용체에 직접 조대하게 분산되어 준 안정상 없이 평형상인 β 상으로 석출하며 불연속 석출이 입계에서 핵생성 하여 입내로 조대하게 성장한다.[5] 이러한 시효에 대한 효과가 상대적으로 좋지 못하기에 Mg-Al계 합금들은 일반적으로 주조상태를 그대로 사용한다.[6] Al의 첨가량이 증가 할수록 공정화합물의 양이 많이 존재하며, 결정립주위에 $Mg_{17}Al_{12}$ 상이 증가하게 된다. 또한 $Mg_{17}Al_{12}$ 상의 고용한계는 437°C에서 형성되어 $Mg_{17}Al_{12}$ 상의 열적 불안정성과 불연속적인 석출물로 인해 고온에서 입계의 미끄러짐을 유발하는 동시에 마그네슘 기지에 고용된 알루미늄의 확산 등에 의해서 마그네슘 합금의 내열 특성을 감소시키게 된다. [7-9]

2.2 불연속석출과 연속석출

불연속석출과 연속석출은 다음과 같은 점에서 확연한 차이를 나타낸다. 연속석출물은 입내에서 핵생성 되어 주위로 성장해나가며 구형, 판상형, 침상형 등의 형상을 갖는다. 이 경우 핵생성 위치는 주로 전위로 알려져 있다. 연속석출상의 성장 과정에서 체확산에 의해 용질의 재분배가 일어나므로 느린 체확산 속도로 인하여 석출물 주위로 넓은 영역의 농도 구배가 형성된다. 이에 반해 연속 불연속석출은 입계확산에 의해 용질 분배가 일어나므로 성장하는 석출상과 과포화

된 기구 사이에는 농도 구배가 존재하지 않으며 계면에서 빠른 입계확산으로 인하여 평형 농도를 이룬다. Fig. 2 에 나타난 바와 같이 Porter[10] Mg-Al합금에서 성장하는 석출물의 계면 주위에서의 용질 농도를 측정한 결과 계면의 앞쪽에서는 Al의 기지 내 확산이 거의 일어나지 않는 것을 보여 불연속석출이 계면 제어 성장임을 보였다. Mg-Al 합금에서 형성된 연속석출물과 불연속 석출물을 Fig. 3 에 나타내었다. [11]

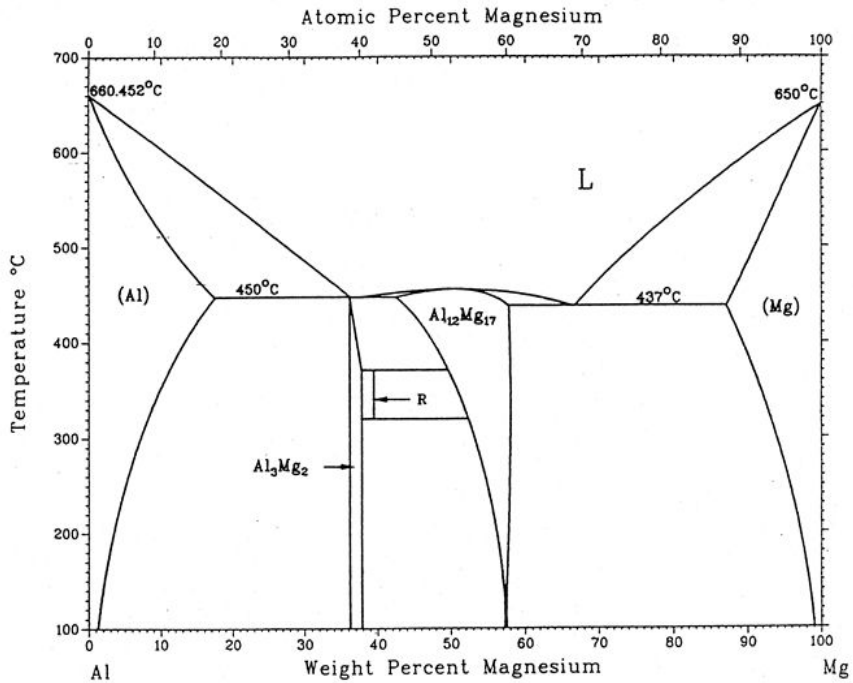


Fig.1 Phase diagram of binary Mg-Al alloy

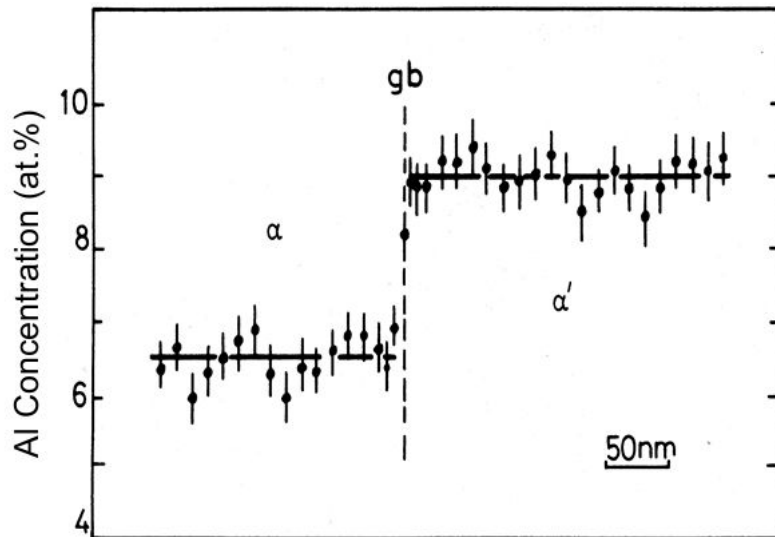
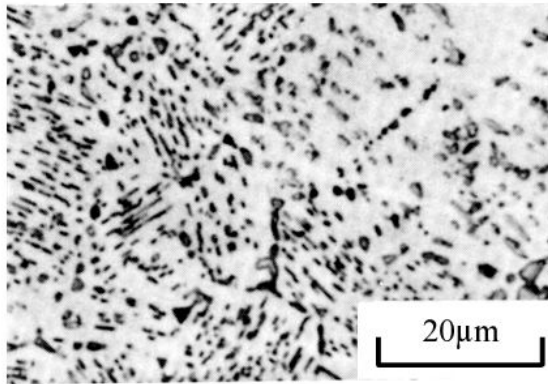
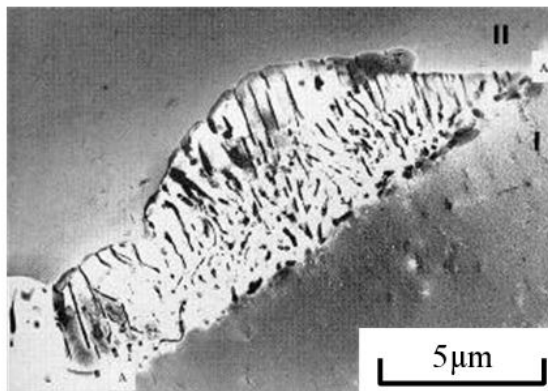


Fig. 2 Variation of Al concentration across reaction interface in Mg-Al alloy.[2]



(a)



(b)

Fig. 3 Microstructures of (a)continuous and (b)discontinuous precipitates in Mg-Al alloy.[10]

2.3 Mg-Al 합금에서의 $\beta(\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12})$ 상의 석출거동

Mg-Al 합금계에서 나타날 수 있는 석출상은 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$, Mg_2Al_3 등이 있다. Fig. 1 에서 나타낸바와 같이 Al함량이 10 wt.% 이내인 AZ91D마그네슘합금에 있어서는 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 상이 이 합금계의 주 석출상이다. 이 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 상은 $\alpha\text{-Mn}$ 과 같은 형태의 BCC 구조를 이루면서 단위격자당 58개의 원자를 가지고 있으며 300°C 에서 마그네슘의 농도는 52 at.% ~ 60 at.% 인 것으로 알려져 있다.[12] $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 상은 특히 그 석출형상에 따라 불연속 석출상과 연속석출상으로 나눌 수 있다. 두 석출상은 모드 기지와 다음과 같은 방위관계를 갖는 것으로 알려져 있다.[10, 13, 14]

$$(011)_\beta // (0001)_\alpha, [1\bar{1}1]_\beta // [1210]_\alpha$$

Mg-Al 합금에서는 다른 합금계와는 달리 낮은 온도에서만 불연속석출이 발생하는 것이 아니라 넓은 온도범위에 걸쳐 연속석출상과 불연속석출상이 경쟁적으로 동시에 발생한다고 알려져 있다. Clark은 실험을 통해 Mg-Al 합금에서 시효온도에 따라 불연속석출이 시작되는 시간이 다르게 나타남을 보였다.[13] Fig. 4 에 나타낸 바와 같이 약 $200 \sim 250^\circ\text{C}$ 구간에서 불연속석출상이 가장 빨리 생성됨을 알 수 있다. 최근에 Duly는 Mg-Al 합금에서 Al의 함량과 시효온도에 따른 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 상의 석출형상에 관한 연구를 수행하였으며[15] 그 결과를 Fig. 5 에 나타내었다. 여기서 C 와 D 는 각각 연속석출상과 불연속석출상을 나타낸다. Fig. 5 에서 알 수 있듯이 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 상은 고온과 저온에서 각각 연속석출경향을 보이고 있고 중온에서는 불연속석출경향을 나타낸다. 또한 연속석출상을 보이는 구간과 불연속석출상이 보이는 구간 사이에는 연속석출상과 불연속석출상이 공존하는 구간이 존재하는 것을 알 수 있다.

고온에서 연속석출상이 형성되는 주된 이유로는 Hillert는 불연속석출상의 계면 전면에서 일어나는 활발한 기지내 확산을 제시하였다. 즉, 고온에서 체확산이 활발하게 일어나므로 불연속석출이 나타낼 때 발생하는 화학적 자유에너지를 감소시키고 Dv/v (Dv : 체확산계수, v : 불연속석출상의 성장속도) 값이 너무 커

지게 되면 불연속석출상의 성장은 멈추게 된다고 설명하였다.[16] 반면 Duly는 고온에서 불연속석출상이 나타나기 어려운 이유로 활발한 기지내 확산보다는 고온에서 빠른 입계 이동 때문에 입계에서의 핵생성이 어렵기 때문이라고 주장하였다. [15, 17]. 또한 고온에서 입계의 이동이 너무 빠르게 되면 입계에서 생성된 석출물이 입계의 이동을 방해하는 효과를 충분히 발휘하지 못하게 되므로 불연속석출상의 성장이 어려워져 고온에서는 불연속석출상이 생성되기 힘들다고 주장하였다.

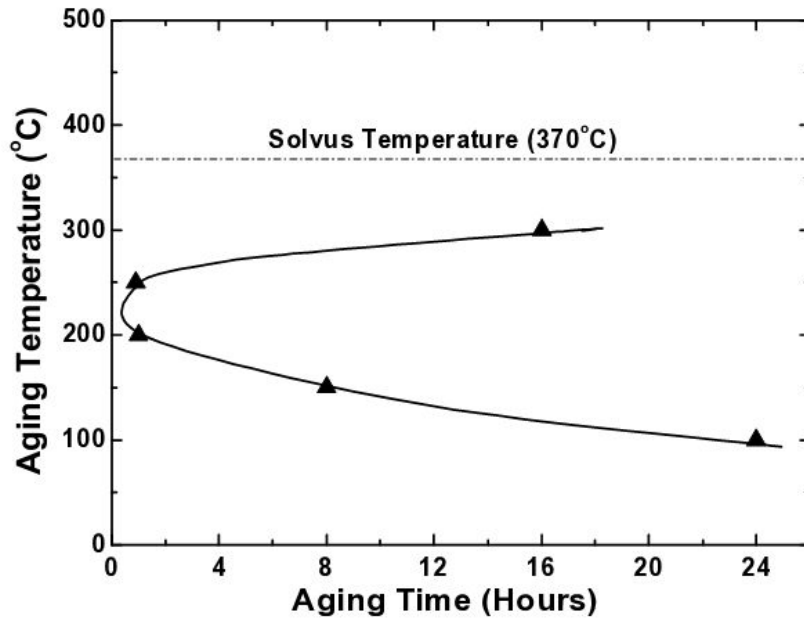


Fig. 4 C curve for the start of the discontinuous precipitation in Mg-9wt.% Al alloy.[13]

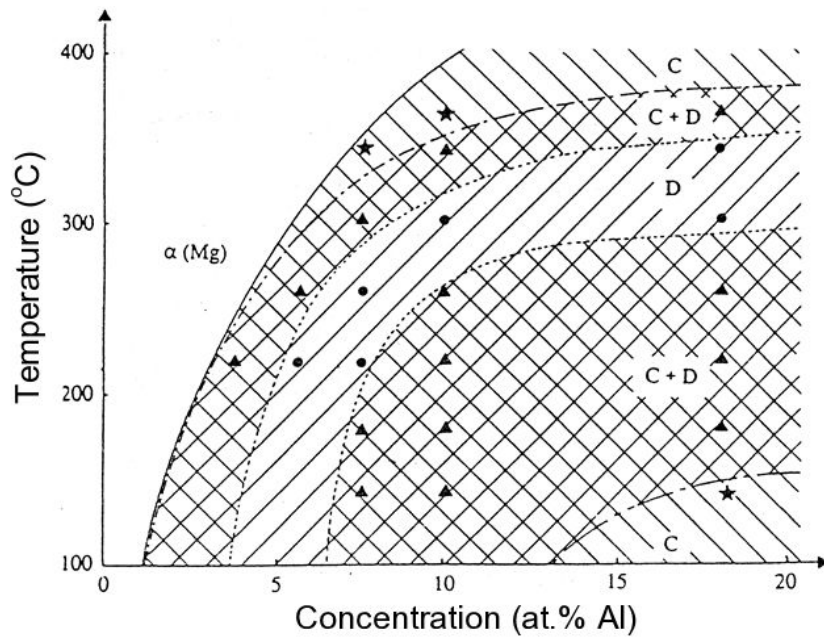


Fig. 5 Diagram of precipitation morphology with Al concentration and aging temperature in Mg-Al alloy.[15]

제 3 장 실험방법

3.1 합금의 제조

본 연구에서는 Table. 1 에 나태난 합금의 불순물 용입을 최대한 막기 위해 고 순도의 원소들을 사용 하였으며, 사용한 원소의 순도는 99.9% 의 Mg, 99.99%의 Al, 99.9%의 Sn 그리고 Mg-10wt.%Mn 모합금을 전기로를(Fig. 6) 이용하여 용해 하였다. 또한 마그네슘 용해 시 400℃ 이상의 온도에서 급속히 산화하는 특성을 감안하여 용해 시 SF₆ 및 CO₂ 혼합가스를 전기로 내부에 계속적으로 유입하여 용탕을 보호하였으며, 이 때 용탕의 온도는 750℃에서 10분 유지 후 약 200℃로 예열 시킨 주형 (∅70 X 200mm) 에 중력 주조하여 마그네슘 합금을 제조하였다. 첨가 원소의 용해순서는 Mg, Mg-Mn모합금, Al, Sn 순서로 용탕에 첨가하였다.

Alloy	Composition (wt.%)			
	Al	Sn	Mn	Mg
Mg-3Al-1Sn	3.2	1.1	-	Bal.
Mg-3Al-2Sn	3.1	2.2	-	Bal.
Mg-3Al-3Sn	3	2.9	-	Bal.
Mg-3Al-2Sn-0.2Mn	3.2	2.1	0.21	Bal.
Mg-3Al-2Sn-0.4Mn	3.3	2.2	0.43	Bal.
Mg-3Al-2Sn-0.6Mn	3.1	2.1	0.62	Bal.
Mg-6Al-2Sn	6.2	2.3	-	Bal.
Mg-6Al-2Sn-0.4Mn	6.3	2	0.43	Bal.
Mg-9Al-2Sn	9.3	2.3	-	Bal.
Mg-9Al-2Sn-0.4Mn	9.4	2.5	0.45	Bal.
Mg-9Al-5Sn	9.2	5.4	-	Bal.
Mg-9Al-8Sn	9.4	8.5	-	Bal.

Table. 1 Chemical composition of cast Alloys.



Fig. 6 Melting furnace

3.2 주조제 및 소성 가공제의 미세조직 관찰

마그네슘 합금의 미세조직은 광학 현미경 (O.M; Nikon, Fig. 7)과 전자 주사 현미경(FESEM; JSM7000F, Fig. 8)을 이용하여 관찰하였으며, 상의 성분분석은 EDAX(Energy Dispersive X-ray Spectroscopy)를 사용하였다. 미세조직 관찰시 SiC 페이퍼를 이용하여 #1200까지 연마후 Colloidal Silica Suspension을 이용하여 최종 연마한 후 초산-피크린산용액(10ml 초산, 4.2g 피크린산, 10ml 증류수, 70ml 에탄올)을 이용하여 약 3~5초간 에칭 하였다.



Fig. 7 Optical microscope.



Fig. 8 Scanning electron microscope.

3.3 압출공정

주조된 Mg-Al-Sn 합금계를 이용 하여 직경 70mm 높이 200mm로 압출용 빌렛을 가공 하였으며, 500톤급 수평 압출기를(Fig. 9) 사용하여 속도 1mm/sec, 압출 컨테이너 온도 350℃, 시편 예열 온도 350℃ 1시간 예열 후 압출비 10:1, 두께 8mm 의 판상으로 압출 하였다.



Fig. 9 Extruding Machine.

3.4 압연공정

압출된 시편을 두께 4mm 길이 100mm 로 가공하여 압연 시편을 준비 하였으며, 압연 속도 5rpm, 압하율 80%, 롤 예열 200℃, 시편 예열 400℃, 30분을 한 후 압연 패스당 400℃, 5분간 예열 하면서 압연을 하였다.

3.5 기계적 특성평가

마그네슘 압출재의 기계적 특성을 평가하기 위해 고온 마이크로 비커스 경도기(SHIMAZU DUH-W201S-E, Fig. 10)를 사용하여 200mN의 하중으로 10회 측정하여 평균화 하였다.

인장 시험의 경우 만능재료 시험기 (Shimadzu AG-IS, Fig. 11)를 사용하였다. 인장시편의 규격은 Fig. 12에 나타내었다.



Fig. 10 Ultra Micro Hardness tester.



Fig. 11 Universal Test Machine.

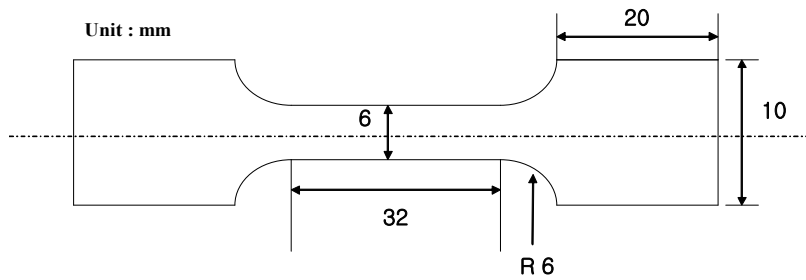


Fig. 12 Schematic drawing of Compressive and tensile specimen.

제 4 장 실험결과 및 고찰

4.1 Mg-3Al-xSn 합금 ($x = 1, 2, 3$ wt.%)

4.1.1 미세조직

Fig. 13 은 Mg-3Al-xSn 합금 주조재의 광학현미경 사진으로서 전반적으로 Sn 첨가함량이 증가함에 따라 결정립 크기는 큰 변화는 없었으며, 결정립 형상은 등축정 형상으로 나타내고 있었다.

Fig. 14 는 Mg-3Al-xSn 합금 주조재의 제 2상 분석을 위해 SEM 및 EDS 분석한 결과로서, Mg-3Al-xSn 합금 주조재의 경우 두가지 형상(A-type과 B-type)을 가지는 제 2상이 구성되어 있었다. A-type의 제 2상은 (Fig. 14 (a), (b)) 결정립 경계에 주로 미세하게 분포하고 있었으며, SEM/EDS 분석결과 $Mg_{17}Al_{12}$ 으로 확인되었다. B-type의 제 2상 (Fig. 14 (c), (d)) 또한 결정립계에 분포하고 있었으며, SEM/EDS 분석결과 Mg_2Sn 상으로 추정되며, 평균사이즈는 $Mg_{17}Al_{12}$ 보다 크게 형성됨을 관찰 할 수 있었다.

4.1.2 기계적 특성

Fig. 15 은 Mg-3Al-xSn 합금의 열처리 조건에 따른 경도 변화를 나타낸 그림으로서, 열처리 조건은 400°C 30분 유지 후 수냉시키고, 200°C에서 12시간 시효처리를 행하였다. 그림에서 보듯이 시효처리된 합금의 경우 주조재에 비해 경도 값은 약간 증가하는 경향을 나타내고 있다. 이는 마그네슘 기지 내에 형성된 미세 석출상에 기인한 것으로 사료된다.

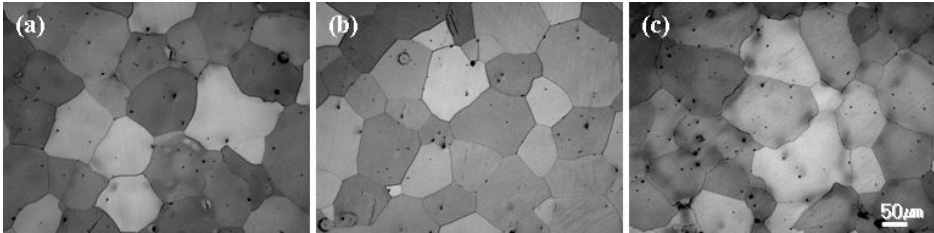


Fig. 13 Optical micrographs of the as-cast alloys.
 (a)Mg-3Al-1Sn, (b)Mg-3Al-2Sn (c)Mg-3Al-3Sn

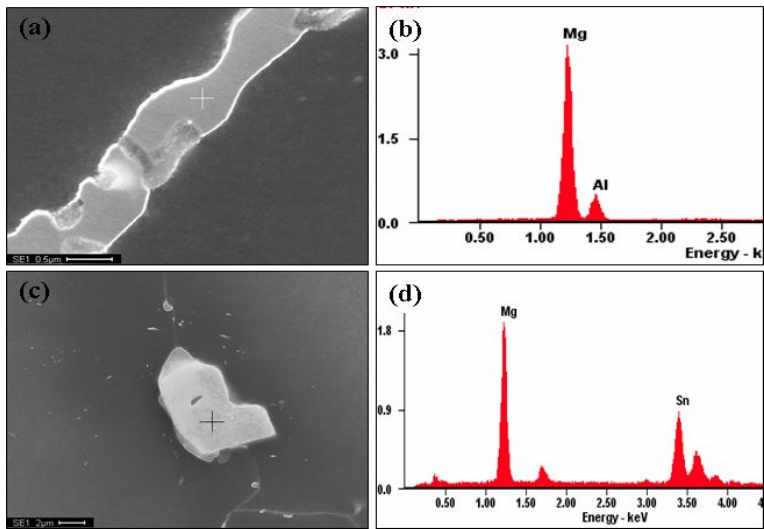


Fig. 14 SEM/EDS analysis of second phases in the Mg-3Al-2Sn alloy.

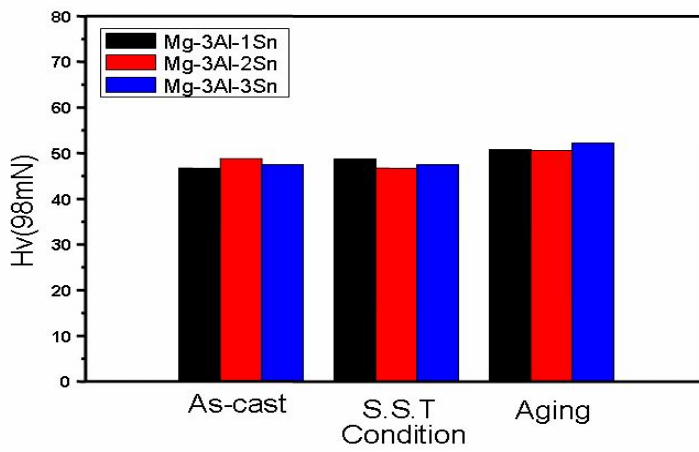


Fig. 15 Various of hardness value in the Mg-3Al-xSn alloys with heat-treatment condition

4.2 Mg-3Al-2Sn-xMn 합금 ($x = 0.2, 0.4, 0.6 \text{ wt.}\%$)

4.2.1 미세조직

마그네슘 합금에서 Mn의 첨가는 주조시 결정립 크기를 감소시키며, 내식성을 향상시킨다. 따라서 본 연구에서는 Mg-3Al-2Sn 합금에 0.2 wt%, 0.4wt%, 0.6wt%로 첨가량을 변화에 따른 주조재 및 압출재의 제 2상 및 미세조직의 영향에 대해 연구하였다.

Fig. 16은 Mg-3Al-2Sn 합금 주조재에 Mn 첨가 함유량에 따른 광학현미경 사진으로 Mn이 첨가된 합금의 경우 등축정의 결정립을 가지고 있으나 Mn이 첨가되어 짐에 따라서 수지상의 조직을 나타내고 있으며, 수지상의 크기는 작아짐을 알 수 있다. 이는 Mn이 첨가 되어짐에 따라 응고시 불균일 핵생성을 촉진하는 역할을 하며, 성장을 방해함으로써 수지상의 크기가 작아진 것으로 판단된다.

Fig. 17은 Mg-3Al-2Sn-xMn 합금 압출재의 광학현미경사진으로 Mn 첨가량이 증가함에 따라 결정립 사이즈는 감소하는 경향을 나타내고 있으며, 모든 합금에서 등축 결정립을 형성하고 있다. 특히 Mn 첨가 함유량이 증가함에 따라 큰 결정립 사이에 작은 결정립의 양이 증가하고 있는 것을 관찰할 수 있었으며, Mg 첨가에 의해 작은 결정립의 분율의 증가는 큰 소성변형에 의해 동적재결정시 Al-Mn 상이 핵생성을 촉진하고 결정립 성장을 억제하기 때문으로 판단된다.

4.2.2 기계적 특성

Fig. 18 는 Mg-3Al-2Sn 합금에 Mn 첨가량의 변화에 따라 압출한 시편의 인장 특성을 나타낸 그림으로서 Mn의 첨가량이 증가함에 따라 항복강도 및 인장강도는 증가하였다. 이는 Fig. 19 에서 볼 수 있듯이 Mn 첨가에 의한 결정립 미세화에 기인한 것으로 사료된다. 반면 Mn 첨가량이 0.2wt%이 첨가된 합금의 연신율

은 Mn이 첨가되지 않은 합금의 경우 보다 증가하나 0.4, 0.6wt% Mn 첨가된 합금에서의 연신율은 감소하는 경향을 나타내었다. 또한 0.4wt.% Mn 이 첨가된 합금에서는 인장강도 270 MPa, 항복강도 170 MPa, 연신율 18 %를 얻을 수 있었다.

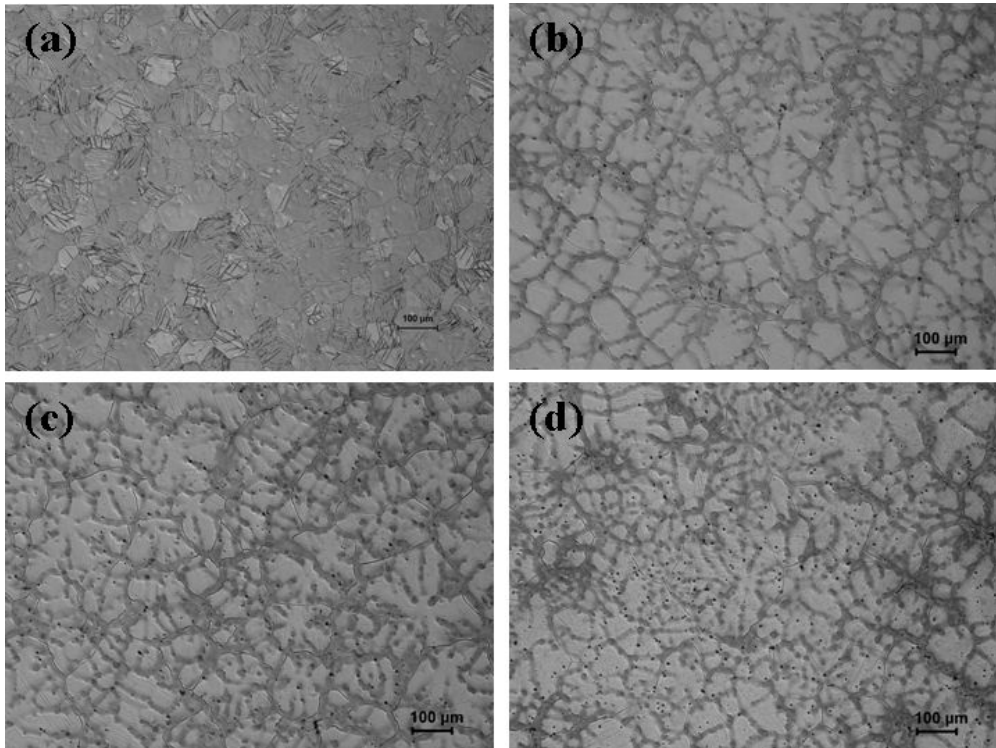


Fig. 16 Optical micrographs of the Mg-3Al-2Sn-xMn as-cast alloys
(a)None, (b)0.2wt% Mn (b)0.4wt% and (c)0.6wt%

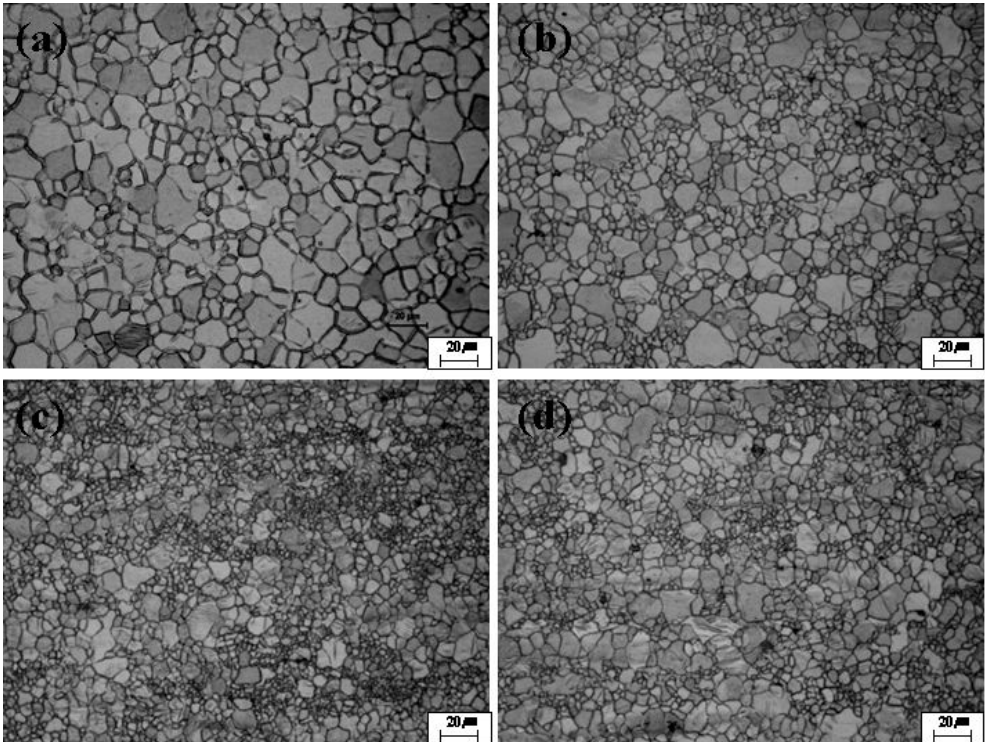


Fig. 17 Optical micrographs of the Mg-3Al-2Sn-xMn extruded alloys
(a)None, (b)0.2 wt%Mn, (b)0.4 wt%, (c)0.6 wt%

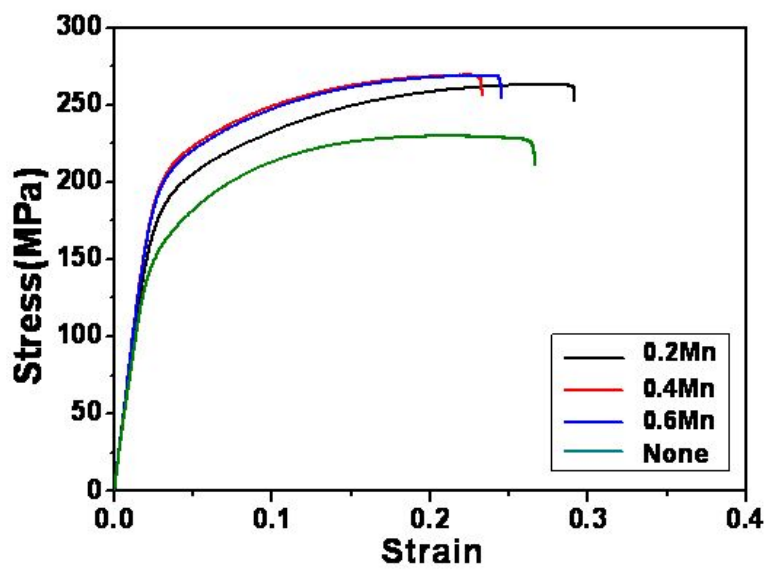


Fig. 18 Stress-Strain curves of the Extruded Mg-3Al-2Sn-xMn alloys.

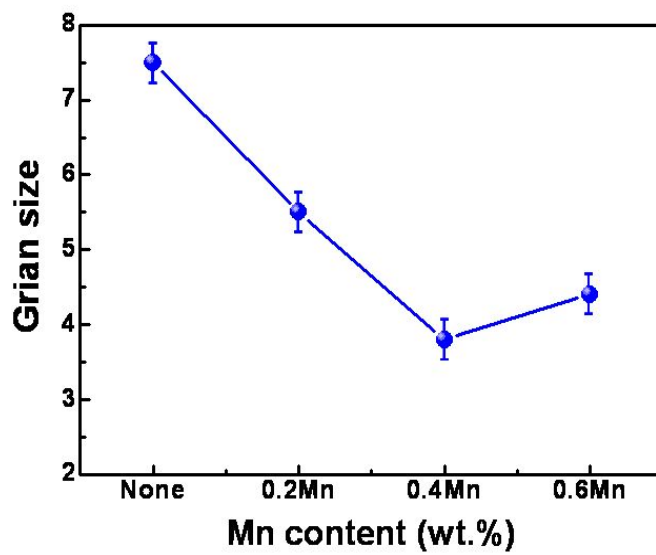


Fig. 19 Grain size of the Mg-3Al-2Sn-xMn extruded alloys.

4.3 Mg-xAl-2Sn 및 Mg-xAl-2Sn-0.4Mn 합금 (x= 6, 9 wt.%)

4.3.1 미세조직

위에서 언급한 바와 같이 Mg-3Al-2Sn-xMn 합금에서 Mn 함량이 증가함에 따라 압출재의 미세조직 및 인장강도 특성은 향상되는 결과를 얻었다. 반면 3wt.%Al 첨가된 합금의 경우 시효경화에 의한 강도 증가는 크지 않아 6wt.% 및 9 wt.%Al을 첨가시켜 석출상의 증가에 따른 강도 향상을 이루기 위한 연구를 수행하였다.

Fig. 20 은 Mg-6Al-2Sn, Mg-6Al-2Sn-0.4Mn, Mg-9Al-2Sn 및 Mg-9Al-2Sn-0.4Mn 합금 주조재의 미세조직을 나타낸 광학현미경 사진으로 Al 첨가 함량이 증가함에 따라 결정립 크기는 증가하였으며, 제 2상의 분율 또한 증가함을 관찰할 수 있었다.

Fig. 21 는 Mg-6Al-2Sn과 Mg-9Al-2Sn 합금 주조재의 SEM/BEI 사진으로 두 합금 모두 제 2상은 $Mg_{17}Al_{12}$ 상과 Mg_2Sn 상으로 주로 결정립계에 분포하고 있으며, 그림에서 볼 수 있듯이 Al의 첨가량이 증가함에 따라 $Mg_{17}Al_{12}$ 상의 분율이 증가함을 관찰할 수 있었고 Fig. 22~25 은 Fig. 21 의 합금을 SEM/EDS 분석을 통해서 제2상들의 성분 분석을 하였다. 성분 분석결과 $Mg_{17}Al_{12}$ 상과 Mg_2Sn 상이 분석되었다. Al의 첨가량에 따른 결정립 사이즈의 변화를 Fig. 26 에 나타내었다. 결정립 사이즈의 증가로 볼 때 Al의 첨가량은 결정립 사이즈를 미세화 시키지 않고 결정립 성장 시키는 결과를 얻을 수 있었다.

4.3.2 시효조직

Al 첨가함량 변화에 따라 제조된 합금의 시효 거동을 조사하기 위해 400°C에서 30분 유지 후 수냉한 후 200°C 12시간 시효처리를 행하였다. Fig. 27 은 Mg-6Al-2Sn, Mg-9Al-2Sn 합금을 시효처리한 광학현미경 사진으로 주조재에서는 볼 수 없었던 결정립 주위에 검은색의 명암을 가지는 부분이 관찰되었다. 9 wt.%Al이 첨가된 시효합금의 경우에는 6wt.%Al이 첨가된 시효합금과 비교하여 결정립계에 조대한 제 2상이 분율이 증가하였으며, 이는 Al 첨가량이 증가함에 따른 용체화 처리 후 남아있는 $Mg_{17}Al_{12}$ 상의 형성에서 기인한 것으로 사료된다.

Fig. 28 는 SEM/BEI의 사진이며 광학현미경에서 보이던 검은 부분은 연속, 불연속적으로 석출된 $Mg_{17}Al_{12}$ 상으로 관찰되었으며 결정입계경와 결정립내에 존재하였다.

4.3.3 압출제의 미세조직

Fig. 29 은 압출온도 350°C에서의 Al 함량 변화와 Mn의 첨가에 따른 압출제의 광학현미경 사진을 나타낸 그림이다. Al 함량의 증가와 함께 Mg_2Sn , $Mg_{17}Al_{12}$ 상들이 증가함을 관찰할 수 있었다. 그리고 열간 압출을 통하여 주조 조직에서 보였던, 조대한 $Mg_{17}Al_{12}$ 상들이 미세하게 파괴되어 압출 방향으로 입계에 늘어선 모양으로 관찰되었다. 또한 Mn이 첨가됨에 따라 결정립 크기는 약간 감소함을 알 수 있었다. 반면에 Al 함량 변화에 따른 결정립 사이즈의 변화는 거의 없는 것으로 관찰된다.

4.3.4 압출제의 기계적 특성

Fig. 30 은 압출온도 350°C에서의 Al 함량 변화에 따른 압출제의 상온 인장특성을 나타낸 그래프로서 Al의 함량이 증가에 따라 항복강도 및 인장강도는 증

가하였으며, 또한 Mn의 첨가에 의해서도 항복강도와 인장강도 모두 증가하였다. Mn의 첨가에 의해 결정립의 미세화를 확인할 수 있었으며, 그리고 항복강도의 증가는 Hall-Petch 식에 의해 결정립에 의해 좌우됨을 알 수 있다. 연신율은 Al 함량의 증가와 Mn의 첨가에 의해 결정립의 미세화에 의하여 증가됨을 알 수 있었다. 압출온도 350℃에서 Mg-9Al-2Sn-0.4Mn 합금에서 인장강도는 311 MPa, 항복강도는 200 MPa, 연신율은 19%의 실험결과를 얻었다.

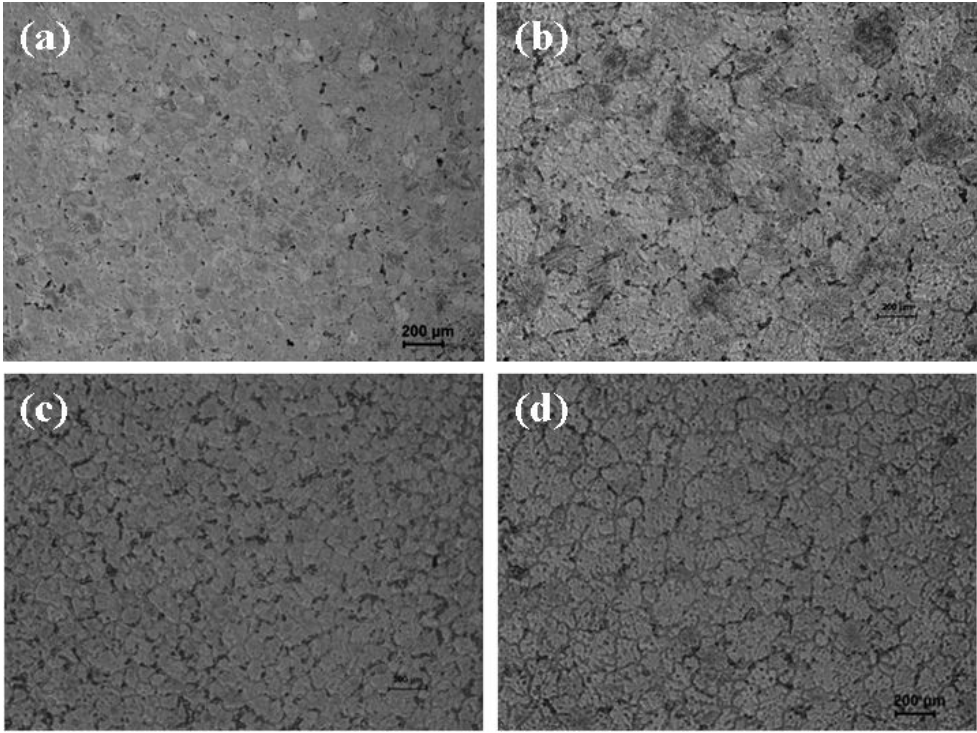


Fig. 20 Optical micrographs of as-cast alloys
(a)Mg-6Al-2Sn, (b)Mg-6Al-2Sn-0.4Mn, (c)Mg-9Al-2Sn, (d)Mg-9Al-2Sn-0.4Mn

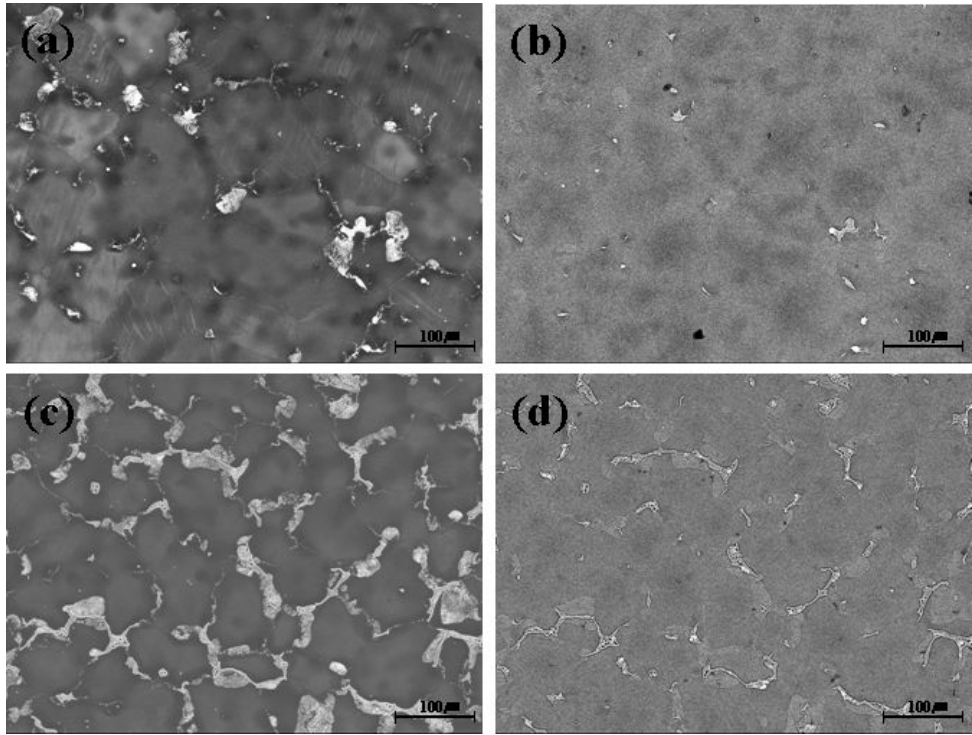
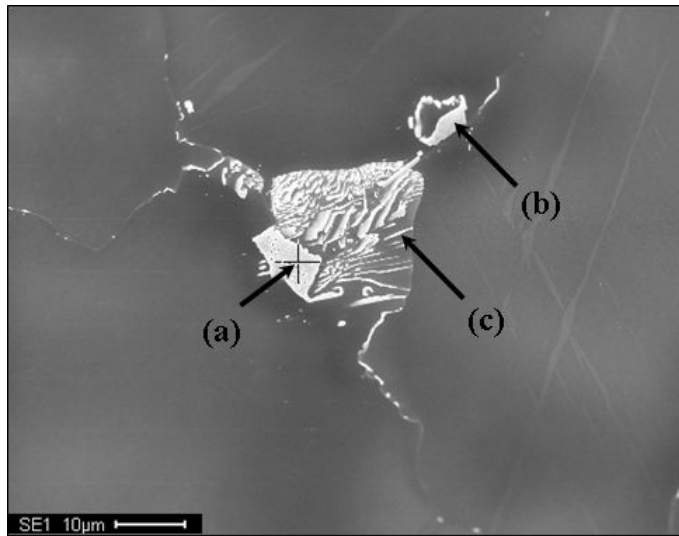
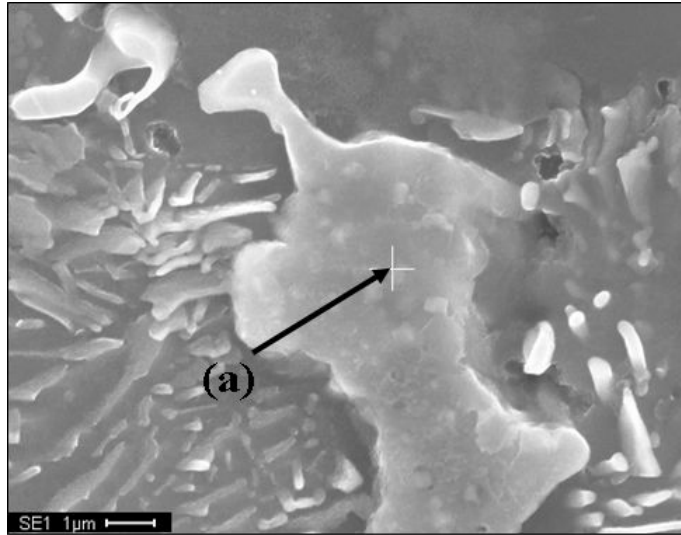


Fig. 21 SEM/BEI image of the Mg-xAl-2Sn alloys; (a)SEI image and (b)BEI image of Mg-6Al-2Sn, (c)SEI image and (d)BEI image of Mg-9Al-2Sn



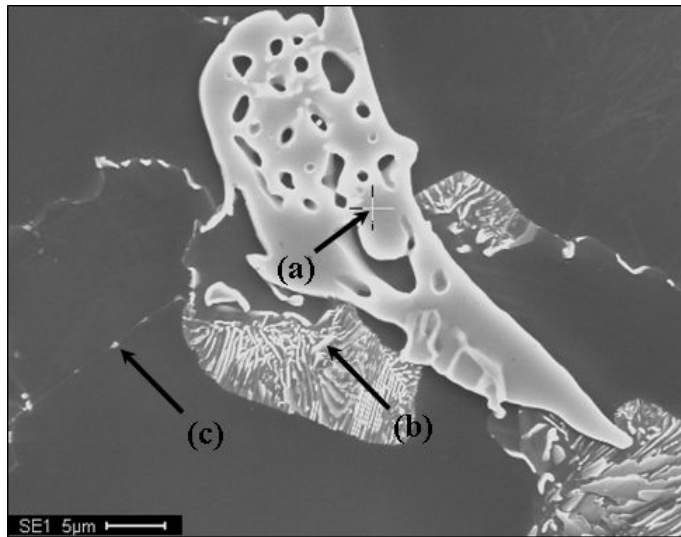
Content (at.%)		
	Mg	Al
(a)	73.11	26.89
(b)	76.66	23.34
(c)	85.11	14.89

Fig. 22 SEM/EDS analysis of precipitates in the Mg-6Al-2Sn alloy.



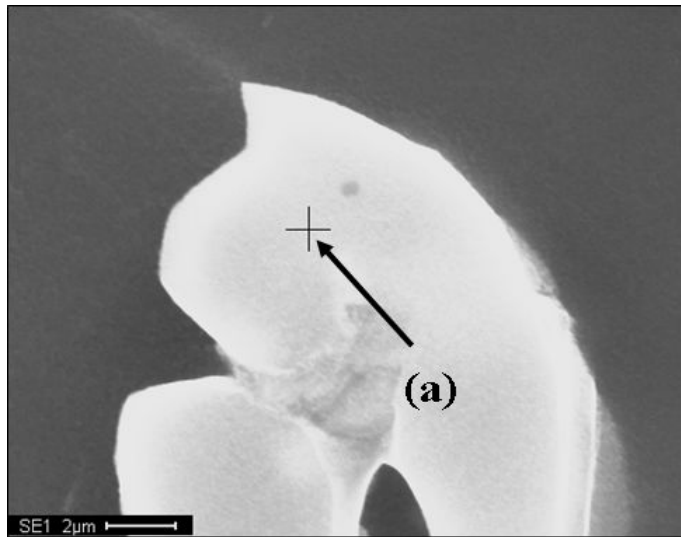
Content (at.%)	
	Mg
	Sn
(a)	73.11
	26.89

Fig. 23 SEM/EDS analysis of precipitates in the Mg-6Al-2Sn alloy.



Content (at.%)		
	Mg	Al
(a)	78.33	21.67
(b)	62.22	37.78
(c)	61.33	38.67

Fig. 24 SEM/EDS analysis of precipitates in the Mg-9Al-2Sn alloy.



Content (at.%)	
Mg	Sn
(a) 95.76	4.24

Fig. 25 SEM/EDS analysis of precipitates in the Mg-9Al-2Sn alloy.

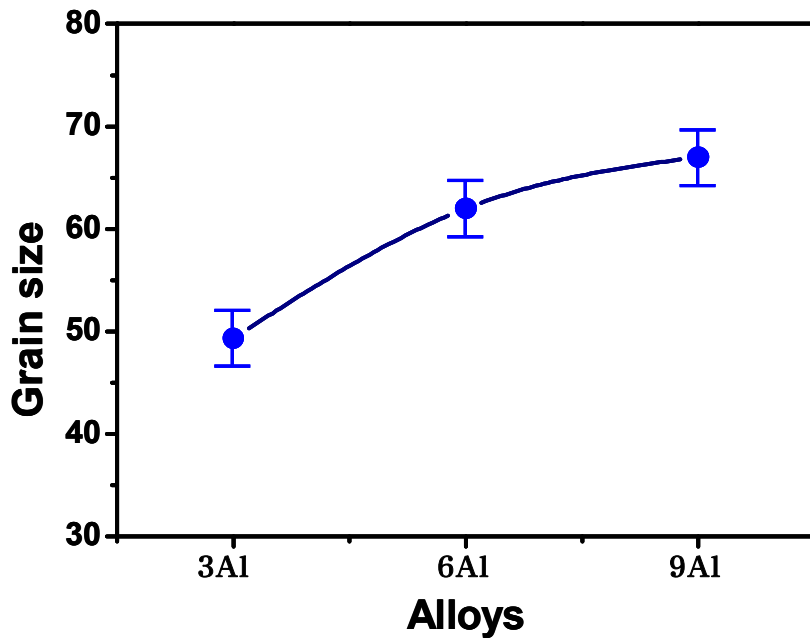


Fig. 26 Grain size of the gravity cast Mg-Al-Sn alloys.

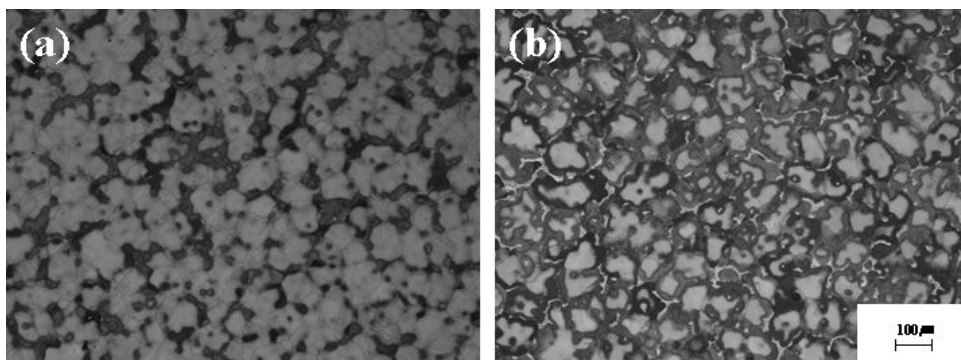


Fig. 27 Optical micrographs of the Mg-Al-Sn alloys after aging treatment at 200°C for 12h ; (a)Mg-6Al-2Sn, (b)Mg-9Al-2Sn

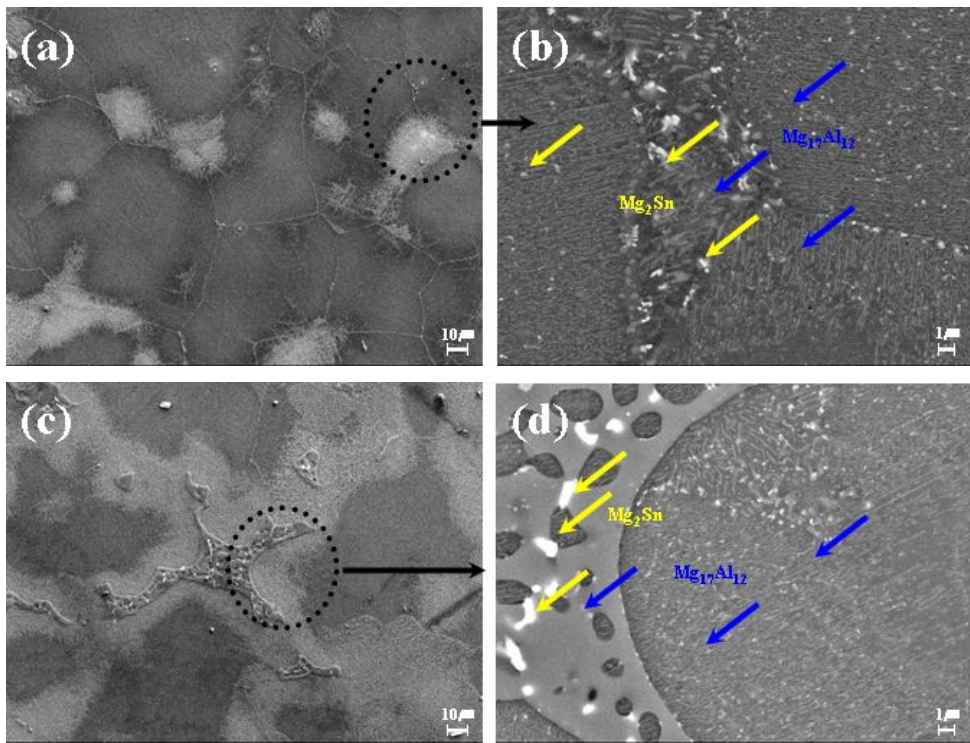


Fig. 28 SEM/EDS analysis of the Mg-Al-Sn alloys after aging treatment at 200°C for 12h; (a),(b)Mg-6Al-2Sn and (c),(d)Mg-9Al-2Sn

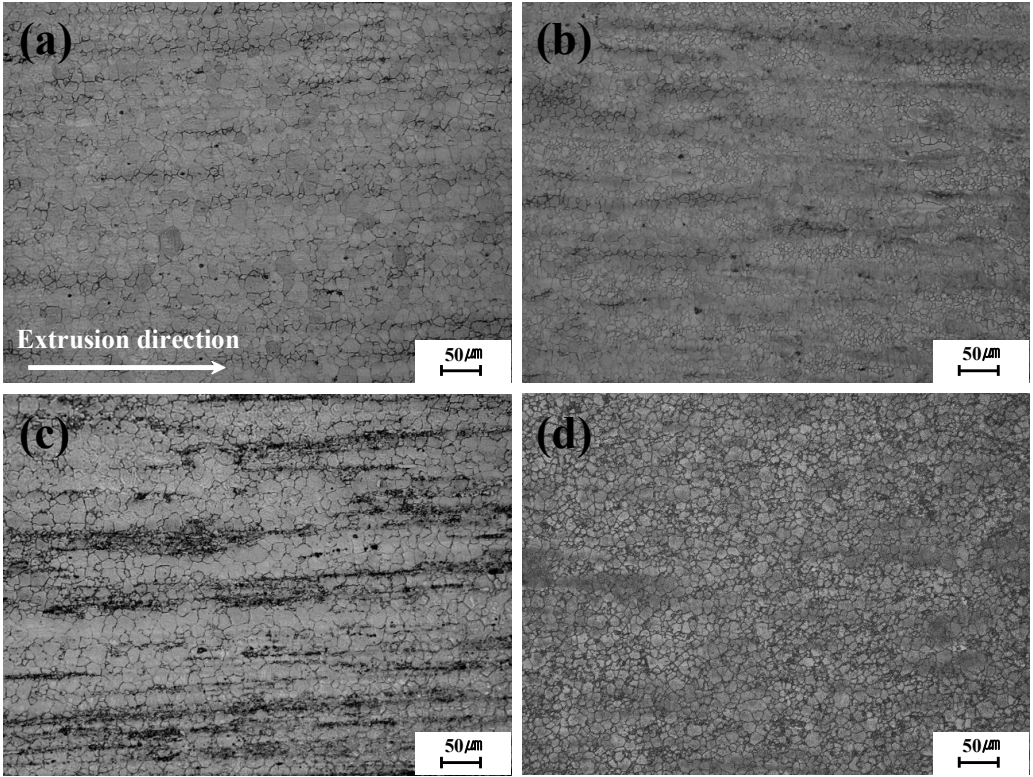


Fig. 29 Optical micrographs of extruded alloys
(a)Mg-6Al-2Sn, (b)Mg-6Al-2Sn-0.4Mn, (c)Mg-9Al-2Sn, (d)Mg-9Al-2Sn-0.4Mn

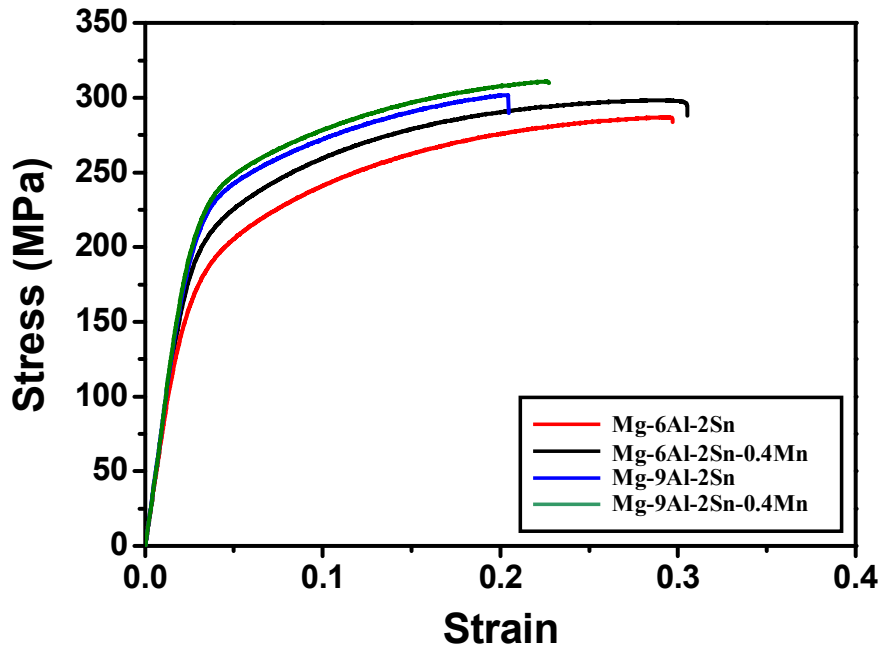


Fig. 30 Stress-Strain curves of the Extruded Mg-xAl-2Sn-0.4Mn alloys

4.4 Mg-xAl-2Sn 및 Mg-xAl-2Sn-0.4Mn 압출/압연 복합공정

4.4.1 미세조직

Mg-Al-Sn계 합금에서 강도 및 연성을 향상시키기 위해 350℃에서 압출비 약 10:1로 압출 후 400℃에서 압하율 80%로 압연하여 미세조직 및 기계적 특성을 분석하였다.

Fig. 31 은 Mg-6, 9Al-2Sn-0.4Mn. 합금의 압출 및 압연 후 400℃에서 30분 어닐링 한 시편의 광학현미경 사진을 나타낸 그림이다. 그림에서 볼 수 있듯이 압출/압연 복합공정인 소성 가공 공정을 통하여 결정립사이즈는 감소하였으며, 특히 Mn이 첨가된 합금의 경우 첨가되지 않은 합금과 비교하여 결정립은 크게 감소하였다. 일반적으로 열간 가공시 동적 재결정은 기지에 분포되어 있는 제 2상에 의해 크게 영향을 받는다고 알려져 있다. 즉, 열간 변형시 제 2상 주위에 응력이 집중되고 변형량이 커짐에 따라 결정립의 핵생성이 촉진되고 또한 결정립 성장을 억제하는 효과를 가진다고 보고되고 있다. 따라서 소량의 Mn 첨가에 의해 형성된 제 2상은 압연시 동적재결정을 촉진시키고 결정립 성장을 억제함으로써 결정립 미세화에 기여하는 것으로 사료된다. 압출/압연 복합 공정으로 제조된 시편의 경우 압출재의 조직보다 더 미세하고 균일한 제2상의 분포를 얻을 수 있었다. 이는 압출/압연 복합 공정의 큰 소성변형에 의해 주조재에서 형성되었던 제2상을 파괴하고 균일하게 분포되기 때문으로 사료된다.

4.4.2 기계적 특성

Fig. 32 는 Mg-xAl-2Sn 및 Mg-xAl-2Sn-0.4Mn 합금의 압출 및 압연된 시편의 400℃에서 30분 어닐링 전 및 후 인장특성을 나타낸 그림이다. Fig. 33 에서 볼 수 있듯이 어닐링 전 Mg-9Al-2Sn 및 Mg-9Al-2Sn-0.4Mn 합금의 항복강도는 약 380MPa의 나타내고 있으며, 특히, 최대 인장강도는 약 390MPa의 인장강도를 나타내었다. 하지만 연신율은 약 7%로 낮은 값을 보이고 있다. 반면 어닐링한 시

편의 경우 (Fig. 32 (b)) Mg-6Al-2Sn-0.4Mn 및 Mg-9Al-2Sn-0.4Mn 합금의 최대 인장강도는 각각 323 및 360 MPa을 나타내고 있으며, 연신율은 각각 21 및 20%로 어닐링 하지 않은 시편의 경우 보다 최대인장강도는 감소하지만 연신율은 향상되었다. 이는 압출/압연 복합공정으로 인한 소성 가공에 의한 제 2상의 미세화 및 결정립 미세화 뿐만 아니라 Mn 첨가에 의한 결정립 미세화에 의한 것으로 사료된다.

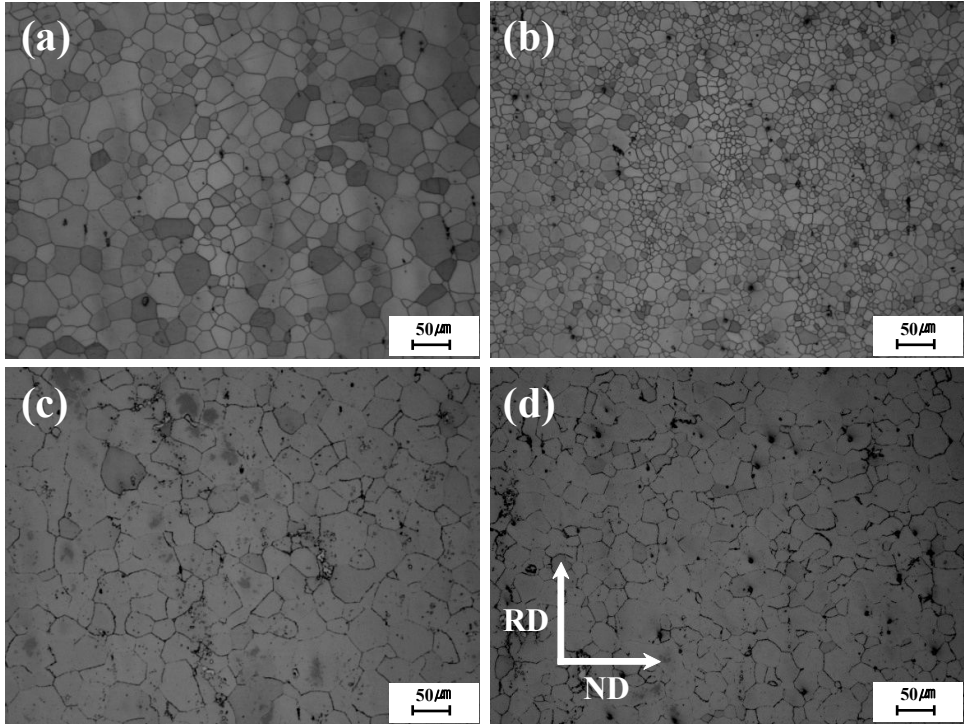
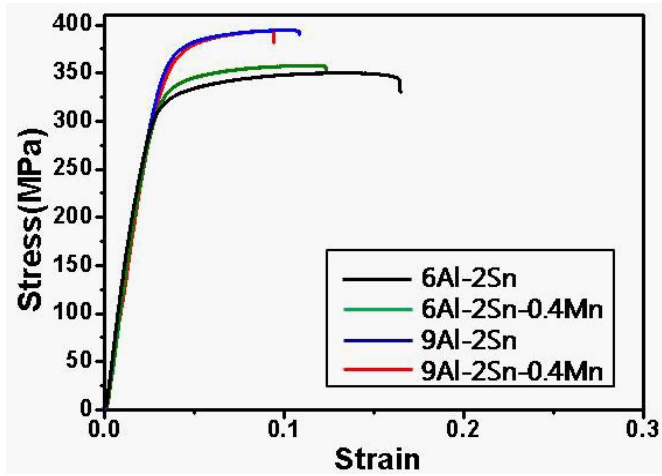
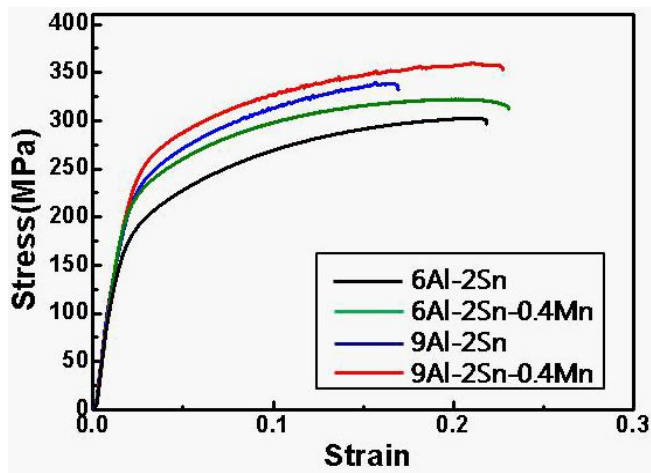


Fig. 31 Optical micrographs of as-rolled alloys after 400 °C for 30min annealed (a)Mg-6Al-2Sn, (b)Mg-6Al-2Sn-0.4Mn, (c)Mg-9Al-2Sn, (d)Mg-9Al-2Sn-0.4Mn



(a)



(b)

Fig. 32 Stress-Strain curves of the Extruded after Rolled Mg-xAl-2Sn-0.4Mn alloys
 (a) Before annealing (b) after annealing at 400°C for 30min

4.5 Mg-9Al-xSn 합금 (x= 2, 5, 8 wt.%)

4.5.1 미세조직

Fig. 33, 34, 35 는 Mg-9Al-xSn 합금 주조재의 광학현미경 사진과 SEM/EDS 분석을 나타낸 것으로 Sn 함량이 2wt.%에서 8wt.%로 증가함에 따라 입계에 Mg₂Sn상의 분율이 증가함을 알 수 있었으며, 또한, Mg₁₇Al₁₂ 상들도 입계에 Mg₂Sn 상들과 같이 존재함을 분석을 통해서 알 수 있었다. Mg₁₇Al₁₂ 상들은 그 물망 형태와 미세한 침상형의 두 가지로 관찰이 되었다.

Fig. 36 은 Mg-9Al-xSn 합금의 열간 압출 미세조직을 나타낸 그림으로써, Mg-9Al-xSn 주조합금의 열간 압출 후의 Sn 함량에 따른 거동을 보기 위한 실험으로 압출 온도는 350℃로 고정을 한 후 로에서 1시간 동안 유지를 한 후 10:1의 압출 비로 열간 압출 실험을 하였다. 실험 결과 모든 합금에서 압출 핫 밴드가 형성되었으며, Sn의 함량이 증가함에 따라 Hot-band 증가함을 알 수 있었다. 그리고 Sn의 함량이 증가함에 따라서 결정립이 미세해짐을 관찰할 수 있었으며, 부분적으로 동적 재결정에 일어난 것을 확인 할 수 있었다.

4.5.2 기계적 특성

Fig. 37 은 Mg-9Al-xSn 합금에서 Sn 함량 변화에 따른 상온 인장특성을 나타내는 결과로써, Sn 함량이 증가함에 따라 강도는 향상이 되나 연신율이 감소하는 것으로 관찰되었다. 이는 Mg₁₇Al₁₂ 상들은 열간 압출 시 미세하게 분쇄되었기 때문에 같은 조건으로 간주할 수 있으며, 반면에 Sn 함량이 증가함에 따라서 조대한 Mg₂Sn 상들이 증가에 의한 영향으로 Mg₂Sn 상들이 Fig. 38 에서 화살표로 표시한 조대한 Mg₂Sn상으로 압출시 파쇄 되지 않았기 때문에 연신율의 감소에 영향을 주었을 것으로 사료된다.

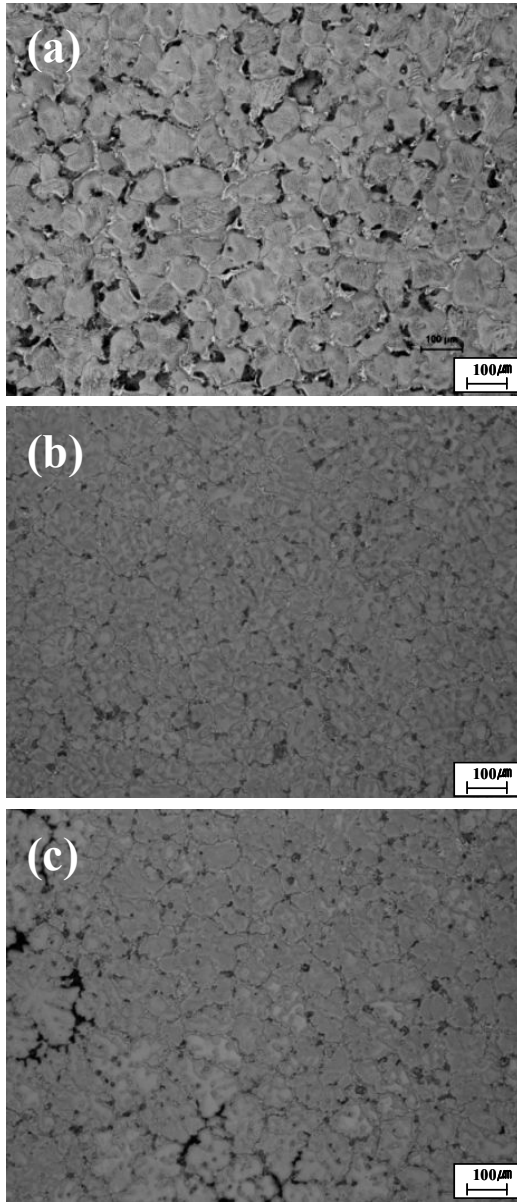


Fig. 33 Optical micrographs of the as-cast alloys
(a)Mg-9Al-2Sn, (b)Mg-9Al-5Sn, (c)Mg-9Al-8Sn

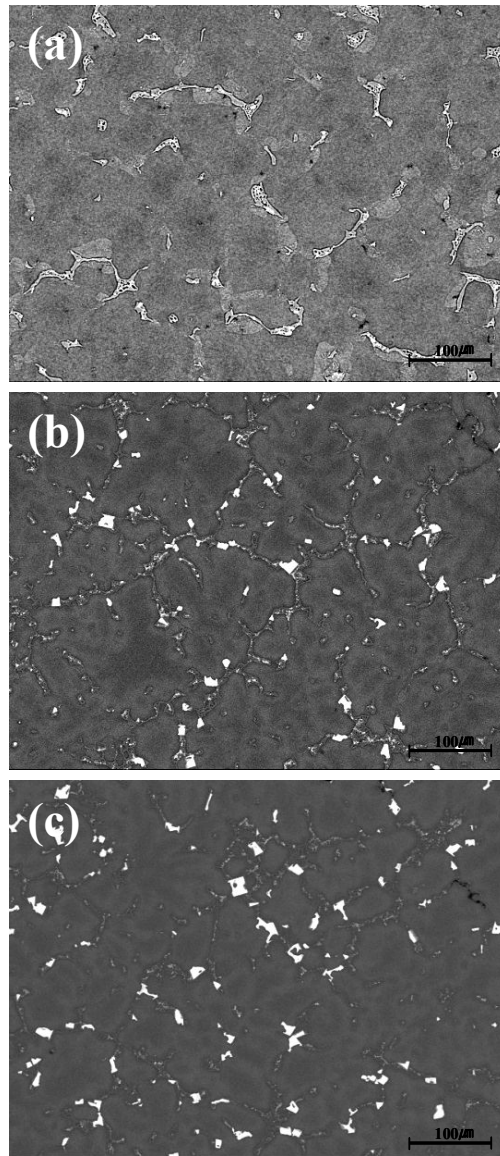
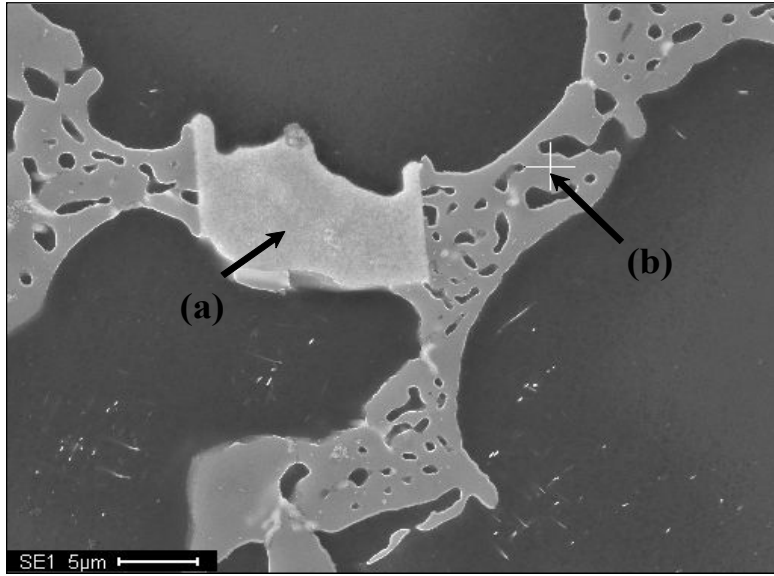


Fig. 34 SEM/BEI micrographs of the as-cast alloys
(a)Mg-9Al-2Sn, (b)Mg-9Al-5Sn, (c)Mg-9Al-8Sn



	Content (at.%)		
	Mg	Al	Sn
(a)	32.61	-	67.39
(b)	63.27	37.73	-

Fig. 35 SEM/EDS analysis of precipitates in the Mg-9Al-5Sn alloy.

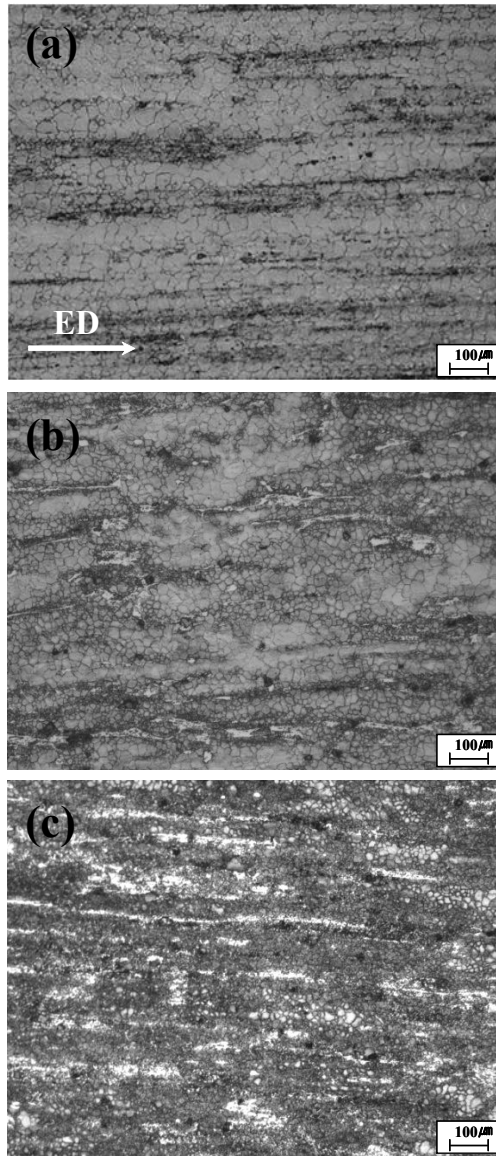


Fig. 36 Optical micrographs of the as-extruded alloys
(a)Mg-9Al-2Sn, (b)Mg-9Al-5Sn, (c)Mg-9Al-8Sn

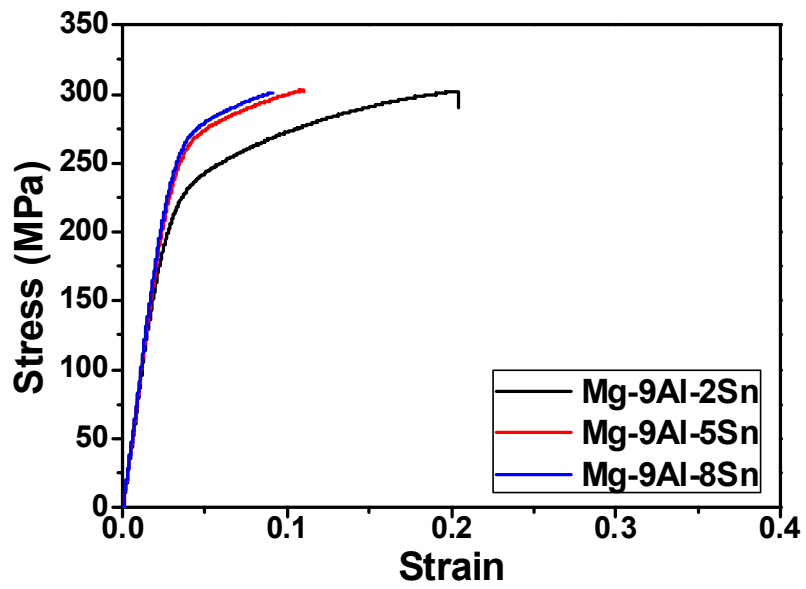


Fig. 37 Stress-strain curves of the extruded Mg-9Al-xSn alloys

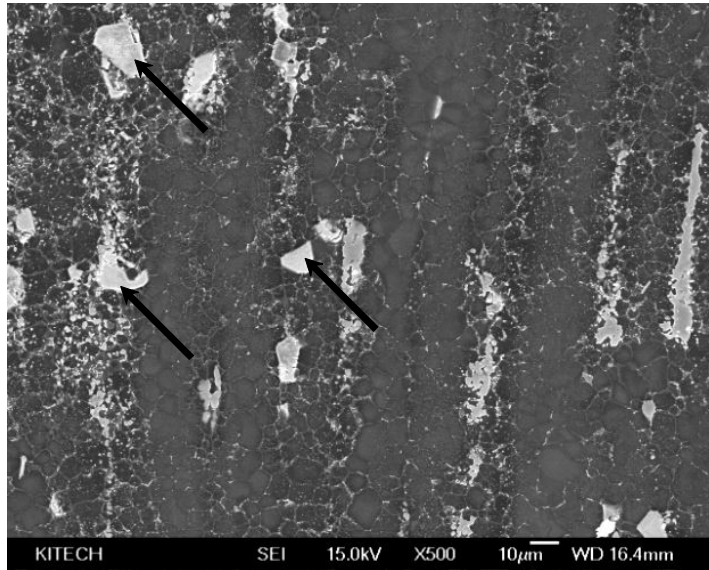


Fig. 38 SEM micrographs of the extruded Mg-9Al-5Sn alloys

4.6 Mg-xAl-2Sn 및 Mg-9Al-xSn 압출제 시효 합금

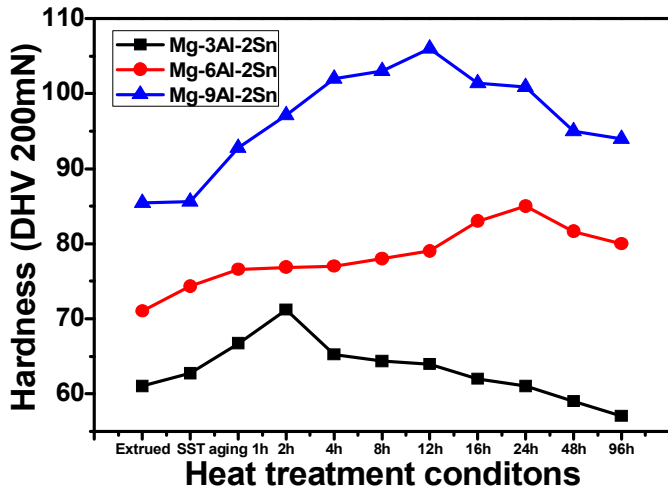
4.6.1 시효경도

Fig. 39 는 Mg-xAl-2Sn 및 Mg-9Al-xSn 합금의 시효시간에 따른 경도 변화를 나타낸 그림이다. Mg-xAl-2Sn 및 Mg-9Al-xSn 합금을 10:1의 압출비로 열간 압출을 행한 후 400°C에서 30분 동안 용체화 처리한 시편을 200°C에서 각각의 시간별로 시효 처리를 행한 후 비커스 경도계를 사용하여 경도값을 측정하였다. 먼저 Mg-xAl-2Sn 합금에서 Al 함량의 변화를 3, 6, 9wt%로 변화시킨 시편의 시효시간에 따른 경도 값을 살펴보면, Al 첨가함량이 증가함에 따라 최대 시효 경도는 증가하였다 특히 Mg-9Al-2Sn 합금의 최대 시효경도는 약 107Hv로서 Mg-3Al-2Sn 합금의 약 70Hv 보다 훨씬 높은 값을 나타내었다. 이는 Al 첨가량이 증가함에 따라 석출상인 $Mg_{17}Al_{12}$ 상이 증가하기 때문으로 사료된다. Mg-9Al-xSn 합금의 경우 시효처리한 시편의 최대 시효 경도는 Sn이 첨가량이 증가함에 따라 증가하나 Al 첨가에 의한 시효경도 증가보다는 낮은 값을 나타내었다. 또한 최대 시효시간도 Mg-9Al-2Sn과 Mg-9Al-8Sn 합금을 비교해 볼 때 Mg-9Al-8Sn 합금이 더 긴 시효시간이 16시간에서 최대 시효경도를 나타내었다. 따라서 Al 및 Sn 첨가량 증가에 따른 경도 증가율과 시효시간을 비교해 볼 때 Al이 Sn보다 석출에 의한 경도 향상에 더 크게 기여한 것으로 사료된다.

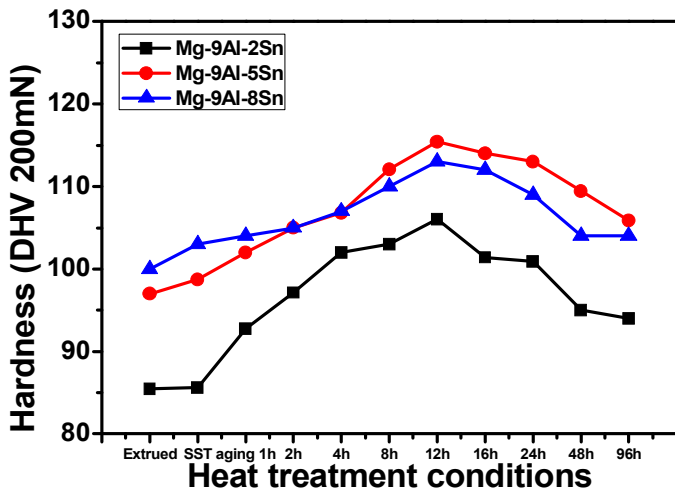
4.6.2 시효조직

Fig. 40 은 시효경도에서 최대의 경도 값을 나타낸 시간의 조직 사진이다. Al의 함량이 높아 질수록 경도 값이 증가 한 이유는 Al함량이 낮은 Mg-3Al-2Sn 합금은 시효 시간이 길어 지더라도 고용이 되어버려 시효 시간을 길게 잡아도 석출상이 거의 나타나지 않지만 Al 함량이 증가 할수록 Fig. 40 에서 볼 수 있듯이 조직에 검은 부분이 증가 하는것을 알 수 있는데 이는 $Mg_{17}Al_{12}$ 상으로 사료된다.

이로 인해 표면에 많은 상이 석출되는 Mg-9Al-2Sn합금에서 높은 경도 값을 나타낸 것으로 보인다. Fig. 41는 가장 높은 경도 값을 나타낸 Mg-9Al-2Sn 합금의 SEM 사진이다. 압출 방향을 따라 조대한 $Mg_{17}Al_{12}$ 상도 존재 하지만, 결정립 경계와 결정립에 길고 가느다란 상들이 존재 하는 것을 관찰 할 수 있었다. 다른 연구 논문들에 의하면 $Mg_{17}Al_{12}$ 상이 경도 가장 높은 상으로 알려져 있다.



(a)



(b)

Fig. 39 Various of hardness test at function of condition
 (a)Mg-xAl-2Sn (x=3, 6, 9 wt.%) (b)Mg-9Al-xSn (x= 2, 5, 8 wt.%)

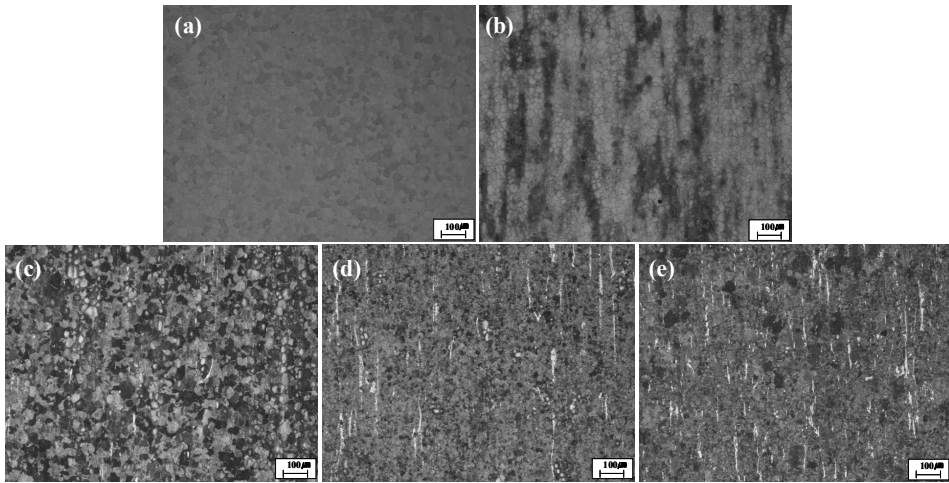


Fig. 40 Optical micrographs of the Mg-Al-Sn alloys peck aging time
(a)Mg-3Al-2Sn at 2h, (b)Mg-6Al-2Sn at 24h, (c)Mg-9Al-2Sn at 12h,
(d)Mg-9Al-5Sn 12h, (e)Mg-9Al-8Sn at 12h

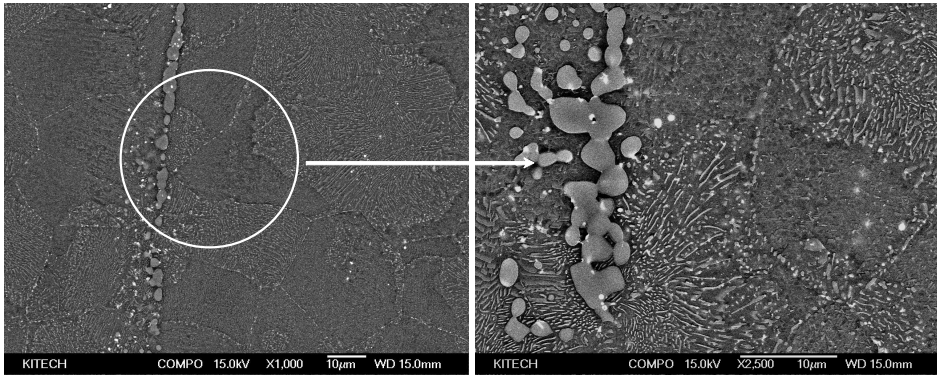


Fig. 41 SEM/BEI micrographs of the Mg-9Al-2Sn alloy

제 5 장 결론

본 연구에서는 Mg-Al-Sn 합금에 Al(3, 6, 9 wt.%), Sn(2, 5, 8 wt.%) 및 Mn(0.2, 0.4, 0.6 wt.%)의 첨가원소의 함량변화에 따른 미세조직과 기계적 특성 영향에 대한 연구를 수행하였다.

1. Mg-3Al-xSn 합금의 시효처리된 합금의 경우 주조재에 비해 경도값은 약간 증가하는 경향을 나타내고 있다. 이는 마그네슘 기지내에 형성된 미세 석출상에 기인한 것으로 사료된다.

2. Mg-3Al-2Sn-xMn 합금에서 Mn 첨가 함유량이 증가함에 따라 큰 결정립 사이에 작은 결정립의 양이 증가하고 있는 것을 관찰할 수 있었으며, Mn 첨가에 의해 작은 결정립의 분율의 증가는 큰 소성변형에 의해 동적재결정시 Al-Mn 상이 핵생성을 촉진하고 결정립 성장을 억제하기 때문으로 판단된다.

3. Mg-xAl-Sn-0.4Mn 합금에서 Al 첨가 함량이 증가함에 따라 결정립 크기는 증가하였으며, 제 2상의 분율 또한 증가함을 관찰할 수 있었다. 0.4wt.%Mn 첨가되었을 경우 Mn첨가가 없던 합금보다 결정립이 미세해지는 것을 관찰 할 수 있었고 소성 가공 후에도 Al 함량이 높은 합금과 Mn 첨가가된 합금에서 높은 기계적 특성을 얻을 수 있었다.

4. Mg-xAl-2Sn-0.4Mn 합금의 압출/압연 복합공정으로 인한 강도의 향상은 소성 가공에 의한 제 2상의 미세화 및 결정립 미세화 뿐만 아니라 Mn 첨가에 의한 결정립 미세화에 의한 것으로 사료된다.

5. Mg-9Al-xSn 합금에서는 Sn의 함량이 증가함에 따라 강도는 향상이 되나 연신율이 감소하는 것으로 관찰되었다. 이는 $Mg_{17}Al_{12}$ 상들은 열간 압출 시 미세하게

분쇄되었기 때문에 같은 조건으로 간주할 수 있으며, 반면에 Sn 함량이 증가함에 따라서 조대한 Mg_2Sn 상들이 증가에 의한 영향으로 조대한 Mg_2Sn 상으로 압출시 파쇄 되지 않았기 때문에 연신율의 감소에 영향을 주었을 것으로 사료된다.

6. Mg-xAl-2Sn 합금에서 Al 함량의 변화를 3, 6, 9wt%로 변화시킨 시편의 시효 시간에 따른 경도 값을 살펴보면, Al 첨가함량이 증가함에 따라 최대 시효 경도는 증가하였다 특히 Mg-9Al-2Sn 합금의 최대 시효경도는 약 107Hv로서 Mg-3Al-2Sn 합금의 약 70Hv 보다 훨씬 높은 값을 나타내었다. 이는 Al 첨가량이 증가함에 따라 석출상인 $Mg_{17}Al_{12}$ 상이 증가하기 때문으로 사료된다. Mg-9Al-xSn 합금의 경우 시효처리한 시편의 최대 시효 경도는 Sn이 첨가량이 증가함에 따라 증가하나 Al 첨가에 의한 시효경도 증가보다는 낮은 값을 나타내었다. 또한 최대 시효시간도 Mg-9Al-2Sn과 Mg-9Al-8Sn 합금을 비교해 볼 때 Mg-9Al-8Sn 합금이 더 긴 시효시간이 16시간에서 최대 시효경도를 나타내었다. 따라서 Al 및 Sn 첨가량 증가에 따른 경도 증가율과 시효시간을 비교해 볼 때 Al이 Sn보다 석출에 의한 경도 향상에 더 크게 기여한 것으로 사료된다.

REFERENCES

- [1] M. M. Avedesian and Hugh Baker, "Magnesium and Magnesium alloy" ASM Specialty Handbook, May 1999, pp.3-7.
- [2] A. A. Luo, "Recent Magnesium Alloy Development for Elevated Temperature applications," Int. Mater. Rev. Vol. 49 (2004), pp.13-30
- [3] M. O. Pekguleryuz and A. A. Kaya, "Creep Resistant Magnesium Alloys for Powertrain Applications," Adv. Eng. Mater. Vol 5 (2005), pp.866-878.
- [4] H. Hu, N. Li and J. E. Allison, "Potential Magnesium alloys for High Temperature Die Cast Automotive Applications: A Review," Mater. Manufacturing Proc. Vol. 18 (2003), pp. 687-717.
- [5] M. O. Pekguleryuz, "Development of Creep Resistant Magnesium Diecasting Alloys," Mater. Sci. Forum Vol. 350-351 (2000), pp.131-140
- [7] M. O. Pekguleryuz, and M. M. Avedesian, "Magnesium Alloying-Some Metallurgical Aspects," Int. Conference on Mg alloys, DGM (1992)
- [8] "Performance to Viewpoint set on : Phase Transformation and Deformation in Magnesium alloy," Scripta Materialia 48 (2003), pp. 981-984
- [9] W. Blum et. al., "Comparative Study of Creep of the Die-Cast Mg-Alloys AZ91, AS21, AS41, AM60 and AE42," Materials Science and Engineering A319-321

(2001), pp. 735-740

[10] 나영기, "AZ91D 마그네슘합금의 불연속석출거동에 미치는 응력의 영향", 석사학위논문, 서울대학교, 1999.

[11] D. A. Porter and J. W. Edington, "Microanalysis and Cell Boundary Velocity Measurements for Cellular Reaction in a Mg-9%Al alloy," *Pro. R. Soc. Lond. A*, Vol. 385 (1977), pp. 335-350.

[12] A. A. N-Hashemi and J. V. Clark, "Phase Diagrams of Binary Magnesium Alloys," ASM International, 1988, pp. 17-34.

[13] J. B. Clark, "Age Hardening in a Mg-9wt.% Al Alloy," *Acta metall.*, Vol. 16 (1968), pp. 141-152.

[14] D. Duly, W. Z. Zhang and M. Audier, "High Resolution Electron Microscopy Observation of the Interface Structure of Continuous Precipitates in a Mg-Al Alloy and Interpretation with the O-Lattice Theory," *Phil. Mag. A*, Vol. 71, No. 1 (1995), pp. 187-204.

[15] D. Duly, J. P. Simon and Y. Brechet, "On the Competition between Continuous and Discontinuous Precipitation in Binary Mg-Al Alloys," *Acta metall. mater.*, Vol. 43 (1995), pp. 101-106.

[16] M. Hillert, "On Theories of Growth During Discontinuous Precipitation," *Metall. Trans.*, Vol. 3 (1972), pp. 2729-2741.

[17] D. Duly and Y. Brechet, "Nucleation Mechanism of Discontinuous Precipitation

in Mg-Al Alloys and Relation between with the Morphology," *Acta metall. mater.*,
Vol. 42 (1994), pp. 3035-3044.

감사의 글

저는 이제 세상의 문을 열어 앞으로 나아가려고 합니다. 문을 활짝 열면 빛이 들어오듯이 대학원 2년 동안의 생활이 눈앞에 비쳐지는 따뜻한 햇살처럼 느껴집니다. 아직도 배우고 연구해야 할 것들이 많지만, 시간이란 틀 속에 저희 삶을 맞추다 보니 부족한 지식으로 이렇게 졸업 논문을 완성하게 되었습니다. 생각처럼 모든 일이 쉽게 풀리지 않고, 좌절도 하며 후회도 하였지만 그동안 흘렸던 땀들과 노력이 헛되지 않고 저의 미래의 방향을 제시해주는 역할을 이라 믿고 있습니다.

부족한 제게 대학원 2년간의 생활동안 늘 관심과 사랑으로 돌봐주신 차용훈 교수님께 감사의 말씀을 올립니다. 또한 논문심사 기간 동안 많은 관심을 가져주신 박창선 교수님께 감사의 말씀을 올립니다. 한국생산기술연구소에서 들어와 저의 부족한 점을 많이 채워주시고 부모님처럼 대해주신 이재설, 손현택 박사님께 깊은 감사의 말씀을 올립니다. 또한 언제나 1년 365일 늘 옆에서 지켜보고 함께 실험을 진행하며 친형처럼 대해주며 어려운 문제가 있을 때마다 해결사 같이 해결해주었던 대근이형, 슬기형에게 고마운 마음을 전하고 싶습니다. 또한 연구소에서 힘겨울 때 힘이 되어준 정철이형, 재열이형, 승민이형과 너무나도 재미있고 즐거운 연구소 생활이었습니다. 그리고 광탄성 실험실의 미애누나, 주홍이형, 승원이형에게 감사의 말을 전합니다. 지난 2년간의 연구소 생활을 어떤 무엇과도 바꿀 수 없는 추억들이었습니다. 사회에 나가서도 고마운 마음과 추억을 간직하며 정진해 앞으로 나아가겠습니다. 마지막으로 그동안 저에게 아낌없는 지원을 해주시는 부모님께 정말 감사하다는 말을 전하고 싶습니다.

학위 기간 동안 내가 맡은 일에 대해서 ‘조금 더 잘할걸, 그때 잘할 걸’ 하는 후회가 들기도 합니다. 이런 경험을 바탕으로 사회에 나가서는 대학원 2년동안의 경험을 살려 높은 곳을 달리고 또 달리겠습니다. 다시 한 번 고마우신 모든 분들께 “정말 감사합니다” 라는 제 깊은 감사의 인사말과 함께 이 글을 마칩니다.

2009년 12월 김영모 드림

저작물 이용 허락서

학 과	산업기술공학과	학 번	20087299	과 정	석사
성 명	한글 김 영 모	한문 金 永 模	영문 KIM Young-Mo		
주 소	전라남도 나주시 삼영동 부영아파트 101동 413호				
연락처	E-mail : mctopkim@nate.com				
논문제목	한글 Mg-Al-Sn계 합금의 미세 조직과 기계적 특성에 미치는 Al 및 Sn의 영향				
	영문 Effect of Al and Sn Microstructure and Mechanical properties of Mg-Al-Sn alloys				

본인이 저작한 위의 저작물에 대하여 다음과 같은 조건 아래 조선대학교가 저작물을 이용할 수 있도록 허락하고 동의합니다.

- 다 음 -

1. 저작물의 DB구축 및 인터넷을 포함한 정보통신망에의 공개를 위한 저작물의 복제, 기억장치에의 저장, 전송 등을 허락함.
2. 위의 목적을 위하여 필요한 범위 내에서의 편집과 형식상의 변경을 허락함. 다만, 저작물의 내용변경은 금지함.
3. 배포·전송된 저작물의 영리적 목적을 위한 복제, 저장, 전송 등은 금지함.
4. 저작물에 대한 이용기간은 5년으로 하고, 기간종료 3개월 이내에 별도의 의사 표시가 없을 경우에는 저작물의 이용기간을 계속 연장함.
5. 해당 저작물의 저작권을 타인에게 양도하거나 출판을 허락을 하였을 경우에는 1개월 이내에 대학에 이를 통보함.
6. 조선대학교는 저작물 이용의 허락 이후 해당 저작물로 인하여 발생하는 타인에 의한 권리 침해에 대하여 일체의 법적 책임을 지지 않음.
7. 소속 대학의 협정기관에 저작물의 제공 및 인터넷 등 정보통신망을 이용한 저작물의 전송·출력을 허락함.

동의여부 : 동의(0) 반대()

2010년 2월 25일

저작자: 김 영 모 (인)

조선대학교 총장 귀하