





2017년 2월 석사학위논문

마그네슘합금 미세조직과 기계적 특성에 미치는 응고속도와 알루미늄 함량의 영향

조선대학교 대학원

첨단소재공학과

강 신 욱



마그네슘합금 미세조직과 기계적 특성에 미치는 응고속도와 알루미늄 함량의 영향

Effect of solidification rate and aluminum content on microstructure and mechanical properties of magnesium alloys

2017년 2월 25일

조선대학교 대학원

첨단소재공학과

강 신 욱





마그네슘합금 미세조직과 기계적 특성에 미치는 응고속도와 알루미늄 함량의 영향

지도교수 김 희 수

이 논문을 공학 석사학위신청 논문으로 제출함.

2016년 10월

조선대학교 대학원

첨단소재공학과

강 신 욱





강신욱의 석사학위 논문을 인준함

- 위원장 조선대학교 교수 <u>장 우 양</u> (인)
- 위 원 조선대학교 교수 <u>김 정 석</u> (인)
- 위 원 조선대학교 교수 <u>김 희 수</u> (인)

2016년 12월

조선대학교 대 학 원





목 차

LIST OF TABLES	••••••	iii
LIST OF FIGURES		iv
ABSTRACT		viii

1. 서론 ···································
2. 이론적 배경
2.1 마그네슘 합금의 특징
2.2 마그네슘 합금의 종류
2.3 마그네슘 합금에 함유되는 원소의 영향
2.4 공정상 형태(Eutectic phase morphology)09
2.5 마그네슘 합금 중 미세조직에 미치는 응고속도의 영향
2.6 마그네슘 합금 중 미세조직에 미치는 알루미늄 함량의 영향11
2.7 마그네슘 합금 중 미세조직에 미치는 아연 함량의 영향
2.8 연속, 불연속 석출상
2.9 마그녜슘합금의 주조방법
2.9.1 금형주조
2.9.2 전자기 연속주조(Electromagnetic continuous casting)
2.10 열처리의 영향
3. 실험방법
3.1시험편 제작



3.1.1 재료
3.1.2 주조
3.1.3 열처리
3.2. 시험편 분석
3.2.1 컴퓨터 시뮬레이션을 이용한 응고속도 측정
3.2.2 미세조직분석
3.2.3 원소적 특성분석40
3.2.4 기계적 특성분석40
4. 결과 및 고찰
4.1 응고속도와 알루미늄 함량에 따른 영향46
4.1.1 주물의 두께에 따른 응고속도의 변화46
4.1.2 기계적 성질
4.1.3 미세조직
4.1.4 기계적 성질과 미세조직간의 상관관계48
4.2 주조방법에 따른 열처리의 영향49
4.2.1 기계적 특성
4.2.2 미세조직
4.2.2.1 연속주조시편
4.2.2.2 중력주조시편
5. 결론
참고문헌



LIST OF TABLES

Table	1.1	Current and potential application of magnesium alloys in vehicle parts [2]	04
Table	2.1	Mechanical properties of pure magnesium(99.9wt.%) [14].	16
Table	2.2	Code letters for the designation system of magnesium alloys [17]	18
Table	2.3	Temper designations for magnesium alloys [17].	19
Table	3.1	Compositions of magnesium alloys cast with step-wise mold used in this study.	41
Table	3.2	Compositions of AZ61 alloy cast with different methods used in this study 4	41
Table	4.1.1	Chemical compositions of the phases numbered in Fig. 4.1.3.	56



LIST OF FIGURES

Figure	1.1	Historical sales-weighted average rated fuel consumption of midsize cars in the U.S. [1]. \cdot 03
Figure	2.1	An example of a magnesium alloy designation [7]17
Figure	2.2	Phase diagram of Mg-Al binary alloy [17] 20
Figure	2.3	Phase diagram of Mg-Zn binary alloy [17]21
Figure	2.4	Castability of magnesium alloy with percentage of each aluminum and zinc [23] 22
Figure	2.5	Phase diagram of Mg-Al (full line) and Mg-Al-1Zn (dotted line). The ternary
		isopleths are plotted at 1wt.%Zn [24]
Figure	2.6	The as-cast microstructure of the AZ91 alloy [41]24
Figure	2.7	Microstructure of AZ91 magnesium alloy cast in (a) steel and (b) sand mold [35]. $\cdots 25$
Figure	2.8	Microstructure image of eutectic morphologies in Mg-Al alloy: (a) lamellar (b)
		fibrous in a Mg-33Al alloy, and (c) partially divorced and (d) fully divorced
		in a Mg-15Al alloy. In the (a) and (b), the brightest areas are $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$
		and the darkest areas are α -Mg. In the (c) and (d), the brightest areas are β
		-Mg ₁₇ Al ₁₂ and the darkest areas are eutectic phase of α -Mg and β -Mg ₁₇ Al ₁₂ .
		The gray areas are primary α -Mg dendrites, showing coring from the low
		Al content areas near the centers of their arms(light gray) to the higher Al
		content areas near the edges of their arms(dark gray) [33, 34] 26
Figure	2.9	The range of eutectic morphologies observed in the gravity and high pressure
		die castings and the dependence of morphology on aluminium. The lighter
		phase in each of the micrographs is Mg ₁₇ Al ₁₂ . Detailed gravity casting
		conditions and compositions have been provided elsewhere [33] 27
Figure	2.10	Schematic diagrams of solidification process of Mg-Al alloy [38] 28
Figure	2.11	SEM images of Mg-8%Al-X%Zn alloys; (a) and (b) 0wt.%, (c) and (d)
		0.5wt.% and (e) and (f) 1wt.% [39]
Figure	2.12	(a) Continuous and (b) discontinuous precipitation in alloy AZ91E [32] 30
Figure	2.13	The effect of aluminum content, zinc content and cooling rate on eutectic
		morphology in permanent mold cast Mg-Al-Zn alloys [32]
Figure	2.14	Schematic of gravity casting method using permanent mold [7]





Figure 2.15 Schematic of continuous casting with electro magnetic method [42]
Figure 2.16 SEM images of AZ91 alloy with different solution treatment time; (a) and (b)
as-cast, (c) and (d) 24hr and (e) and (f) 100hr [46]
Figure 2.17 Backscattered electron (BSE) images and electron probe micro analysis
(EPMA) line profiles of Al and Zn contents in (a) as-cast, (b) 24hr treated
and (c) 100hr treated samples [46]35
Figure 2.18 Microstructure and elemental distribution of AZ61: (a) As-cast and (b)
solution heat treated [47]
Figure 2.19 Effect of annealing(Solution heat treatment) time (a) on stress and strength
characteristics of alloy AZ61, (b) on hardness of alloy AZ61 [47]
Figure 3.1 Schematic drawings of (a) permanent mold and (b) the resultant cast product
used in this study. 42
Figure 3.2 Heat treatment process for AZ61 alloy at 415°C for 0~64 hours
Figure 3.3 Schematic of cooling curve for the solidification of alloy
Figure 3.4 (a) Schematic drawing of a specimen and (b) photograph for compressive test 45
Figure 4.1 Graph showing cooling curves of (a) AZ31, (b) AZ61, and (c) AZ91. The
result of cooling rate calculated from (a) to (c) are showing in (d)
Figure 4.2 Graph showing the micro-Vickers hardness of AZ31, AZ61 and AZ91 alloys
with different cooling rates during solidification
Figure 4.3 SEM images of as-cast (a) AZ31, (b) AZ61, (c) AZ91 and (d) AZ91
Figure 4.4 Optical images of AZ31((a) and (b)), AZ61((c) and (d)) and AZ91((e) and (f))
with different thicknesses(25 and 55mm) of the as-cast specimen
Figure 4.5 Optical images of AZ31, AZ61 and AZ91 with different thickness(25 to
55mm) of the as-cast specimen. 58
Figure 4.6 Graph showing the β -phase fraction of (a) the different solidification rate and
(b) aluminum composition. 59
Figure 4.7 Graph showing the relation of the β -phase and hardness of AZ31, AZ61 and
AZ91
Figure 4.8 Graph showing the compressive strength of each alloy and solidification rate.
The effect of aluminum content on compressive strength was clear, but the
effect of solidification rate was not clear





- Figure 4.14 The EPMA results showing the distribution of Al and Zn in the continuous-cast specimens during the heat treatment time. The continuous-cast specimen showed fully-divorced eutectic β -phase particles. Al dissolved into the matrix as β -phase particles were divided into smaller one and disappear with increasing heat treatment time. Zn existed with the β -phase in the as-cast state, but quickly dissolved into the matrix at the initial stage of the heat treatment.
- Figure 4.16 The EPMA elements distribution of as-cast AZ61 cast by gravity method. ... 69

- Figure 4.20 The EPMA results showing the distribution of Al and Zn in the gravity-cast specimens during the heat treatment time. The gravity-cast specimen had partially-divorced eutectic structure. Al dissolved into the matrix as β





-phase particles were divided into smaller one and disappear with increasing heat treatment time. Zn existed with the β -phase in the as-cast state, but quickly dissolved into the matrix at the initial stage of the heat treatment like continuous specimens. ---73





Abstract

Effect of solidification rate and aluminum content on microstructure and mechanical properties of magnesium alloys

By Shin-Wook Kang Advisor: Prof. Hee-Soo Kim, DPhil. Dept. of Advanced Materials Engineering, Graduate School of Chosun University

Recently, development of magnesium alloys have been active in automobile industry due to their light weight. This study presents changes of microstructure and mechanical properties according to changes of aluminum content and solidification rate in magnesium alloy. The magnesium alloys used in the study had 3~9wt.% aluminum with 1wt.% zinc. The alloys were cast into a step-wide mold to investigate the effect of the cooling rate during solidification.

Solidification rate increased with increasing of aluminum content and decreasing cast thickness. The major phases of the alloys were α -Mg, β -Mg₁₇Al₁₂, and eutectic α + β . The eutectic morphologies were consist of fully- or partially divorced eutectic phases. The hardness increased with increasing aluminum content and solidification rate. The effect of the aluminum content was more effective than solidification rate to increase the hardness. The changes of β -Mg₁₇Al₁₂ phase fraction was proportional to the hardness. The compressive strength was not affected by the solidification rate, but by the aluminum content.

Heat treatment of the as-cast alloy was carried out to improve the mechanical properties of the as-cast billets. Hardness of billets changed continuously during the heat treatment. At the initial stage of the heat treatment, the hardness decreased due to the release of the residual stress of as-cast alloy. Then the hardness increased due to solid solution strengthening. After the peak, the hardness decreased again as the number of β -Mg₁₇Al₁₂ phases decreased in both continuous and gravity casting.

– viii –





1. 서론

최근 대기오염과 그에 따른 지구온난화가 전 세계적인 이슈로 대두되고 있다. 이에 대한 대책으로 유한한 에너지를 효과적으로 활용하는 방안에 대한 연구가 산업 전반에 서 진행되고 있다. 국제기후협약에 의해 자동차의 에너지 절감과 CO₂ 배기가스에 대한 규제가 강화되는 추세에 있다. Fig. 1.1은 100km 주행 가능한 휘발유 양을 연도에 따 라 나타낸 것으로 1970년대부터 기록을 보면 꾸준히 감소하는 것을 알 수 있다. 일례 로, 오는 2020년까지 한국은 리터당 24.3km, 유럽은 26.5km, 미국은 18.8km, 일본은 20.3km의 연비 규제가 시행된다. 자동차 관련 산업계에서는 이러한 추세에 발맞춰 자 동차용 재료의 고성능화와 경량화에 대한 연구가 증가하고 있다 [1].

일반적으로 차량 무게를 10% 줄이면 연비는 6% 가량 개선되는 것으로 알려져 있 다. 이와 동시에 배출 가스도 줄어들어 질소산화물(NOx)은 8.8%, 일산화탄소(CO)와 탄화수소(HC)는 각각 4.5%, 2.5% 감소한다. 또 가속과 조향 성능이 각각 8%, 6% 향 상되고 제동거리는 5% 단축되는 효과가 있다. 감량에 따른 하중 감소로 섀시 부품의 내구 수명이 1.7배 늘어난다. 소재 경량화를 위한 연구는 철강분야와 알루미늄, 마그네 슘 등으로 나뉘어 진행되고 있다. 단순히 무게만 줄이는 것이 아니라 강도 또한 증가 시키는 연구가 진행되고 있다. 이 중 마그네슘 합금으로 대체 가능한 부분은 Table 1.1에 나타낸 것처럼 엔진, 섀시, 내부 인테리어, 그리고 최종적으로는 차체까지로 알려 져 있다 [2].

상용 마그네슘 합금에는 첨가 원소에 따라 AZ계열 (Mg-Al-Zn), AM계열 (Mg-Al-AM), ZK계열(Mg-Al-Zr), AE계열 (Mg-Al-RE) 등이 주로 사용된다. 이 중 90% 가까이 사용되어 가장 많은 사용량을 차지하는 합금은 AZ91 합금으로, 알루미늄 9wt.%와 아연 1wt.%의 함량을 가지고 있다. 이 합금은 주조성과 상온에서의 기계적 성질 및 부식저항성이 우수하기 때문에 자동차부품 분야뿐만 아니라 각종 구조 재료에 서도 널리 사용된다 [3].

여타 금속재료와 유사하게 마그네슘 합금을 주조하는 데에 합금원소의 함량과 응고 속도의 영향이 기계적 성질과 미세조직 등에 영향을 미치게 되므로 두 제어 특성에 따

- 1 -





른 상호작용의 결과에 대하여 연구가 필요하다 [4].

현재까지 마그네슘 합금에 대하여 주조 직후의 상태보다는 열처리 이후 혹은 압연, 압출이후의 상태에 대하여 연구가 활발히 진행되었다 [5-7]. 그러나 열처리 이후, 압연 과 압출 등에서의 미세조직 및 기계적 특성들은 2차 특성으로, 주조상태에서의 특성들 의 영향으로 성질이 결정되므로 주조직후 상태의 재료를 연구하는 것이 필요하다. 따 라서 본 연구에서는 상용 마그네슘 합금재료로 주로 사용되는 AZ31, AZ61, AZ91 합 금의 알루미늄의 함량 및 응고속도의 변화에 따른 마그네슘 합금에서의 주조 직후 상 태에서의 미세조직과 기계적 성질의 변화에 대하여 관찰하고자 한다.

추가적으로 주조방법이 다른 AZ61 합금의 열처리에 따른 미세조직과 기계적 성질의 변화를 비교 분석하고자 한다.







Figure 1.1 Historical sales-weighted average rated fuel consumption of midsize cars in the U.S. [1].





Engine and Transmission parts (drive train)	Interior parts		
Gear box Intake manifold Crankcase Cylinder housing Oil sump Transfer case Support	Steering wheel cores Seat components, rear seat Instrument panel Steering column components Brake and clutch pedal brackets Air bag retainer		
Chassis Components	Body components		
Road wheels Suspension arms (front and rear) Engine cradle Rear support	Cast components - Inner bolt lid section - cast door inner - cast A/B pillars Sheet components Extruded components		

Table 1.1	Current and	potential	application	of	magnesium	alloys	in	vehicle	parts	[2].
-----------	-------------	-----------	-------------	----	-----------	--------	----	---------	-------	------





2. 이론적 배경

2.1 마그네슘 합금의 특징

마그네슘은 구조용 재료로 사용되는 금속재료 중 가장 가벼운 특성을 가지고 있다. 단순 비중은 1.7g/cm³로, 알루미늄의 2/3(2.7g/cm³),철의 1/5(7.8g/cm³)이다. 마그네슘합 금의 비강도(158K·N·m/kg)는 동일 강도 대비 무게가 철의 60%(63.1K·N·m/kg), 알루 미늄(Al6061)의 20%(115K·N·m/kg) 정도로 높은 특성을 가진다 [6]. 또한 마그네슘 합 금은 일반적으로 650~680℃ 정도의 저온에서 용해가 가능하여 제조 및 재활용 시 필 요한 에너지가 철강(융점 1539℃)에 비해 크게 낮다. 재용해시 불순물을 제거하고 성분 을 재 첨가하는 공정 역시 쉽게 관리되어 초기 생산품과 거의 동등한 등급으로 재생이 가능하다. 마그네슘합금은 150℃에서 100시간을 가열해도 변형량이 6x10⁻⁶ 정도이고, 100℃ 이하에서는 치수안정성이 높아 주조시 제품 크기에 대한 예측이 쉽다 [7-8]. 마 그네슘합금(463%)의 절삭률은 다른 구조용 재료로 사용되는 저탄소강(100%)을 기준으 로 알루미늄합금(401%) 등 보다 피삭성이 월등히 좋고 절삭속도가 빠르다. 이에 따라 2차 가공에 소요되는 시간과 가공비용 등을 줄일 수 있다 [8, 9].

마그네슘 소재 산업은 운송분야를 기반으로 성장하고 있으나 전체 차량에 대한 적용 은 아직 미미하다. 마그네슘 합금 중 AZ91의 경우에는 강도와, 주조성, 그리고 내식성 이 우수한 특성을 보이고 있다. 이 중 첫 번째로 상용화된 재료는 AZ91D로서, 1996년 Volkswagen AG와 Audi AG의 기어박스 하우징에 처음 사용되면서 알려져 왔다. 평 균적으로 미국에서 생산되는 차량의 경우에는 1995년에서 2007년으로 지나오면서 차량 무게 대비 마그네슘합금 소재의 사용량이 0.1%(1.8kg)에서 0.2%(4.5kg)로 증가하였다. 2020년 이전까지 0.5%(10kg)까지 사용량을 늘릴 수 있을 것으로 예상된다. AZ91 합금 의 주된 생산 방법은 다이캐스팅으로, 내부 패널이나, 크로스바 빔, 시트 프레임, 스티 어링 휠, 부 변속기, 휠 및 브래킷과 덮개 등에 활용된다 [10, 11].

U.S. Automotive Materials Partnership은 마그네슘 합금의 운송수단에 대한 활용량 에 대하여 2020년까지 1000kg 당 5.4kg(2005년 기준) 에서 158kg까지 높이려 계획하 고 있다. 이러한 장점들에도 불구하고 연구가 필요한 부분은 다음과 같다 [1].

- 5 -



- 조선대학교

 CHOSUN UNIVERSITY
 - 기계적 특성 마그네슘 합금(AZ91, HV75)은 알루미늄합금(ADC12, HV110)과 스 데인리스 스틸(AISI 304L, HV160)에 비해 무르기 때문에 합금소재의 개발을 통 해 기계적 성질을 비슷하게 해야만 대체할 수 있다.
 - 2) 부식 특성 마그네슘 합금은 반응성이 높기 때문에 표면 코팅을 통해 부식을 방 지하는 방법을 주로 사용한다. 다음과 같은 것들이 부식 특성을 일으키기 때문에 사용이 어렵다.
 - a) 용접접합성 마그네슘합금은 spot welding 특성이 좋지 않으며, 접합체를 사용 하는 국부적인 접합만 가능하므로 거의 사용되지 않는다.
 - b) 일반적인 도료와의 접착성 마그네슘합금은 일반적으로 자동차에 사용되는 페
 인트인 인산처리와 전기코팅방식 등이 잘 적용 되지 않는다.
 - c) 갈바닉이나 이종금속 접촉부식 마그네슘을 다른 금속과 연결하여 사용할 때,
 반응성이 없도록 비활성화 처리를 하여야 한다.
 - 3) 크립 저항성 마그네슘은 알루미늄만큼 크립 저항성이 크지 않고, 이에 따라서 엔진블럭이나 다른 고온응용재료에 사용되기가 힘들다.
 - 4) 압출소재의 고온성형성 압연판재나 압출재와 같은 소재가공법에 가벼운 금속을 사용할 경우, 소재에 국부적으로 힘이 가해져 균열이 발생하여 파괴될 수 있기 때문에 고온성형 등의 공정을 추가하여야 하는데, 이와 같은 것은 생산 공정상 비용이 많이 발생되는 부분이다. 마그네슘의 결정구조인 HCP 구조는 변형의 방 위가 제한된 일부에서만 가능하기 때문에 상온에서 가공성이 낮다. 따라서 가공 성을 향상시키기 위해서는 200℃ 에서 225℃ 정도로 온도에서 가공 하는 것이 필요하다 [12, 13].

2.2 마그네슘 합금의 종류

순수한 형태의 마그네슘은 다음 Table 2.1과 같은 기계적 성질을 가진다 [14]. 이와 같이 순수한 마그네슘에 대해서는 구조용 재료에 사용할 만큼 기계적 성질이 충분하지 않기 때문에 다른 금속과의 합금으로 사용되는데, 합금시 부식저항성과 기계적 성질이 크게 향상되어 대개 합금을 제조하여 사용한다. 일반적인 합금원소는 알루미늄, 아연, 망간 등이다.



마그네슘합금 중 가장 많이 사용되는 상업용 합금계열은 AZ 계열(Mg-Al-Zn), AM 계열(Mg-Al-Mn), AE 계열(Mg-Al-RE), ZK 계열(Mg-Al-Zr) 등이 있다 [15]. 이중, AZ 계열의 합금들이 마그네슘합금 생산량의 90% 이상을 차지한다. 이는 다른 합금계 열들에 비하여 주조성과 가공성이 우수하기 때문이다 [16].

마그네슘합금의 이름명명은 미국 ASTM의 규격에 기준하여 구분된다. Fig. 2.1은 마 그네슘합금의 이름을 나타낸 예시이다 [7]. 마그네슘 합금의 이름은 일반적으로 세 부 분으로 나눌 수 있는데, 첫 번째 부분은 두 개의 주된 합금원소의 첫 글자를 따오게 된다. Table 2.2는 마그네슘합금을 표시할 때 첫 합금원소를 표기하는 알파벳을 나타 낸 것이다 [17]. 두 번째 부분은 각 합금원소의 함량을 첫 번째 부분에 표기한 합금원 소의 순서대로 나타낸다. 세 번째 부분은 합금원소 이외의 추가적인 합금원소 함량에 따라 일련번호로 A, B, C등으로 분류된 등급(grade)을 나타내며, 하이픈(-)뒤의 문자는 열처리 조건을 나타낸다. 예를 들어 AZ61C-T4의 경우, A는 알루미늄, Z는 아연이 합 금원소임을 의미하며, 61은 각각 알루미늄이 6wt.%, 아연이 1wt.% 포함되어 있음을 나타낸다. C는 주요 합금원소 외에 Fe, Mn, Cu등이 첨가 된 양을 나타낸 등급을 나타 내고, 이후의 T4는 열처리 조건을 나타낸다. 열처리 조건에 대한 내용은 Table 2.3에 나타내었다 [17]. 본 연구에서는 열처리보다는 합금 주조재의 특성에 대하여 주로 고찰 하였으므로, 열처리 조건에 대한 상세한 설명은 생략한다 [7, 17].

2.3 마그네슘 합금에 함유되는 원소의 영향

상용 마그네슘합금 중 합금원소로 알루미늄과 아연이 주로 들어간 AZ 계열 합금은 주로 중력주조와 다이캐스팅 주조 등, 주조 제품을 생산하는 재료로 사용된다. 알루미 늄을 첨가하면 금속간화합물인 β-Mg₁₇Al₁₂상의 석출강화 및 고용강화를 통해 강도와 경도를 향상시킨다 [18-20]. Fig. 2.2에 나타낸 Mg-Al 이원계 상태도에 따르면 [17], 알루미늄은 437℃에서 마그네슘에 최대 12.6wt.% 까지 고용한다. 공정상은 33wt.%Al 의 구역에서 Mg와 금속간 화합물인 Mg₁₇Al₁₂의 상간 결합으로 나타난다. 상용 마그네 슘 합금계는 알루미늄의 함량을 고용한계인 12.6wt.% 이내에서 사용하는 것이 일반적 이다. 6wt.% 이내로 첨가한 알루미늄은 마그네슘 기지 내에 고용되며, 그 이상에서는 열처리에 의한 β-Mg₁₇Al₁₂상의 고용경화의 효과를 가질 수 있다. 일반적으로 상용화된

- 7 -



합금에서는 알루미늄의 함량이 10wt.%이내이며, 6wt.% 내외에서 강도 및 연신율 모두 구조용 재료에 양호한 물성을 갖는다. 이때 평형 상태도 상으로는 알루미늄이 모두 마 그네슘 상 내에 고용되므로 100% a-Mg 상을 보이게 되지만, 실제에서는 비평형 응고 를 하게 되므로 알루미늄의 함량이 최소 2% 이상이라면, 공정상이 응고 후반에 나타 나게 된다. Mg-Al 합금은 넓은 응고범위를 가지게 되므로, 주조시 편석, 기공 또는 고 온균열(hot tearing)등이 발생하기 쉽다 [21]. 마그네슘-알루미늄 합금에서 공정상은 아 연이 함유되어 있는 경우와 함유되지 않은 경우에 따라 그 모양이 달라진다. 아연이 함유되지 않은 경우에는 용체화된 마그네슘을 작은 섬 형태로 포함한 덩어리 조직 형 태로 구성되며, 반면에 아연을 함유한 경우 이혼공정구조(divorced eutectic)를 이루게 되어 입자들은 초정 사이에 형성된다 [17]. 기존의 연구자들은 마그네슘에 알루미늄의 첨가에 대한 영향의 연구를 다수 진행하였으며, 그 공정상의 구조와 기계적 성질들을 파악하려 노력하였다 [4, 22].

아연은 알루미늄 다음으로 많이 사용되는 합금원소이다. 아연은 보통 알루미늄과 함 께 첨가하게 되면 주조 조직 중 Mg₁₇Al₁₂상에 고용되어, 3차 금속간화합물인 Mg₁₇(Al,Zn)₁₂를 형성한 뒤 고용강화 효과를 통해 결정의 성장을 제한시켜 결정립을 미세화하고 강도를 증가시키는 효과를 갖는다 [17]. Fig. 2.3에 마그네슘-아연 2원계 상태도를 나타내었다 [17]. 기본적인 마그네슘-알루미늄 2원계 합금 평형상태도에서 아 연이 1wt.% 첨가된 상용합금(AZ31, AZ61, AZ91)에 대한 연구가 진행되어 왔다. Fig. 2.4는 마그네슘 합금 중 알루미늄과 아연의 함량에 따른 재료의 특성을 나타낸 그림이 다 [23]. 이와 같이 아연이 1wt.% 첨가된 합금이 상용합금으로 주로 사용되는 이유는 주조성이 좋고, 적은 양의 아연 첨가로도 그 기계적 성질이 크게 향상되기 때문이다. 아연의 Fig. 2.5는 1wt.% Zn이 첨가된 Mg-Al 평형상태도이다. 검은 선의 Mg-Al 평 형상태도를 기준으로 보면 아연이 1wt.%첨가되자 α-Mg 의 구역의 넓이가 작아지고 β-Mg₁₇Al₁₂상이 형성되는 알루미늄 함량 또한 낮아짐을 확인 할 수 있다 [24, 25].

Fig. 2.6은 광학현미경으로 관찰한 주조직후의 AZ91 합금의 미세조직이다 [38]. 초정 a-Mg, 공정 a-Mg + β-Mg₁₇Al₁₂상(응고속도에 따라 완전이혼공정 또는 부분이혼공정 으로 형성된다.) 그리고 β-Mg₁₇Al₁₂상 (43.95wt.%Al)과 공정 혼합상 등으로 이루어짐 을 알 수 있다. 알루미늄과 아연의 비율이 3:1을 넘을 경우에, β-Mg₁₇Al₁₂상 내부의 알 루미늄에 아연이 고용되어 Mg₁₇Al_{11.56}Zn_{0.5} 상 또는 Mg₁₇(Al,Zn)₁₂상을 형성한다고 알 려져 있다 [26, 30].

망간은 Mg-Mn 또는 Mg-Al-Mn의 형태로 합금에 함유된다. 합금 중 알루미늄의

- 8 -





함량이 없을 때에는 a-Mg 상의 격자 내에, 알루미늄의 함량이 있을 때에는 MnAl, MnAl₄, MnAl₆, Al₈Mn₅ 등의 상을 만들어서 내식성을 향상시킨다. 망간이 철 또는 그 외의 중금속 원소와 결합하여도 내식성이 강한 금속간 화합물을 형성한다. 그러나 마 그네슘에 대한 고용한계가 작아서 첨가량은 제한된다. 상용합금의 경우 함유량이 1.5wt.% 이상을 넘지 않으며, 알루미늄을 첨가한 합금의 경우 망간의 고용한계가 0.3wt.%로 감소한다. 강도의 변화에는 큰 영향을 주지 않으나 주로 내식성이 증가하는 것으로 알려져 있다 [25].

2.4 공정상 형태(Eutectic phase morphology)

AZ31, AZ61, AZ91 등 아공정조성에 위치한 마그네슘-알루미늄-아연 합금에서, 알 루미늄은 용해된 마그네슘에 전체가 고용되는데, 응고를 통하여 주로 α-Mg과 β -Mg₁₇Al₁₂이 형성되게 된다. 이때 미세조직을 형성하는 과정은 총 세 단계를 거친다. 첫 번째로 초정 a-Mg이 액상온도에서 핵생성을 하고, 응고 중에 수지상정으로의 성장 이 일어난다. 두 번째로 용탕의 온도가 공정점에 접근하여 수지상간의 액체가 공정조 성에 도달하게 될 때, 공정 β-Mg₁₇Al₁₂이 형성하게 된다. 그러나 초정 α-Mg의 성장에 따라 용탕 내 알루미늄의 함량이 증가하게 되고 β-Mg₁₇Al₁₂의 핵생성이 어려워진다. β -Mg₁₇Al₁₂ 상은 수지상간의 액체가 충분히 과냉될 때에 핵생성과 성장이 일어나게 된 다. 이러한 과정을 이혼공정응고(divorced eutectic solidification)이라고 한다 [28]. 이는 비평형 응고에 따른 α-Mg, β-Mg₁₇Al₁₂상이 공정상을 형성하게 된다. 다른 연구 결과 에 따르면 응고속도에 따라서도 이러한 이혼공정이 전체 또는 일부분만 일어날 수 있 다고 알려져 있다 [32]. 이혼공정(divorced eutectic)은 마그네슘합금에서 주로 나타나 며, 형태는 부분이혼공정(partially divorced eutectic)에서부터 완전이혼공정(fully divorced eutectic)까지 넓은 범위에 이르러 나타난다. 냉각속도 및 응고조건에 따라 다 르게 나타나기도 하는데, 기본적으로 Mg-Al 2원계 합금의 경우, 공정조성인 33wt.%Al의 경우에는, 주로 응고하면서 층상조직(lamellar)이나 섬유조직(fibrous metallic phase) 형태로 구성되게 된다. 이는 HCP 구조의 초정 α-Mg 와 Mg₁₇Al₁₂금속 간 화합물형태로 구성되어 있다고 알려져 있다 [33, 34].

- 9 -





2.5 마그네슘합금의 미세조직에 미치는 응고속도의 영향

마그네슘합금 뿐만 아니라 모든 합금에서 용탕의 응고속도는 합금의 기계적 성질과 부식특성 등 많은 특성에 큰 영향을 미친다. 그동안 마그네슘 합금의 연구에서 주형의 재질과 예열, 주물의 크기 등에 따른 응고속도 조절에 대하여 기계적 성질과 미세조직 을 파악하는 연구가 활발히 진행되어 왔다 [4, 30, 33, 35].

Fig. 2.7은 금형과 사형에 주조한 마그네슘합금 AZ91의 미세조직 사진이다 [30]. 주 형에 상관없이 미세조직은 수지상의 α-Mg와 공정 α-Mg + β-Mg₁₇Al₁₂로 이루어져 있 음을 알 수 있다. 금형에 주조 시 사형보다 상대적으로 열전도도가 빠르고, 이에 따른 결과로 급냉의 효과가 있다. 최종응고에 도달하는 시간이 짧아 상의 핵생성이 성장속 도보다 빠른 금형주조 미세조직에서는 상의 크기들이 작게 형성된 것에 반하여, 사형 주조 미세조직은 성장 할 수 있는 시간이 충분히 확보되어 기지 α-Mg와 공정 α-Mg + β-Mg₁₇Al₁₂ 이 모두 크게 자란 것을 알 수 있다 [35].

Fig. 2.8은 알루미늄의 함량이 33wt.%와 15wt.%일 때, 응고속도에 따른 공정상의 형 태를 나타낸 그림이다 [30, 31]. Dargusch et al. 에 따르면, 알루미늄이 33wt.%가 함유 되어있을 때, 응고속도가 느린 경우, 층상구조와 응고속도가 빠를 경우, 섬유상을 나타 내었으며, 15wt.%를 포함 할 때에는 부분이혼공정과 완전이혼공정을 나타내었다 [27, 33, 34].

이와 같이 공정상의 형태를 결정 하는 데에는 응고속도가 큰 영향을 나타나는 것으 로 확인 되었다. AZ91 합금에 대하여는 Luo et al.의 연구에 따르면 같은 합금소재에 서 다이캐스트 주조시에는 완전이혼공정이, 그리고 중력주조에서는 부분이혼공정이 관 찰되었다 [36].

응고속도가 공정상의 형태에 미칠 수 있는 다섯 가지 영향은 다음과 같다.

- 1) 초정 α-Mg 수지상정의 형태를 바꾼다. 이러한 역할은 전체적인 공정상의 크기와 성장을 결정하는데, 결과적으로 β 상의 핵 생성 수와 크기에도 영향을 미친다.
- 응고속도를 상승시키는 것은, 응고 초기 과정에서 수지상 내 용질함량의 감소에
 영향을 미친다. 결과적으로 공정온도에서의 액상의 부피 분율을 향상시킨다.
- 응고속도는 용액증의 용질원소들의 농도구배에 영향을 주게 되어 수지상의 성장에 영향을 준다. 이에 대한 결과로 공정상의 핵 생성 시간을 변화시키게 한다.

- 10 -





4) 빠른 응고속도는 β-Mg₁₇Al₁₂상이 생성되기 전 높은 과냉에 이르게 한다.

5) 공정상의 형태는 공정상의 성장 중 응고속도의 영향을 받는다 [36].

다른 합금들과 마찬가지로 주조방법과 합금성분, 후처리 등에 따라 그 기계적 성질 이 변화하게 된다. 일반적으로 AZ91 합금의 인장강도 값은 165~250 MPa 정도이다.

2.6 마그네슘 합금의 미세조직에 미치는 알루미늄 함량의 영향

Fig. 2.9는 마그네슘-알루미늄 합금에서 알루미늄의 함량이 9, 15, 21wt.%에 대하여 미세조직 사진을 나타낸 그림이다 [33]. (a)~(c)는 알루미늄의 함량 9wt.%합금계 에서 는 응고속도가 빠를 때 주로 부분이혼공정과 전체이혼공정, 구형의 공정상이 얻어졌다. 반면에 동일 합금계의 느린 응고속도부분에서는 구형 공정상의 부피분율이 훨씬 증가 하였고, 이혼공정상은 거의 관찰되지 않았다. 다른 합금계에서도 비슷하게 관찰되었다. 15wt.% 합금계에서는 느린 응고속도 부분인 중앙부에서는 구상공정이 주로 관찰되었 으나, 빠른 응고속도 부분인 외곽부에서는 완전이혼공정이 관찰되었다. 21wt.% 합금계 에서는 중앙부에 섬유상이, 그리고 가장자리에 알갱이형태가 주로 관찰되었다. 알루미 늄의 함량이 감소할수록 이혼공정이 증가하는 경향이 있는데, 이는 초정으로 나오는 a -Mg의 양이 증가하기 때문이다. 이러한 경향은 적은 양의 아연 함량의 추가만으로도 더욱 큰 영향으로 나타나는데, 아연이 알루미늄과 결합하여 액상으로부터 분리, 석출되 기 때문이며, 추가적으로 공정온도가 아연의 첨가로 인해 급격하게 낮아지기 때문이다 [33, 37].

Fig. 2.10은 마그네슘-알루미늄 2원계 합금의 응고과정 중 상의 변화에 대한 그림이 다. Dantzig et al.의 연구를 참조하여 그 과정을 도식화 하였다 [38]. 초기 용탕인 액 상으로부터 초정 α-Mg 핵이 형성되면, 주변의 높은 마그네슘 분위기 하에서 수지상정 으로 성장하고, 이후에 마그네슘의 함량이 초정 α-Mg의 성장으로 모두 소모되어, 액 상 중의 알루미늄의 농도가 33wt.%을 이루게 될 때에, β-Mg₁₇Al₁₂와 α-Mg의 공정상 이 형성되게 된다. (a)~(c)의 과정을 거치며 초정 α-Mg가 형성되고, 수지상으로 성잘 할 때, 이에 따라 상대적으로 알루미늄 원소들은 α-Mg 수지상의 바깥쪽으로 몰리게 된다. 이와 같은 알루미늄 원소들은 후에 (d)β-Mg₁₇Al₁₂상의 형성으로 이어지며 공정 상인 α-Mg+β-Mg₁₇Al₁₂상의 핵 생성과 성장을 거듭하여 그 크기와 분포가 결정된다.

- 11 -





공정 β-Mg₁₇Al₁₂상들이 한 곳에 모여서 β-Mg₁₇Al₁₂상 만 뚜렷하게 분리 된 경우를 (f) 완전이혼공정이라고 하며, β-Mg₁₇Al₁₂상 내부에 일부 α-Mg가 섞여 있는 경우를 (e)부 분이혼공정이라고 한다. 부분이혼공정은 공정상을 형성 하는 과정 중, 마지막까지 응고 되지 않고 남은 액체가 작은 마그네슘 섬(small Mg island)을 형성하면서 공정 β -Mg₁₇Al₁₂상 안에 남아 있을 경우, 최종 응고시 β-Mg₁₇Al₁₂상 내부에 부분적으로 α -Mg상을 포함하게 된다. 반면에 완전이혼공정은 높은 알루미늄 함량(43.95wt.%)을 보 이는 β-Mg₁₇Al₁₂근처에 마그네슘 상이 위치하게 되어, 하나의 금속간 화합물 입자를 형성한다 [34, 35].

2.7 마그네슘 합금 중 미세조직에 미치는 아연 함량의 영향

아연의 첨가에 따른 마그네슘-알루미늄 합금계의 상변화는 Fig. 2.11에 나타내었 다. Hwang et al.에 따르면, Mg-8wt.%Al와 Mg-8wt.%Al-1wt.%Zn을 비교하면, 아연 의 첨가에 따른 a-Mg상 기지 내 알루미늄의 분율 변화는 거의 없엇으며, β-Mg₁₇Al₁₂ 상의 경우에 아연이 공정 반응 중 상의 경계에 편석되면서 다량의 아연이 내부에 포함 되어 있는 것을 확인했다. 아연의 함량이 0, 0.5, 1wt.%로 증가할수록 β-Mg₁₇Al₁₂상의 분율이 11~13%로 점차 증가하면서 수지상의 크기가 감소하는 것을 확인하였다. 이는 아연이 알루미늄의 고용도를 감소시키고 공정점의 온도를 저하시키게 되어, 결과적으 로는 공정온도에서 상간 경계에 존재하는 액상의 비율이 증가하게 되어 공정상이 증가 한다. 일반적으로 10wt.% 이하의 알루미늄 함량을 갖는 Mg-Al 합금계에서 냉각속도 가 증가할수록, 아연의 함유량이 증가할수록 부분이혼공정에서 완전이혼공정으로 나타 난다고 보고되어있다 [39, 40].

2.8 연속, 불연속 석출상

연속 석출상과 불연속 석출상은 주로 열처리에 의해 나타나는 상이지만, 사형주조와 같이, 주조중의 응고속도가 충분히 느릴 때에, 과 포화된 a-Mg상의 전위 부분에서 석 출상이 나타나기도 한다. 이러한 석출상은 두 모습으로 나타나게 되는데, 연속석출과

- 12 -



불연속석출이 있다. Fig. 2.12은 연속 석출상과 불연속 석출상에 대한 미세조직 사진이 다 [32]. 대부분의 형상들은 불연속 석출의 형상으로 나타난다. 불연속 석출상들은 공 정 β-Mg₁₇Al₁₂ 상 부근의 고 경각 경계(high angle boundaries)의 위치에 a-Mg상 근 처에서 형성되어 판형이 아닌 세포형 조직의 형태로 β-Mg₁₇Al₁₂상과 같은 방향성을 가지며 형성된다. β-Mg₁₇Al₁₂상 근처에서 생기는 불연속 석출상들은 10~13wt.% Al 의 높은 알루미늄 함량으로 2wt.% Al에 불과한 수지상에 비해 높은 알루미늄 함량을 가지게 된다. 따라서 주조 직후의 AZ31, AZ61, AZ91 합금은 초정으로 α-Mg이 형성 되고, 이후에 α-Mg와 β-Mg₁₇Al₁₂를 포함하는 공정조직이 주변에 둘러 쌓이는 형태로 형성된다. 이를 통하여 결과적으로는 충상조직의 β-Mg₁₇Al₁₂가 석출된다 [41]. 반면에 연속 석출상은 과 포화된 a-Mg 상 내부에서 따로 핵생성이 되는 상이다. 이렇게 나타 난 석출상들은 열처리를 통해서 a-Mg상 내부로 용체화 처리 될 수 있다. Braszczynska-Malik et al.의 연구에 따르면 응고속도에 따라서도 불연속석출상과 연 속 석출상으로 나뉠 수 있다고 확인되었다 [21, 24, 30, 32, 33].

Fig. 2.13은 알루미늄과 아연의 함량변화, 그리고 응고속도의 변화에 따른 공정상의 형태가 변화하는 과정을 모식도로 나타낸 것이다. Nave et al.의 연구에 따르면 변화요 인에 따라서 완전이혼공정, 부분이혼공정, 구상, 섬유상, 층상구조 등으로 변화한다. 알 루미늄의 함량이 감소할수록, 그리고 응고속도가 증가할수록 완전이혼공정을 이룬다. 아연의 첨가에 대하여는 완전이혼공정과 부분이혼공정을 확인하였지만, 구상, 섬유상, 층상구조에 대하여는 연구가 아직 이루어지지 않았다 [21].

2.9 마그네슘합금의 주조방법

2.9.1 금형주조

금형 주조는 용탕을 금속재질의 주형에 주입하여 주조하는 방법으로, 금속재질의 주 형이 영구적이므로 영구주형(permanent mold)라고도 한다. 금형 주조에 대한 모식도를 Fig. 2.14에 나타내었다. 주형의 재료로 금속을 사용하면 주형의 변형이 적고, 사형 주 조 등과 비교하여 볼 때에 급냉에 의한 결정립의 미세화, 흡수 가스의 강제고용에 의 한 핀 홀의 감소, 압력의 증가, 방향성 응고에 의한 미세한 수축공의 감소 등의 효과가 높다고 알려져 있다. 이때 주형에 사용하는 금속은 주로 내열성이 좋고 강도가 우수한 STD61 등의 합금공구강 재질을 사용한다. 마그네슘 합금의 경우 철-마그네슘 간 고용

- 13 -





도가 거의 없으므로 철-탄소 석출에 의한 부식의 원인이 아닌 철강재료들을 사용한다. 마그네슘 합금용 금형에서는 온도를 자동으로 제어할 수 있는 장치를 결합하여 유동성 을 높이고 수축현상을 극소화 할 수 있는 설계가 필요하다 [7].

2.9.2 전자기 연속주조(Electromagnetic continuous casting)

마그네슘합금의 압출재 및 압연재 등의 수요 증가에 따라 가공용 빌렛이나 슬래브 등의 수요가 증가하고 있다. 이에 따라 높은 생산성을 가지는 연속주조기술이 발달하 였는데, 취출 방식에 따라 수직식과 수평식으로 구분하게 되며, 냉각방식과 교반, 가스 가압 등의 방식에 따라 Direct Chill(DC) 주조법, 전자기주조법(Electro-magnetic casting, EMC) 등으로 분류한다. 연속주조법에 대한 모식도를 Fig. 2.15에 나타내었다 [7, 42, 43].

전자기 연속주조를 하게 되면 일반적인 DC 주조법에서는 제어할 수 없는 빠른 냉각 속도와 주기적인 용탕교반이 주어지기 때문에 조직이 미세화되는 것으로 알려져 있다. 추가적으로 응고 중 용탕 교반을 통하여 주조품 표면의 질, 중심편석, 수축공, 기공, 산 화, 개재물, 크랙 등을 제어하여 2차공정인 압출, 압연 등을 진행 할 때에 제품의 품질 균일도에 큰 영향을 미친다고 알려져 있다 [44].

2.10 열처리의 영향

마그네슘합금은 주조직후 및 압출, 압연상태로도 바로 사용되지만, 주로 열처리를 통 하여 그 기계적 성질과 미세조직의 특성을 개선하여 사용한다. 주조 및 압출 직후 상 태의 경우에는 주물의 급냉으로 인한 잔류응력이 발생하기 때문에 이를 제거하기 위하 여 열처리를 진행하기도 한다. 주물의 크기와 두께, 합금에 따라 열처리 조건이 다르지 만 마그네슘합금은 대체적으로 알루미늄이나 철강계열 합금보다는 열처리 온도가 낮 고, 시간도 적게 걸린다. 용체화 처리는 강도와 인성 및 내충격성을 증가시켜준다고 알 려져 있다. 또한 인공시효는 용체화 처리 이후에 진행되어 인성이 약간 낮아지는 대신 최대 경도와 항복강도를 증가시켜준다 [17]. 주로 용체화 처리 및 시효 처리 등을 사용

- 14 -



한다. Mg-Al-Zn 합금계에서는 용체화 처리를 통하여 공정 β-Mg₁₇Al₁₂상을 기지인 α -Mg에 용해시켜 기계적 성질을 낮추지만, 이후 시효처리를 통하여 기계적 성질을 개 선한다고 알려져 있다 [7, 17, 45].

Xu et al.의 연구에 따르면 415℃에서 24시간, 100시간 열처리를 진행함에 대하여 주 사전자현미경분석(Fig. 2.16)과 전자탐침미소분석(Fig. 2.17)으로 관찰한 결과 미세조직 의 변화로 알루미늄 및 아연 원소가 β-Mg₁₇Al₁₂상에서 α-Mg상으로 규칙적으로 용해 됨을 관찰하였다. 24시간 진행한 결과 입계 부근에 용체화된 원소들이 많이 분포 되어 있었으나, 100시간 증가에 따라 입내로 퍼진 것을 확인하였다. 열처리 시간에 따른 미 세조직상의 변화로 β-Mg₁₇Al₁₂상의 형태가 큰 것에서 작은 것으로 쪼개지고 나누어지 며, 결국 작은 것들은 계속 열처리 시간이 증가할 경우 기지상 내부에 용해됨을 확인 하였다 [46]. Yakubtsov et al.에 따르면 기계적 특성으로 인장강도가 주조 직후 상태 에서는 53.9MPa 였으나, 용체화 열처리를 5시간과 20시간 진행함에 따라 각각 41.8MPa으로 감소하였다가 42.4MPa 일부 증가하는 것을 확인하였다. 추가적으로 β -Mg₁₇Al₁₂상의 분율에 대하여, 주조 직후에서는 10.2% 였으나, 5시간 열처리시 2.1%, 24시간 열처리시는 측정불가한 정도까지 감소하였다고 확인하였다. 이에 대하여 연구 팀에서는 β-Mg₁₇Al₁₂상의 존재가 변형에 대한 저항성과 β-Mg₁₇Al₁₂상 표면의 높은 전 위가 기계적 성질을 높게 나타내었으나, 열처리시 용해효과로 인하여 줄어드는 것으로 나타낸다고 연구하였다 [42].

추가적으로 Zapletal et al.의 연구에 따르면 Squeeze cast 방식으로 주조한 AZ61 합 금의 주조직후와 380℃에서 6시간 동안 용체화처리한 뒤 주사전자현미경과 전자탐침미 소분석을 한 결과를 Fig. 2.18에 나타내었다. 주조 직후에는 a-Mg(그림 중 δ-phase)와 β-Mg₁₇Al₁₂(그림 중 ɣ-phase), 공정조직(a+β), 그리고 AlMn 등이 불균일하게 확인 되 었으나, 용체화 열처리 이후에는 미세조직으로나 원소분포 등에 대하여 a-Mg(그림 중 δ-phase)와 AlMn 상 등으로 나타난 바와 같이 불균일성이 줄어든 것을 확인하였다. Squeeze cast의 조건에서는 380℃에서 6시간 용체화 처리를 최적으로 도출하였다. 용 체화 열처리의 영향이 β상이 a상으로의 용해에 따라 균질화 처리 된 것으로 결론내었 다. Fig. 2.19는 용체화 시간의 증가에 따른 인장강도, 탄성률 및 경도의 변화를 그래프 화한 결과이다. 기계적 성질의 경우 인장강도와 탄성률은 각각 35%, 2.7%, 증가함을 관찰하였으며, 경도는 용체화 처리 시간의 증가에 따라 감소한 경향을 확인하였다. 이 는 용체화에 따른 영향뿐만 아니라 결정립의 크기 증가에 따른 영향도 있었다 [47].

- 15 -





	Tensile	Ensile yield	Compressive	Elongation	Brinell
	strength	strength	yield stress		Hardness
	(MPa)	(MPa)	(MPa)	(70)	(500 kg/10 mm)
Sand cast,					
Thickness	90	21	34-55	2-6	30
13mm					
Extrusion					
Thickness	165-205	69-105	105-115	5-8	35
13mm					
Hard rolled	190 220	115 140	60.93	2 10	45.47
sheet	100-220	115-140	09-03	2-10	40-47
Annealed	160 105	00 105		2 15	40.41
sheet	100-195	90-105		5-15	40-41

Table 2.1 Mechanical properties of pure magnesium(99.9wt.%) [14].







Figure 2.1 An example of a magnesium alloy designation [7].





Letter	Alloying element
A	Aluminum
С	Copper
E	Rare earth metals
Н	Thorium
К	Zirconium
L	Lithium
Μ	Manganese
Q	Silver
S	Silicon
W	Yttrium
Z	Zinc

 Table 2.2
 Code letters for the designation system of magnesium alloys [17].





Designation	Expansion
F	As fabricated
0	Annealed, recrystallized (wrought products only)
Н	Strain hardened
Т	Thermally treated to product stable tempers other than F, O, or H
W	Solution heat treated (unstable temper)
H1, plus one or more digits	Strain hardened only
H2, plus one or more digits	Strain hardened and then partially annealed
H3, plus one or more digits	Strain hardened and then stabilized
T1	Cooled and naturally aged
T2	Annealed (cast product only)
Т3	Solution heat treated and then cold worked
Τ4	Solution heat treated
Т5	Cooled and artificially aged
Т6	Solution heat treated and artificially aged
Τ7	Solution heat treated and stabilized
Т8	Solution heat treated, cold worked, and artificially aged
Т9	Solution heat treated, artificially aged, and cold worked
T10	Cooled, artificially aged, and cold worked

Table 2.3Temper designations for magnesium alloys [17].







Figure 2.2 Phase diagram of Mg-Al binary alloy [17].







Figure 2.3 Phase diagram of Mg-Zn binary alloy [17].







Figure 2.4 Castability of magnesium alloy with percentage of each aluminum and zinc [23].







Figure 2.5 Phase diagram of Mg-Al (full line) and Mg-Al-1Zn (dotted line). The ternary isopleths are plotted at 1wt.%Zn [24].






Figure 2.6 The as-cast microstructure of the AZ91 alloy [41].





Figure 2.7 Microstructure of AZ91 magnesium alloy cast in (a) steel and (b) sand mold [35].



Collection @ chosun



Figure 2.8 Microstructure image of eutectic morphologies in Mg-Al alloy: (a) lamellar (b) fibrous in a Mg-33Al alloy, and (c) partially divorced and (d) fully divorced in a Mg-15Al alloy. In the (a) and (b), the brightest areas are β -Mg₁₇Al₁₂ and the darkest areas are α -Mg. In the (c) and (d), the brightest areas are β -Mg₁₇Al₁₂ and the darkest areas are eutectic phase of α -Mg and β -Mg₁₇Al₁₂. The gray areas are primary α -Mg dendrites, showing coring from the low Al content areas near the centers of their arms(light gray) to the higher Al content areas near the edges of their arms(dark gray) [33, 34].





Ingrossing	collidification	rata	(V/coo)
mereasing	sonumeation	Tate	(N/Sec)

Figure 2.9 The range of eutectic morphologies observed in the gravity and high pressure die castings and the dependence of morphology on aluminium. The lighter phase in each of the micrographs is $Mg_{17}Al_{12}$. Detailed gravity casting conditions and compositions have been provided elsewhere [33].













Figure 2.11 SEM images of Mg-8%Al-X%Zn alloys; (a) and (b) 0wt.%, (c) and (d) 0.5wt.% and (e) and (f) 1wt.% [39].







Figure 2.12 (a) Continuous and (b) discontinuous precipitation in alloy AZ91E [32].





Increasing Aluminium Content



Increasing Zinc Content

Figure 2.13 The effect of aluminum content, zinc content and cooling rate on eutectic morphology in permanent mold cast Mg-Al-Zn alloys [32].







Figure 2.14 Schematic of gravity casting method using permanent mold [7].







Figure 2.15 Schematic of continuous casting with electro magnetic method [42].







Figure 2.16 SEM images of AZ91 alloy with different solution treatment time; (a) and (b) as-cast, (c) and (d) 24hr and (e) and (f) 100hr [46].







Figure 2.17 Backscattered electron (BSE) images and electron probe micro analysis (EPMA) line profiles of Al and Zn contents in (a) as-cast, (b) 24hr treated and (c) 100hr treated samples [46].







Figure 2.18 Microstructure and elemental distribution of (a) AZ61 as cast, (b) AZ61 solution heat treated [47].







Figure 2.19 Effect of annealing(Solution heat treatment) time (a) on stress and strength characteristics of alloy AZ61, (b) on hardness of alloy AZ61 [47].





3. 실험 방법

3.1 시험편 제작

3.1.1 재료

본 연구에서 사용된 마그네슘합금은 AZ31, AZ61, AZ91로서, 마그네슘을 기반으로 알루미늄의 함량이 각각 3, 6, 9wt.%이며, 아연의 함량이 모두 1wt.%로 구성되어 있 다. 본 연구에서 사용된 합금의 화학조성은 Table 3.1과 Table 3.2에 나타내었다. 합 금에 대한 정밀한 성분의 분석은 발광분광분석기(Spark optical emission spectrometry, Thermo Scientific, ARL 4460 OES)를 사용하여 분석하였다.

3.1.1 주조

마그네슘 합금의 용해는 전기저항로에 연강의 도가니를 사용하였는데, 이는 철의 마 그네슘에 대한 고용도가 거의 없기 때문이다. 순 금속으로 Mg, Al, Zn을 각각 넣은 뒤 750℃까지 가열하였다. 이 후 용탕의 주입온도는 700℃로 진행 하였으며 용해 및 주조 를 진행하는 동안 용탕의 산화를 방지하기 위하여 SF₆ 가스와 CO₂가스를 1:100의 비 율의 가스 분위기를 유지하였다 [45, 46]. 이후 STD61소재의 금형을 계단 형으로 설계 하여 주물의 두께를 달리 주조할 수 있게 하였다. 자세한 금형의 설계는 Fig. 3.1에 나 타내었다. 계단 형으로 주조를 하면 주물의 두께별로 금속의 열전달 속도가 달라지고, 결과적으로 응고속도가 달라지어 미세조직과 기계적 성질이 변하는 변화양상을 관찰 할 수 있다. 금형 표면의 수분 및 이물질을 제거하기 위하여 200℃로 예열한 후 사용 하였다.

연속주조와 중력주조의 주조방법에 따른 차이를 관찰하기 위하여 봉형의 AZ61 주물 을 주조하였다. 연속주조방식에서는 전자기장(electro-magnetic)을 사용하여 교반 및 주조를 진행하였다. 연속주조 주물의 지름은 160mm 이었으며, 중력주조 주물의 지름 은 55mm 이였다.

- 38 -





3.1.3 열처리

연속주조 및 중력주조 방법으로 주조된 AZ61 봉형 주물에 대하여 용체화 열처리 (T4, solution heat treatment)를 하였다. 열처리는 보호가스 없이 전기저항로를 사용하 여 수행하였다. 전기로의 승온 속도는 4℃/min으로 균일하게 진행하고, 열처리 수행 온도에 도달 한 이후 1시간 유지하여 열처리로 내 온도를 안정화한 후 시편을 장입하 여 열처리를 진행하였다. 열처리 시간을 달리하는 방법으로 비교하고자 하였으며, 열처 리 온도는 AZ61합금에서 Mg-Al 상태도상의 β-Mg₁₇Al₁₂상이 α-Mg에 모두 용체화될 수 있는 온도인 415℃로 진행하였다. 열처리 시간으로 연속주조시편은 0, 1, 2, 4, 8, 16, 32시간을 진행하였으며, 중력주조시편은 추가적으로 64시간을 진행하였다. 열처리 시간의 유지 이후 시편의 냉각은 상온으로 수냉하였다. Fig. 3.2에 간략한 열처리 과정 을 도식화 하여 나타내었다.

3.2 시험편 분석

3.2.1 컴퓨터 시뮬레이션을 이용한 응고속도 측정

주조 중 응고속도를 측정하는 데에 어려움이 있었으므로 응고속도의 측정은 주조해 석프로그램을 이용하여 컴퓨터 시뮬레이션을 통해 대략적인 응고속도를 산출하였다. 기본적인 데이터는 ASTM Handbook의 데이터를 기반으로 사용하였으며 금형을 3D 모델링하여 계산하였다 [17]. 실제 시험과 동일한 조성 및 용탕온도의 조건을 사용하여 응고속도를 측정하였다. 응고속도는 Fig. 3.3에 나타난 바와 같이 응고곡선에서 응고 시작점((t_s,T_s))부터 응고 종료점((t_f, T_f))까지의 온도의 변화에 대한 시간의 변화 값을 구하고 절대 값으로 계산하였다.

3.2.2 미세조직분석

주조된 합금의 미세조직을 관찰하기 위하여 시편을 절단한 후 연마하였다. 조연마를

- 39 -





거친 후 0.1µm Alumina로 미세연마를 진행하였다. 시편의 부식은 필요에 따라 5% Nital (95ml ethanol + 5ml nitric acid) 또는 48.5ml distilled water + 1.5ml nitric acid + 0.5ml hydrochloric acid를 사용하였다. 이후 광학현미경(OM, Optical Microscope, Leica, DM750M)과 주사전자현미경(FE-SEM, Field Emission Scanning Electron Microscope, Hitachi, S-4800)으로 미세조직을 관찰하였다. 열처리 시간의 진행에 따라 2차 금속간 화합물의 분포변화에 대하여는 전자현미분석기(EPMA, Electro Probe Micro-Analyzer)를 사용하여 분석하였다.

3.2.3 원소적 특성분석

주물 내 원소 및 화합물에 대한 분석은 에너지 분산형 분광분석법(EDS, Energy Dispersive X-ray Spectroscopy)을 사용하여 각 상의 원소적 분율을 분석하였다.

3.2.4 기계적 특성분석

주조 조건이 상이한 각 시험편의 기계적 특성을 평가하기 위하여 미소경도 시험 및 압축시험을 진행하였다. 미소경도시험은 10 mm x 10 mm x 5 mm의 육면체 시편으 로 기계 가공하고 표면의 연마는 연마지 P1000~P4000 (5µm) 까지 연마하여 시험편을 준비하였다.

경도 시험은 ASTM E384 규격에 맞게 시편당 7회씩 경도 측정하였다 [49]. 경도 시 험 중 압흔간 거리는 압흔에 의한 소성변형의 영향을 최소화하고자 압흔 크기의 10배 이상 떨어진 지점에서 측정을 진행하였다. 미소경도시험기(Shimadzu, HMV-2T)로 시 험하였으며, 시험 중 압입자의 하중은 100g (HV0.1), 하중 유지 시간은 10초로 하였다. 이후 결과 값의 평균값과 표준편차를 구하여 그래프화 하였다.

압축시험편은 ASTM E9 규격에 준하여 단면 지름 Φ13, 높이 25mm의 원통형 시편 을 주조 조건에 따라 각각 3개씩 제작하였다 [50]. 시험은 만능재료시험기(MTDI, UT100E)를 통하여 상온에서 1mm/min의 압축속도로 변위제어의 조건으로 압축률 50%의 압축시험을 진행하였다. 시험편의 도면과 사진은 Fig. 3.4에 나타내었다.

- 40 -





 Table 3.1
 Compositions of magnesium alloys cast with step-wise mold used in this study.

	Al	Zn	Mn	Si	Ca	Fe	Mg
AZ31	3.085	0.991	0.308	0.025	-	-	Bal.
AZ61	6.362	1.062	0.308	0.031	-	-	Bal.
AZ91	8.578	1.124	0.299	0.032	0.003	0.003	Bal.

Table 3.2 Compositions of AZ61 alloy cast with different methods used in this study.

	Al	Zn	Mn	Si	Са	Fe	Mg
Continuous	5.790	0.676	0.227	0.015	0.247	-	Bal.
Gravity	6.362	1.062	0.308	0.031	-	-	Bal.









Figure 3.1 Schematic drawings of (a) permanent mold and (b) the resultant cast product used in this study.







Figure 3.2 Heat treatment process for AZ61 alloy at 415° for 0~64 hours.







Figure 3.3 Schematic of cooling curve for the solidification of alloy.







Figure 3.4 (a) Schematic drawing of a specimen and (b) photograph for compressive test.





4. 실험결과 및 고찰

4.1 응고속도와 알루미늄 함량에 따른 영향4.1.1 주물의 두께에 따른 응고속도의 변화

Fig. 4.1은 AZ31과 AZ61, AZ91의 냉각곡선을 컴퓨터 시뮬레이션을 통하여 도출한 그래프이다. 주입온도를 700℃로 설정한 후 측정하였다. 그래프 내 점선은 액상온도 (T_L, liquidus temperature)와 고상온도(T_S, solidus temperature)를 나타내는 선이다. 알루미늄의 함량이 증가 할수록 합금의 액상선과 고상선이 낮아지고, 그 간격이 증가 됨을 관찰할 수 있으며, 이에 따라 최종 응고에 걸리는 시간이 증가함을 확인하였다. 각 합금의 그래프는 25mm, 35mm, 45mm 55mm의 두께를 가진 부분에서 측정한 응고 곡선인데, 동일 합금 내에서는 두께가 두꺼워질수록 고상점(T_S)에 도달하는 시간이 증 가함을 알 수 있다. 동일 합금 내에서 25mm에서 55mm에 이르는 응고속도 차이 역시 AZ31과 AZ61, AZ91 순으로 알루미늄의 함량이 증가할수록 증가함을 알 수 있다. 합 금과 주물의 두께에 따라 응고 시간이 변화하였다.

Fig. 4.1 (d)는 각 합금의 응고속도를 주물의 두께별로 나타낸 결과이다. 같은 주물 의 두께에서 알루미늄 함량과 관계없이 응고속도가 같은 수준으로 나타났다. 응고속도 는 알루미늄의 함량에 상관없이 주물의 두께가 변화하는 데에 더 큰 영향을 받는 것으 로 나타났다. 가장 빠른 응고속도를 나타낸 시편은 AZ31의 25mm두께를 가진 주물(7. 5℃/sec)이었으며, 반면에 가장 느린 응고속도는 AZ91의 55mm두께를 가진 주물(1.4℃ /sec)이었다.

4.1.2 기계적 성질

Fig. 4.2는 각 합금의 응고속도에 따른 평균 경도의 변화를 관찰한 그래프이다. 그래 프에서 확인 할 수 있듯이, 경도의 범위는 HV55~75 범위에 있었으며 응고속도가 빠

- 46 -





를수록, 그리고 알루미늄의 함량이 증가할수록 경도가 증가하였다. 동일한 합금 조성에 서 응고속도에 따른 경도의 차이는 AZ31(1%), AZ61(4%), AZ91(12%) 순으로 알루미 늄의 함량이 증가할수록 그 변화가 크게 나타났다. 반면에 동일한 응고속도를 가진 경 우, 알루미늄의 함량에 따라 적게는 15%에서 많게는 25% 까지 경도가 변화하였다. 이 로 보아 경도의 변화는 주물의 두께에 따른 응고속도보다는 마그네슘 합금 내 알루미 늄의 함량의 변화가 더 큰 영향을 미치는 것으로 밝혀졌다.

4.1.3 미세조직

Fig. 4.3은 AZ31과 AZ61, AZ91의 주사전자현미경 관찰사진이며, 이를 기반으로 에 너지 분산형 분광분석법을 이용하여 원소 분율을 계산한 결과를 Table 4.1.1에 나타내 었다. 분광분석법을 통하여 확인 해 본 결과, 각 합금의 미세조직으로 나타난 상들은 주로 α-Mg의 기지(어두운 부분)로 이루어 져있었으며 β-Mg₁₇Al₁₂ (밝은 부분)등이 나 타남을 확인 하였다. α-Mg상의 경우에는 초정으로 나타난 α-Mg 상과 공정 α-Mg 상 이었으며, β-Mg₁₇Al₁₂상들은 그 형상이 약간씩 상이했으나, 공정 β-Mg₁₇Al₁₂, 그리고 층상 구조의 β-Mg₁₇Al₁₂를 확인 하였다.

Fig. 4.4는 AZ31, AZ61, AZ91 합금의 광학현미경을 통해 관찰한 미세조직 사진으로 서 응고속도의 차이가 가장 크게 나타나는 주물두께 25mm와 55mm를 나타낸 것이다. 주사전자현미경과는 반대로 밝은 배경 부분이 α-Mg이며, 어두운 상 부분이 β-Mg₁₇Al₁₂으로 관찰되었다. 알루미늄의 함량이 3, 6, 9wt.%로 증가할수록, 그리고 주 물의 두께가 25mm에서 55mm로 두꺼워질수록 공정상(α-Mg + β-Mg₁₇Al₁₂)의 양이 증가함을 확인할 수 있다. AZ31합금에서는 그 변화가 명확하게 관찰되진 않았으나, AZ61과 AZ91에서는 명확하게 확인할 수 있었다. 주물의 두께가 25mm에서 55mm로 증가할수록 공정상의 크기가 증가하였다. 이는 최종 응고가 되는 시간이 늦어짐에 따 라 공정상이 성장할 수 있는 시간을 확보할 수 있었기 때문이라고 판단된다. 알루미늄 의 함량이 증가할수록, 주물두께가 두꺼워지며 응고속도가 낮아질수록 AZ61과 AZ91 합금에서 응고속도가 빠른 25mm의 경우, 55mm의 경우보다 β상의 크기가 작게 나타 났다.

반면에 AZ31 합금에서는 β상의 크기 변화가 크지 않았는데, 이는 β상을 이룰 수 있

- 47 -



는 충분한 알루미늄의 함량이 확보되지 않았기 때문이라고 판단된다. 알루미늄 함량과 응고속도의 차이에 따라 β-Mg₁₇Al₁₂상의 형상이 변화함을 관찰 할 수 있었는데, 알루 미늄의 함량이 많아지고 응고속도가 빠를수록 연속석출 β-Mg₁₇Al₁₂의 양이 더 많이 짐을 확인 할 수 있었다.

앞서 '2.6 마그네슘 합금의 미세조직에 미치는 알루미늄 함량의 영향'에서 언급했던 공정상의 형태에 대하여는 알루미늄 함량이 적고 응고속도가 가장 빠른 AZ31합금의 25mm 시험편에서도 공정상의 형태가 부분이혼공정으로 나타났는데, 이는 응고속도가 완전이혼공정을 이루기에 충분히 빠르지 않았기 때문이라고 판단된다.

Fig. 4.5는 AZ31, AZ61, AZ91 합금의 주물 두께별(25mm, 35mm, 45mm, 55mm) 미 세조직 사진을 각각 관찰한 사진들을 나타내었다. β상의 분율은 β상을 형성 할 수 있 는 요소인 알루미늄의 함량이 증가할 때 양이 증가하였다. 앞선 Fig. 4.4와 연속하여 확인 했을 때에 β상의 성장은 알루미늄의 함량에 대한 영향이 응고속도에 대한 영향 보다 크게 나타났다. 응고조건에 따라 확인 할 수 있듯이 β상의 모양은 부분 이혼공정 과 연속석출 구조의 β상을 관찰 하였다. 주조 조건에 따라 그 양의 범위는 다르게 나 타났지만 알루미늄 함량이 높을수록, 그리고 응고속도가 빠를수록 이혼공정상(β상 중 밝은 부분) 보다는 연속 및 불연속 석출 구조로 나타난 β상(β상 중 어두운 부분)이 더 많음을 관찰 할 수 있었다. 응고속도가 느려질수록 연속석출 구조를 가진 공정상보다 이혼공정상의 범위가 더 많은 것을 확인하였다.

4.1.4 기계적 성질과 미세조직간의 상관관계

앞선 기계적 성질 부분의 Fig. 4.2에 나타낸 바와 같이 알루미늄의 함량 증가와 응고 속도가 증가할 때에 경도가 증가하였다. 또한 미세조직 부분에의 Fig. 4.5를 통해 알 수 있듯이 알루미늄의 함량 증가에 대하여 β상의 양이 증가하였다. 기계적 성질과 미 세조직의 β상간의 상관관계를 확인하기 위하여 미세조직 내 β상의 분율을 계산하고 응고속도와 알루미늄 함량의 변화에 대한 관계를 Fig. 4.6에 나타내었다. β상의 분율은 응고속도와 알루미늄 함량에 따라서 약 3~22% 정도로 나타났다. 알루미늄 함량에 따 라 β상이 형성되는 정도가 AZ31은 3.1~5.1%, AZ61은 11.2~15.1% 범위이었으며, AZ91의 경우에는 15.7~20.5% 범위 내에서 β상의 분율이 변화하였다. Fig 4.6 (a)에서 확인 할 수 있는 바는 알루미늄 함량에 상관없이 모든 조성에서 응고속도가 증가할수

- 48 -



록 그 감소의 비율과 기울기는 상이하였으나 전체적으로 일정하게 분율이 감소하였다. 응고속도 보다는 알루미늄 함량에 따라 β상이 형성되는 범위가 결정되는 것으로 판단 된다. 이로보아 β상의 성장에 관여하는 성장속도를 확보할수록 β상의 분율이 증가함 을 알 수 있으며, 결과적으로 β상의 분율은 핵생성보다 성장이 더 큰 영향을 미치는 것이라 판단할 수 있다. Fig. 4.6 (b)는 알루미늄의 함량의 증가에 따라 변화하는 β상 의 분율을 나타낸 결과인데, 주물의 두께별로 나누어 측정하였다. 알루미늄 함량과 β 상 분율 간의 상관관계는 직선적으로 증가하는 경향이 있었다. Fig. 4.6 (a)에서 확인했 던 알루미늄 함량의 차이에 따른 β상 분율 변화의 그룹화를 본 그래프에서 더욱 뚜렷 하게 확인 할 수 있다.

Fig. 4.7은 β상의 분율에 따른 경도의 변화를 나타낸 그래프로 알루미늄 함량과 경 도의 변화를 나타낸 Fig. 4.2와 응고속도, 알루미늄 함량 변화에 따른 β상의 분율 변화 를 나타낸 Fig. 4.6을 기반으로 데이터화 한 그래프이다. 본 그래프에서 관찰 할 수 있 듯이 β상의 증가에 따라 경도가 직선적으로 증가 하였다. 결과적으로 정리해 보면, 마 그네슘 합금의 경도는 β상의 양에 따라 결정된다고 할 수 있다.

또 다른 기계적 성질로, 압축시험을 진행하였는데 상온에서 압축률 50%의 조건으로 진행하였으나, 모든 시편들이 압축률 50%에 도달하기 전에 파괴되었다. 최대압축강도 에 대한 비교는 Fig. 4.8에 나타내었다. 최대 압축강도는 알루미늄의 함량에 따라 AZ31 합금은 압축강도의 범위가 259~283N/mm² 이었으며, AZ61합금의 경우에는 282 ~300N/mm², AZ91합금은 292~305N/mm²의 범위로 나타났는데, 합금별로 알루미늄의 함량에 따라 최대 압축강도의 구간이 뚜렷하게 나타났다. 반면에 동일 합금 내, 응고속 도의 변화에 따른 최대 압축강도의 영향에 대하여는 그 변화가 뚜렷하게 확인되지 않 았는데, 이는 압축시험중의 미세조직의 변화 등에 대한 추가적인 요인이 있을 것으로 예상된다.

4.2 주조방법에 따른 열처리에 영향

4.2.1 기계적 특성

Fig. 4.9는 열처리시간의 증가에 따른 마그네슘 합금의 경도 변화를 나타낸 그래프이 다. 연속주조와 중력주조의 결과를 나타내었는데 연속주조법으로 주조 한 경우 열처리

- 49 -





시간에 따른 변화가 급격하게 변화하였으며, 중력주조의 경우에는 그 변화가 완만하게 진행되며 특성에 대한 열처리 시간이 연속주조보다 늦게 나타났다. 두 주조방법 모두 시간의 차이는 있었지만 열처리 시간의 증가에 따라 비슷한 양상으로 경도가 감소, 증 가, 감소하는 양상을 보였다.

4.2.2. 미세조직

4.2.2.1 연속주조 시편

Fig. 4.10는 연속주조 시편의 0시간, 2시간, 16시간, 32시간 열처리 이후 주사전자현 미경(SEM) 관찰사진이다. 주조직후의 미세조직은 기지 상으로 α-Mg 상과 β -Mg₁₇Al₁₂상이 관찰되었는데, 이 때 β-Mg₁₇Al₁₂상은 완전이혼공정으로 관찰되었다. 이 는 주조시 연속주조의 수냉 방식으로 급냉을 진행하게 되기에, 빠른 응고속도를 나타 내게 되고, 이에 따라 완전이혼공정으로 형성된 결과로 파악된다. 열처리 시간이 증가 하면서 미세조직 사진에서 볼 수 있듯이, β상의 변화는 그 크기가 작아지고 작은 것들 로 쪼개지며 결과적으로 기지상으로 용체화처리 됨을 확인 할 수 있었다. 16시간 까지 열처리 시간이 증가하는 동안에는 크기가 큰 β상의 가장 바깥 부분부터 점차 얇아지 고, 작은 것들은 사라지는 모습을 관찰할 수 있었다. 16시간 이후에는 β상들이 작은 것들로 쪼개져서 섬(island) 형태로 존재하게 되거나, 크기가 줄어들게 되어 결국 전체 적으로 사라지는 모습을 관찰 되었다.

Fig. 4.11~4.13는 연속주조법으로 주조한 시편의 0시간, 16시간, 32시간 열처리 후 관찰한 전자현미분석(EPMA) 결과 사진이다. 마그네슘, 알루미늄, 아연, 망간, 실리콘 등 각 원소들의 미세조직 내 분포를 확인 할 수 있는데, 전체적으로 마그네슘 성분이 나타났다. 알루미늄은 β상에 집중적으로 분포해 있었으며, 열처리 시간이 증가하면서 β상의 바깥쪽부터 기지 상으로 용해되기 시작하여 점차 중심부에서까지도 기지 상으 로 용해되어 알루미늄이 빠져 나오는 것을 확인 할 수 있었다. 마그네슘-알루미늄으로 이루어진 β상의 크기와 형상 역시 알루미늄의 분포변화에 따라 같은 양상으로 변화하 였는데, 열처리 시간의 증가에 따라 그 두께가 점차 얇아지고, 얇아지는 부분으로부터 상이 분리되어 여러 개로 쪼개지는 양상으로 나타나났다. 32시간 열처리가 진행 되었 을 때에는, 주사전자 현미경의 미세조직 사진에서 언급하였듯이 β상이 구상의 작은 섬

- 50 -



형태를 띠고 있었는데, 알루미늄의 함량과 같은 변화를 보였다. 크기와 비율이 감소함 을 확인할 수 있었다. 아연의 경우에는 β상에 주로 분포하여 있으나 α-Mg 기지 상에 도 넓게 분포 되어 있었다. 아연은 열처리 시간의 증가에 상관없이 열처리 초기에 β상 에서 기지 상으로 대부분 빠져 나왔으며, 미세조직 전반에 고르게 분포되었다. 이에 따 라 경도의 변화에 대하여 알루미늄의 분포 변화에 따른 영향은 있으나, 아연 원소에 대한 영향은 거의 없음을 확인 할 수 있었다. 반면, 망간과 실리콘의 경우 분포의 열처 리 시간의 증가에 대한 영향이 없는 것으로 확인 되었다.

Fig. 4.14는 Fig. 4.11~4.13의 결과 중, 알루미늄과 아연에 대하여 열처리 시간의 증 가에 따른 변화를 볼 수 있는 결과이다. 분석결과에서 볼 수 있듯이 β상의 크기 및 형 태의 변화는 알루미늄의 분포변화에 알루미늄은 주조 직후에 β상에서 주로 분포하다 가 점차 그 범위와 크기, 분율이 β상의 크기에 따라 감소함을 확인 할 수 있었으며, 아연의 경우에는 2시간 열처리와 16시간 열처리에 따른 차이가 거의 없음을 확인 할 수 있었다. 이에 따라 아연의 열처리에 따른 경도에 미치는 영향은 거의 없음을 확인 하였다.

4.2.2.2 중력주조 시편

Fig. 4.15은 중력주조 시편의 주사전자현미경으로 관찰한 사진이다. 연속주조 시편과 비슷한 양상으로 열처리 시간의 증가에 대하여 β상의 크기와 모양이 작게 줄어들게 나타났다. 주조 직후 미세조직에서의 β상의 크기와 모양은, 연속주조법 보다 상대적으 로 낮은 응고속도로 인하여 공정 β상이 부분이혼공정과 불연속석출구조로 나타났다. 이후 열처리 시간이 증가하면서 상대적으로 크기가 작은 불연속석출구조의 β상이 먼 저 기지 상으로 용해되고, 차례로 부분이혼공정의 β상의 크기가 줄어들었다. β상의 크 기가 작아지고 없어지는 과정은 연속주조와 비슷하였다.

Fig. 4.16~4.19는 중력주조법으로 주조한 시편의 0시간, 8시간, 32시간, 64시간 열처 리 후 전자현미분석의 결과 사진이다. 중력주조시편 역시 연속주조시편과 비슷한 결과 를 보였다. 연속주조시편과 비교하였을 때, 열처리를 진행하지 않은 주조 직후의 조건 에서는 마그네슘원소는 기지상 전반적으로 분포하여 있었다. 특히 알루미늄의 분포는 연속주조시편과 비교시 β상의 형상에 따라 부분이혼공정과 불연속 석출상으로 분포,

- 51 -



형성되어있음이 뚜렷하게 나타났다. β상의 중심에서 외곽까지 분포 농도차이가 나타났 다. 아연은 β상의 형상을 따라서도 분포 농도차이가 났지만, 기지 상에서도 전체적으 로 분포하였다. 망간과 실리콘은 거의 존재하지 않았으며, 구상의 입자에 분포하여 있 었다. 열처리가 8시간 진행된 경우와 주조직후 시편을 비교하면 β상의 크기와 형상이 구상으로 급격히 줄어들었다. 알루미늄의 분포 역시 β상의 형상에 따라 나타났는데, 중심부에 집중적으로 분포되어있었고, 주조 직후에 비교하면 거의 대부분이 기지 상으 로 용해된 것을 확인 할 수 있다. 아연은 열처리 시 연속주조 시편과 동일하게 기지 전체적으로 분산되었으며, 기지 상으로 용해되는 모습은 보이지 않았다. 열처리 시간이 32시간과 64시간으로 증가함에 따른 합금원소들의 영향은 연속주조시편과 유사하게 β 상의 크기가 줄어들고 나뉘는 것으로 나타났다. 망간과 실리콘의 변화는 연속주조 시 편과 동일하게 열처리에 시간의 증가에 따른 분포의 변화양상이 뚜렷하게 관찰되지 않 았다.

Fig. 4.20은 Fig. 4.18~4.19의 결과 중 알루미늄과 아연 원소에 대하여 열처리 시간 (0시간, 8시간, 32시간)에 따른 분포의 변화를 관찰한 결과이다. 앞선 연속주조 시편 (Fig. 4.14)과 함께 비교한 결과, 주조 직후상태에서 β상의 크기는 연속주조의 시편보 다 크게 나타났으며, 부분이혼공정과 불연속 석출상으로 형성되었기 때문에 이러한 작 은 구상의 조직들이 열처리 시간의 증가에 따라 α상으로 용해되는 속도 또한 빠르게 나타났다.

열처리 시간의 증가에 따른 β상의 변화 양상을 Fig. 4.21에 도식화 하여 나타내었다. 응고 시 생긴 β상은 열처리 진행에 따라서 기지와 맞닿아 있는 입계 부근에서부터 용 해가 된다. 열처리 시간의 증가시, β상의 크기가 점차 줄어들면서 상의 얇은 부분이 용해되어, β상은 하나의 상에서 여러 개의 상으로 나뉘게 된다. 이러한 과정을 오랜 시간 거치게 되면, 결국 구상의 작은 β상만 존재하게 된다. 전자현미분석결과(Fig. 4.16~4.20)에 따르면 알루미늄의 용해에 따른 영향으로 판단된다.

경도와 미세조직의 변화에 대한 상관관계는 Fig. 4.23에 나타내었다. 앞선 Fig. 4.10 경도 결과 그래프에서 나타났듯이 경도의 변화가 주조방법에 상관없이 열처리 시간 증 가에 대하여 감소, 증가, 재감소의 변화를 나타내었다. 경도 초기 열처리 시에는 주조 직후, 응고 시 발생했던 잔류응력의 해소가 일어나면서 경도가 감소한다. 이후 용체화 효과에 의하여 경도가 증가하게 되는데, 이때 작은 구상의 형태를 가진 β상의 기지 상 으로의 용해는 기계적 성질에 별 영향이 없는 것처럼 확인된다. 추가 열처리 시간이 증가 시 경도가 다시 감소하게 되는데, 이때 β상들이 나누어지고 쪼개질 때, 일종의

- 52 -

Collection @ chosun



분산강화 효과를 일으키게 되어 경도 증가에 영향을 미친 것으로 판단된다. 나누어지 기 때문에 이러한 기지 상으로 용해되는 과정에서의 효과가 경도를 일으키는 원인으로 판단된다. 아연에 대한 효과는 열처리 초기와 말기의 EPMA분석 결과와 함께 보았을 때, 경도의 변화에 큰 영향을 미치지는 않는 것으로 판된된다.





Figure 4.1 Graph showing cooling curves of (a) AZ31, (b) AZ61, and (c) AZ91. The result of cooling rate calculated from (a) to (c) are showing in (d).







Figure 4.2 Graph showing the micro-Vickers hardness of AZ31, AZ61 and AZ91 alloys with different cooling rates during solidification.







Figure 4.3 SEM images of as-cast (a) AZ31, (b) AZ61, (c) AZ91 and (d) AZ91.

	((a) AZ3	1	(b) AZ61				(c) AZ91			
Element	1	2	3	1	2	3	4	1	2	3	4
Mg	92.58	70.31	75.65	86.84	54.53	69.64	81.29	94.29	58.19	81.29	77.2
AI	6.76	25.31	20.82	12.37	43.35	28.92	18.34	5.05	39.56	18.34	21.57
Zn	0.32	1.28	0.6	0.7	1.9	0.8	0.29	0.56	2.25	0.29	0.86
Mn	0.34	2.52	2.61	0.09	0.13	0.08	0.08	0	0	0.08	0.26
Si	0	0.22	0.26	0	0.07	0.36	0	0	0	0	0
Fe	0	0.36	0.06	0	0.02	0.2	0	0.1	0	0	0.11
Total	100	100	100	100	100	100	100	100	100	100	100
Phase	α	ß	ß	α	ß	ß	ß	α	ß	ß	β

(wt.%)

 Table 4.1
 Chemical compositions of the phases numbered in Fig. 4.1.3.







Figure 4.4 Optical images of AZ31((a) and (b)), AZ61((c) and (d)) and AZ91((e) and (f)) with different thicknesses(25 and 55mm) of the as-cast specimen.







Figure 4.5 Optical images of AZ31, AZ61 and AZ91 with different thickness(25 to 55mm) of the as-cast specimen.







Figure 4.6 Graph showing the β -phase fraction of (a) the different solidification rate and (b) aluminum composition.




Collection @ chosun



Figure 4.7 Graph showing the relation of the β -phase and hardness of AZ31, AZ61 and AZ91.





Figure 4.8 Graph showing the compressive strength of each alloy and solidification rate. The effect of aluminum content on compressive strength was clear, but the effect of solidification rate was not clear.







Figure 4.9 Graph showing the result of the micro-Vickers hardness after heat treatment on two different casting method; continuous and gravity casting.







Figure 4.10 SEM images of specimens with heat treatment for (a) 0 (as-cast), (b) 2, (c) 16 and (d) 32 hours on AZ61 cast by continuous method. Up to 16 hours, the large β -phase became thinner, and the small particles disappeared. After 16 hours, the remaining particles divided into the smaller ones, and shrank to disappear.







Figure 4.11 The EPMA elements distribution of as-cast AZ61 with continuous casting.







Figure 4.12 The EPMA elements distribution of 16 hours heat treatment of AZ61 with continuous casting.







Figure 4.13 The EPMA elements distribution of 32 hours heat treatment of AZ61 with continuous casting.







Figure 4.14 The EPMA results showing the distribution of Al and Zn in the continuous-cast specimens during the heat treatment time. The continuous-cast specimen showed fully-divorced eutectic β -phase particles. Al dissolved into the matrix as β -phase particles were divided into smaller one and disappear with increasing heat treatment time. Zn existed with the β -phase in the as-cast state, but quickly dissolved into the matrix at the initial stage of the heat treatment.







Figure 4.15 SEM images of specimens with heat treatment for (a) 0 (as-cast), (b) 8, (c) 32 and (d) 64 hours on AZ61 cast by gravity method. The morphologies of β -phase after heat treatment were similar to continuous cast specimens.







Figure 4.16 The EPMA elements distribution of as-cast AZ61 cast by gravity method.







Figure 4.17 The EPMA elements distribution of 8 hours heat treatment specimen of AZ61 cast by gravity method.







Figure 4.18 The EPMA elements distribution of 32 hours heat treatment specimen of AZ61 cast by gravity method.







Figure 4.19 The EPMA elements distribution of 64 hours heat treatment specimen of AZ61 cast by gravity method.







Figure 4.20 The EPMA results showing the distribution of Al and Zn in the gravity-cast specimens during the heat treatment time. The gravity-cast specimen had partially-divorced eutectic structure. Al dissolved into the matrix as β -phase particles were divided into smaller one and disappear with increasing heat treatment time. Zn existed with the β -phase in the as-cast state, but quickly dissolved into the matrix at the initial stage of the heat treatment like continuous specimens.







Figure 4.21 Schematic of dissolved process of β -phase by increasing heat treatment time ((a) to (d)).





Collection @ chosun



Figure 4.22 Graph showing the changes of hardness by increasing of the heat treatment time. At the first, the hardness decreased due to the stress relief process. Second, the hardness increased due to solid solution hardening. The dissolution of small β -phase particles seemed not to affect the hardening. After the peak, the hardness decreased again due to division and subsequent dissolution of large eutectic particles/ It is likely that the β -phase particles supported dispersion hardening of the alloy up to the peak of the hardness after heat treatment.



5. 결론

본 연구에서는 마그네슘 합금 주조재의 기계적 성질과 미세조직의 변화에 대하여 연 구하였으며 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

주물의 두께변화로 인한 응고속도 변화와 알루미늄 함량의 변화를 통하여 제조한 합 금의 기계적 성질 및 미세조직에 미치는 영향을 비교, 관찰 하였다.

- 마그네슘 합금 AZ31, AZ61, AZ91의 미세조직은 주로 α-Mg 상과 β-Mg₁₇Al₁₂
 상으로 이루어져 있다.
- β상의 크기는 β상의 핵생성을 할 수 있는 요소인 알루미늄의 함량의 증가에 따 라 그 크기와 분율이 증가하였다.
- 같은 알루미늄 함량을 가진 합금에서는 빠른 응고속도에서 β상의 분율이 높게 관측되었다.
- 4) 응고속도와 알루미늄 함량에 따라서 β상의 모양과 크기가 결정된다.
- 5) β상의 모양은 부분이혼공정과 완전이혼공정, 그리고 연속석출상 등으로 형성되 어 있었다. 이는 주조 조건에 따라 응고속도가 빠를수록 이혼공정으로 나타났 다.
- 6) 기계적 성질 중 경도 값에 대하여는 응고속도가 빠를수록, 알루미늄 함량이 높 을수록 높게 나타났다.
- 7) 이로 보아 β상의 분율이 경도 값에 직접적인 영향을 미친다.
- 최대압축강도는 알루미늄의 함량에 따라 구간이 나뉘었는데, 동일 합금 내 응고 속도에 대하여는 뚜렷한 변화의 양상이 없었다.

또한, 주조방법에 따라 열처리의 영향을 관찰하였다. 열처리 시간의 증가에 대해 연 구하였다. 전자기주조법과 중력주조방법을 비교하고자 하였으며, 아래와 같은 결론을 얻었다.

- 두 주조 방법 모두 열처리 시간의 증가에 따른 미세조직의 변화나 기계적 성질
 의 변화는 비슷하게 관찰되었다.
- 2) 경도 값의 변화는 열처리 시간의 증가에 따라 두 주조법 모두 감소와 증가, 그



리고 재감소의 경향으로 나타났다.

- 3) 열처리에 대한 효과는 급냉으로 응고속도가 더 빠른 연속주조가 초기 응고시에 형성된 잔류응력이 높을 것이라고 판단되는데, 짧은 시간의 열처리로도 이를 해 소할 만큼 큰 영향을 미친 것으로 해석된다.
- 4) 연속주조 시편의 경도 변화가 중력주조 시편보다 더 빠르고 급격하게 나타났다.
- 5) 주조법에 따라 주조직후 β-Mg₁₇Al₁₂ 상의 구조가 연속주조시편에서는 완전이혼 공정으로, 중력주조시편에서는 부분이혼공정과 불연속 석출상으로 형성되었다.
- 6) 열처리에 따라 β-Mg₁₇Al₁₂ 상이 작은 것은 우선 용해되고, 큰 상들은 여러 상으 로 나누어진 뒤, 점차 기지 상으로 사라지게 된다.
- 7) 알루미늄의 경우 주로 β-Mg₁₇Al₁₂ 상에 위치하여 있다가 점차 기지 상으로 용해 되었다.
- 8) 아연의 경우 열처리 초기에서부터 기지 전체적으로 분산되어 그 효과는 명확하 게 알 수 없었다.
- 9) 기계적 성질과 미세조직을 통해 알 수 있는 것은, 열처리 초기에 경도가 감소하는 구간이 주조 직후 형성된 잔류응력의 해소 구간이며, 이후 경도가 증가하는 구간은 용체화 효과에 의하여 β-Mg₁₇Al₁₂ 상이 쪼개지는 양상으로 분산강화 효과와 비슷한 영향을 미쳐 증가함으로 확인되었다. 이후 다시 감소하는 구간은 β-Mg₁₇Al₁₂ 상의 용해에 따른 경도감소로 확인되었다.





참고문헌

- Cole, G. S. "Magnesium vision 2020-a north american automotive strategic vision for magnesium." IMA proceedings. International magnesium association, 2007.
- [2] Aghion, E., and Boris Bronfin. "Magnesium alloys development towards the 21st century." Materials Science Forum. Vol. 350. Trans Tech Publications, 2000.
- [3] Bamberger, M., and G. Dehm. "Trends in the development of new Mg alloys." Annu. Rev. Mater. Res. 38 (2008): 505-533.
- [4] Dobrzański, L. A., M. Król, and T. Tański. "Effect of cooling rate and aluminum contents on the Mg-Al-Zn alloys' structure and mechanical properties." Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering 43.2 (2010): 613-633.
- [5] Suh, Byeong-Chan, et al. "Current issues in magnesium sheet alloys: Where do we go from here?." Scripta Materialia 84 (2014): 1-6.
- [6] Bettles, Colleen, and Mark Gibson. "Current wrought magnesium alloys: strengths and weaknesses." Jom 57.5 (2005): 46-49.
- [7] Dobrzański, Leszek A., et al. "Structure and properties of magnesium cast alloys." Journal of Materials Processing Technology 192 (2007): 567-574.
- [8] Porro, Renzo. The Innovative Use of Magnesium in Car Design and an Analysis of Cost vs. Weight Savings. No. 980084. SAE Technical Paper, 1998.
- [7] 김경현 외, "마그네슘합금의 기초 및 응용(비철금속VI)." 한국철강신문, 2004.
- [8] Mordike, B. L., and Tü Ebert. "Magnesium: properties-applications-potential." Materials Science and Engineering: A 302.1 (2001): 37-45.
- [9] Jin, Lai-Zhe, and Rolf Sandström. "Machinability data applied to materials selection." Materials & Design 15.6 (1994): 339-346.
- [10] Schultz, Richard A., and Abey K. Abraham. "Metallic material trends for North American light vehicles." Great Designs in steel (2009).
- [11] Ward's Communications, Ward's Motor Vehicle Facts&Figures 2008. 2008, Southfield, Mich.
- [12] Doege, E., and K. Dröder. "Sheet metal forming of magnesium wrought alloys formability and process technology." Journal of Materials Processing Technology 115.1



(2001): 14-19.

- [13] Robson, J. D. "Critical assessment 9: wrought magnesium alloys." Materials Science and Technology 31.3 (2015): 257-264.
- [14] Friedrich, H.E., and B.L. Mordike. Magnesium technology. Berlin Springer, 2006.
- [15] Luo, A., and M. O. Pekguleryuz. "Cast magnesium alloys for elevated temperature applications." Journal of Materials Science 29.20 (1994): 5259-5271.
- [16] Bamberger, M., and G. Dehm. "Trends in the development of new Mg alloys." Annu. Rev. Mater. Res. 38 (2008): 505-533.
- [17] Avedesian, Michael M., and Hugh Baker, eds. ASM specialty handbook: magnesium and magnesium alloys. ASM international, 1999.
- [18] Caceres, C. H., et al. "Effects of solidification rate and ageing on the microstructure and mechanical properties of AZ91 alloy." Materials Science and Engineering: A 325.1 (2002): 344-355.
- [19] Zhang, M-X., and P. M. Kelly. "Crystallography of Mg 17 Al 12 precipitates in AZ91D alloy." Scripta Materialia 48.5 (2003): 647-652.
- [20] Roberts, Cornelius Sheldon. Magnesium and its Alloys. Wiley, 1960.
- [21] Dahle, Arne K., et al. "Development of the as-cast microstructure in magnesiumaluminium alloys." Journal of light metals 1.1 (2001): 61-72.
- [22] Dargusch, Matthew S., et al. "The effect of aluminium content on the mechanical properties and microstructure of die cast binary magnesium-aluminium alloys." Materials transactions 47.4 (2006): 977-982.
- [23] Zhang, Zhan, Alain Couture, and Alan Luo. "An investigation of the properties of Mg-Zn-Al alloys." Scripta Materialia 39.1 (1998): 45-53.
- [24] Hutchinson, Christopher R. Jian-Feng Nie, and Stéphane Gorsse. "Modeling the precipitation processes and strengthening mechanisms in a Mg-Al-(Zn) AZ91 alloy." Metallurgical and Materials Transactions A 36.8 (2005): 2093-2105.
- [25] Celotto, S. T. E. M. "TEM study of continuous precipitation in Mg-9 wt% Al-1 wt% Zn alloy." Acta materialia 48.8 (2000): 1775-1787.
- [26] Zhang, L., et al. "Effect of Al content on the microstructures and mechanical properties of Mg–Al alloys." Materials Science and Engineering: A 508.1 (2009):



129-133.

- [27] Roskosz, Stanisław, Bartłomiej Dybowski, and Robert Jarosz. "Influence of mould cooling rate on the microstructure of AZ91 magnesium alloy castings." Solid State Phenomena. Vol. 191. Trans Tech Publications, 2012.
- [28] Zhu, Tianping, Zhan W. Chen, and Wei Gao. "Effect of cooling conditions during casting on fraction of β-Mg 17 Al 12 in Mg-9Al-1Zn cast alloy." Journal of Alloys and Compounds 501.2 (2010): 291-296.
- [29] Barbagallo, S., et al. "Divorced eutectic in a HPDC magnesium-aluminum alloy." Journal of alloys and compounds 378.1 (2004): 226-232.
- [30] Braszczyńska-Malik, K. N. "Discontinuous and continuous precipitation in magnesiumaluminium type alloys." Journal of Alloys and Compounds 477.1 (2009): 870-876.
- [31] Barbagallo, S., et al. "Divorced eutectic in a HPDC magnesium-aluminum alloy." Journal of alloys and compounds 378.1 (2004): 226-232.
- [32] Dahle, Arne K., et al. "Development of the as-cast microstructure in magnesium aluminium alloys." Journal of light metals 1.1 (2001): 61-72.
- [33] Nave, M. D., A. K. Dahle, and D. H. StJohn. "Eutectic Growth Morphologies in Magnesium-Aluminium Alloys." Magnesium technology 2000 (2000): 233-242.
- [34] Nave, M. D., A. K. Dahle, and D. H. StJohn. "The Role of Zinc in the Eutectic Solidification of Magnesium-Aluminium-Zinc Alloys." Magnesium Technology 2000 (2000): 243-250.
- [35] Braszczyńska-Malik, K. N., and A. Zyska. "Influence of solidification rate on microstructure of gravity cast AZ91 magnesium alloy." Archives of Foundry Engineering 10.1 (2010): 23-26.
- [36] Luo, A. "Understanding the solidification of magnesium alloys." Proceedings of the Third International Magnesium Conference. 1996.
- [37] Dargusch, M. S., et al. "The effect of aluminium content on the eutectic morphology of high pressure die cast magnesium-aluminium alloys." Journal of Alloys and Compounds 492.1 (2010): L64-L68.
- [38] Dantzig, Jonathan A., and Michel Rappaz. Solidification. EPFL press, 2009.
- [39] Hwang, In-Je, et al. "Effect of Zn Addition on Corrosion Behavior of Mg-8% Al





Casting Alloy." Journal of Korea Foundry Society 35.3 (2015): 53-61.

- [40] Wang, Yeshuang, et al. "Effects of Zn and RE additions on the solidification behavior of Mg-9Al magnesium alloy." Materials Science and Engineering: A 342.1 (2003): 178-182.
- [41] Zhu, Tianping, Zhan W. Chen, and Wei Gao. "Microstructure formation in partially melted zone during gas tungsten arc welding of AZ91 Mg cast alloy." Materials Characterization 59.11 (2008): 1550-1558.
- [42] J. P. Park., et al. "Electromagnetic continuous casting of magnesium alloy billet using electromagnetic field." RIST journal of R&D 22.1 (2008):179-185.
- [43] Dobrzański, L. A., et al. "Selection of heat treatment condition of the Mg-Al-Zn alloys." Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering 32.2 (2009): 203-210.
- [44] Le, Q., et al. "Investigation on low-frequency electromagnetic DC casting of AZ91 magnesium alloy." Materials Science Forum. Vol. 488. Trans Tech Publications, 2005. 345-348.
- [45] Yakubtsov, I. A., et al. "Effects of heat treatment on microstructure and tensile deformation of Mg AZ80 alloy at room temperature." Materials Science and Engineering: A 496.1 (2008): 247-255.
- [46] Xu, S. W., S. Kamado, and T. Honma. "Effect of homogenization on microstructures and mechanical properties of hot compressed Mg-9Al-1Zn alloy." Materials Science and Engineering: A 528.6 (2011): 2385-2393.
- [47] Zapletal, J., et al. "Influence Of Heat Treatment On Microstructure And Fatigue Behavior Of AZ61 Magnesium Alloy." Acta Metallurgica Slovaca 18.2-3 (2012): 92-99.
- [48] Ha, Won, and Young-Jig Kim. "Effects of cover gases on melt protection of Mg alloys." Journal of Alloys and Compounds 422.1 (2006): 208-213.
- [49] ASTM E384-16, "Standard test method for microindentation hardness of materials." ASTM International.
- [50] ASTM E9-09, "Standard test method of compression testing of metallic materials at room temperature." ASTM International.





감사의 글

이 논문이 완성되기 까지, 그리고 앞으로도 나를 사용하시고 내 삶의 중심 되실 하 나님께 감사드립니다. 언제나 걱정 없이 연구에 몰두할 수 있도록 물심양면으로 지원 해주시며 기도해주신 부모님과, 광주에서 함께 지내며 짜증내도 잘 받아준 누나에게도 고맙습니다.

석사과정 동안 제가 하고 싶은 연구를 할 수 있도록 연구 내, 외 전반적으로 지도해 주신 김희수교수님께 깊은 감사를 드립니다. 논문 심사를 통해 많은 도움을 주신 장우 양교수님과 김정석교수님, 학부와 대학원 과정 동안 금속재료공학에 대한 이해를 도와 주신 최병상교수님, 장희진교수님, 김선중교수님께도 감사드립니다.

19년 교육과정 동안 함께 지내고 공부하고 연구했던 재료공정연구실의 동기 섭이 경섭, 늘 부탁과 놀리기만 해서 미안하고도 고마운 성호, 매번 웃는 모습으로 도와준 용유, 지겹도록 라면을 함께 먹은 물리야금 실험실의 까마귀 저격수 록형, 바쁜 연구 실의 실세 용후, 요즘 사랑을 연구하며 얄밉지만 미워할 수 없게 즐거운 표면공학실험 실의 망중 중현이, 아프지 말고 건강하길 바라는 혁스 규혁이, 석사(진) 태준, 좋은 연 구 관련 자료를 많이 알려주던 신소재신뢰성평가실험실의 허스키 애기 학팡 학민, 게 임돌이 잠만보 진팡 진우, 성호의 절친으로 실험을 함께 도와준 건재, 궁금한 것이 많 이 함께 결과분석을 열심히 했던 석사(진) 상규, 기능재료실험실의 원톱인 새롬이까지 각 연구실에서 함께 저의 연구를 도와주어 고맙습니다.

제주도에서 꿀벌을 키우며 응원해준 송사장 기정, 외국에서 안부를 물어주며 응원해 준 이쟁 재웅, 여수에서 빛나고 있는 별이 한별, 대구에서 민중의 지팡이로 열심히 하 는 쩜미 정민에게도 고맙습니다. 기재하지 못 했지만 여러 방면에서 힘이 되어준 선· 후배, 친구들에게도 고마움을 전합니다.

모든 면에 대하여 군 생활부터 아버지와 어머니처럼 기도해주신 753대대 반석교회 황의형목사님, 한효상사모님 가정에도 고맙습니다.

날 웃게 하는 사람이자 믿음의 동역자로, 내게 힘이 되어준 혜련에게 특별히 감사와 사랑을 전합니다. 앞으로 감사할 일 가득 혜련을 더 웃게 해줄게요.

> 2016년 12월 강신욱

- 82 -

Collection @ chosun