



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](#)

2015년 8월  
석사학위논문

Al-6Si-2Cu 합금의 미세조직 및 기계적  
특성에 미치는 주조 공정과 고용화  
열처리의 영향

조선대학교 대학원

신재생에너지융합학과

홍 승 표

Al-6Si-2Cu 합금의 미세조직 및  
기계적 특성에 미치는 주조 공정과  
고용화 열처리의 영향

Effects of Casting Process and Solid Solution Treatment  
on Microstructure and Mechanical Properties of  
Al-6Si-2Cu Alloy

2015년 8월 25일

조선대학교 대학원

신재생에너지융합학과

홍 승 표

Al-6Si-2Cu 합금의 미세조직 및  
기계적 특성에 미치는 주조 공정과  
고용화 열처리의 영향

지도교수 김 정 석

이 논문을 공학 석사학위신청 논문으로 제출함.

2015년 4월

조선대학교 대학원

신재생에너지융합학과

홍 승 표

## 홍승표의 석사학위 논문을 인준함

위원장 조선대학교 교수 장희진 (인)

위원 조선대학교 교수 김정석 (인)

위원 조선대학교 교수 김희수 (인)

2015년 5월

조선대학교 대학원

## 목 차

LIST OF TABLES .....	iv
LIST OF FIGURES .....	v
ABSTRACT .....	viii
제 1 장 서 론 .....	1
제 2 장 이론적 배경 .....	3
제 1 절 Al 주조합금 .....	3
1. Al-Si 합금 .....	3
2. Al-Cu 합금 .....	6
3. 다이캐스팅용 Al-Si-Cu 합금 .....	9
제 2 절 첨가원소의 영향 .....	11
1. Silicon .....	11
2. Copper .....	12
제 3 절 다이캐스팅 .....	13
제 4 절 쇼트피닝(shot peening) .....	15
제 5 절 고용강화 .....	19

1. 원자크기 차이에 의한 탄성상호작용 .....	20
2. 탄성계수 차이에 의한 작용 .....	20
3. 전기적 상호작용 .....	21
4. 화학적 상호작용 .....	21
5. 단범위 규칙도 상호작용 .....	22
6. 장범위 규칙도 상호작용 .....	22
<b>제 3 장 실험방법 .....</b>	<b>24</b>
제 1 절 합금준비 .....	24
제 2 절 열처리 .....	25
제 3 절 쇼트피닝 .....	26
제 4 절 미세구조 분석 .....	27
제 5 절 기계적 특성 평가 .....	27
<b>제 4 장 결과 및 고찰 .....</b>	<b>28</b>
제 1 절 중력주조합금과 열처리 .....	28
1. 미세조직 .....	28
2. 기계적 특성 .....	34
제 2 절 다이캐스팅합금과 쇼트피닝 .....	36

1. 미세조직 .....	36
2. 기계적 특성 .....	39
3. 쇼트피닝 .....	40
가. 미세조직 .....	40
나. Si 입자 크기 측정 .....	42
다. 깊이에 따른 경도 변화 .....	42
라. XRD .....	44
제 5 장 결 론 .....	46
참 고 문 헌 .....	47



## LIST OF TABLES

<b>Table 2. 1.</b> Chemical compositions and types of commercial aluminum alloy for diecasting (JIS H 5302: 2006). .....	10
<b>Table 3. 1.</b> Chemical composition of Al-Si-Cu alloy used in this study (wt.%). .....	24
<b>Table 3. 2.</b> Schedule of solution heat treatment. ....	25
<b>Table 3. 3.</b> Shot peening conditions. ....	26
<b>Table 3. 4.</b> Chemical composition of cut wire shot ball (wt.%). ....	26
<b>Table 4. 1.</b> Compositions of the phase 1, 2, 3 and 4 in Fig. 4. 1 analyzed using EDS (wt.%). ....	29
<b>Table 4. 2.</b> Mean area and aspect ratio of silicon particles after solution heat treatment. ....	31
<b>Table 4. 3.</b> EDS analysis of the die-cast alloy (wt.%). ....	38
<b>Table 4. 4.</b> Mechanical properties of the die-cast alloy. ....	39
<b>Table 4. 5.</b> Silicon particle characteristics of the alloy. ....	42
<b>Table 4. 6.</b> Measurement of full width at the half maximum. ....	45

## LIST OF FIGURES

<b>Fig. 1. 1.</b> 1. Graph of corporate average fuel economy standards. ....	2
<b>Fig. 1. 2.</b> Market's revenues and aluminum rate of automotive materials market. ....	2
<b>Fig. 2. 1.</b> Al-Si phase diagram. ....	5
<b>Fig. 2. 2.</b> Schematic drawing of microstructural change of Al-Si alloy during solidification. ....	5
<b>Fig. 2. 3.</b> Al-Cu phase diagram. ....	8
<b>Fig. 2. 4.</b> Part of Al-Cu alloy phase diagram. ....	8
<b>Fig. 2. 5.</b> Hot chamber die casting machine. ....	14
<b>Fig. 2. 6.</b> Cold chamber die casting machine. ....	14
<b>Fig. 2. 7.</b> Schematic of shot peening process. ....	16
<b>Fig. 2. 8.</b> Distribution of compressive residual stress near the surface layer. ....	16
<b>Fig. 2. 9.</b> Elastic-plastic boundary below contact zone. ....	18
<b>Fig. 2. 10.</b> Sequence of stress acting in an element within a plastic zone. ....	18
<b>Fig. 2. 11.</b> Schematic drawing of interstitial and substitutional solid solution. ....	19

**Fig. 2. 12.** Substitutional solute atom cut into edge dislocation. .... 23

**Fig. 2. 13.** Electric dipole generated to edge dislocation. .... 23

**Fig. 3. 1.** The experimental alloy process in this study. .... 24

**Fig. 3. 2.** The solution heat treatment process in this study. .... 25

**Fig. 3. 3.** The dimension of tensile specimen. .... 27

**Fig. 4. 1.** OM and SEM micrographs of as-cast Al-6Si-2Cu alloy; (a) OM and (b) SEM. .... 29

**Fig. 4. 2.** Fractions of equilibrium phases diagram of Al-6Si-2Cu alloy calculated using Thermo-calc. .... 30

**Fig. 4. 3.** XRD patterns of (a) dominant phases in as-cast sample and (b) diffraction peak (110) of Al<sub>2</sub>Cu at each heat treatment. .... 32

**Fig. 4. 4.** Microstructure of Al-6Si-2Cu alloys after different solution heat treatment; (a) as-cast, (b) 485°C/2h, (c) 485°C/2h 515°C/4h, (d) 485°C/2h 525°C/4h, (e) 495°C/2h, (f) 495°C/2h 515°C/4h and (g)495/2h 525°C/4h. .... 33

**Fig. 4. 5.** Micro Vickers hardness of the alloys after various schedules of solution heat treatment. .... 35

**Fig. 4. 6.** Tensile properties of the alloys after various schedules of solution heat treatment. .... 35

**Fig. 4. 7.** Microstructure of the die-cast alloy. .... 36

**Fig. 4. 8.** Images of the phases present in the die-cast alloy; (a) SEM and (b) EPMA. .... 37

**Fig. 4. 9.** XRD pattern of the die-cast sample. .... 38

**Fig. 4. 10.** SEM images of the die-cast alloy; (a) unpeened and (b) shot peened. .... 41

**Fig. 4. 11.** Micro Vickers hardness profile with distance from the surface. ... 43

**Fig. 4. 12.** XRD patterns of the alloys. .... 45

## Abstract

# Effects of Casting Process and Solid Solution Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Al-6Si-2Cu Alloy

Seung Pyo HONG

Advisor: Prof. Chung Seok KIM Ph. D.

Dept. of Energy Convergence

Graduate School of Chosun University

Effects of casting process and solid solution treatment on microstructure and mechanical properties of Al-6Si-2Cu alloy were investigated. The test specimens were prepared by gravity casting and die-casting process. Solution heat treatments and shot peening were applied to as-cast and die-cast alloy to improve mechanical properties. The microstructure of as-cast and die-cast specimens presents a typical dendrite structure, having a secondary dendrite arm spacing (SDAS) of 37  $\mu\text{m}$  and 18  $\mu\text{m}$ , respectively. In addition to the Al matrix, a large amount of coarse eutectic Si,  $\text{Al}_2\text{Cu}$  intermetallic phase and Fe-rich phases were identified. After solution heat treatment, single-step solution heat treatments considerably improved the spheroidization of the eutectic Si phase. Two-step solution treatments enhanced more spheroidization. The mechanical properties of the two-step solution heat treated alloy showed improved mechanical properties. In case of shot peening, surface grains and eutectic Si particles are refined by plastic deformation and the surface hardness of shot peening alloy shows higher value than unpeened alloy. Consequentially, the microstructural and mechanical characteristics of the Al alloy have been successfully characterized and are available for use with the basic data for the development of lightweight automotive parts.

# 제 1 장 서 론

지구 온난화와 에너지 부족 현상이 사회적 주요 이슈로 부각됨에 따라 자동차 산업에서 이산화탄소 배출량 또는 차량연비에 대한 구체적인 허용기준이 제시되고 있으며<sup>1)</sup> Fig. 1. 1은 CAFE(Corporate average fuel economy)법안의 내용을 나타낸다. 이러한 사회적 요구에 맞춰 세계 자동차 시장의 개발은 친환경과 에너지 절약에 그 관심이 집중되고 있다. 따라서, 자동차의 유해가스 배출량을 감소시키고 연비를 향상시킬 수 있는 자동차 경량화에 대한 연구가 절실하다. 오랫동안 Al 합금은 자동차 경량화 재료로 연구되어 왔으며 이미 상당부분 대체재료로 적용되고 있다. 2010년 기준 유럽에서 생산되는 자동차의 Al 사용 비중은 약 29%로 아시아의 15%에 비해 두 배 정도 높은 것으로 보고되었다<sup>2)</sup>. Fig. 1. 2는 경량화용 자동차 재료의 시장가치와 Al 합금이 차지하는 비율을 나타낸다.

특히, 고강도 Al합금으로 Al-Si-Cu 합금은 우수한 주조성과 기계적 성질로 실린더 헤드, 실린더 블록 등에 널리 사용되고 있다<sup>3)</sup>. 일반적으로 Al-Si-Cu 합금의 기계적 성질은 첨가 원소, 합금의 미세구조에 의존하는데<sup>4,5)</sup>, 특히 용체화처리, 시효를 통해 생성된 석출물들인  $\Theta$ -Al<sub>2</sub>Cu 상,  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>,  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi 상 그리고 Si 상에 의존한다<sup>6-8)</sup>. 지금까지 이러한 열처리, 시효 처리 동안의 미세구조의 변화와 석출물의 거동에 따른 기계적 특성에 대한 많은 연구가 진행되었다<sup>9-11)</sup>. 또한, 일반적으로 동적 하중을 받는 구조재료의 소재 수명을 연장시키기 위해서 특히, 보다 높은 피로특성향상을 위해서 소재의 표면에 쇼트피닝이 이용된다. 쇼트피닝은 부품의 피로강도 및 피로수명의 향상에 있어서 중요한 역할을 하고 있으며, 설계 제작된 부품 및 구조물에서 발생 할 수 있는 예기치 않은 파괴, 파손을 미연에 방지할 수 있는 특수 가공 기술로 잘 알려져 있다<sup>12)</sup>. 쇼트피닝은 재료의 표면 부위에 소성 변형을 일으키고 가공경화 혹은 높은 압축잔류응력을 야기시킨다. 이러한 효과로 인해 피로수명을 향상시키며 이미, Al 합금에서 재료 표면에 금속 입자들을 충돌시키는 쇼트피닝을 통한 표면 특성 향상에 대한 연구가 보고되었다<sup>13)</sup>.

그러나 자동차용 부품소재를 경량화하기 위해서 적용부품에 요구되는 강도와 연성 등의 물리적 특성 향상에 대한 폭넓은 연구가 필요하다.

따라서 본 논문에서는 자동차 경량화용 Al-Si-Cu 합금을 중력주조와 다이캐스팅 기법을 이용하여 합금을 주조하고 미세조직 및 기계적 특성을 평가하였다. 또한,

다이캐스팅 합금을 쇼트피닝 처리하고 중력주조 합금을 용체화 처리하여 미세조직과 기계적 특성을 평가하였다. 특히, 용체화처리는 500°C 이하에서 1차로  $\Theta$ -Al<sub>2</sub>Cu 상을 재고용시킨 후  $\Theta$ -Al<sub>2</sub>Cu 상의 용융온도 이상의 온도에서 2차 열처리를 통한 미세조직적 그리고 기계적 특성의 변화를 연구하였다. 이를 통해 향후 Al-Si-Cu 합금의 용체화처리의 응용과 자동차용 경량화 대체 재료로의 적용 범위 확장에 대한 기초자료로 활용하고자 한다.

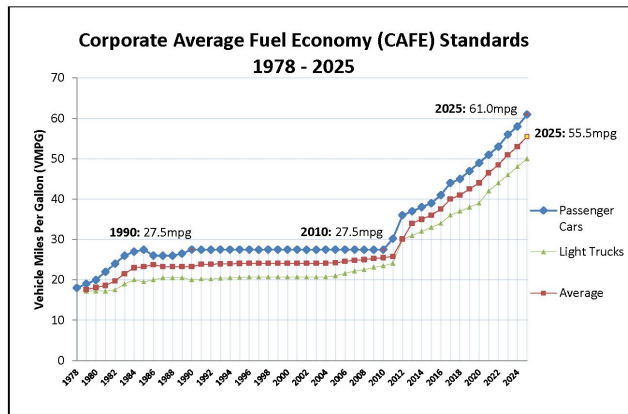


Fig. 1. 1. Graph of corporate average fuel economy standards.

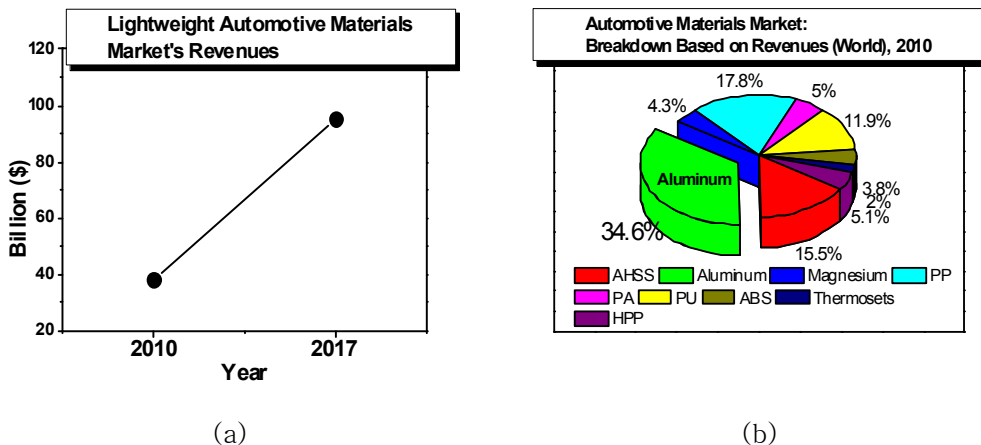


Fig. 1. 2. Market's revenues and aluminum rate of automotive materials market.

## 제 2 장 이론적 배경

### 제 1 절 Al 주조합금

#### 1. Al-Si 합금

Al-Si 2원계 상태도를 Fig. 2. 1에 나타내었다. 상태도에서 나타나듯이 간단한 공정계이며 Si 함량 12.6 wt%, 577°C에 공정점이 있다<sup>14)</sup>. Al-Si 합금에서 Si의 함량이 증가함에 따라 용탕의 유동성이 좋아지고 응고시 수축률이 빠른 속도로 감소되며<sup>15)</sup>, 열팽창계수가 낮은 Si에 의해 Al 합금의 열팽창이 적기 때문에 다이캐스팅에 주로 사용되는 합금이다. 양상은 12.6 wt% Si 조성에서 577°C의 온도에서 L→ $\alpha$ -Al + Si의 공정반응을 나타낸다.  $\alpha$ -Al 고용체의 최대 Si 고용도는 공정온도인 577°C의 온도에서 약 1.65 wt%이며, 고용도는 온도가 감소함에 따라 감소한다. 액상으로부터 냉각 중 공정온도에서 정출되는 Si상은 Al을 거의 고용하지 않는다. 아공정조성 및 과공정조성의 합금을 고온의 액상으로부터 응고시켰을 때, 미세조직 변화에 대한 개략도를 Fig. 2. 2에 나타내었다.

아공정조성영역인 A조성에서는  $T_0$ 의 온도에서는 완전한 액체상태이나, 온도가 감소하여 액상선온도에 도달하게 되면  $\alpha$ -Al상이 정출되기 시작하여, 온도가 감소함에 따라  $\alpha$ -Al상의 양이 증가하게 된다. 잔류하는 액상에서의 Si 농도는 우측의 액상선과 접하게 되는 Si 조성에 따라서 변화하고,  $T_1$ 온도에서는 고상인 초정  $\alpha$ -Al상과 액상이 공존하는 고액공존영역을 형성하게 된다. 온도가 더욱 감소하여 공정온도에 도달하게 되면 잔류 액상은  $\alpha$ -Al + Si의 공정상으로 변태가 일어남으로써, 완전한 고체 상태로 변태되어 공정온도 이하의 온도영역에서는 초정  $\alpha$ -Al상과  $\alpha$ -Al + Si의 공정상으로 구성된 미세조직을 형성하게 된다.

과공정조성영역인 B조성에서는  $T_0$ 의 온도에서 완전한 액체 상태이나 온도가 감소하여 액상선온도에 도달하게 되면 아공정조성영역인 A조성의 경우와는 달리 초정 Si상이 먼저 정출된다. 또한, 온도가 감소함에 따라 초정 Si상의 분율이 증가하게 되고, 잔류 액상의 조성은 좌측의 액상선과 접하게 되는 Si 조성에 따라서 변화하게 된다. 온도가 더욱 감소하여 공정온도에 도달하게 되면 잔류 액상은, A조성의



경우와 마찬가지로,  $\alpha$ -Al + Si의 공정상으로 변태가 일어남으로써, 완전한 고체상태로 변태되어 공정온도 이하의 온도영역에서는 초정 Si상과  $\alpha$ -Al + Si의 공정상으로 구성된 미세조직을 형성하게 된다.

공정조성인 12.6 wt% Si 조성에서는 공정온도 이상에서는 완전한 액체상태로 존재하고, 온도가 감소하여 공정온도에 도달하게 되면, 액상이  $\alpha$ -Al + Si의 공정상으로 변태가 일어남으로써, 완전한 고체상태로 변태되어 공정온도이하의 온도영역에서는  $\alpha$ -Al + Si의 공정상으로 구성된 공정조직이 형성된다.

공정조성의 합금의 경우 공정온도에서 액상의 온도가 최저로 되기 때문에 주조 온도를 낮출 수 있다. 또한, 용탕의 보급성 및 유동성이 우수하여 다이캐스팅 주조에 유리하기 때문에, 공정조성에 가까운 조성을 갖는 알루미늄합금이 다이캐스팅공법에 많이 사용되고 있다. 조직 양상은 아공정 조성에서 초정으로 생성되는  $\alpha$ -Al 상은 일반적으로 주조 응고 시에 수지상 조직을 형성하며, 응고는 액상선 온도에서 공정온도까지의 온도구간에서 수지상 조직의 결정이 성장하면서 진행된다. 공정응고에서 정출하는 Si상은 얇고 폭이 좁은 판상의 결정으로, 냉각속도가 증가하면 거칠고 길게 성장하게 된다. 과공정 조성에서는 초정 Si는 괴상으로 정출하며 이방성을 가지고 조대하게 성장하게 된다<sup>15)</sup>.

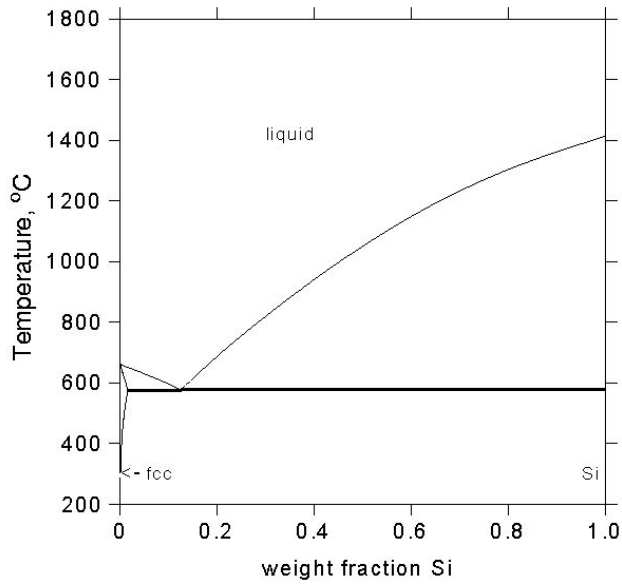


Fig 2. 1. Al-Si phase diagram.

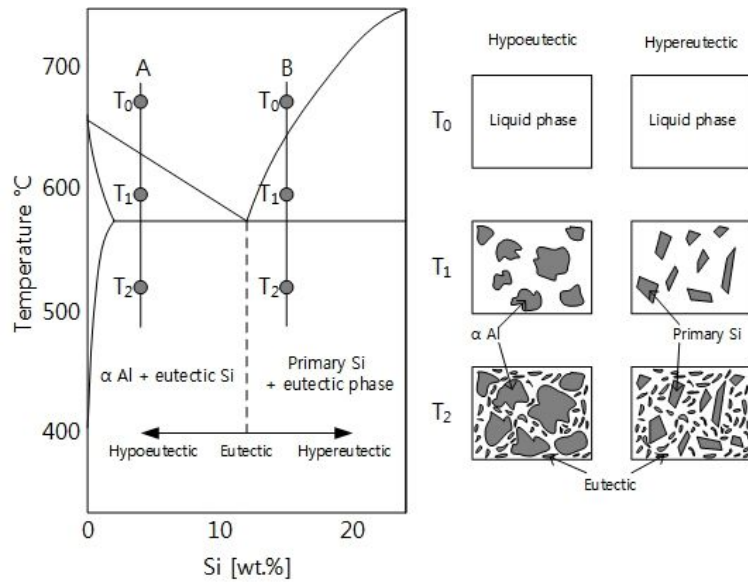


Fig. 2. 2. Schematic drawing of microstructural change of Al-Si alloy during solidification.

## 2. Al-Cu 합금

Al-Cu 2원계 상태도를 Fig. 2. 3에 나타내었다. Al에의한 Cu의 고용도는 548°C에서 최대 5.65 wt%로 이 이상의 Cu는  $Al_2Cu(\theta)$ 의 금속간화합물로서 존재한다. 고용도는 온도저하와 함께 급속도로 감소하여 상온에서는 Cu가 Al내로 거의 고용되지 않아 석출경향이 강한 합금이다<sup>16)</sup>.

Al-Cu 합금의 석출현상을 설명하기 위하여 부분 평형 상태도를 Fig. 2. 4에 나타내었다. 석출은 용해한도가 온도 감소와 더불어 생기는 합금계에서 일어나는데 평형 상태도에서 경사진 용해도선(Fig. 2. 4의 xy)으로 나타나며 Al-4 wt%Cu 합금의 경우 고온영역  $T_2 \sim T_3$ 에서는 균질한  $\alpha$  고용체로서 존재한다. 그러나  $T_3$  이하로 냉각되면 2차상  $\theta$ 로 과포화 되며,  $T_3$ 이하로 충분한 시간 동안 시효하면  $\theta$ 상은 핵생성과 성장에 의하여 석출된다. 실용합금의 예를 들면, Al-4 wt%Cu 합금을 525°C에서 16시간 동안 용체화 처리하면 Cu와 Al 원자가 상호확산되어 균일한 고용체가 되어  $\alpha$ -고용체가 되는데 과도한 입자성장 없이 2차상의 양을 최대한 고용시킨다. 용체화 처리 후 시편을 급냉 하면 Cu가 Al에 과포화 고용체로 되어 불안정하게 되며, 전체 에너지를 낮게 하기 위하여 준안정상을 형성 하려는 경향이 있다. Cu가 불안정하게 Al에 과포화된 고용체를 이루고 있는 높은 에너지 상태로 인하여 준안정상을 석출하려는 구동력이 발생한다. 급냉 후 시편을 200°C에서 일정한 시간 시효처리하여 수냉하면 조직의 변화가 일어난다. 조직의 변화는 용질이 많은 상의 석출에 의하여 일어나며, 낮은 온도의 석출 초기단계에서는 용질 원자의 응집이 일어나고 이것은 임계크기보다 크므로 계속된 시효로 성장한다. 석출이 진행됨에 따라 영역은 계속 성장하며, 기지와 완전히 다른 결정구조를 가진 석출물을 생성할 수 있고 영역과 같은 천이 조직의 생성과 준안정 석출물은 기지와 생성 상계면에서 양호한 원자적 접합으로 일어난다. 석출상은 단일상 합금으로부터 충분한 높은 온도에서 고체상태 반응에 의하여 생성되며 2차상 입자로 채워진 원자들이 기지에 어느 정도 용해된다. 석출물이 작고 기지의 정합이라면 기지에 움직이는 전위에 의하여 교차된다. 석출물 입자 크기가 증가되거나 또는 결정 구조의 변화가 일어남에 따라 이들 입자를 절단하는데 전위에 의하여 행하여진 일은 증가되며, 석출물 입자 크기가 증가되면 강도가 감소된다<sup>17)</sup>.

Al-Cu계의 주조직은 F제에서는  $\alpha$ -Al상과 그 가지사이에 정출한 비평형의 공

정  $\alpha + \text{Al}_2\text{Cu}$ 으로 이루어진 조직이다. 한편, T6재에서는 용체화처리를 한 경우 비평형공정상이  $\alpha$ -Al상에 고용되어  $\alpha$ 단상의 조직이 나타난다. 금형온도가  $200^\circ\text{C}$  이하에서는 기계적 성질에 그다지 차이가 없지만  $300^\circ\text{C}$  이상이 되면 냉각속도가 느려 수지상 간격(Dendrite Arm Spacing, DAS)이 크게 되어 인장강도, 경도, 피로강도, 신율, 충격치는 현저하게 저하한다. 주형이 사형인 경우는 더욱 냉각속도가 지체되어 조직이 조대하게 되어 기계적 특성은 낮아진다. 내식성은 Al-Si계 합금 및 Al-Mg계 합금에 비해 떨어지지만 내열성은 높다.

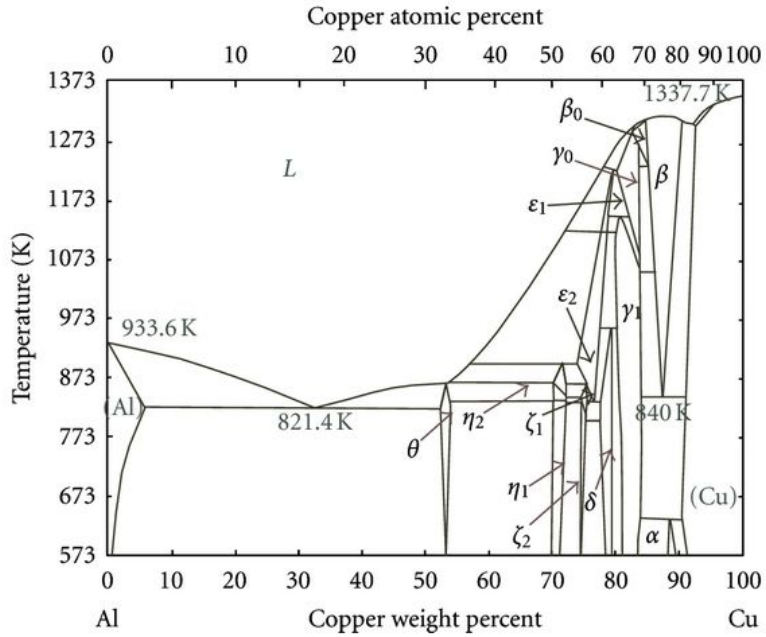


Fig. 2. 3. Al-Cu phase diagram.

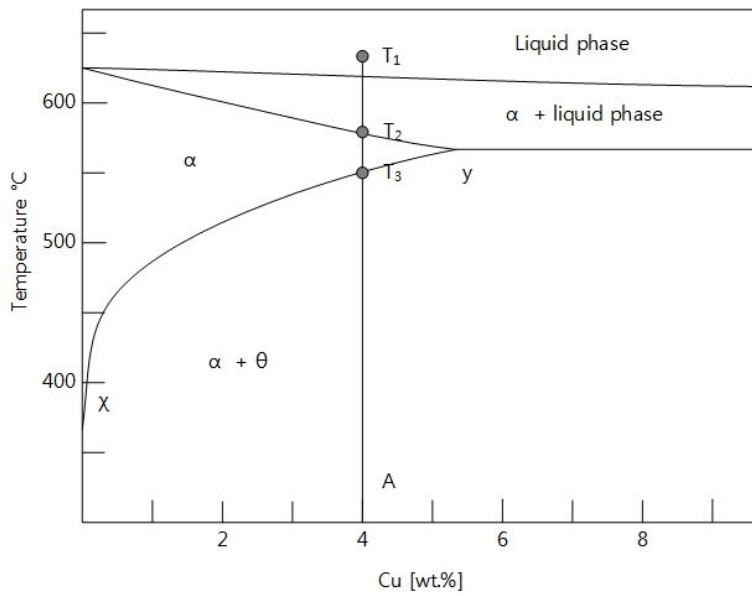


Fig. 2. 4. Part of Al-Cu alloy phase diagram.

### 3. 다이캐스팅용 Al-Si-Cu 합금

2011년도 일본의 다이캐스팅용 합금별 생산량에 대한 일본 경제산업성의 조사에 의하면, 약 958,860톤의 총 생산량 중에서 알루미늄합금이 약 930,100톤으로 가장 큰 비중을 차지하는 것으로 나타났다. 알루미늄합금의 경우에 있어서 2011년도 총 생산량의 대부분인 약 97%를 차지하는 것으로 나타났으며, 그 양은 지속적으로 증가할 것으로 추정되고 있다. 또한, 다이캐스팅용 알루미늄합금은 자동차산업, 일반 기계산업, 이륜자동차산업, 전기기계산업 등에 사용되고 있으며 이 중에서도 자동차산업에서의 사용량이 가장 많은 것으로 보고되었다.

다이캐스팅용 알루미늄 합금은 Al-2.0~4.5 wt% Cu계 합금에 Si를 첨가함으로써 Al-Cu계의 주조성을 개선한 합금으로 유동성이 양호하고 주조균열이 적고 절삭성, 용접성도 양호하여 다용도로 사용되고 있다. 또한, 고속, 고압 주조를 함으로 다이스에 용융 금속이 용착하기 쉽기 때문에 이것을 방지할 목적으로 Fe 성분을 많이 함유한다<sup>18)</sup>. JIS H 5302(2006)에 등록된 다이캐스팅용 알루미늄합금의 종류 및 화학조성은 아래의 Table 2. 3에 나타내었다. 특히, ADC12 합금은 기계적 성질 및 피삭성 등이 우수할 뿐만 아니라 주조성이 뛰어나기 때문에 생산성이 우수하다는 장점을 가지고 있어, 다이캐스팅용 알루미늄합금 중 가장 많이 사용되고 있으며, 그 점유율은 약 71% 정도인 것으로 보고되고 있다.

Table 2. 1. Chemical compositions and types of commercial aluminum alloy for die casting (JIS H 5302: 2006).

	Chemical compositions (wt%)										
	Cu	Si	Mg	Zn	Fe	Mn	Ni	Sn	Pb	Ti	Al
ADC1	<1.0	11.0~ 13.0	<0.3	<0.5	0.6~ 1.0	<0.3	<0.5	<0.1	<0.2	<0.3	Bal.
ADC3	<0.6	9.0~ 11.0	0.4~ 0.6	<0.5	0.6~ 1.0	<0.3	<0.5	<0.1	<0.1	<0.3	Bal.
ADC5	<0.2	<0.3	4.1~ 8.5	<0.1	<1.1	<0.3	<0.1	<0.1	<0.1	<0.2	Bal.
ADC6	<0.1	<1.0	2.6~ 4.0	<0.4	<0.6	0.4~ 0.6	<0.1	<0.1	<0.1	<0.2	Bal.
ADC10	2.0~ 4.0	7.5~ 9.5	<0.3	<1.0	0.6~ 1.0	<0.5	<0.5	<0.2	<0.2	<0.3	Bal.
ADC10Z	2.0~ 4.0	7.5~ 9.5	<0.3	<3.0	0.6~ 1.0	<0.5	<0.5	<0.2	<0.2	<0.3	Bal.
ADC12	1.5~ 3.5	9.6~ 12.0	<0.3	<1.0	0.6~ 1.0	<0.5	<0.5	<0.2	<0.2	<0.3	Bal.
ADC12Z	1.5~ 3.5	9.6~ 12.0	<0.3	<3.0	0.6~ 1.0	<0.5	<0.5	<0.2	<0.2	<0.3	Bal.
ADC14	4.0~ 5.0	16.0~ 18.0	0.5~ 0.6	<1.5	0.6~ 1.0	<0.5	<0.3	<0.3	<0.2	<0.3	Bal.

## 제 2 절 첨가원소의 영향

### 1. Silicon

Si 함량이 증가할수록 알루미늄합금의 열팽창율(Coefficient of thermal expansion)은 감소한다. 27~427℃의 온도범위에서 Al의 선팽창율(Coefficient of linear thermal expansion)은  $25 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ 이지만, Si 함량이 10 wt% 정도가 되면 선팽창율은  $20 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ 로 감소되며, 40 wt% 정도가 되면  $12 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ 로 급격히 감소된다.

Al-Si 2원계 합금의 기계적 특성은 Si의 함량에 따라 변하지만, Si 함량보다는 Si상의 형상과 분포에 크게 좌우된다. Si상이 초정 또는, 공정상과는 무관하게, Si상이 구형으로 미세하게 분산된 경우에 있어서 일반적으로 연성이 증가하게 된다. 반면, Si상의 형상이 각이 지고 종횡비(Aспект Ratio)가 큰 경우에 있어서는 연성은 감소하지만 강도는 향상된다. Al-Si 2원계 합금에서 초정 Si상 및 개량처리되지 않은 공정 Si상이 존재하면 피로강도는 매우 낮아진다. Al-Si 2원계 합금은 단순 공정형 합금으로 매우 좁은 응고온도범위를 갖는다.

Al-Si 2원계 합금의 응고온도범위는 공정 조성인 12.6 wt% Si 이하의 조성범위에서 Si 함량이 증가할수록 감소하며, 점성 또한 Si 함량이 증가할수록 감소한다. 점성은 Si 함량이 공정조성이 넘어도 계속 감소하게 되는데, 이는 Al에 비하여 4.5 배 정도 높은 Si의 응고잠열에 기인한다. 좁은 응고온도범위 및 낮은 점성으로 인하여 Al-Si 2원계 합금이 매우 우수한 유동성을 나타내게 되며, 특히 7~18 wt% Si 함량이 증가할수록 점성은 선형적으로 감소하게 되며, Si 함량이 25 wt%일 때 거의 0이 된다. 즉, 응고에 따른 체적 수축성이 없게 된다. 적은 응고수축과 짧은 응고범위에 의해 Al-Si 합금은 열간 균열에 대한 저항성이 매우 높으며, 또한 용접성이 양호하고 내부조직이 건전하다.



## 2. Copper

Cu는 다이캐스팅용 알루미늄합금에서 기지조직 내에 분산되거나  $Al_2Cu$ 의 금속화합물 형태로 존재한다. 그러나,  $Al_2Cu$ 상은 알루미늄합금 내에 Mg이 없거나 양이 매우 적어서  $Cu_2Mg_8Si_6Al_5$ 를 형성하지 않을 때만 존재할 수 있다. 알루미늄합금에 Mn이나 Ni이 존재하면 Cu-Mn이나 Cu-Ni의 화합물을 형성하게 된다. Cu함량이 증가할수록 경도는 증가하지만, 강도와 연신율은 Cu가 어떤 형태로 합금 내에 존재하는가에 좌우된다. 즉, Cu가 고용된 상태인지, 아니면 석출된 상태인지, 또한 석출이 되었더라도 구형으로 고르게 분산되어 있는지 결정립계에 연속적인 네트워크를 형성하고 있는지에 따라 알루미늄합금의 기계적 특성에 변화를 수반하게 된다. 연속적인 네트워크를 형성하게 되면 강도는 크게 향상되지 않고 연성이 현저히 저하된다.  $Al_2Cu$ 상이 구형으로 고르게 분산되어 있을 경우에는 알루미늄합금의 강도는  $Al_2Cu$  입자간 거리에 따라 결정된다. Al-Cu 합금의 탄성율은 Cu 함량이 증가함에 따라 비례적으로 증가하며, 용융온도 부군에서도 합금의 탄성율은 상온 탄성율의 1/2정도를 유지한다. 또, 감쇠능은 Cu 함량이 증가할수록 감소하며, Cu 첨가에 의해 고온강도가 증가하며, Cu가 고용체일 때 피로강도도 향상된다. Al-Si-Cu 합금의 경우 Cu는 경도, 강도, 피로강도 및 크립강도 뿐만 아니라 절삭성을 향상시킨다.

### 제 3 절 다이캐스팅

다이캐스팅 기계의 역사는 1883년 미국의 Bruce에 의해 제작된 활자 주조기로 시작하였으며, 현재의 다이캐스팅 기계의 주류는 횡형의 것으로, 미국의 Doheler에 의해 개발되었다. 다이캐스트의 주조법은 복잡 정밀한 형상의 내구성을 가진 금형에 용탕을 고압으로 주입해서 주물을 만드는 주조방법이다. 다이캐스트 주물은 치수정밀도가 높고 기계가공을 대부분 생략하는 이점이 있는 반면 금형이 고가이다. 따라서 치수정도가 요구되는 부품으로 대량생산에 적합하다<sup>19)</sup>. 다이캐스팅 기계들은 Hot chamber와 Cold chamber 기계로 양분되고 있는데, 전자는 주로 주석, 아연 또는 납 등 용융점이 낮은 합금에 이용되며, 후자는 구리, 마그네슘, 또는 알루미늄 합금 등 비철금속 중 비교적 용융점이 높은 합금 주조에 이용되고 있다. Fig. 2. 5에 Hot chamber 다이캐스팅 기계의 기본 구조가 주어져 있으며, 그림에서 보는 것과 같이 플런저의 모양이 거위 목과 비슷해서 거위목 다이캐스팅 기계로 불리기도 한다. Hot chamber 다이캐스팅 기계와는 달리 Fig. 2. 6에 Cold chamber 다이캐스팅 기계는 용탕을 외부로부터 매번 주입시켜 주는 것이 다르나 기본적인 공정은 비슷하다. 이 두 기계들의 차이점은 Hot chamber의 경우 용탕을 금형에 주입하는 방법이 Shot sleeve 내에 있는 공기의 유입을 Cold chamber에 비해 줄여주는데 있다. 그러나 Shot sleeve 주위에 용탕이 계속 접촉하고 있으므로 거위목과 보온로 주변의 금속이 약해지므로 이들 부분의 수명을 단축시키는 단점이 있다<sup>20-22)</sup>.

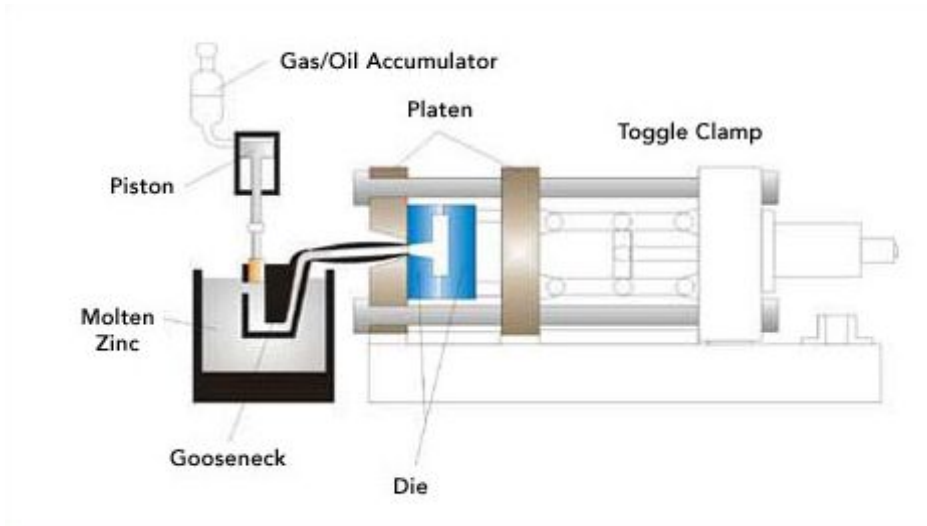


Fig. 2. 5. Hot chamber die casting machine.

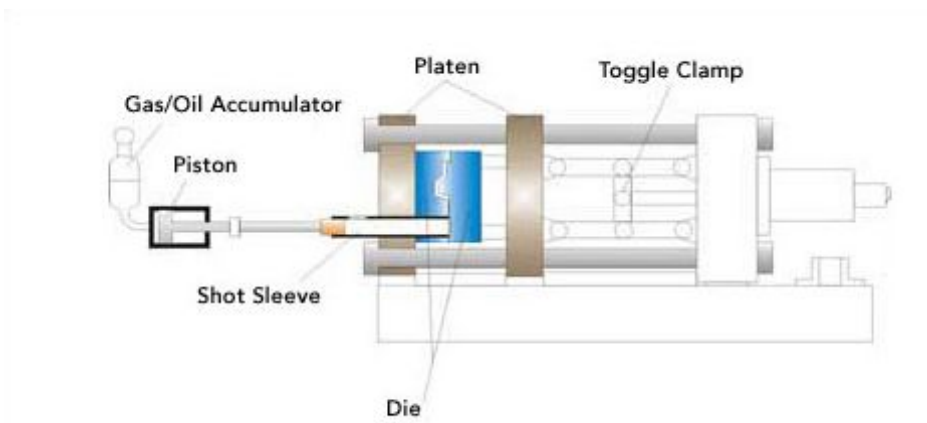


Fig. 2. 6. Cold chamber die casting machine.

## 제 4 절 쇼트피닝(Shot peening)

일종의 냉간가공 방법으로 알려진 쇼트피닝 가공방법의 기본원리는 Fig. 2. 7에 도시된 바와 같다. 금속부품의 표면에 쇼트 볼(shot ball)이 고속 충돌할 때 쇼트볼이 지나고 있는 운동에너지가 충격이 일어나는 짧은 순간 표면에 전이되면서 표면부에 얇은 소성 변형층을 형성하고 표면으로부터 이탈한다. 이때 표면층에는 요철이 발생되며, 표면의 소성 변형층을 경계로 하여 탄소성의 경계를 형성하게 된다. 이 소성 변형층은 변형전의 상태로 유지하려는 반력이 작용하게 되어 표면에는 잔류압축응력, 내부는 인장응력을 갖고 평형을 이루게 된다<sup>23)</sup>.

Fig. 2. 8와 같이 쇼트볼이 충돌한 후 압축응력이 잔류하게 되는데 압축응력의 크기는 가공조건에 따라 약간의 차이는 있지만 일반적으로 표면에서 깊이 0.15~0.25 mm 정도에 분포되고 레이저 피닝의 경우에는 1 mm 내외까지 분포 층을 형성시키기도 한다. 이러한 쇼트피닝 가공으로 재료의 표면에 압축잔류응력을 남게 함으로써 피로수명이 연장된다<sup>23-26)</sup>.

쇼트피닝의 다른 장점들은 가공경화에 따른 표면경도 증가, 응력부식에 대한 저항 증가<sup>27)</sup>, 용접부의 잔류응력의 제거<sup>28)</sup>, 항공기 날개나 로켓트의 곡면을 형성하는데 사용되는 핀포밍<sup>29)</sup> 기술 등 여러 산업분야에서 응용되고 있다.

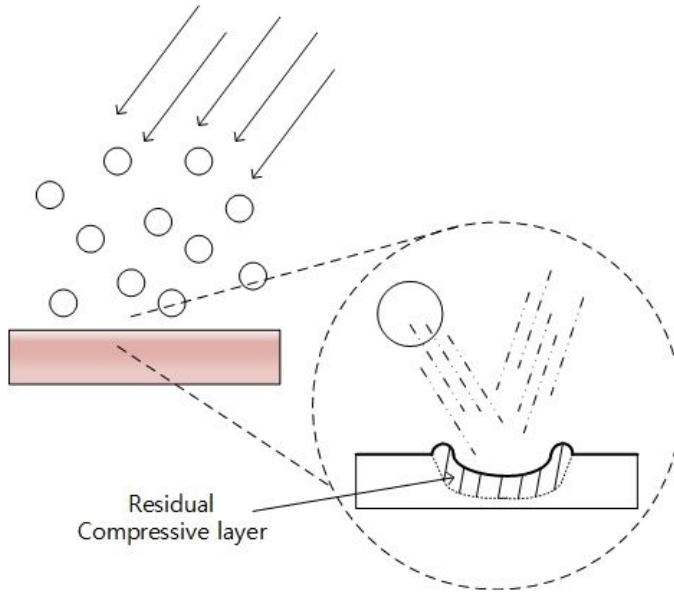


Fig. 2. 7. Schematic of shot peening process.

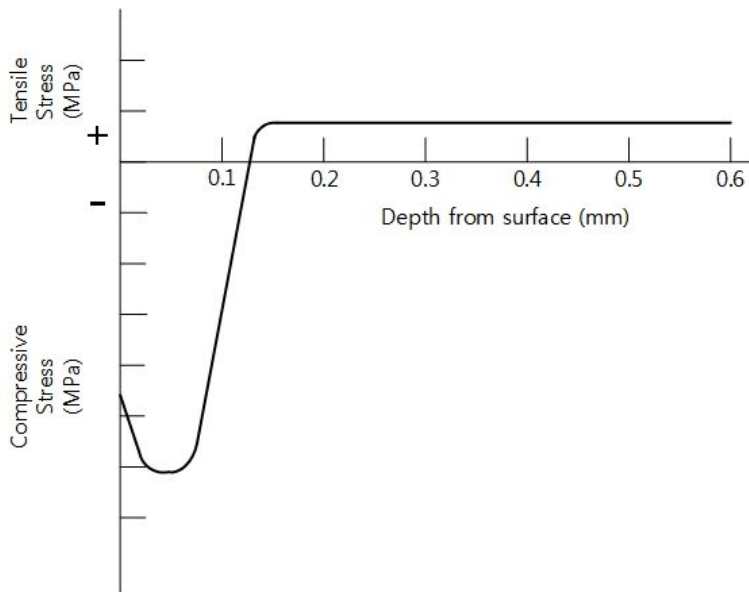


Fig. 2. 8. Distribution of compressive residual stress near the surface layer.

Fig. 2. 9와 같이 충격지점에서 자국을 형성하면서 국부적인 소성변형을 일으키고<sup>30)</sup> 재료내부의 변형지역에서는 영역이 확장되며, 인접지역의 반력에 의해 구속된다. 이 보다 더 깊은 영역에서는 충격 에너지 전이량이 적어 소성변형이 일어나지 못하므로, Fig. 2. 9의 점선부와 같은 탄소성(Elastic-plastic) 경계층을 형성한다. 연속적인 쇼트볼이 점점 많은 인접지역에 충돌하게 되면 소성변형된 일정한 표면층이 조금씩 증가하면서 영역은 점점더 넓어지고 점차적으로 압축된다<sup>31)</sup>.

각각의 쇼트볼이 튀어 오를 때 재료에 잔류응력이 남게 되어 소성변형된 층은 전체 변형률의 일부 탄성구간에서만 복원된다. 이렇게 남아있는 압축잔류응력은 인장잔류응력과 함께 표면직하에 얇은 부분을 차지하게 된다. 만일 과도한 양으로 가공하면 강도는 최적값을 초과한다. 그러므로 적절한 양의 쇼트볼을 가해야 한다.

Fig. 2. 9에서 소성변형된 경계층의 중심 수직선상의 한 점 A를 고려해 볼때, 외부의 하중은 크게 2 단계로 나누어진다. 첫째로 탄성응력영역에 하중 P가 작용하면서,  $\sigma_1$ 과  $\sigma_2$ 가 소성영역으로 발전하기 전까지의 상태가 Fig. 2. 10(a)이며, 외부의 하중이 증가하면 항복강도를 초과하는 소성변형이 발생하여 종방향의 응력  $H_1$ 으로 발전된 상태가 Fig. 2. 10(b)로 나타난다. 이 응력들은 Tresca 항복응력에 도달할 때까지 계속해서 확장하게 된다.

$$\sigma_1 - H_1 = Y \quad (3. 1)$$

외부의 하중이 제거되고,  $\sigma_1$ 이 사라지면 Fig. 2. 10(c)와 같이 나타나며,  $H_1$ 은 Y를 초과하지 않는 상태이다. Fig. 2. 10(d)와 같이  $H_2$ 의 외력이 가해져  $H_1$ 이 Y보다 커질 때 두 번째의 소성변형이 발생한다.

$$H_2 = H_1 - Y \quad (3. 2)$$

하중이 제거된 후 결과적으로 소성변형된 재료의 내부에는 Y 보다 더 높은 압축 잔류응력이 남게된다<sup>30)</sup>.

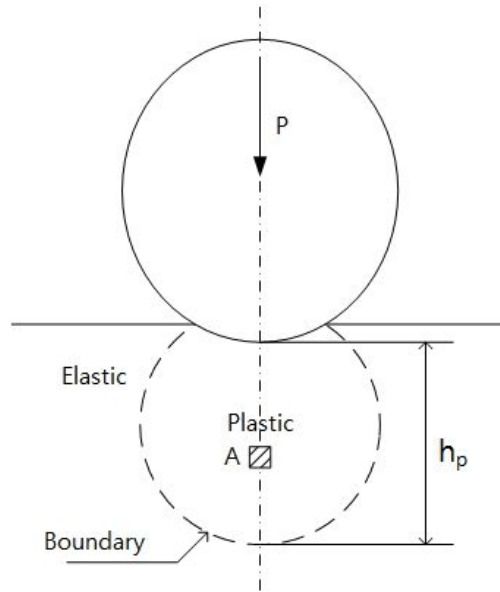


Fig. 2. 9. Elastic-plastic boundary below contact zone.

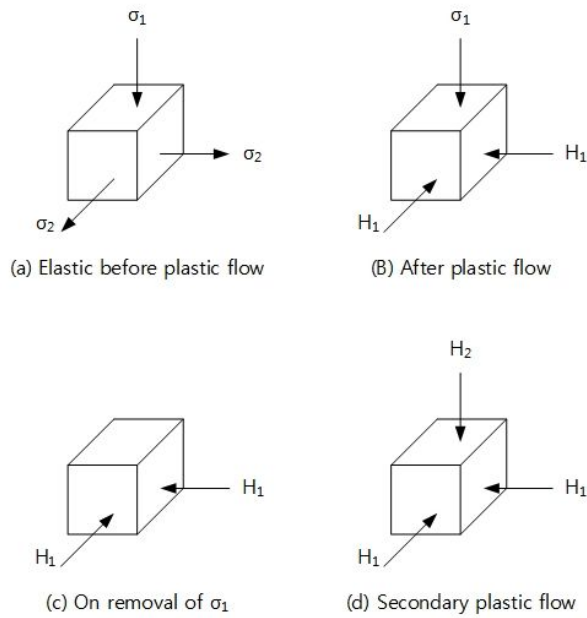


Fig. 2. 10. Sequence of stress acting in an element within a plastic zone.

## 제 5 절 고용강화

일반적으로, 용매원자의 격자에 용질원자가 고용되면 순금속보다 강한 합금이 된다. 고용체에는 2가지 종류가 있는데 용매 원자와 용질 원자의 크기가 거의 같은 경우에 용질 원자는 용매 원자의 결정격자의 격자점을 점유하며, 이것을 치환형 고용체라 한다. 그러나 용질 원자가 용매 원자보다 훨씬 작은 경우에는, 용질 원자는 용매 격자의 격자간 위치를 점유하며, 이것을 침입형 고용체라 한다. Fig. 2. 11은 치환형 고용체와 침입형 고용체를 도식적으로 보여준다.

이러한 고용체를 형성하면 그것이 치환형 고용체인건 침입형 고용체인건 간에 격자의 뒤틀림 현상이 생기고 따라서 용질원자의 근처에 응력장이 형성된다. 이 용질원자에 의한 응력장이 가동전위의 응력장과 상호작용을 하여 전위의 이동을 방해하여 재료를 강화시킨다. 이러한 형태의 강화를 고용체강화라고 한다. 고용강화는 기본적으로 전위와 용질원자의 상호작용에 기인하며 다음과 같은 상호작용 기구가 있다<sup>32)</sup>. 원자크기 차이에 의한 탄성적 상호작용, 탄성계수 차이에 의한 상호작용, 전기적 상호작용, 화학적 상호작용, 단범위 및 장범위 규칙도 상호작용 등이 있다. 고용강화를 일으키는 재료에는 대부분 이러한 인자 중에 몇 가지가 복합적으로 작용한다<sup>33)</sup>.

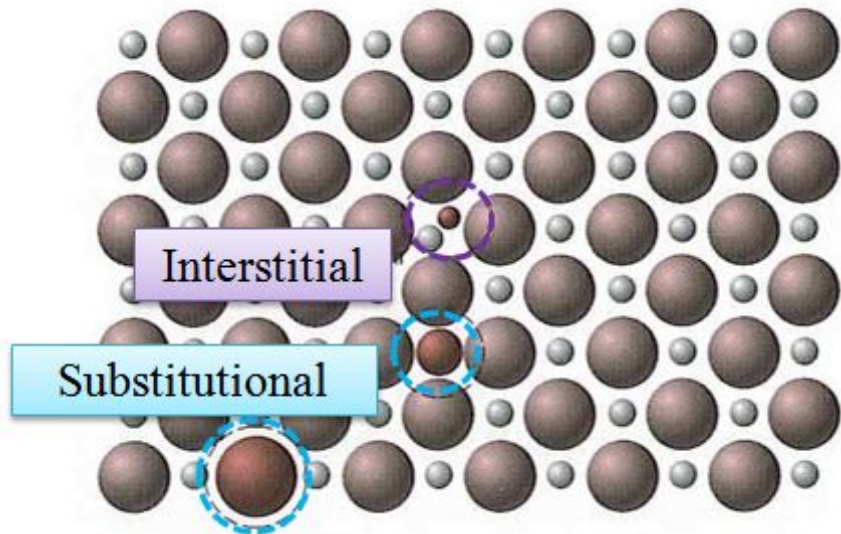


Fig. 2. 11. Schematic drawing of interstitial and substitutional solid solution.



## 1. 원자크기 차이에 의한 탄성상호작용

용질 원자와 용매원자의 크기가 다르면 용질원자 주위에 단성 응력장이 생기고 따라서 전위의 탄성응력장과 상호작용을 하게 된다. 만일 결함이 전위로 확산해 가거나 또는 전위를 이동시키기 위해서는 별도의 에너지가 필요하고, 이것은 전위를 움직이는데 필요한 응력이 증가한다는 것을 의미한다.

칼날전위의 전위선 주위에 모상의 원자보다 작거나 큰 치환형 용질원자가 존재함으로써 그 변형장을 완화시킬 수 있으므로 계의 에너지는 감소한다. 이러한 경우를 인력적 상호작용이라고 하는데 Fig. 2. 12에 나타내었다. 또 용질원자 근처의 큰 변형에 의해 그 주위의 탄성계수가 변하고 전위의 에너지는 결정의 탄성계수에 비례하므로 용질원자 주위에 존재하는 전위의 탄성에너지도 변한다. 따라서 탄성계수를 감소시키는 용질원자와 전위 사이에는 인력적 상호작용을 한다.

나사전위인 경우에는 전단변형 밖에 없기 때문에 정수압은 존재하지 않는다. 그러나 실제 결정에서는 이방성 때문에 약간의 정수압이 존재하므로 약한 상호작용을 하여 나사전위와 용질원자사이에는 항상 척력이 작용한다. 원자크기의 차이가 클수록 강화효과는 크며, 구 대칭변형을 형성하는 치환형 용질원자는 주로 칼날전위와 반응하는데 비해 비 구형변형을 형성하는 침입형 용질원자는 모든 종류의 전위와 상화작용을 한다. 그리고 그 효과는 침입형용질원자의 경우가 훨씬 크다. 따라서 용질원자는 항상 전위와 상호 작용하여 전위에 편석된다.

## 2. 탄성계수 차이에 의한 작용

용매원자와 같은 크기의 용질원자가 결정에 들어가는 경우에도 용질원자 주위의 탄성계수가 변하기 때문에 전위의 탄성변형에너지도 달라진다. 즉, 용질원자에 의해 부분적으로 결정의 탄성계수가 변하면 용질원자와 전위 사이에는 탄성계수 상호작용이 생긴다. 만일 용질원자의 탄성계수가 용매원자에 비해 작으면 전위의 탄성변형에너지는 감소하고 따라서 용질원자와 전위 사이에는 인력이 작용한다.

### 3. 전기적 상호작용

칼날전위 주위에는 압축응력 또는 인장응력이 존재한다. 따라서 결정내에 칼날전위가 존재하는 경우에 금속내의 전자들은 압축에 저항하려는 경향이 있기 때문에 칼날전위의 압축응력영역에 있는 전자는 인장영역으로 이동하여 국부적인 밀도변화가 생긴다. 따라서 전도전자의 재배열이 일어나고 Fig. 2. 13에서와 같이 전기 쌍극자가 형성된다. 용질원자가 모상원자와 다른 가전자수를 가지고 있을 때도 두 원자 사이에는 전기적인 상호작용이 있다. 고용체를 형성하는 고용도가 전자수/원자수의 비에 따라 달라지고, 항복응력도 그 비가 클수록 증가하는 이유는 전위와 용질원자 상이의 정전상호작용에 기인한다. 금속결정에서 이러한 효과는 앞의 두 경우에 비해 아주 작다.

### 4. 화학적 상호작용

Fcc나 hcp 결정 중에서 적층결함 에너지가 작은 경우의 전위는 확장전위로 존재한다. 확장된 두 부분전위 사이에는 적층결함 영역이 존재하고 적층결함에너지 때문에 계의 에너지는 높은 상태가 된다. 이때 용질원자가 적층결함영역에 존재하면 계의 에너지를 낮출 수 있기 때문에 용질원자의 농도는 적층결함이 존재하는 영역에서 더 높다. 따라서 적층결함영역의 용질원자농도가 높을수록 적층결함에너지는 더욱 감소하고 부분전위의 간격도 넓어지기 때문에 확장전위의 이동이 어려워진다. 전위가 이동을 하면 용질원자농도가 평형농도에서 벗어나기 때문에 이와 같은 용질원자의 농도차이는 전위운동의 저항력이 된다. 이 저항력이 작용하는 전위는 매우 넓기 때문에 열 활성화에 의해 전위가 용질원자로부터 벗어나기는 어렵다. 따라서 이러한 효과는 온도에 크게 의존하지 않는다. 이러한 효과를 화학적 상호작용이라고 부른다.

## 5. 단범위 규칙도 상호작용

대부분의 고용체는 완전히 불규칙한 배열을 갖지는 않고 보통 단범위 규칙도를 가지거나 집합체를 형성하고 있다. 따라서 전위가 이러한 영역을 통과하여 이동한다면 그 영역의 원자배열이 불규칙하게 되어 계의 에너지가 증가하게 된다. 그러므로 에너지가 높아지는 방향으로 일을 하기 위해서는 부가적인 일을 더 공급하여야 하기 때문에 이것이 강화에 기여한다.

## 6. 장범위 규칙도 상호작용

장범위 규칙도를 가진 고용체에는 각 구성 원자가 격자의 특정한 위치를 차지하고 있다. 이러한 결정구조를 가진 합금을 초격자 또는 금속간 화합물이라고 부른다. 이러한 경우 완전전위의 이동은 새로운 역위상경계(Antiphase boundary, APB)를 만들어 계의 에너지를 증가시키기 때문에 전위의 이동을 방해하게 된다. 또한 이미 두 쌍의 완전전위로 분리된 초격자 전위는 어떤 폭을 가진 APB를 형성하고 있는데 이때 APB의 폭은 APB에너지의 크기와 두 완전전위의 탄성응력의 균형에 의해서 결정된다. 만일 전위가 APB를 통과하여 이동을 하면 전체 계면의 면적이 증가하게 되므로 부가적인 응력이 필요한데 그 크기는 다음 식으로 주어진다.

$$\tau = \frac{\gamma}{t} \quad (3. 3)$$

여기서  $t$ 는 APB의 폭이고  $\gamma$ 는 APB에너지이다. 변형이 진행되면 더 많은 APB가 생기기 때문에 가공경화율은 불규칙상태보다도 크다.

지금까지 살펴본 여러 상호작용에 의해서 생기는 전위와 용질원자와의 총 상호작용 에너지를  $U_0$ 라 하고, 모상중의 용질원자의 농도를  $C_0$ 라고 하면 전위주위의 용질원자 농도는 다음 식으로 쓸 수 있다. 이것이 Cottrell이 제안한 전위주위에서 용질원자가 분위기를 형성하는 이론적 배경이다<sup>32)</sup>.

$$C = C_0 \exp\left(\frac{U_0}{kT}\right) \quad (3. 4)$$

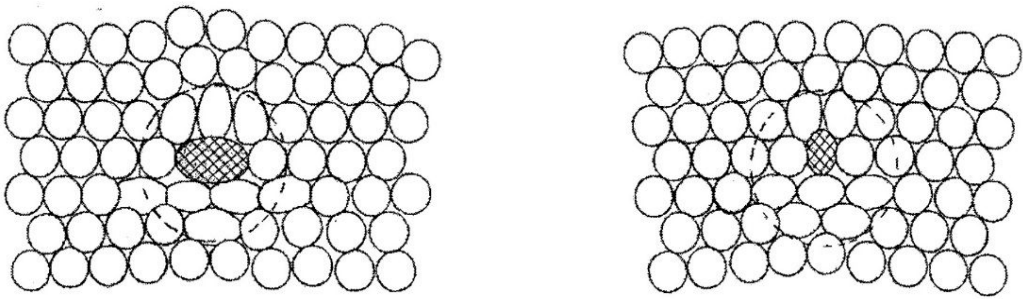


Fig. 2. 12. Substitutional solute atom cut into edge dislocation<sup>33)</sup>.

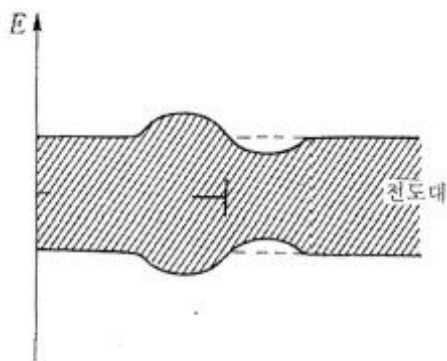


Fig. 2. 13. Electric dipole generated to edge dislocation<sup>33)</sup>.

## 제 3 장 실험방법

### 제 1 절 합금 준비

본 연구에서 Al 합금은 열처리 전과후의 미세조직과 기계적 특성을 평가하기 위하여 잉곳 (670 mm × 100 mm × 40 mm)으로 중력주조 하였으며 합금의 조성은 유도결합 플라즈마 질량 분석기 (inductively coupled plasma mass spectrometry, ICP-MS; Perkin Elmer, OPTIMA 4300 DV)를 사용하여 분석하였고 결과는 Table 3. 1에 나타내었다. Fig. 3. 1은 실험 합금에 적용된 공정을 보여준다.

Table 3. 1. Chemical composition of Al-Si-Cu alloy used in this study (wt.%).

Si	Cu	Fe	Mn	Al
6.01	2.09	1.03	0.19	Bal.

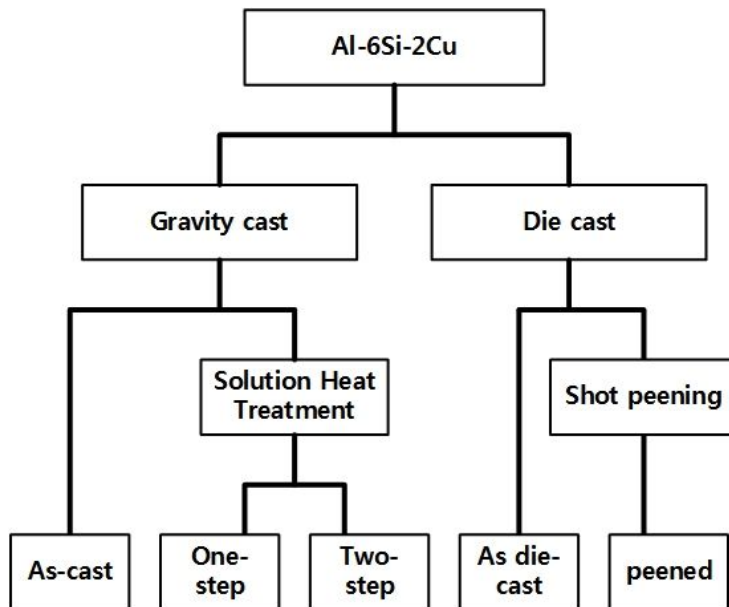


Fig. 3. 1. The experimental alloy process in this study.

## 제 2 절 열처리

주조된 Al 합금에 적용된 1차 및 2차 용체화처리는 Table 3. 2와 Fig. 3. 2에 상세히 나타내었다. 본 연구에서의 용체화 온도는  $Al_2Cu$ 상의 초기 용융<sup>34)</sup>을 피하기 위해 주의 깊게 설정하였다. 1차 용체화 온도는  $Al_2Cu$ 상의 용융온도 이하인  $485 \pm 1^\circ C$ 와  $495 \pm 1^\circ C$ 로 선정하고 2차 용체화 온도는  $Al_2Cu$ 상의 용융온도 이상인  $515 \pm 1^\circ C$ 와  $525 \pm 1^\circ C$ 로 열처리를 수행하였다.

Table 3. 2. Schedule of solution heat treatment.

Specimen	Solution				Quenching
	Stage 1		Stage2		
	°C	h	°C	h	
As-cast	-	-	-	-	-
1	485	2	-	-	Water
2	485	2	515	4	Water
3	485	2	525	4	Water
4	495	2	-	-	Water
5	495	2	515	4	Water
6	495	2	525	4	Water

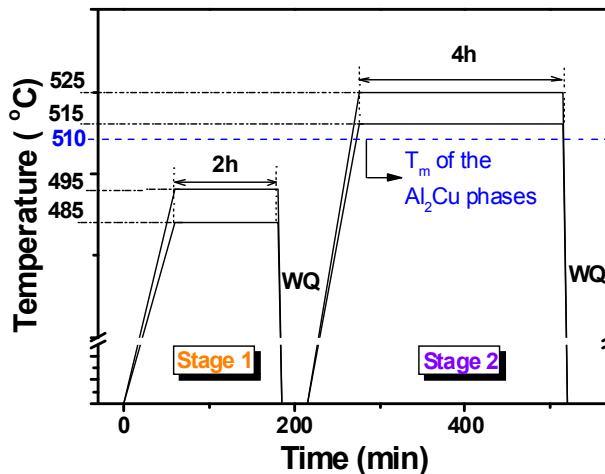


Fig. 3. 2. The solution heat treatment process in this study.

### 제 3 절 쇼트피닝

쇼트피닝 장비는 임펠러 투사방식인 쇼트피닝 머신(multi table type ptm-400)을 사용하였다. Table 3. 3에 쇼트피닝 가공조건을 나타내었다. 사용된 쇼트볼은 경강선을 일정한 크기로 잘라서 만든 컷 와이어 구형 쇼트볼을 사용하였다. 쇼트볼의 직경은 0.8 mm이고 경도는 약 670 Hv이며 화학적 성분은 Table 3. 4와 같다.

Table 3. 3. Shot peening conditions.

Content	Condition
Shot ball dia.	0.8 mm
Shot velocity	20 m/s ~ 60 m/s
Time	5 min
Coverage	200%

Table 3. 4. Chemical composition of cut wire shot ball (wt.%).

Composition	C	Si	Mn	P	S
SWRH 72A	0.69~0.76	0.15~0.35	0.30~0.60	Max. 0.03	Max. 0.03

## 제 4 절 미세구조 분석

미세조직 분석을 위해 시편은 잉곳에서 기계절단 (10 mm × 8 mm × 5mm) 하였으며 시편을 콜드 마운팅 한 후 Keller's 용액 (Nitric acid 1.25 ml + Hydrochloric acid 0.75 ml + Hydrofluoric acid 0.5 ml + Dist. water 47.5 ml)을 사용하여 에칭 후 광학현미경 (Optical Microscope, OM; Zeiss, AXIO)으로 관찰하였으며, 석출상은 주사전자현미경 (Scanning Electron Microscope, SEM; Hitachi, S-4800), 에너지 분산 분광법 (Energy Dispersive Spectroscopy, EDS; E-MAX, ISIS310) 그리고 전자탐침미량분석법 (Electron Probe Microanalysis, EPMA; Shimadzu, EPMA-1600)을 사용하여 정성 및 정량 분석하였다. 결정구조 분석을 위해 X-선 회절분석 (X-Ray Diffraction, XRD; Rigaku, X'pert PRO MPD)을 수행하였다. CuK $\alpha$ 를 이용하여 20°에서 90°까지 2 $\theta$ 분석을 하였으며 스텝사이즈 0.01°, 스캔 스텝 시간 1 s로 하였다.

## 제 5 절 기계적 특성 평가

기계적 성질의 평가를 위한 경도 시험은 미소 경도시험기 (Shimadzu, HMV-2T)를 사용하였으며 1 kg의 하중으로 유지시간 5 s씩 각 시편 당 20회 측정하였다. 인장 시험용 시편은 KS인장규격 14B호를 기초로 하여 평행부거리 33 mm인 판 형태로 제작하였으며, 인장시험기 (MTS, Landmark Servohydraulic Test System)을 이용하여 상온에서 1 mm/min의 변형속도 조건에서 수행하였다.

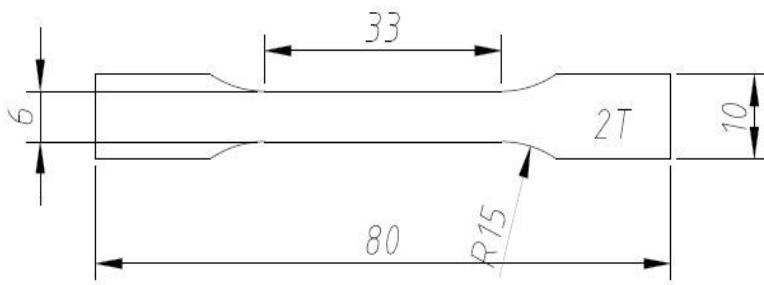


Fig. 3. 3. The dimension of tensile specimen.



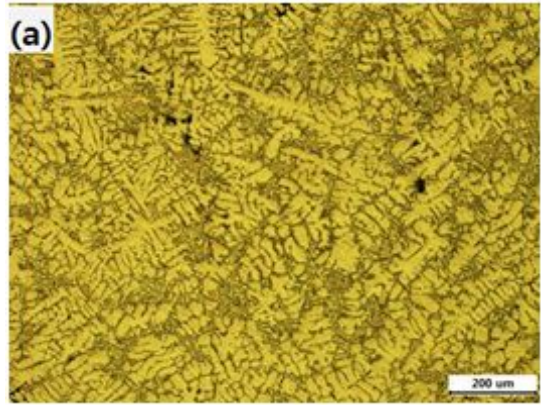
## 제 4 장 결과 및 고찰

### 제 1 절 중력주조합금과 열처리

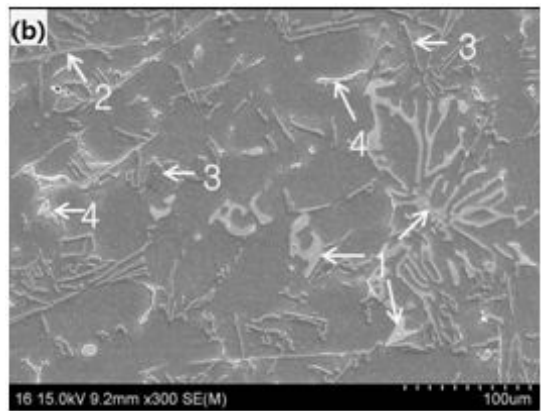
#### 1. 미세조직

Fig. 4. 1은 주조(As-cast)시편의 광학현미경 그리고 주사전자 현미경 사진을 나타내었다. Fig. 4. 1(a)에서 미세조직은 전형적 주조조직인 수지상정(Dendrite) 조직을 보였으며 이미지 분석기 (IMT, i-Solution)로 측정된 이차수지상간격(Secondary dendrite arm spacing, SDAS)은 37  $\mu\text{m}$ 를 보였다. 또한 시편에서는 명암과 형태학적으로 구분 가능한 여러 가지 상들이 Al 기지에서 관찰되었다. 이러한 상들의 정성 분석을 위해 SEM-EDS 분석을 수행하였다. Fig. 4. 1(b)에서와 같이 명암과 형태를 차이로 표시된 (Fig. 4. 1(b)의 1-4) 4가지의 상들로 구분 가능했다. 각각의 상들의 EDS 분석을 수행하였고 그 결과는 Table 4. 1에 나타내었다.

EDS분석 결과  $\alpha$ -Al 기지와 chinese script형상의  $\alpha$ - $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ 과 침상의  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ 의 Fe-rich 상, 판상의  $\Theta$ - $\text{Al}_2\text{Cu}$  그리고 공정 Si이 관찰 되었다. 이는 Ceschini 등이 Al-10Si-2Cu 합금의 연구에서 보고한  $\alpha$ - $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ 과  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ 의 결과와 일치한다<sup>35)</sup>.



(a)



(b)

Fig. 4. 1. OM and SEM micrographs of as-cast Al-6Si-2Cu alloy; (a) OM and (b) SEM.

Table 4. 1. Compositions of the phase 1, 2, 3 and 4 in Fig. 4. 1 analyzed using EDS (wt.%).

Point	(wt%)					Phase
	Si	Cu	Fe	Mn	Al	
1	10.7	-	22.0	8.6	56.6	$\alpha$
2	17.5	-	23.1	2.6	56.6	$\beta$
3	93.6	-	-	-	6.3	Si
4	-	51.3	-	-	48.6	$\theta$

Fig. 4. 2는 Al-6Si-2Cu 합금에 대해 Thermo-Calc로 열역학 계산을 통해 얻은 평형상을 나타내었다. 열역학 계산 결과와 같이 본 연구에서 수행한 용체화 처리 온도구간에서 Fe-rich한  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>와  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi상이 존재 하였다. 또한, 본 연구에서 1차 용체화와 2차 용체화 온도의 기준이 된 Al<sub>2</sub>Cu의 용융온도도 약 510°C로 계산되어 본 연구에서 설정한 용체화 온도가 타당함을 보여준다.

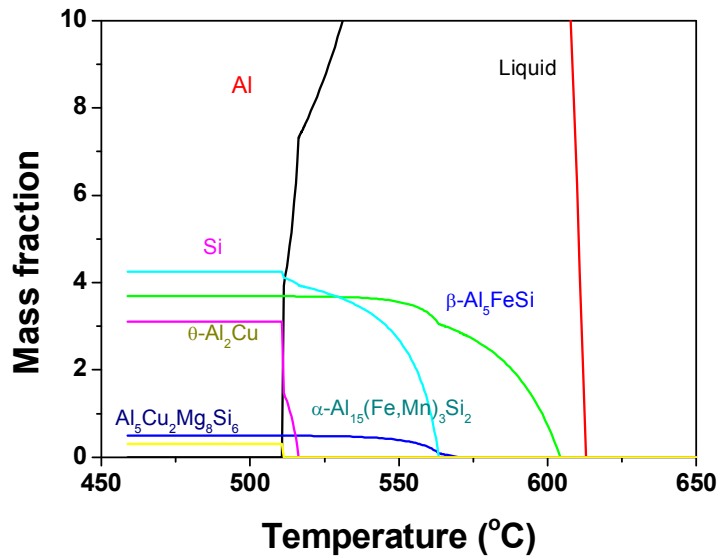


Fig. 4. 2. Fractions of equilibrium phases diagram of Al-6Si-2Cu alloy calculated using Thermo-calc.

각 상들의 결정 구조 분석을 위해 X-선 회절 시험을 수행하고 그 결과를 Fig. 4. 3에 나타내었다. XRD 분석 결과 Fig. 4. 3(a)에 회절면을 표시한대로 Al, Si, Al<sub>2</sub>Cu의 회절 피크만이 나타났다. 이는 Fig. 4. 1(b)에서 관찰된 것처럼 α-Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>와 β-Al<sub>5</sub>FeSi상 등의 석출상들의 부피분율이 작아 X-선 회절에 의해 나타나지 않기 때문이다. 용체화 열처리에 따른 상들의 변화를 관찰하고자 용체화 열처리 단계에 따른 X-선 회절 분석을 하여 Fig. 4. 3(b)에 대표적인 결과를 나타내었다. 결과에서처럼 20.6° 부근의 Al<sub>2</sub>Cu(110) 회절면이 485°C 2h 1차 용체화 및 495°C 2h 와 525°C 4h 2차 용체화 처리로 인해서 나타나지 않음을 알 수 있다. 따라서 용체화 처리로 인해 Al<sub>2</sub>Cu 상들이 대부분 기지내로 재고용된 것으로 판단된다.

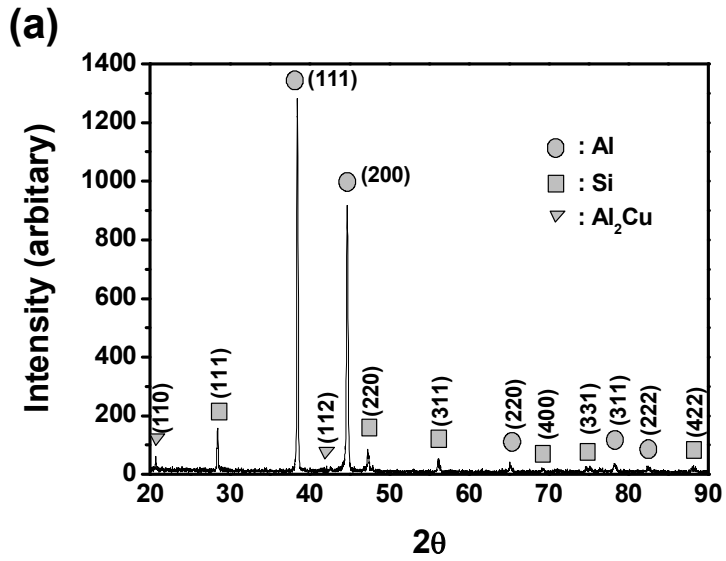
Fig. 4. 4는 as-cast와 1차와 2차의 각 용체화 처리에 따른 미세 조직의 변화를 나타내었다. 공정 Si 입자들의 평균면적과 형상비 (단축/장축)를 측정하여 Table 4. 2에 정리하였다.

용체화 처리 후에 Si 입자들의 평균 면적은 현저하게 감소하였으며 형상비는 증가하였다. 이는 Al-6Si-2Cu 합금이 열처리 후에 기지내의 공정 Si 입자들이 용체화 처리에 따라서 Al 기지내로 재고용되면서 그 크기가 미세해지고 공정 Si 입자의 재고용시 장축방향의 모서리 부분의 재고용이 가속화되어 구상화되어진다는 것을 나타낸다. 또한 열처리 온도와 시간이 증가할수록 Si 입자들이 더욱 미세해지고 구상화 되었다.

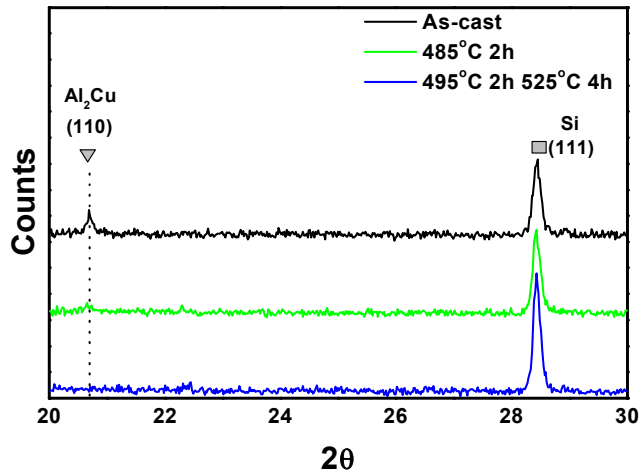
Table 4. 2. Mean area and aspect ratio of silicon particles after solution heat treatment.

Measurement	As-cast	1	2	3	4	5	6
Mean area(um <sup>2</sup> )	47.1	31.4	29.6	26.1	31.7	25.8	20.6
Aspect Ratio*	0.16	0.27	0.39	0.40	0.32	0.37	0.44

\*Where a value of 1 is a round particle



(a)



(b)

Fig. 4. 3. XRD patterns of (a) dominant phases in as-cast sample and (b) diffraction peak (110) of Al<sub>2</sub>Cu at each heat treatment.

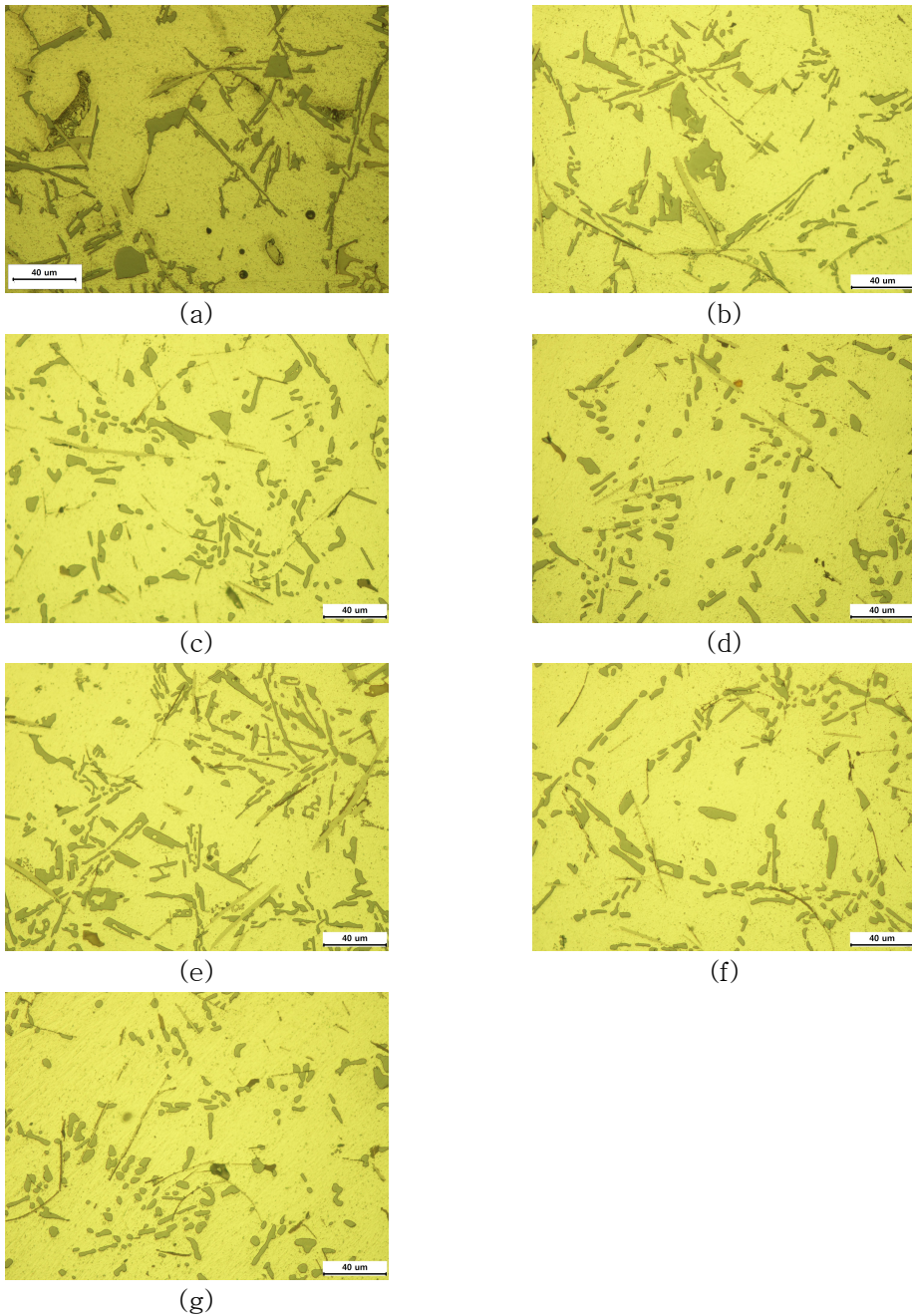


Fig. 4. 4. Microstructure of Al-6Si-2Cu alloys after different solution heat treatment; (a) as-cast, (b) 485°C/2h, (c) 485°C/2h 515°C/4h, (d) 485°C/2h 525°C/4h, (e) 495°C/2h, (f) 495°C/2h 515°C/4h and (g) 495°C/2h 525°C/4h.

## 2. 기계적 특성

Fig. 4. 5는 열처리된 Al-6Si-2Cu 합금의 마이크로 비이커스(Micro Vickers) 경도 시험 결과를 나타내었다. 열처리 후의 합금의 경도는 as-cast와 비교 할 때 107Hv에서 약 26%~28%가 증가하였다. 이는 잉곳 내에 석출된 조대한  $\Theta$ -Al<sub>2</sub>Cu 입자들이 석출 강화에 기여하지 못하고 용체화 처리 후에 Cu 원자들이 기지내에 고용됨에 따라 고용 강화 효과에 기여하여 경도 값이 증가된 것으로 판단된다.

Fig. 4. 6은 열처리된 Al-6Si-2Cu 합금의 인장 특성을 보여준다. 열처리 후의 합금은 as-cast와 비교할 때, 최대인장강도가 185 MPa에서 최대 249 MPa(485°C/2h 525°C/4h)으로 항복강도는 152 MPa에서 최대 198 MPa(495°C/2h 515°C/4h)로 연신율은 1.36%에서 최대 1.93%(495°C/2h 525°C/4h)로 증가하였다. 이는 경도특성에서와 같이 Cu 원자들이 용체화 단계에 따라서 기지내로 재고용되므로 고용강화에 기여하는 것이며 연신율의 향상은 초기 공정 Si의 재고용에 따른 면적감소 및 구상화로 인해 나타난 것으로 판단된다. 특히, 항복강도는 495°C에서 2h 동안 1차 용체화 하고 515°C와 525°C에서 4h 동안 2차 용체화 할 경우 as-cast 대비 약 30% 이상 향상되었고 연신율은 525°C에서 2차 용체화 할 경우 약 40% 이상 증가하였다.

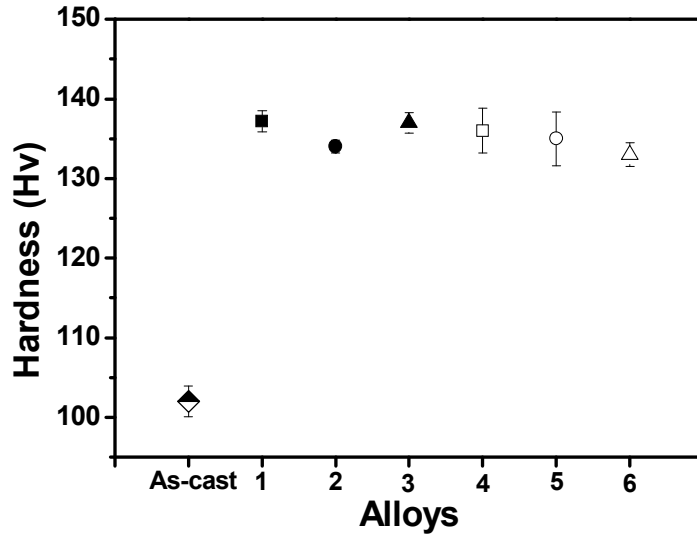


Fig. 4. 5. Micro Vickers hardness of the alloys after various schedule of solution heat treatment.

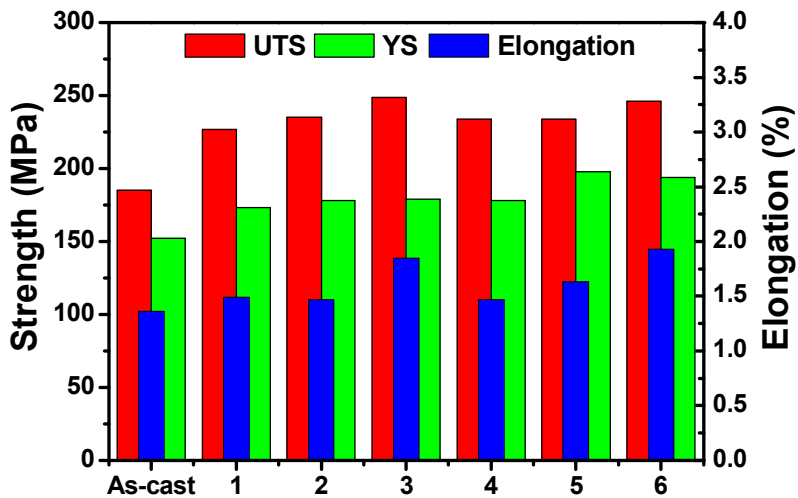


Fig. 4. 6. Tensile properties of the alloys after various solution heat treatment.



## 제 2 절 다이캐스팅합금과 쇼트피닝

### 1. 미세조직

Fig. 4. 7은 as-diecast 상태의 시편의 미세조직을 광학현미경 사진으로 나타내었다. 중력주조 시편과 비교하였을 때 약 50% 감소한 18.5um의 SDAS 값을 나타냈으며 공정 Si와 금속간화합물의 크기 또한 상당히 감소하였음을 확인 할 수 있다. 이는 중력주조보다 금형을 수냉을 하는 다이캐스팅 공정에서 높은 냉각속도로 인한 차이로 생각되며 이는 Chen 등의 연구에서 SDAS는 냉각속도에 반비례한다는 결과와 일치한다<sup>36)</sup>.

Fig. 4. 8에서와 같이 명암과 형태학적으로 구분 가능한 여러 가지 상들이 관찰되었다. 이러한 상들의 정성분석을 위해 SEM/EDS 분석을 수행하였고 그 결과를 Table 4. 3에 나타내었다.

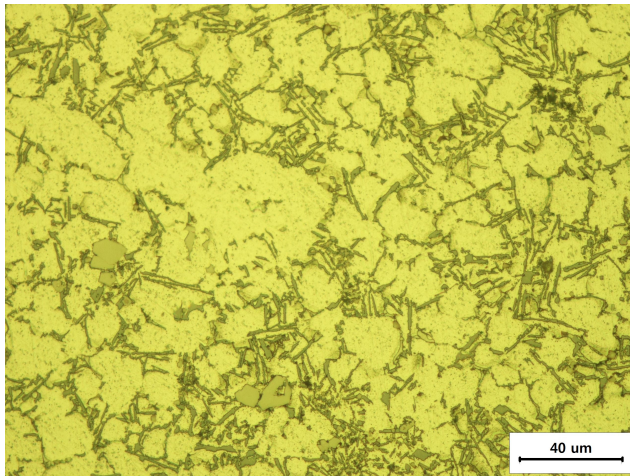
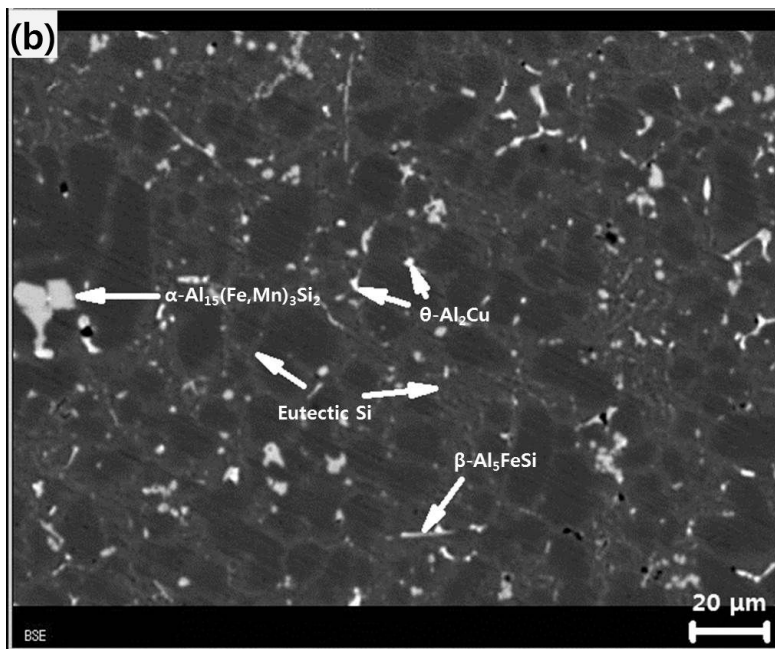


Fig. 4. 7. Microstructure of the die-cast alloy.



(a)



(b)

Fig. 4. 8. Images of the phases present in the die-cast alloy; (a) SEM and (b) EPMA.

Table 4. 3. EDS analysis of the die-cast alloy (wt.%).

Point	Si	Cu	Fe	Mn	Al	Phase
1	9.9	-	19.8	6.3	59.1	$\alpha$
2	18.9	-	22.9	2.3	55.8	$\beta$
3	90.8	-	-	-	9.1	Si
4	-	47.1	-	-	51.9	$\theta$

SEM/EDS 분석 결과  $\alpha$ -Al 기지, 판상의  $\alpha$ - $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ 상, 침상의  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ 상,  $\theta$ - $\text{Al}_2\text{Cu}$ 상 그리고 공정 Si 상이 관찰되었다. 이는 중력주조와 동일한 상들을 나타내었다. 하지만,  $\alpha$ - $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ 상은 중력주조와 다르게 다이캐스팅에서는 조대한 판상으로 나타났다. 이는 Fabrizi 가  $\text{AlSi9Cu3(Fe)}$  다이캐스팅 합금의 미세구조적 특성에서 Sr, Mg 그리고 Cu 첨가의 영향에 대한 연구에서 보고한 것과 유사하다<sup>37)</sup>.

각 상들의 결정 구조 분석을 위해 XRD를 수행하고 그 결과를 Fig. 4. 9에 나타내었다. XRD 피이크 분석 결과 Al, Si,  $\text{Al}_2\text{Cu}$  피이크만이 검출되었다. 이는 중력주조와 동일한 회절상이 존재하였고 미량 존재하는 Fe-rich상은 회절 피이크가 나타나지 않았다.

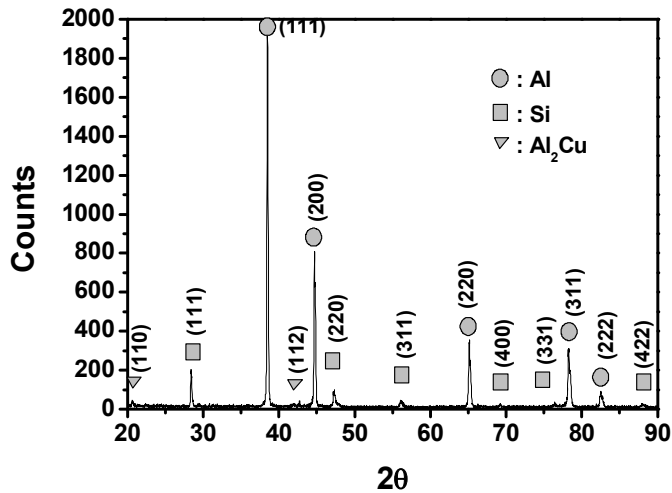


Fig. 4. 9. XRD patterns of die-cast sample.

## 2. 기계적 특성

다이캐스팅 시편의 기계적 특성을 평가하기 위해 미소 경도 시험을 수행하고 그 결과 값은 평균 약 102Hv로 측정되었다. 측정시 조건은 중력주조와 동일하게 수행하였다. 중력주조와는 미소한 차이지만 평균적으로 약 5% 정도가 낮게 나타났다. 다이캐스팅 시편의 인장시험을 실시하였고 그 결과를 Table 4. 4에 나타내었다.

Table 4. 4. Mechanical properties of the die-cast alloy.

UTS(MPa)	YS(MPa)	El(%)	E(GPa)	Hv
198	90	2.8	21.8	102

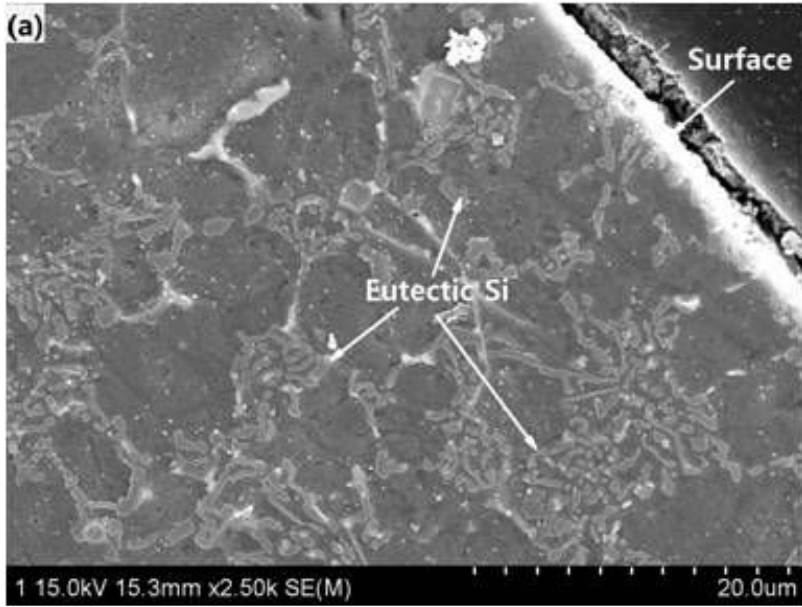
Table 4. 4에 나타낸 결과와 같이 다이캐스팅 시편의 기계적 특성은 약 198 MPa의 최대인장강도, 90 MPa의 항복강도 그리고 약 2.8%의 연신율을 나타내었다. 중력주조와 비교하여 최대인장강도와 연신율은 각각 약 7% 와 115% 가 증가하였고, 항복강도는 40% 감소하였다. 일반적으로 Al-Si 합금의 기계적 특성은 공정 Si 입자의 크기와 형상에 크게 의존한다고 보고 되어있다. 일반적인 냉각속도에서 Si 입자들은 조대한 침상을 나타낸다. 이러한 조대한 침상의 조직은 초기 균열을 야기하고 기계적 특성을 상당히 약하게 만드는 역할을 한다<sup>38)</sup>. 중력주조와 다이캐스팅 시편에서의 기계적 특성의 차이는 초기 균열을 야기하는 조대한 침상의 공정 Si 입자가 다이캐스팅 공정시 빠른 냉각속도로 인해 미세화되어 기계적 특성이 향상된 것으로 판단된다.

### 3. 쇼트피닝

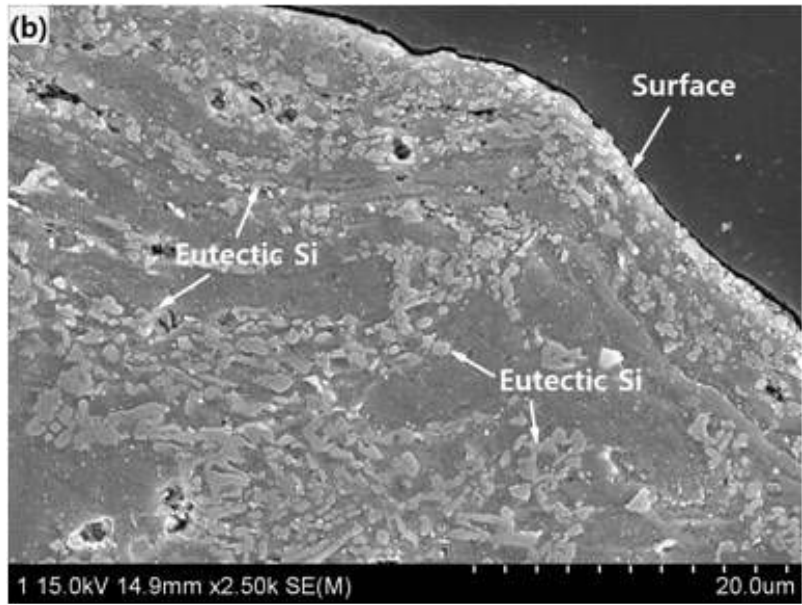
#### 가. 미세조직

Fig. 4. 10은 다이캐스팅 Al-Si-Cu 합금의 쇼트피닝 전후의 표면의 SEM 사진을 보여준다.

쇼트피닝 전 합금에는 Al 기지와 판상의 공정 Si이 존재하였다. Fig. 4. 10(b)와 같이 합금이 쇼트피닝 후에 극심한 소성 변형에 의해 표면이 거칠어 지고 Al 기지와 공정 Si의 형상이 변화된 것이 관찰되었다. Al 기지는 쇼트피닝에 의해 연신되었으며 공정 Si은 집중적인 소성 변형 에너지 때문에 표면에서 분절되고 미세화되었다.



(a)



(b)

Fig. 4. 10. SEM images of the die-cast alloy; (a) unpeened and (b) shot peened.

## 나. Si 입자 크기 측정

Table 4. 5는 쇼트피닝 전후의 Si 입자의 크기와 반지름을 보여준다. 입자의 크기와 면적은 표면에서 약 50um 이내에서 측정하였다. 쇼트피닝 공정이 합금에 적용될 때, 표면에서 공정 Si 입자들은 기지 안에서 미세화되고 고르게 분산되었다.

Table 4. 5. Silicon particle characteristics of the alloy.

Alloy	Area( $\mu\text{m}^2$ )			Mean radius ( $\mu\text{m}$ )
	Min.	Max.	Mean.	
Unpeening	0.041	6.349	0.874	0.521
Peening	0.036	3.059	0.383	0.349

## 다. 깊이에 따른 경도 변화

Fig. 4. 11은 표면에서부터 깊이에 따른 합금의 경도 값의 변화를 보여준다. 쇼트피닝을 하지 않은 합금의 표면 경도는 약 118Hv 값을 나타내었으나 쇼트피닝 공정을 한 합금은 표면에서 약 178Hv로 약 50% 증가하였고 120 um 깊이에서는 피닝하지 않은 합금의 경도값과 유사한 값을 나타내었다. 이는 쇼트피닝에 의해서 표면 경도가 증가하여 약 120 um 깊이까지 경화가 일어난 것으로 판단된다. 또한 쇼트피닝 동안 극심한 변형에 의해 Al/Si 상의 계면에서 발생된 전위는 쇼트피닝 공정으로부터 더 많은 에너지에 의해 재배열 되었고 마침내 아결정립계를 형성하게 된다. 그리고 쇼트피닝에 의해 미세화되고 분산된 Si 입자들이 전위이동에 대한 장벽으로 작용하므로 경도가 증가한 것으로 판단된다<sup>39)</sup>.



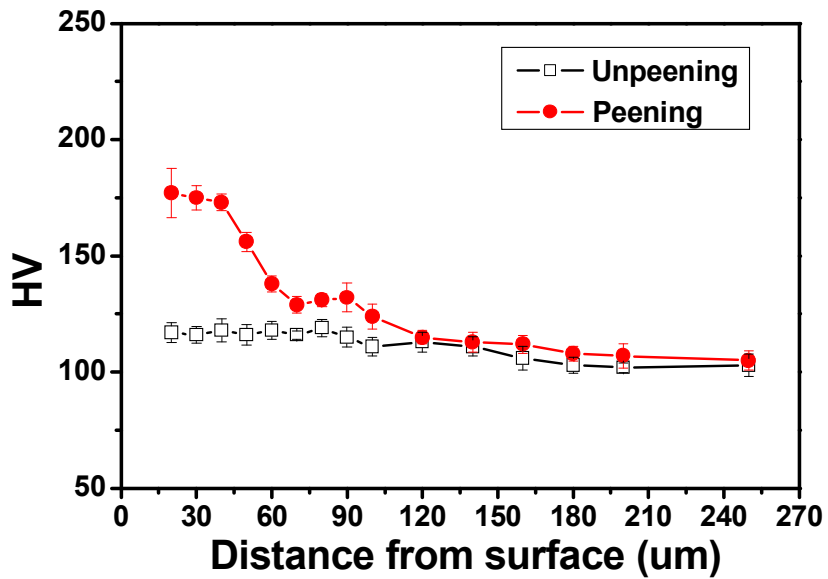


Fig. 4. 11. Micro Vickers hardness profile with distance from the surface.



## 라. XRD

표면의 쇼트피닝에 대한 소성변형 정도를 평가하고자 X-선 회절 시험을 수행하여 회절피크의 반가폭 변화를 측정하였다. X-선 회절의 회절피크의 폭은 결정립의 크기나 결정내 결함의 정도와 매우 밀접한 관련이 있다. 본 연구에서는 결정립의 크기는 거의 변화가 없으나 피닝에 의한 소성변형이 가해져 전위 밀도의 증가, 아 결정립의 생성과 잔류응력이 존재하게 된다. 이러한 이유로 회절피크의 폭의 변화가 나타날 수 있다.

Fig. 4. 12는 (111), (200), (220) 그리고 (311) 회절면에 대한 쇼트피닝 전후의 XRD 회절 패턴을 보여준다. 결과에서와 같이 쇼트피닝 전보다 쇼트피닝 후 회절 선폭이 넓어짐을 명확히 볼 수 있다. 그리고 이에 대한 회절선의 반가폭 (full width at half maximum, FWHM)과 쇼트피닝 전후의 증가량을 Table 4. 6에 나타내었다.

X-선 회절피크 폭의 증가는 쇼트피닝동안 재료내에 생성된 전위 등의 결함과 잔류응력에 기인한 것이다. 일반적으로, 피로파괴는 인장을 받는 자유표면에서부터 시작된다. 쇼트피닝에 의해 생성된 압축잔류응력층은 주기적인 하중(cyclic loading)을 받는 부분에서 균열발생(crack initiation)을 지연시키는데 매우 효과적이다. 따라서, 소재의 피로 수명을 향상 시키는 것이 가능할 것으로 판단된다<sup>40)</sup>.

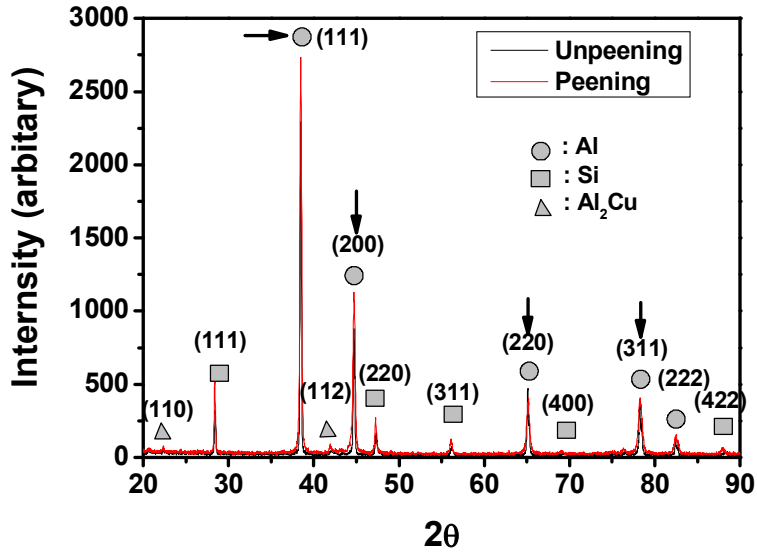


Fig. 4. 12. XRD patterns of the alloys.

Table 4. 6. Measurement of full width at the half maximum.

Pos. [2θ]	FWHM		Rate of increase (%)
	Unpeened	Peened	
38.44	0.100	0.216	116
44.69	0.100	0.177	77
65.11	0.083	0.314	278
78.22	0.100	0.275	175

## 제 5 장 결 론

Al-6Si-2Cu 합금의 미세조직 및 기계적 특성에 미치는 주조 공정과 고용화 열처리의 영향을 평가한 결과, 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

- 1) 중력 주조 시 Al-6Si-2Cu 합금의 미세 조직은 Al 기지에 chinese script 형상의  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> 상과 침상의  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi상의 Fe-rich 상, 판상의  $\Theta$ -상(Al<sub>2</sub>Cu) 그리고 공정 Si상 이 관찰 되었으며 다이캐스팅 합금에서는 다각형의  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>상, 침상의  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi상,  $\Theta$ -Al<sub>2</sub>Cu상 그리고 공정 Si상이 관찰되었다. 이는 열역학적으로 계산한 평형상 결과와 일치하였다.
- 2) Al-6Si-2Cu 합금의 중력주조와 다이캐스팅에서 SDAS값을 측정하여 각각 37 um 와 18 um 의 SDAS 값을 얻었다. 또한 공정 Si와 금속간화합물의 크기가 다이캐스팅합금에서 중력주조와 비교하여 감소하였다. 이는 주조시 냉각속도의 차이에 기인한 것으로 판단하였다.
- 3) XRD에 의한 기지내 상분석 결과 용체화 열처리 후에  $\Theta$ -Al<sub>2</sub>Cu상은 기지내로 재용체화 되어 회절 피크가 나타나지 않았다. 그리고 Si입자들은 미세화 및 구상화 되었다.
- 4) 중력주조합금의 기계적 특성은 용체화 처리 후에 증가 하였으며 495℃에서 2시간의 용체화 처리 후에 525℃에서 4시간의 용체화 처리를 한 합금이 실험 합금 중에서 최대인장강도, 항복강도와 연신율이 각각 32%, 27% 그리고 42% 향상된 기계적 특성을 나타내었다.
- 5) 주조 공정에 따른 기계적 특성은 중력주조합금에서 107Hv, 최대인장강도 185 MPa, 항복강도 152 MPa 그리고 연신율 1.3%의 값을 나타냈으며 다이캐스팅 합금에서 102Hv, 최대인장강도 198 MPa, 항복강도 90 MPa 그리고 연신율 2.8%의 값을 나타냈다. 이는 다이캐스팅 공정에서 빠른 냉각속도로 인해 감소한 SDAS와 공정 Si 입자가 기계적 특성의 향상에 기여한 것으로 판단된다.
- 6) 쇼트피닝에 의해 표면에서의 Si 입자들이 미세화되고 분절되었으며 표면에서 경도가 약 50% 정도가 증가하고 표면에서 약 120 um 까지 쇼트피닝에 의해 경화가 되었다. 이를 통해 피로수명을 향상시키는 것이 가능한 것으로 판단된다.

## 참 고 문 헌

- (1) Al-Alawi, Baha M., and Thomas H. Bradley. "Analysis of Corporate Average Fuel Economy Regulation Compliance Scenarios Inclusive of Plug in Hybrid Vehicles." *Appl. Energy*, 113 (2014): 1323.
- (2) K. T. Kim. "High Strength Aluminum Alloy for Die Casting." *Journal of the Korea Foundry Society* 31 (2011): 101.
- (3) Sasaki, K., and T. Takahashi. "Low Cycle Thermal Fatigue and Microstructural Change of AC2B-T6 Aluminum Alloy." *Int. J. Fatigue*, 28 (2006): 203.
- (4) Ceschini, L., Alessandro Morri, Andrea Morri, and G. Pivetti. "Predictive Equations of the Tensile Properties Based on Alloy Hardness and Microstructure for an A356 Gravity Die Cast Cylinder Head." *Mater. Des.*, 32 (2011): 1367.
- (5) Zeren, Muzaffer, Erdem Karakulak, and Serap Gümüş. "Influence of Cu Addition on Microstructure and Hardness of Near-eutectic Al-Si-xCu-alloys." *T. Nonferr. Metal. Soc.*, 21 (2011): 1698.
- (6) E. H. Samuel, A. M. Samuel and H. W. Doty. "Factors Controlling the Type and Morphology of Cu-Containing Phases in 319 Al Alloy," *AFS Transactions*, 30 (1996): 893-901.
- (7) Li Z., Samuel A.M., Samuel F.H., Ravindran C., Valtierra S. "Effect of Alloying Elements on the Segregation and Dissolution of  $\text{CuAl}_2$  Phase in Al-Si-Cu 319 Alloys." *J. Mater. Sci.*, 38 (2003): 1203.
- (8) Ceschini, Lorella, Iuri Boromei, Alessandro Morri, Salem Seifeddine, and Ingvar L. Svensson. "Effect of Fe Content and Microstructural Features on the Tensile and Fatigue Properties of the Al - Si10 - Cu2 Alloy." *Mater. Des.*, 36 (2012): 522.
- (9) Sjölander, E., and S. Seifeddine. "Optimisation of Solution Treatment of Cast Al - Si - Cu Alloys." *Mater. Des.*, 31 (2010): 44.

- (10) Nishimura, T., H. Toda, M. Kobayashi, T. Kobayashi, K. Uesugi, and Y. Suzuki. "Change in Microstructure of Al - Si - Cu Casting Alloys during High Temperature Solution Treatment." *Int. J. Cast Metal. Res.*, 21 (2008): 114.
- (11) Li, Y.j., S. Brusethaug, and A. Olsen. "Influence of Cu on the Mechanical Properties and Precipitation Behavior of AlSi7Mg0.5 Alloy during Aging Treatment." *Scr. Mater.*, 54 (2006): 99.
- (12) S. K. Cheong, S. H. Lee and S. C. Chung. "Effect of the Peening Intensity by Shot Peening." *Transactions of the KSME A*, 25 (2001): 1509
- (13) Wu, X., N. Tao, Y. Hong, B. Xu, J. Lu, and K. Lu. "Microstructure and Evolution of Mechanically-induced Ultrafine Grain in Surface Layer of AL-alloy Subjected to USSP." *Acta Mater.*, 50 (2002): 2075.
- (14) Mondolfo, L. F. *Aluminum Alloys: Structure and Properties*. London: Butterworths, (1976): 369, 678.
- (15) 유진호, 신상수, 임경묵. "Effect of the simultaneous addition of refiner and modifier on the microstructure and mechanical properties of Al-12wt%Si cast alloys." *한국소성가공학회 춘계학술대회 논문집*, (2010): 57.
- (16) H. J. Kim; *Technology of heat-treatment in Aluminum Alloys*, pukyoung national university, (2001): 37.
- (17) 김정근, 김기영, 박해웅. *금속현미경 조직학 도서출판 골드*, (1999): 379.
- (18) S. K. Hong. "Melting and Casting of Aluminum Alloys." *Journal of the Korean Foundry Society*, 28 (2008): 5.
- (19) 나경환. 다이캐스팅 산업 경쟁력 강화를 위한 제언, *한국다이캐스트공업협동조합* 49, 14
- (20) 이영규. 다이캐스팅 KISTI\_224, (2004): 1
- (21) 김광희. 다이캐스팅 KISTI, (2007): 1
- (22) 김영우, 정호석. 다이캐스팅 기술 동향분석, RIST\_59
- (23) Sharma, M.c. "Assessment of Over Peening by Time on Fatigue Behaviour of Spring Steel." *Proc. of 6th International Fatigue Congress*, (1996): 1397.
- (24) K. Iida, "Dent and Affected Layer Produced by Shot Peening." *Proc. of the 2nd International Conference on Shot Peening, Chicago*, (1984): 283.

- (25) Y. S. Shin, S. K. Jeong, and Y. W. Seo. "Fatigue Characteristics of SCM 22 Steel by Shot Peening" Journal of The Korean Society of Manufacturing Technology Engineers 7 (1998): 126.
- (26) J. G. Lee and J. K. Kim. "Influence of Residual Stress Due to Shot Peening on Fagigue Strength and Life." Trans. Korean Soc. Mech. Eng. A, 21 (1997): 1498.
- (27) W. Koehler and Dr.-Ing., "Influence of Shot Peening with Different Peening Materials on the Stress corrosion and Corrosion Fatigue Behavior of a Weled AlZnMg-Alloy.", Proc. of the 2th International Conference on Shot Peening, Chicago, (1984): 126.
- (28) Bertini, L., V. Fontanari, and G. Straffellini. "Influence of Post Weld Treatments on the Fatigue Behaviour of Al-alloy Welded Joints." Int. J. Fatigue, 20 (1998): 749.
- (29) J. S. Ecketsley, "Shot Peening Process Controls Ensure Repeatable Results", Shot Peening Theory and Application, Institute for Industrial Technology Transfer International, France, (1991): 133.
- (30) Al-Hassani, S.T.S., "Mechanical Aspects of Residual Stress Development in Shot Peening," Proc. of the 4th International Conference on Shot Peening, Tokyo, (1990): 583.
- (31) 주진원, 박찬기. "Determination of Non-uniform Residual Stress by the Hole Drilling Method." Trans. Korean Soc. Mech. Eng. A, 22 (1998): 268.
- (32) Hertzberg, Richard W. Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials. 3rd ed. New York: Wiley, (1989).
- (33) Dieter, George E. Mechanical Metallurgy. 2d ed. New York: McGraw-Hill, (1976).
- (34) Luna, I. Aguilera, H. Mancha Molinar, M.j. Castro Román, J.c. Escobedo Bocado, and M. Herrera Trejo. "Improvement of the Tensile Properties of an Al - Si - Cu - Mg Aluminum Industrial Alloy by Using Multi Stage Solution Heat Treatments." Mat. Sci. Eng. A, 561 (2013): 1.

- (35) Ceschini, Lorella, Iuri Boromei, Alessandro Morri, Salem Seifeddine, and Ingvar L. Svensson. "Microstructure, Tensile and Fatigue Properties of the Al - 10%Si - 2%Cu Alloy with Different Fe and Mn Content Cast under Controlled Conditions." *J. Mater. Process. Tech.*, 209 (2009): 5669.
- (36) Chen, Rui, Yu-Feng Shi, Qing-Yan Xu, and Bai-Cheng Liu. "Effect of Cooling Rate on Solidification Parameters and Microstructure of Al-7Si-0.3Mg-0.15Fe Alloy." *T. Nonferr. Metal. Soc.*, 24 (2014): 1645.
- (37) Fabrizi, Alberto, Stefano Ferraro, and Giulio Timelli. "The Influence of Sr, Mg and Cu Addition on the Microstructural Properties of a Secondary AlSi9Cu3(Fe) Die Casting Alloy." *Mater. Charact.*, 85 (2013): 13.
- (38) Sebaie, O. El, A.m. Samuel, F.h. Samuel, and H.w. Doty. "The Effects of Mischmetal, Cooling Rate and Heat Treatment on the Eutectic Si Particle Characteristics of A319.1, A356.2 and A413.1 Al - Si Casting Alloys." *Mat. Sci. Eng. A*, 480 (2008): 342.
- (39) K. T. Kim, S. Yoo, K. M. Lim, H. S. Kim, and W. B. Lee. "Effect of Si Content on Surface Hardening of Al - Si Alloy by Shot Peening Treatment." *J. Alloy. Compd.*, 509 (2011): 265.
- (40) Rice, Richard C. *Fatigue Design Handbook*. 2nd ed. Warrendale, PA: Society of Automotive Engineers, (1988): 153.

## 감사의 글

먼저, 대학원 생활의 결실인 이 논문을 하나님께 바칩니다.

항상 저에게 용기를 주시고 응원해주시는 가장 존경하는 아버지 그리고 매일 저를 위해 기도해주시는 어머니께 감사드립니다. 또한, 대학원 생활동안 부족한 저를 이끌어 주시고 생활 습관에서부터 연구자의 자세, 전공에 관한 지식 그리고 앞으로의 설계까지 많은 것을 지도해 주신 김정석 교수님께 진심으로 감사드립니다. 그리고 논문을 심사해 주시고 세밀한 지도와 응원을 해주신 장희진 교수님 그리고 김희수 교수님께도 감사드립니다. 학부, 대학원 과정 동안에 저를 지도해 주신 강조원 교수님, 박창선 교수님, 장우양 교수님, 최병상 교수님 그리고 천인범 교수님께도 감사드립니다.

대학원 생활동안 내집 같았던 금속강도실험실의 항상 좋은 조언을 아끼지 않고 해주신 규종 형님, 손 많이 가는 저를 만나 항상 절 챙겨주던 든든한 원식이, 앞으로 대학원 생활을 시작하는 학민이에게 도움만 받고 잘 챙겨주지 못해 미안하고 앞으로 진행하는 연구가 잘 마무리 되길 기도하고 항상 응원합니다. 그리고 함께 대학원 생활을 하면서 고민을 함께 나누고 기쁠때나 힘들때나 함께해준 동기 용국이, 창기, 조은이 그리고 잘 따라준 후배 시준이, 홍섭이 그리고 윤성이 다들 고맙고 앞으로 계획한 일들이 잘 이루어지길 기도한다.

요즘 각자 자신의 생활에 충실하고 있는 Pan's PM의 동기 경진이, 재혁이, 명소, 종일이 그리고 지영이 너희들 덕분에 즐거운 대학생활을 보냈다.

그리고 멀리 있지만 언제나 응원해주고 지금까지 그리고 앞으로 계속 함께할 지윤이, 지성이, 선경이, 신호, 세욱이 그리고 선진이 큰 힘이 되어준 너희들이 참 고맙다.

이 논문이 나오기 까지 많은 도움 주신분들에게 감사드립니다.

2015년 6월

홍 승 표