



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](#)

2017년 2월  
석사학위논문

# 응고시 Al-Si 합금의 미세조직에 미치는 기계적 진동의 영향

조선대학교 대학원

첨단소재공학과

박 경 섭

# 응고시 Al-Si 합금의 미세조직에 미치는 기계적 진동의 영향

Effect of mechanical vibration on microstructure of Al-Si  
alloys during solidification.

2017년 2월 24일

조선대학교 대학원

첨단소재공학과

박 경 섭

# 응고시 Al-Si 합금의 미세조직에 미치는 기계적 진동의 영향

지도교수 김 희 수

이 논문을 공학 석사학위신청 논문으로 제출함.

2016년 10월

조선대학교 대학원

첨단소재공학과

박 경 섭

## 박경섭의 석사학위 논문을 인준함

위원장 조선대학교 교수 김정석 (인)

위 원 조선대학교 교수 장희진 (인)

위 원 조선대학교 교수 김희수 (인)

2016년 11월

조선대학교 대학원

# 목 차

LIST OF TABLES .....	iii
LIST OF FIGURES .....	iv
ABSTRACT .....	viii
제 1 장 서 론 .....	1
제 2 장 이론적 배경 .....	4
2.1 Al-Si 합금 .....	4
2.1.1 주조용 알루미늄 합금 .....	4
2.1.2 Al-Si 합금 .....	6
2.1.3 공정안정성장영역 (Coupled zone) .....	7
2.2 Al-Si 합금의 기계적 특성향상 .....	8
2.2.1 Al-Si 합금의 공정 개량화 .....	8
2.2.2 결정립 미세화 .....	9
2.3 미세조직 미세화 방법 .....	10
2.3.1 초음파 .....	10
2.3.2 전자기장 .....	11
2.3.3 기계적 진동 .....	12

제 3 장 실험방법 .....	23
3.1 합금의 용해와 주조 .....	23
3.2 미세조직 관찰 및 이차수지상간격 (SDAS) 측정 .....	24
3.3 기계적 특성 평가 .....	25
제 4 장 결과 및 고찰 .....	28
4.1 일반주조 .....	28
4.1.1 냉각속도에 따른 미세조직 및 이차수지상간격 (SDAS) 관찰 .....	28
4.1.2 기계적 특성관찰 .....	29
4.2 기계적 진동주조 .....	30
4.2.1 냉각속도에 따른 미세조직 및 이차수지상간격 (SDAS) 관찰 .....	30
4.2.2 기계적 특성관찰 .....	31
4.3 일반주조와 진동주조 데이터 비교 .....	31
4.3.1 냉각속도에 따른 미세조직 및 이차수지상간격 (SDAS) 관찰 .....	31
4.3.2. 기계적 특성관찰 .....	33
제 5 장 결론 .....	59
참 고 문 헌 .....	60

## LIST OF TABLES

Table 2.1 Properties of pure aluminum. ....	14
Table 2.2 Classification of aluminum alloys. ....	14



## LIST OF FIGURES

<b>Figure 1.1</b> The application of aluminum alloy .....	3
<b>Figure 1.2</b> Historical sales-weighted average rated fuel consumption of midsize cars in the U.S(Francois R. Mollard, Merton C. Flemings and Eisuke F. Niyama : Journal of Metals, November 1987;34) .....	3
<b>Figure 2.1</b> Al-Si phase diagram .....	15
<b>Figure 2.2</b> Schematic drawing of microstructure change of Al-Si alloy during solidification .....	16
<b>Figure 2.3</b> Coupled zones (shaded regions) on eutectic phase diagrams. The coupled zones represent the interface Temperature (solidification rate) dependent composition region in which a completely eutectic structure is obtained. (a) Nearly symmetrical coupled zone In regular eutectic. (b) Skewed coupled zone in an irregular eutectic. In both cases, the widening of the coupled zone near the eutectic temperature is observed only in directional solidification(positive thermal gradient) .....	17
<b>Figure 2.4</b> Effectiveness of sodium and strontium modifiers as a function of time .....	18
<b>Figure 2.5</b> The motion of a dislocation as it encounters a grain boundary, illustrating how the boundary acts as a barrier to continued slip. Slip planes and discontinuous and change directions across the boundary .....	19
<b>Figure 2.6</b> Schematic diagram of ultrasonic vibrator equipment .....	20
<b>Figure 2.7</b> Schematic diagram of electromagnetic .....	21

**Figure 2.8** Schematic diagram of mechanical vibration .....22

**Figure 3.1** Schematic casting system used in this study .....26

**Figure 3.2** A Schematic diagram of the casting stepwise mold .....27

**Figure 3.3** Second dendrite arm spacing measurement technique .....27

**Figure 4.1** Graph showing the normal casting cooling curve .....34

**Figure 4.2** Graph showing the cooling rate on without vibration casting with different casting thickness. From 1F to 4F going to thicker .....35

**Figure 4.3** OM images of Al-8wt%Si micro structure. 1F is best columnar structure .....36

**Figure 4.4** OM images of Al-8wt%Si micro structure .....37

**Figure 4.5** OM images of Al-Si alloys 4<sup>th</sup> floor micro structure. (a) is Al-4wt%Si , (b) is Al-6wt%Si, (c) is Al-8wt%Si, (d) is Al-10wt%Si ·38

**Figure 4.6** Secondary dendrite arm spacing of the alloys according to mold step .....39

**Figure 4.7** Estimation of the coarsening sensitivity in Al-8wt%Si alloy ·40

**Figure 4.8** Measured proportional constant *a* as a function of Si content in Al-Si binary alloys .....41

**Figure 4.9** Graph showing the micro-vickers hardness result on without

vibration casting with different casting condition .....42

**Figure 4.10** Graph showing the micro-vickers hardness result on without vibration casting with different casting condition .....43

**Figure 4.11** Graph showing the with vibration casting Al-7wt%Si cooling curve .....44

**Figure 4.12** Graph showing the cooling rate on with vibration casting with different casting thickness. From 1F to 4F going to thicker .....45

**Figure 4.13** Example of schematic cooling curves for defining cooling rate during solidification .....46

**Figure 4.14** The cooling curve of Al-Si alloy with schematically designated areas of typically precipitated phases .....47

**Figure 4.15** Coupled zones (T-C diagram) and temperature V diagrams for different zone types : note that factors causing the difference between  $\alpha$  and b are the different eutectic and  $\beta$ -dendrite behaviors in the two cases. ....48

**Figure 4.16** OM images of with vibration casting Al-Si alloys 4<sup>th</sup> floor micro structure. (a) is Al-4wt%Si , (b) is Al-6wt%Si, (c) is Al-8wt%Si, (d) is Al-10wt%Si .....49

**Figure 4.17** Graph showing the micro-vickers hardness result on with vibration casting with different casting condition .....50

**Figure 4.18** Graph showing the micro-vickers hardness result on with vibration casting with different casting condition .....51

**Figure 4.19** Graph showing the (a)without vibration casting and (b)with vibration casting Al-7wt%Si cooling curve. White circles indicate the end of solidification. Note that the vibration lowered the eutectic temperature of the alloy .....52

**Figure 4.20** Heat transfer variation with acceleration and mechanism representations .....53

**Figure 4.21** Schematic of different casting condition in chemical composition of silicon .....53

**Figure 4.22** OM images of 1<sup>st</sup> floor micro structure. (a),(b) are Al-5wt%Si, (c),(d) is Al-7wt%Si and (e),(f) is Al-9wt%Si alloys .....54

**Figure 4.23** OM images of 2<sup>nd</sup> floor micro structure. (a) is without vibration casting condition, (b) is with vibration casting condition .....55

**Figure 4.24** Measured proportional constant  $a$  as a function of Si content in Al-Si binary alloys .....56

**Figure 4.25** Schematic of without vibration casting and with vibration casting sample micro-vickers hardness result .....57

**Figure 4.26** Schematic of without vibration casting and with vibration casting secondary dendrite arm spacing result .....58

## Abstract

### Effect of mechanical vibration on microstructure of Al–Si alloys during solidification

By Kyeong–Seob Park

Advisor: Prof. Hee–Soo Kim, DPhil.

Dept. of Advanced Materials Engineering,

Graduate School of Chosun University

This study presents the effect of mechanical vibration during casting processes on the microstructure and mechanical properties of a binary Al–Si alloy, using a step–wise mold. Al–Si alloy system is the most common system among the casting aluminum alloys. And simplification of the alloy system makes it easy to focus on the pure dendritic growth without complication with third alloy elements or phases. We investigated the effect of Si mechanical vibration on the Secondary dendrite arm spacing(SDAS) of binary Al–Si alloys in the range of 4 to 10wt% Si with various cooling rates and the effect of mechanical vibration on the microstructure and mechanical properties of the Al–Si alloys. The mechanical vibration accelerated the solidification rate during the casting process. The  $\alpha$  dendrites were fragmented due to mechanical vibration, showing a possible mechanism for transition of columnar microstructure to equiaxed one. Primary Si were also fragmented. The change of the as–cast microstructure explains that mechanical vibration increased micro–Vickers hardness of the alloy. Despite of the faster solidification rate than that of the cast without vibration, secondary dendrite arm spacing was greater than the conventionally cast

alloy. Investigating on the cooling curves during the casting process, the mechanical vibration seems to lower the eutectic temperature of the alloy. The sensitivity of the cooling rate to SDAS decreased with Si contents from 4 to 8wt.%, and increased up to 10wt.% Si when no mechanical vibration was involved.. The alloy with 8wt.% Si had the highest microstructure stability in the Si content range. When the mechanical vibration is applied: Solidification rates increased, The  $\alpha$  dendrites were fragmented due to mechanical vibration, SDAS of the  $\alpha$  phase increased. The vibration lowered the eutectic temperature of the alloys.

## 제 1 장 서 론

주조는 용융금속을 주형에 주입한 후 그 용융금속의 냉각과 응고의 과정을 거쳐 제품을 만드는 공정이며, 이때에 얻어진 제품을 주물, 또는 주조품이라 한다. 주물은 단조, 판금, 용접과 같은 다른 금속가공법과는 달리, 액체 상태에서 거의 모든 성분의 합금제조가 가능하며, 주형의 모양과 일치하는 형상을 갖는 특징이 있다. Fig. 1.1와 같이 주조는 자동차, 항공기, 조선 등 여러 산업 분야에 이용되고 있다. 일반적으로 많이 쓰이는 주조용 합금에는 주철, 알루미늄 합금, 마그네슘 합금 등이 있다 [1].

현재 지구 온난화와 에너지 부족 현상이 사회적 주요 이슈이므로, 자동차 산업에서 이산화탄소 배출량 또는 차량연비에 대한 구체적인 허용기준이 제시되고 있다 [2]. Fig. 1.2와 같이 자동차 업계는 유해가스 배출량을 감소시키고 연비를 향상시키는 방향으로 연구가 진행 중이다 [3]. 이에 따라 제품 경량화를 위하여 알루미늄 합금, 마그네슘 합금 등 경량 금속이 많이 사용되고 있으며, 기계적 성질, 주조성, 주물 품질 등의 향상을 위해 새로운 합금과 새로운 주조 공법 개발 등에 대한 연구가 많이 진행되고 있다.

또한 경량화 소재로서 최근 환경문제와 에너지 절약 측면에서 철강 재료를 사용하던 분야에 알루미늄합금을 대체 적용하고자 하는 연구가 활발하게 진행 중이다. 특히 알루미늄은 비중이 2.69로 철의 비중인 7.86에 비하여 약 1/3배로 무게가 가벼우며, 열전도성, 주조성 가공성이 양호하고 내식성이 우수하며, 용융점이 낮고 90%이상 재활용이 가능하단 장점이 있다 [4]. 현재 주조용 합금으로 많이 사용되고 있는 Al-Si계 합금은 상대적으로 열팽창계수가 적고 내마모성이 우수하며 기계적 강도가 뛰어나고 주조성이 좋아 자동차용 부품, 가전제품 부품 등 여러 산업분야에 폭넓게 사용되고 있다 [5-6].

일반적으로 기계적 성질에 영향을 미치는 인자로는 결정립 크기, 결함(기공, 개재물, 미세수축공)의 유무, 초정 및 공정 조직 형상 및 분포 등이 있으며 응고과정에서의 냉각 속도에 따라서도 주물의 기계적 성질이 크게 변화한다. 또한, 응고 시 생성되는 2차 수지상 간격(secondary dendrite arm spacing)도 기계적 성질에 큰 영향을 미치는 것으로 알려져 있다 [7].

Al-Si 합금의 미세조직의 제어는 합금의 기계적 성질을 개선하기 위하여 광범위하

계 연구가 진행 중이며, 특히 공정조직은 경하고 취약한 Si상과 Al기지상으로 구성되어 있어 주물의 기계적 성질이 공정조직에 따라 변화하는 원인이 된다. Si는 평면상이고 이는 Al-Si 공정을 불규칙 공정조직이 되게 한다. 공정Si의 형상은 개량화원소의 종류 및 장입량, 용탕 내 불순물의 종류, Si의 양 등에 의해 좌우되고 주형재료와 예열온도, 주조방법 등 냉각조건의 차이에 의해서도 형태나 크기가 달라진다.

또한, 공정조성의 합금의 경우 공정온도에서 액상의 온도가 최저가 되기 때문에 주조 온도를 낮출 수 있다는 장점이 있다. 그리고 용탕의 유동성 및 보급성이 우수하단 장점이 있어 다이캐스팅 주조에 유리해 공정조성에 가까운 조성을 갖는 알루미늄 합금이 많이 사용되고 있다.

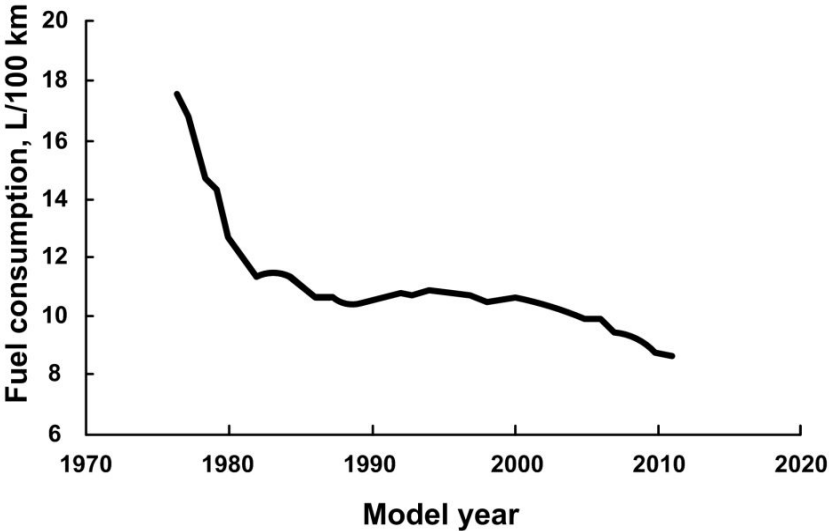
합금의 미세조직을 제어하는 것은 재료의 특성을 결정하는데, 가장 중요한 요소이며, 그중에서도 가장 중요시되는 것은 결정립의 미세화이다[8]. 결정립 미세화는 기계적 특성을 향상시키고 균일성을 확보하며, 편석 및 주조결함의 감소효과를 가져온다. 이에 따라, 주조공정에서의 미세한 결정립은 주조제품의 성능을 결정하며 주조제품의 최종 특성에 있어 중요하다. 주조시 진동으로써 결정립의 미세화를 하는 방법 중에는 세 가지 방법이 있는데, 첫 번째로는 전자기장을 사용하는 것[9][10] 두 번째, 초음파[11]를 가하는 방법 세 번째로는 기계적 진동[12-15]에 의한 방법이 있다. 일반적으로 응고 도중 액상 금속에 진동이 가해지면 고액계면에서의 유동 및 응고 양상 등이 변화하여 결정립이 미세화 되고, 용질의 편석이 감소되며 응고 수축공이 감소되는 효과가 있는 것으로 알려져 있다[16].

본 연구에서는 Al-Si합금을 이용하고 Si함유량을 4wt.%에서 10wt.%로 변화시키며 기계적 진동을 가하지 않았을 때 그리고 응고시 기계적 진동을 가하였을 경우에서 미세조직형상과 이차수지상간격, 기계적 성질, 냉각속도를 비교분석하여 응고시에 가한 기계적진동이 합금의 미세조직에 어떠한 영향을 미치는지 알아보하고자 한다.





**Figure 1.1 The application of aluminum alloy**



**Figure 1.2 Historical sales-weighted average rated fuel consumption of midsize cars in the U.S[3]**

## 제 2 장 이론적 배경

### 2.1 Al - Si합금

#### 2.1.1 주조용 알루미늄 합금

전 세계에서 알루미늄의 생산량은 철 생산량에 이어 두 번째로 많으며, 전체 알루미늄 생산량의 20%가 주물용으로 사용되고 있다. 알루미늄 합금은 비중이 2.69로 철의 비중인 7.86에 비하여 약 1/3로 무게가 가벼우며, 전기 및 열전도도성의 우수성이 뛰어나고 비자성으로 전자기기에 적용할 수 있다. 빛과 열에 대한 반사성과 합금에 의한 다양한 강도특성이 있으며, 면심입방구조(FCC)로 되어있어 가공성이 뛰어나며, 저온 취성이 없고, 양극산화처리 등 표면처리성이 우수하다. 또한 대기 중에서 자연적으로 생성되는 산화피막에 의한 우수한 내식성을 가지며, 스크랩재생이 용이한 리사이클링성 등 많은 장점을 가지고 있어 사형 및 다이캐스팅 등의 주조법을 이용하여 자동차 부품, 가전용 부품 등 다양한 산업분야에서 사용되고 있다 [17-21]. Table 2.1에 알루미늄의 기계적 특성을 나타내었다.

주조용 합금은 구성원소에 따라 분류될 수 있는데 각국에 따라 분류방법이 각각 다르다. Table 2은 미국의 표기법인 AA(Aluminum Association)표기법으로 정리한 것이다. 미국의 경우 1xx.x에서부터 9xx.x까지 나타낸다.

이중 많이 사용되는 주조용 합금은 208,213(Al-Cu)계열과 413(Al-Si)계열 그리고 319,332,356(Al-Mg)계열이다. 그중 이번연구에 사용되는 Al-Si합금은 주조용 알루미늄 합금 중 사용되는 비중이 85~95%로 가장 많이 사용되고 있는 합금 중 하나인 Al-Si합금은 주조성이 향상된다는 장점이 있는데, 이는 유동성, 고온균열에 대한 저항성, 금형 내부로 용탕을 주입하는 충전 특성이 향상된다는 것을 뜻한다 [22-24].

또한 Si는 다른 금속과는 다르게 응고시 팽창을 하며, Al-Si 합금의 응고 수축을 억제하려는 경향을 보인다. 알루미늄에 첨가되는 Si함유량은 주조공법에 따라 첨가량을 달리하여 사용하는데, 응고속도가 느린 사형주조, 정밀주조, 석고주조 경우엔 Si함유량을 5~7%로 사용하고 있으며, 금형주조의 경우엔 7~9%, 다이캐스팅의 경우엔

8~12%정도 첨가하여 사용한다. 이는 응고속도가 빠른 다이캐스팅의 경우 Si함유량이 많을수록 유동성이 우수해 주조에 유리하기 때문인데, Si의 용융 잠열이 약 50.6KJ/mol로 Al의 용융 잠열에 비해 5배 정도 더 크기 때문이다[25].

Al-Si합금은 경질의 Si에 의한 내마모성이 우수하며 높은 열전달계수 및 낮은 열팽창계수를 가지는 특징이 있다. Si는 Al의 내식성을 해치지 않으며 산화성 분위기에서 내식성이 개선되는 특징이 있다. 따라서 주물용 및 다이캐스팅용 Al합금에선 Al-Si계를 기본으로 하면서 소량의 Mg, Cu, Ni, Ti 등을 첨가하여 기계적 성질을 향상시켜 사용하고 있다 [26-29].

일반적으로 주조용 합금의 기계적 성질은 가공재로 사용되는 합금에 비해 뒤떨어지지만 적절한 열처리를 통하여 기계적 성질을 향상시킬 수 있지만 2원계인 Al-Si합금은 Al에 Si가 극히 소량만이 고용되며(1.65% max)고용체에서 석출한 Si는 거의 경화를 일으키기 못하기 때문이다. 이에 따라 Al-Si합금에 Cu나 Mg를 첨가하여 사용되고 있다.

Al-Si합금에 Cu를 첨가할 시 연성과 내식성을 감소시키지만 인장강도, 절삭성, 열전도성을 증가시키는 장점이 있다. 또한 Al-Si-Cu계 합금은 간단한 열처리를 통하여 중간상인  $\theta'$  -Al<sub>2</sub>Cu 상으로 석출시키는 시효경화 효과로 기계적 강도를 향상시킬 수 있는 합금이다. 현재 많이 사용되고 있는 합금이며 자동차용 미션케이스, 크랭크 케이스, 산업기계 부품, 가정용기 등 여러 분야에 걸쳐 폭 넓게 사용되어지고 있는 합금이다.

Al-Si-Mg합금은 주조성, 용접성, 내식성, 내압성이 우수하며 특히 인장강도, 연신율, 내충격성이 우수하다. 또한 주조용 합금 중에서 전기전도도가 가장 우수한 합금중 하나이다. Mg는 열처리된 Al-Si합금의 강도 및 경도를 증가시키며 절삭성을 개선한다. 하지만 Mg의 함유량이 0.7% 이상에서는 더 이상의 강화가 이루어 지지 않고 기지상에서 연화가 나타난다. 그러므로 0.4~0.7%정도의 첨가량을 많이 사용한다. 그러나 다이캐스팅용 합금에서는 일반적으로 Mg의 양을 매우 낮게 사용하는데 이는 주조시 산화물의 생성을 억제하기 위해서이다 [30]. Al-Si-(Cu/Mg) 합금은 강도와 연성의 최적화를 위해 T6열처리를 하는데 이 열처리를 통하여  $\alpha$ -Al dendrite 기지내에 미세한 Mg<sub>2</sub>Si, Al<sub>2</sub>Cu상이 석출하여 강도가 향상된다.

Ni의 경우 일반적으로 Cu와 함께 고온 특성을 향상시키고, 열팽창 계수를 감소시킨다. Ti은 알루미늄 합금의 결정립을 미세화하기 위하여 사용되고 있으며, 소량의 B와 함께 사용된다. 이는 TiB<sub>2</sub>의 형성이 결정립 미세화에 효과적인 역할을 하기 때문이고,

고온 균열을 억제하기 위해 결정립 미세화에 요구되는 양 이상으로 첨가하여 사용하기도 한다.

### 2.1.2 Al-Si 합금

Al-Si 상태도를 Fig. 2.1에 도식화 하였다. Al-Si 상태도에서 보면 상태도가 간단하게 구성되어 있으며, Si의 공정점은 12.6%에 위치하고 있다. FCC구조의 Al 고용체와 다이아몬드 구조의 Si상이 공정반응을 일으킨다. 고용체내 Si의 최대 고용도는 공정온도인 577°C에서 약 1.65%이며, 고용도는 온도가 감소하면서 함께 감소한다.

공정온도에서 액상의 온도가 최저가 되어 주조 온도를 낮출 수 있으며 또한 공정 조성에서 Si의 밀도가 2.33g/cm<sup>3</sup>으로 합금의 경량화에 도움이 되며, 용융 잠열이 약 50.6KJ/mol로 Al의 용융 잠열에 비해 5배 정도 더 크기 때문에 용탕의 유동성이 우수해 주조에 유리하여, 공정조성에 가까운 조성을 갖는 알루미늄 합금이 많이 사용되고 있다 [25]. 공정Si상이 조대한 판상형일 때 내부응력을 집중시키므로 파괴와 균열 전파의 원인을 제공한다 [31,32]. 이에 따라 Al-Si합금이 구성하고 있는 각각의 상들을 제어하기 위한 연구가 많이 진행되고 있는데, 원소첨가 및 냉각속도 변화를 통한 공정Si의 미세화 및 구형화에 관한 연구가 진행 중이다. 이 중 빠른 냉각속도는 알루미늄 수지상의 간격을 줄일 수 있으며, 공정Si의 형상이 미세화, 구형화가 되어 기계적 성질을 향상시킬 수 있다.

Al-Si 합금은 아공정과 공정, 과공정에서 서로 다른 응고양상을 나타낸다. 아공정 조성과 공정 조성, 과공정 조성에서의 합금을 고온의 액상에서부터 응고시켰을 때의 미세조직 변화에 대한 개략도는 Fig. 2.2에 나타내었다 [33].

A조성영역인 아공정 합금의 경우엔 완전히 용해된 상태(T0)부터 온도가 감소하며 액상선온도에 도달하면 초정  $\alpha$ -Al상이 먼저 형성된 후 온도가 감소함에 따라 초정  $\alpha$ -Al상의 양이 증가하게 된다. 잔류액상에서 Si농도는 우측에 액상선과 접하게 되는 Si 조성에 따라 변화하며, 공정 온도에 다다르면(T1온도) 초정  $\alpha$ -Al상과 액상이 공존하는 고액공존영역을 형성하게 된다. 온도가 더욱 감소하여 공정온도에 도달하였을 시 잔류액상은  $\alpha$ -Al+Si상의 공정상으로 변태가 일어나 완전한 고체 상태로 되어 공정 온도 이하(T2)에서는 초정  $\alpha$ -Al상과  $\alpha$ -Al+Si의 공정상으로 구성되어 있는 미세조직을 형성한다.

공정조성(12.6Wt%Si)인 B영역은 공정온도 이상에서는 완전한 액체 상태로 존재를 하게 되며 이후 점차 온도가 내려가 공정온도에 도달하게 되면, 액상이  $\alpha$ -Al+Si의 공정상으로 변태가 일어나면서 완전한 고체 상태로 변태되어 공정온도이하의 온도영역에서는  $\alpha$ -Al+Si의 공정상으로 구성된 미세조직이 형성된다.

C조성영역인 과공정 합금은 아공정합금과 마찬가지로  $T_0$  온도에선 완전한 액체상태를 나타낸다. 그러나 온도가 감소하여 액상온도에 도달하게 되면 초정 Si상이 먼저 정출된다는 차이점이 있다. 또한 온도가 감소함에 따라 초정 Si상의 분율이 증가하며 잔류 액상의 조성은 좌측의 액상선과 접하게 되는 Si조성에 따라 변화한다.

온도가 더욱 감소하여 공정온도에 다다르면 잔류액상은 아공정의 경우와 마찬가지로  $\alpha$ -Al+Si의 공정상으로 변태가 일어난다. 공정온도이하( $T_2$ )의 온도에서는 초정 Si상과  $\alpha$ -Al+Si의 공정상으로 구성된 미세조직을 형성한다 [34].

### 2.1.3 공정안정성장영역(coupled zone)

상태도의 이론상으로는 합금조성이 공정조성이 될 때에만 공정조직이 나타난다고 되어 있다. 그러나 실험적으로 결과로 보면 공정조성이 아닌 부분에서도 다양한 성장조건에 따라서 순수 공정조직이 나타난다.

반면 수지상은 성장의 속도가 빠를 때 공정조성에서도 형성된다. 이 부분을 설명하려면 상의 경쟁적인 성장 기구가 고려되어야 한다. 그 이유는 공정상과 수지상의 성장 특성이 다르기 때문인데, 공정상의 응고과정은 공정합금계가 아니라고 하더라도 독립된 일차수지상정과 같은 상들보다 성장속도가 빠르기 때문이다. 이러한 경우에 수지상은 과성장되며, 순수한 공정상의 미세조직은 공정합금계가 아닐 경우에도 생성된다. 두 상의 부피 분율은 합금조성에 따라 달라지며, 공정 합금계에서 얻어지는 양과는 다른데, 만약  $\beta$ 라는 하나의 상이 형성되고, 공정상의 한 부분으로 성장할 때 과냉에서는 느린 속도로 성장한다.

$\alpha$ 상의 수지상은 공정 합금계에서 공정상보다 더 빨리 형성되고 성장하는데 실험적인 결과에 의하면 과공정 합금계에서만 공정상으로만 이루어진 미세조직이 얻어진다.

고액 계면상에서 공정상의 성장온도는 성장속도에 영향을 미친다. 이러한 관계는 공정안정성장영역(coupled zone)개념을 설명하는데 있어 초정  $\alpha$ 와 초정  $\beta$ 상의 tip 부분에 영향을 기초로 한다.

Fig. 2.3에서 Coupled zone은  $\alpha$ 와  $\beta$  phase 수지상보다 공정성장온도가 훨씬 빠르거나 낮은 과냉을 가질 때 생기는 조성 구역에 의존하여 응고속도가 결정된다. coupled zone 바깥으로는 primary 수지상과 interdendritic 공정상으로 이루어진다.

규칙적인 공정 시스템의 coupled zone은 Fig. 2.3에서 볼 수 있다. 이러한 경우에는 합금조성이 공정조성이란 어떠한 성장조건에서도 공정상만 있는 미세조직이 존재한다.

그러나 규칙적이지 않은 공정 시스템으로써 왜곡된 coupled zone의 경우(Fig. 2.1.3(b),  $\beta$ 상이 facted phase된 경우)에는 완벽한 공정상을 가진 미세조직을 얻기 위하여 합금조성과 주조공정에 따른 성장속도 제어에 주의해야 된다 [35].

## 2.2 Al-Si 합금의 기계적 특성 향상

### 2.2.1 Al-Si 합금의 공정 개량화

Al-Si의 공정조직은 경하고 취약한 Si상과 Al기지로 구성되어 있어 주물의 기계적 특성이 공정조직에 따라 변화하게 된다. Si는 평면상(faceted phase)이며 Al-Si공정을 불규칙하게 한다. 공정Si의 형태가 조대한 판상형에서 망구조를 가지는 미세한 섬유상으로 바뀌는 것을 개량화(modification)라고 한다. 개량화의 대표적인 화학적 접종법인 첨가제를 첨가하였을 시, Si의 형상이 조대한 판상에서 층상(lamella)형상이나 섬유상(fiber)의 형태로 변화하여 기계적 특성이 향상되는 것이다 [36-38].

아공정에서의 Al-Si 합금은 개량화 처리된 공정조직의 형상에 따라 특성이 변한다. 미세하고 많은 섬유상을 가진 공정조직은 개량화 원소를 첨가하고 응고속도를 증가시킴으로써 얻을 수 있다. 칼슘, 나트륨, 스트론튬, 안티몬은 응고하는 동안 공정 개량화에 미치는 것으로 알려져 있다. 나트륨은 가장 효과적인 개량화 원소이지만 그 효과 때문에 산화 및 증기 압력 손실이 일어난다는 단점이 있다. 반면 스트론튬은 빠른 응고속도에선 나트륨보단 효과가 덜하지만 느린 응고속도에선 효과적이며 나트륨과 스트론튬을 같이 첨가하였을 시엔 초기 효과에 유리하다는 것을 알 수 있다. 합금원소량이 개량화에 미치는 영향은 Fig. 2.4에 나타내었다 [39]. 그러나 나트륨의 과도한 사용(>0.01 wt%)은 표면장력을 감소시켜 유동성이 감소되어 미충전(misrun)현상이 증가한다. 칼슘은 상업적 가치로써 공정 개량화가 약한 개량화 원소지만, 안티몬은 지속적인 효과를 나

타내는 개량화 원소이다.

## 2.2.2 결정립 미세화

결정립 미세화는 주조품의 기계적 특성을 향상시키고 균일성을 확보하며, 주조 결함의 감소효과를 가져온다. 그러므로 주조공정에서의 미세한 결정립은 주조품의 성능을 결정하면서 또한 주조 빌렛으로부터 생산된 압출재와 같이, 반제품의 최종 특성에 있어 매우 중요한 요소이다. 고압다이캐스팅공정은 매우 높은 응고속도 때문에 일반적으로 미세한 조직을 가진다. 그러므로 고압다이캐스팅공정에선 미세화제의 첨가가 따로 필요하지 않다. 하지만 사형주조, 중력주조, D.C 빌렛주조(direct chill billet castings)의 공정은 다이캐스팅에 비하여 냉각속도가 훨씬 느려, 균일하고 미세한 조직을 얻기 위해선 주조 전 미세화제의 첨가가 필요하다. 결정립이 미세화 되면 열간 균열을 억제하는데 효과적이고, 미세한 결정립을 가진 빌렛의 경우엔 압출재의 특성을 향상시키며 압출재의 균일하고 미세한 결정립의 재결정을 유도한다. 이를 통한 미세조직은 높은 기계적 특성을 갖게하고, 반응용 공정을 위한 공급원료로 적절하며 향상된 크리프 특성을 얻을 수 있다 [40].

Fig. 2.5에 나타는 것과 같이, 소성변형이 일어나는 과정에서 슬립현상(전위이동)은 결정립 A에서 결정립 B로 입계를 가로질러 일어나는데, 입계가 전위의 이동을 방해하는 이유는 1. 두 결정립의 결정 방향이 다르므로, 전위가 결정립 B로 넘어가기 위해선 이동 방향을 바꾸어야 한다. 결정 방향의 차이가 클수록 전위의 이동은 더욱 어렵다. 2. 입계 부위에서는 원자가 무질서하게 위치해있으므로 한 결정립의 슬립면은 다른 결정립의 슬립면으로 연속해서 이어지지 않는다 [41].

미세한 결정립을 갖는 재료는 큰 결정립을 갖는 재료보다 전위의 이동을 방해하는 입계의 면적이 더 크기 때문에 미세한 결정립의 재료가 더 단단하고 강하다. 항복응력과 결정립 크기와의 관계식은 Hall에 의해 제안되었으며, Petch에 의해 크게 확장되었으며, 다음과 같다.

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2} \quad - \text{Eq. 2.1}$$

$\sigma_y$ 는 항복응력,  $\sigma_0$  마찰응력,  $k_y$ 는 결정입계의 상대적 강화 기여도를 측정하는 저지

계수,  $d$ 는 결정립의 직경을 나타낸다.

Hall-Petch식은 매우 조대한 결정립을 가지는 재료와 매우 미세한 결정립을 가지는 재료에서는 유효하지 않는다.

## 2.3 미세조직 미세화 방법

주조공정에서 미세한 결정립은 주조품의 성능을 좌우하며 주조 빌렛으로부터 생산된 압출재와 같이 반제품의 최종 특성에 있어 매우 중요한 요소이다. 미세조직 미세화는 주조품의 기계적 특성을 향상시키고 균일성을 갖게 하며, 편석 및 주조결함의 감소 효과를 일으킨다. 빠른 응고속도를 가지는 공정은 일반적으로 미세한 조직을 가지며, 응고속도가 느린 중력주조, 사형주조 등의 공정은 냉각속도가 매우 느려 균일하고 미세한 조직을 얻기 위한 방법이 필요하다. 진동 방법을 기반으로 세 가지의 방법이 있다.

첫 번째 방법으로는 초음파를 이용하는 방법 [11], 두 번째 전자기장을 이용하는 방법 [9,10], 그리고 세 번째로는 기계적 진동을 이용하는 방법이다 [12-15]. 이들 방법은 결정립 미세화, 고밀도화, 가스제거, 낮은 수축공을 촉진하며, 형상과 크기 제2상의 분포를 변화시키는 영향을 미친다 [42].

### 2.3.1 초음파

초음파 진동(Fig. 2.6)을 이용한 미세조직 방법에 대하여 많은 연구가 이루어지고 있다 [43-47]. 그러나 높은 비용과 초음파 발진자(transducer)의 내구성, 초음파 발생기가 용탕과의 직접적인 접촉으로 인한 이물질 유입 등이 문제점으로 나타나고 있으며 초음파 장치를 설치하는 주조 공정은 복잡해지는 단점을 가지고 있다.

초음파 발생의 기본 원리는 압전성(piezoelectricity) 때문이다. 압전성이란 어떤 물질에 전기를 가하였을 시 기계적 변화에 의해 진동이 발생하는 것을 뜻하는데, 즉, 압전성 물질은 전기적 에너지를 기계적 에너지로 변환시키는 역할을 하며, 초음파 장비 내의 발진자에서 이러한 역할을 담당한다.

주조 직후 조직에 미치는 초음파의 영향은 1) 평균 결정립 크기의 감소, 2) 주상정 구조와 등축정 형성의 제어, 3) 상분배의 변화, 4) 조직의 균일성 및 편석 제어, 5)



비금속 개재물의 균일한 분산이다 [48].

초음파 진동이 결정립 미세화를 시키는 이론은 두 가지로 설명된다, 하나는 초음파 진동시 도입되는 공동화 버블(cavitation bubble)에 의하여 국부적으로 응고된 수지상정이 파괴되고, 파괴된 수지상정이 초음파 대류에 의하여 용탕 전체로 분산 되 이차상과 알루미늄 기지의 핵 생성처로 작용한다. 두 번째로는 공동화 버블의 수축, 팽창 붕괴로 이어지는 일련의 과정에서 용탕의 과냉도가 증가하여 핵생성이 가속된다는 이론이다 [49]. 이와 같은 특징을 이용하여 초음파 진동을 주조 공정에 적용할 경우 초기 단계의 용융금속과 최종 단계인 주조품의 품질 및 기계적 특성을 향상시킬 수 있다. 특히 알루미늄이 첨가된 마그네슘 합금의 경우 상용 단계에 적용할만한 접종제가 개발되지 않아 [48], 초음파 진동은 마그네슘 합금의 결정립 미세화에 효과적이라고 생각된다.

### 2.3.2 전자기장

현재 존재하는 미세화 방법 중 전자기장만이 공업적 규모에서 미세화 방법으로 사용되고 있다 [13]. 알루미늄 주조에 이용되는 전자기주조법(Fig. 2.7)은 상용주파수(60Hz)를 이용하는 전자기 교반(EMS, electromagnetic stirring)법과 수 kHz의 전원을 이용하는 moldless 전자기 주조(EMC, electromagnetic casting)법이 있다 [50]. EMS법은 몰드 주변에 전자기장을 인가하는 코일을 설치하여 상용주파수의 전원을 인가하면 용탕 내부로 향하는 전자기력이 발생하여 용탕의 교류를 발생시켜 용탕을 교반시켜 용탕과 주형과의 접촉 없이 주조하는 기술이다. 전자기장이 용탕에 가해지는 효과는 세 가지로 구분할 수 있는데, 1. 자기장에 의해 유도된 로렌츠힘(lorentz force)은 용탕을 도가니와 접촉이 되지 않게 하며, 2. 용탕의 유동을 발생시키고, 3. 용탕에 유도된 와전류에 의해 유도 가열효과를 얻을 수 있다. 이에 따라 응고 초기에 형성된 응고 쉘(solidification shell)에 전자기장을 가하면, 초기에 형성된 응고셸은 다시 녹게 되며 녹은 용탕을 전자기력이 지지하여 용탕을 유동시켜 온도 구배가 커지게 되고, 고상/액상 계면이 주조 방향에 수직방향으로 되며 미세한 등축정이 넓게 분포하게 된다. 또한 응고의 시작점에서 냉각이 급격하게 되어 고상/액상 공존영역의 넓이가 감소하여 1차 수지상의 간격이 줄어들게 된다.

전자기 주조는 수 kHz의 고주파 전류를 용탕 주위에 인가하여 전자기력을 발생시켜

몰드와 용탕의 접촉압을 낮추어 soft contact되도록 하기 때문에 표면 품질이 향상된 빌렛을 얻을 수 있게 하는 방법이다 [51]. 또한 몰드에 자기장이 유도되고 이 자기장에 의해 전류가 유도된다. 이 전류는 몰드 내부의 용융 금속에 유도장과 전류를 발생시키고, 이 유도된 전류는 용융 금속을 가열하고 전자기력을 발생시킨다.

전자기장의 장점으로는 용탕과 교반자의 직접적인 접촉이 없어 외부 물질 유입이나 교반자 마모문제 등이 없으며 유동속도 및 형상의 다양한 제어가 가능하다는 장점이 있다. 하지만 전자기장의 침투깊이에 한계가 있기 때문에 큰 제품과 형상에 따른 제약이 존재한다는 것과 전자기장을 발생시키는 장치의 규모가 크므로 많은 비용이 소모된다는 단점이 있다 [52].

### 2.3.3 기계적 진동

대부분의 연구에서는 [25-28] 기계적 진동을 이용하여 응고중 결정립 미세화 및 등축 입자의 형성을 위해 빠른 냉각속도와 짧은 진동유지시간을 이용한 연구가 많다. 기계적 진동의 방법은 크게 두 가지로 나눌 수 있는데, 첫 번째로는 모터를 이용하여 캡을 부착 후 테이블에 진동을 가하는 방법이 있으며(Fig. 2.8(a)), 본 연구에 사용되었던 기계적 진동방법으로 진동모터를 이용하여 테이블에 진동을 가하는 기계적 진동 방법(Fig. 2.1.8(b))이 있다 [53,54]. 또한 기계적 진동을 가하는 구간에 따른 방법이 두 가지로 나누어지는데, 첫 번째는 응고 중에 주물에 진동을 가하는 방법이며 두 번째는 용해 중 용탕에 진동을 가하는 방법이다.

첫 번째 방법은 응고 중의 용융금속에 진동을 가하면 응고 과정에서 발생하는 유동과 고액계면에서의 응고 양상을 변화시켜 응고 조직의 미세화, 등축정화, 응고 수축공의 방지, 편석 억제, 균열감수성 저하, 탈 가스의 효과와 기계적 성질 증가의 효과가 있는 것으로 밝혀졌다 [55-60]. 또한, 용탕에 진동이 가해지면 용탕 내 기공들이 서로 충돌하여 성장하게 되고, 이 기공들은 용탕내부에서 상승하여 용탕외부로 빠져나간다고 한다. 그리고 제한적이긴 그러나 수지상정들 사이로 형성되는 통로를 통해 액상 금속이 채워질 수 있으므로 응고 수축공에도 영향을 미친다고 연구되었다. 즉 진동을 가하면 몰드 측면부에서 응고된 고상이 하부로 이동해 바닥에서부터 등축정으로 성장하여 중심부에서의 결함을 줄일 수 있는 효과도 있다고 하였다 [61-64].

두 번째 방법으로는 반응고 가공에 많이 사용되어지는 방법인데, 일정한 온도에서

진동을 가하여 액체와 수지상정이 공존하는 부분에서의 수지상정을 파괴하여 미세화와 구상화를 하는 것이다 [65-67]. 기계적 진동 공정에선 초음파진동이나 전자기장과는 다르게 특별한 장치가 많이 필요하지 않고 기계적 진동을 용이하게 부여 할 수 있다는 장점이 존재한다 [68-70].

**Table 2.1 Properties of pure aluminum.**

Tensile strength ksi (MPa)	10-72 (70-505)
Yield strength, ksi (MPa)	3-65 (20-455)
Elongation, %	<1-30
Hardness, HB	30-150
Electrical conductivity, %IACS	18-60
Thermal conductivity, Btu · in./h · ft <sup>2</sup> · °F at 77 °F (W/m <sup>o</sup> · K at 25°C)	660-1155 (85-175)
Fatigue limit, ksi (MPa)	8-21 (55-145)
Coefficient of linear thermal expansion at 68-212°F (20-100°C)	9.8-13.7 10 <sup>-6</sup> /°F (17.6-24.7) 10 <sup>-6</sup> /°C
Shear strength, ksi (MPa)	6-46 (42-325)
Modulus of elasticity, 106 psi (GPa)	9.5-11.2 (65-80)
Specific gravity	2.57-2.95

**Table 2.2 Classification of casting aluminum alloys.**

1xx.x	Pure Al
2xx.x	Aluminum alloys containing copper as the major alloying element
3xx.x	Aluminum-silicon alloys also containing magnesium and/or copper
4xx.x	Binary aluminum-silicon alloys
5xx.x	Aluminum alloys containing magnesium as the major alloying element
6xx.x	Currently unused
7xx.x	Aluminum alloys containing zinc as the major alloying element, usually also containing additions of either copper, magnesium, chromium, manganese, or combinations of these elements
8xx.x	Aluminum alloys containing tin as the major alloying element
9xx.x	Currently unused

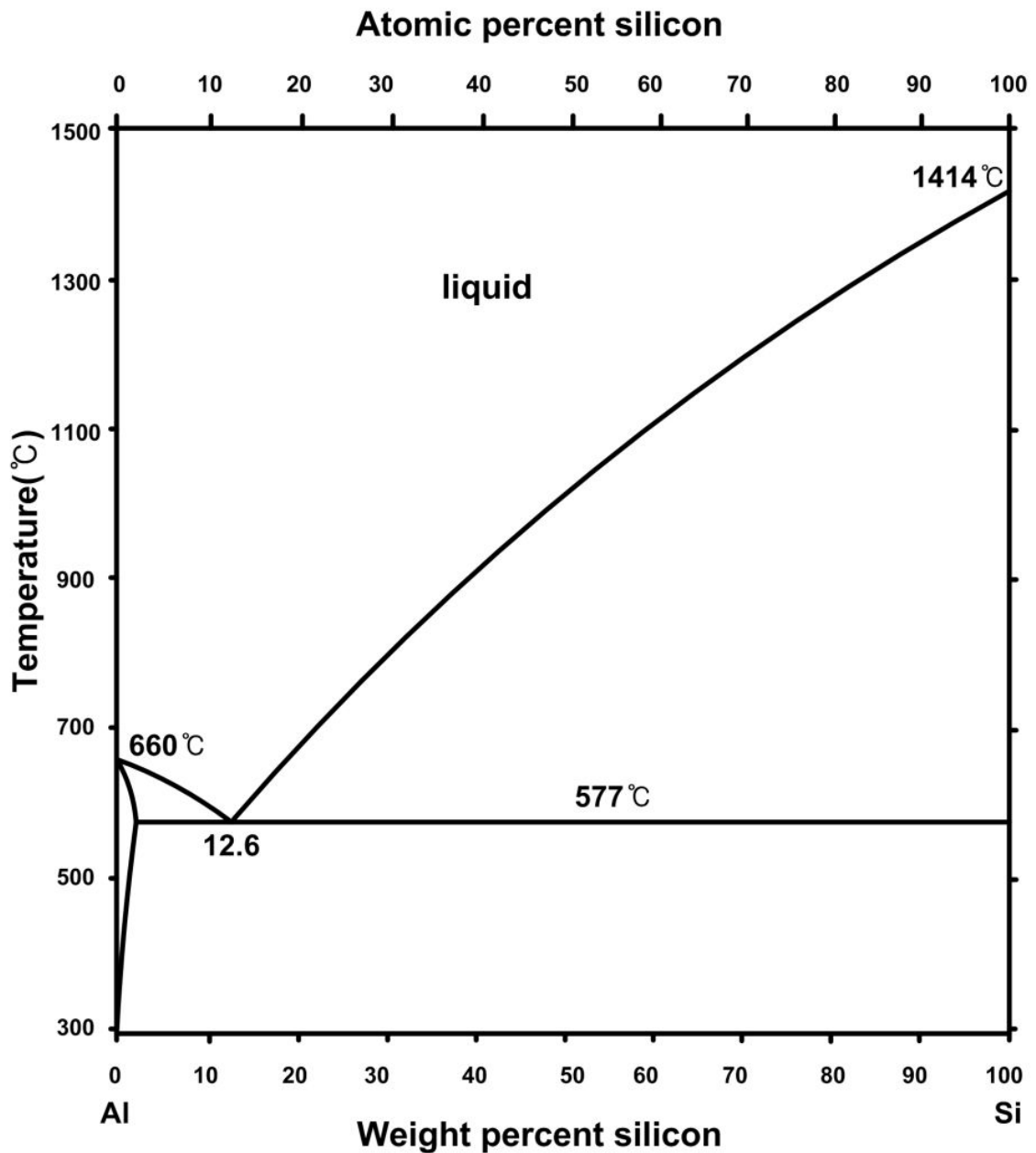


Figure 2.1 Phase diagram of the Al-Si binary alloy system.

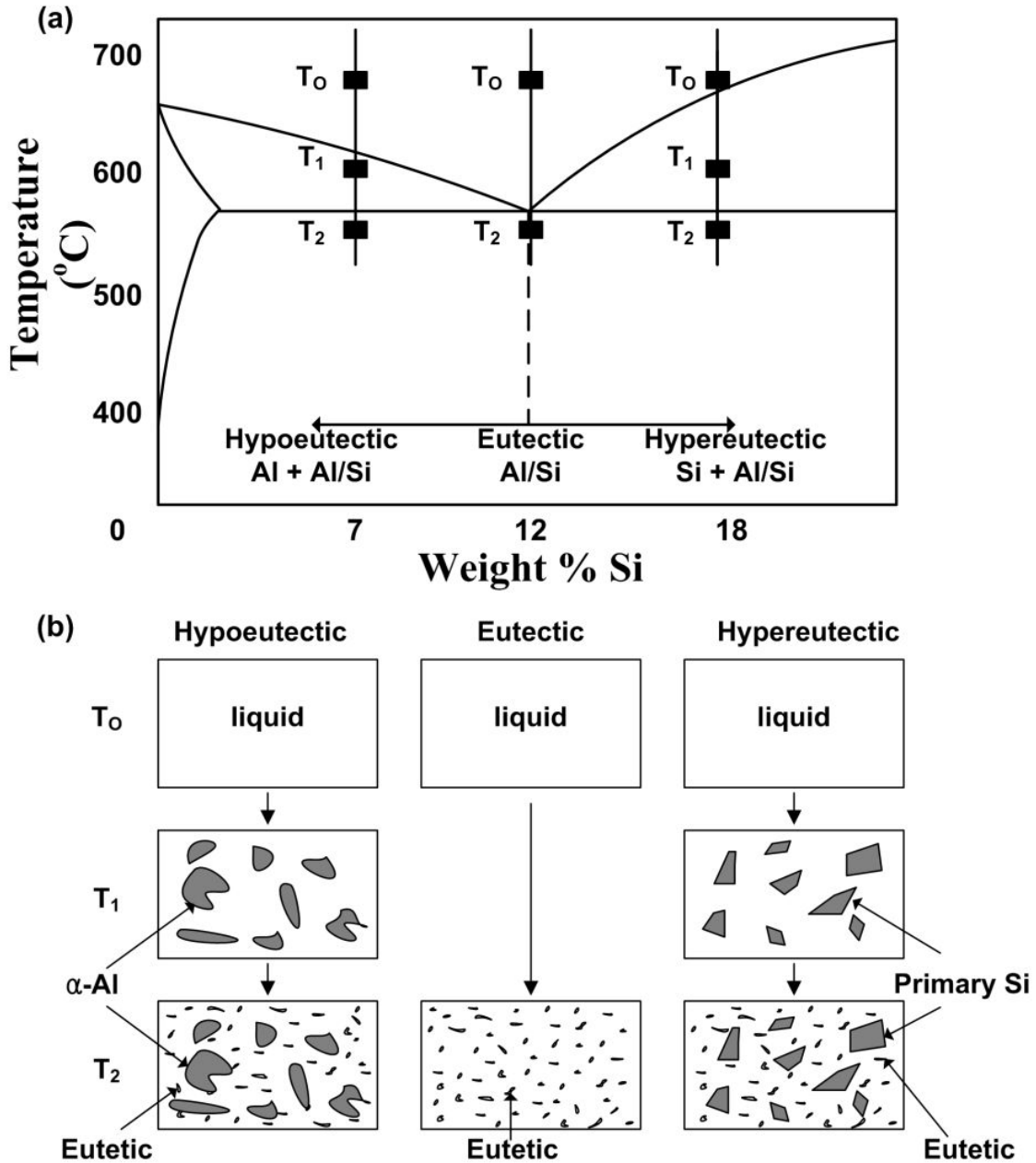
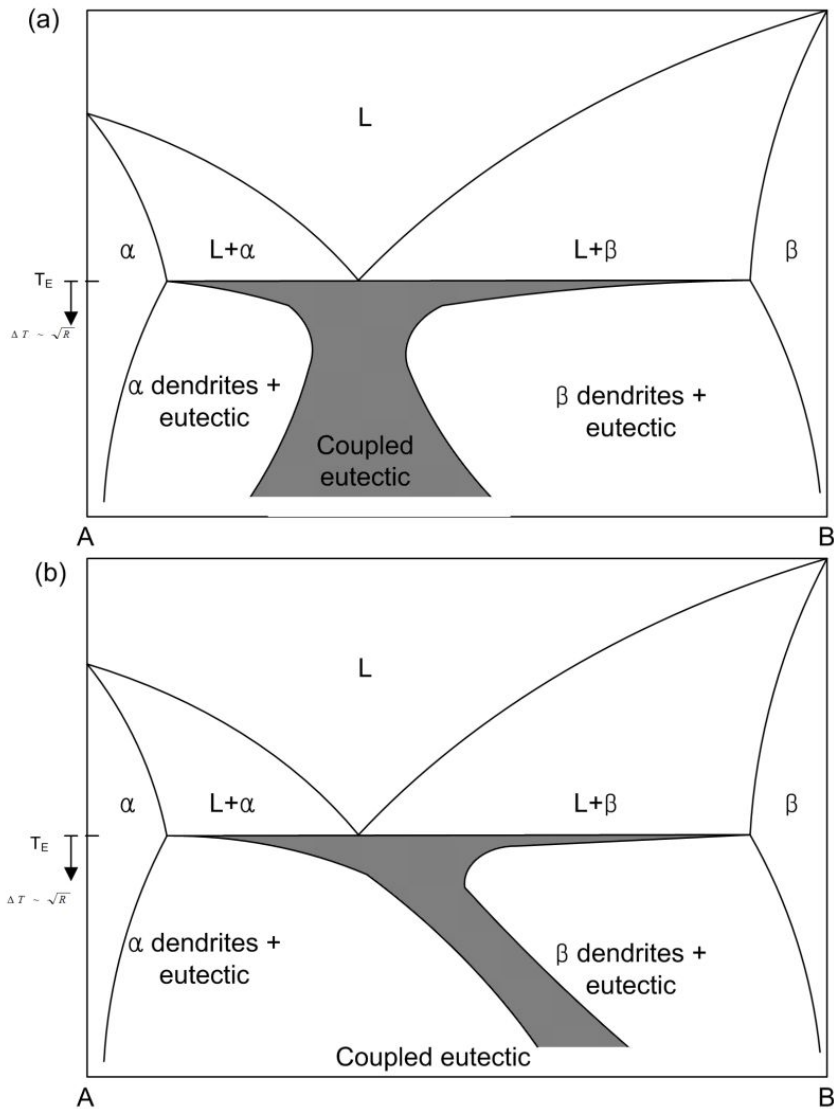


Figure 2.2 Schematic drawing of microstructure change of the Al-Si alloy during solidification.[32]



**Figure 2.3 Coupled zones (shaded regions) on eutectic phase diagrams. The coupled zones represent the interface Temperature (solidification rate) dependent composition region in which a completely eutectic structure is obtained. (a) Nearly symmetrical coupled zone In regular eutectic. (b) Skewed coupled zone in an irregular eutectic. In both cases, the widening of the coupled zone near the eutectic temperature is observed only in directional solidification(positive thermal gradient)[34].**

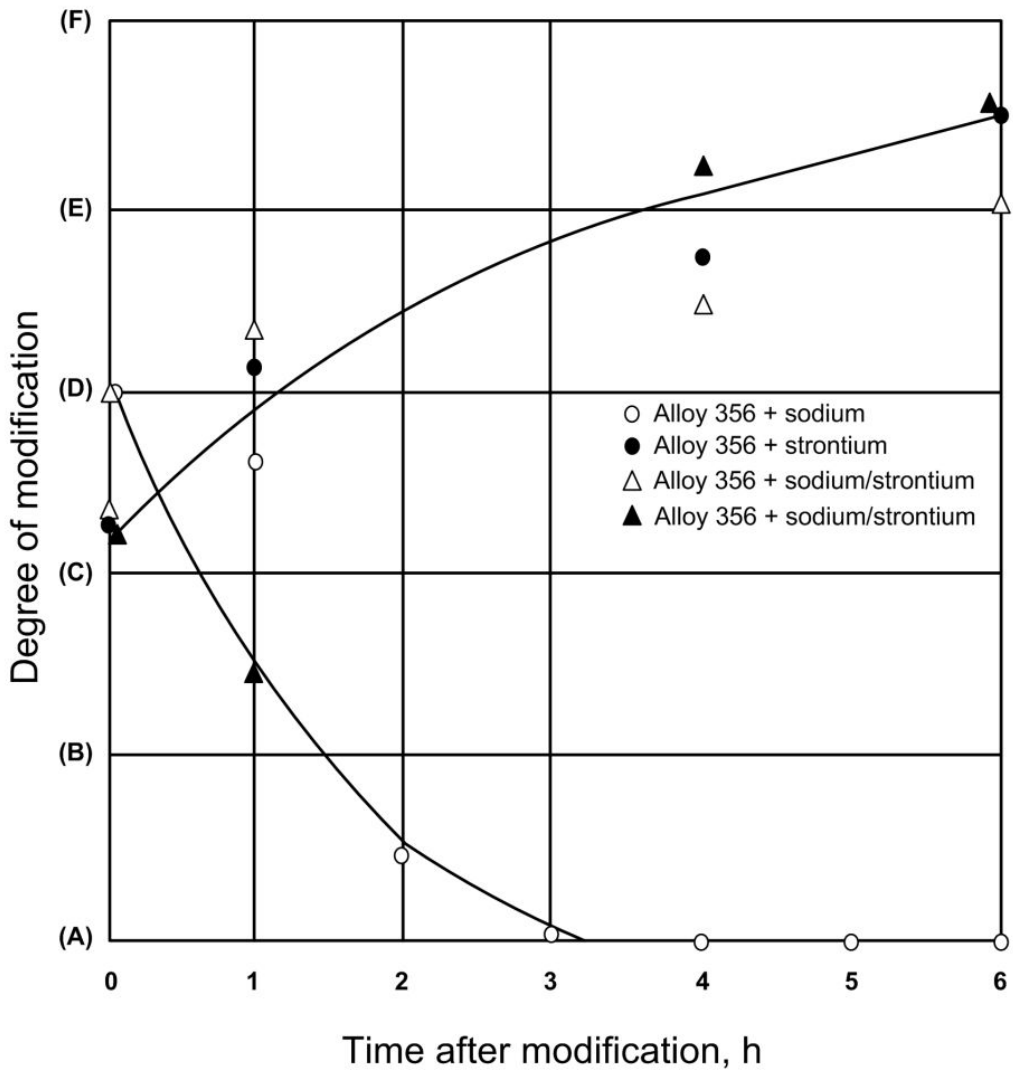
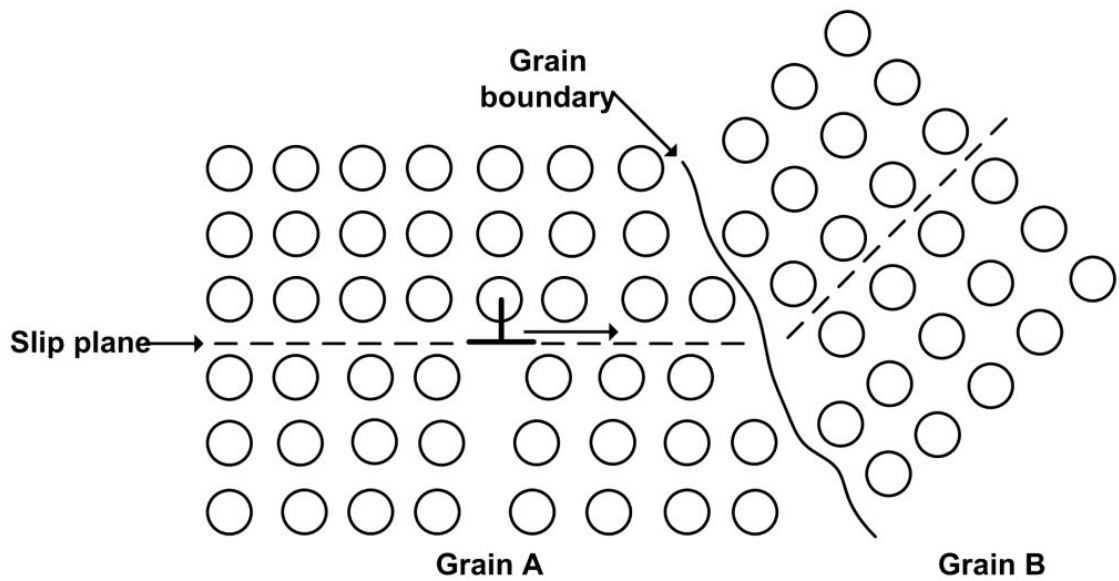


Figure 2.4 Effectiveness of sodium and strontium modifiers as a function of time[38].





**Figure 2.5** The motion of a dislocation as it encounters a grain boundary, illustrating how the boundary acts as a barrier to continued slip. Slip planes are discontinuous and change directions across the boundary[40].

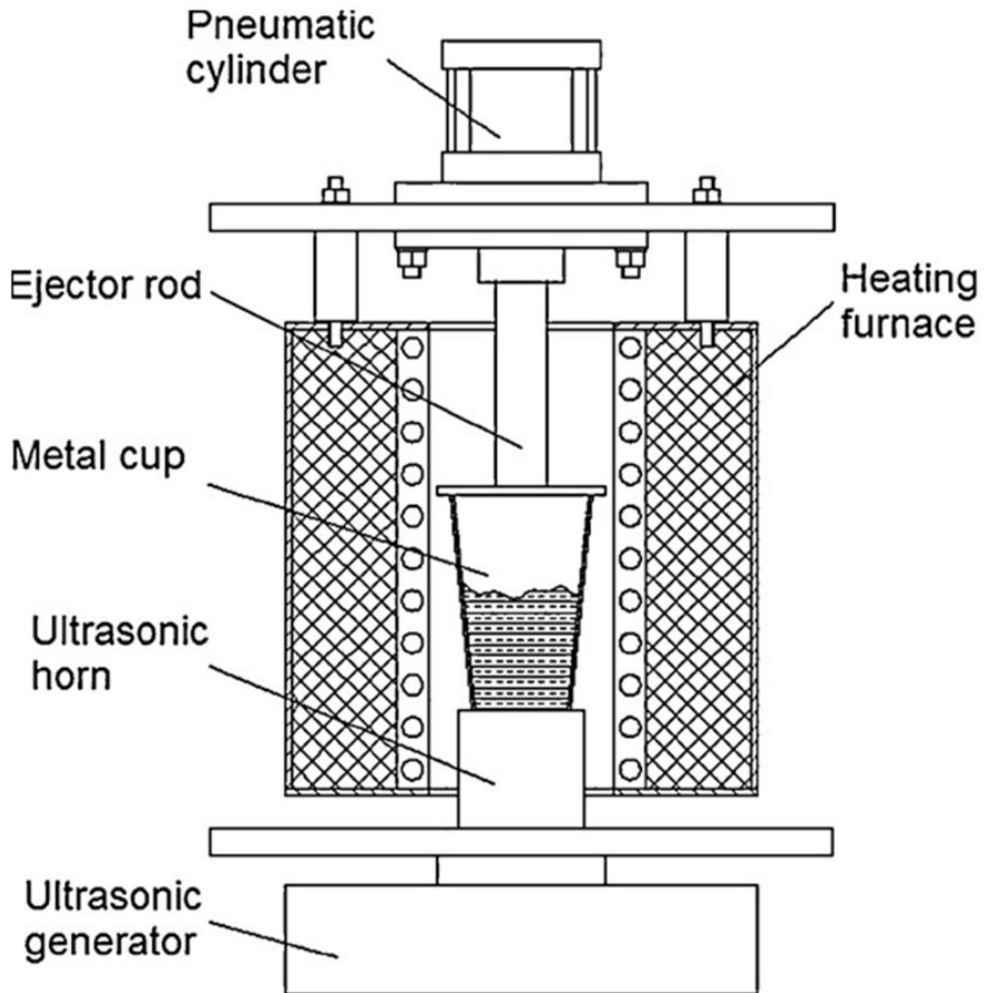


Figure 2.6 Schematic diagram of ultrasonic vibrator equipment[42].

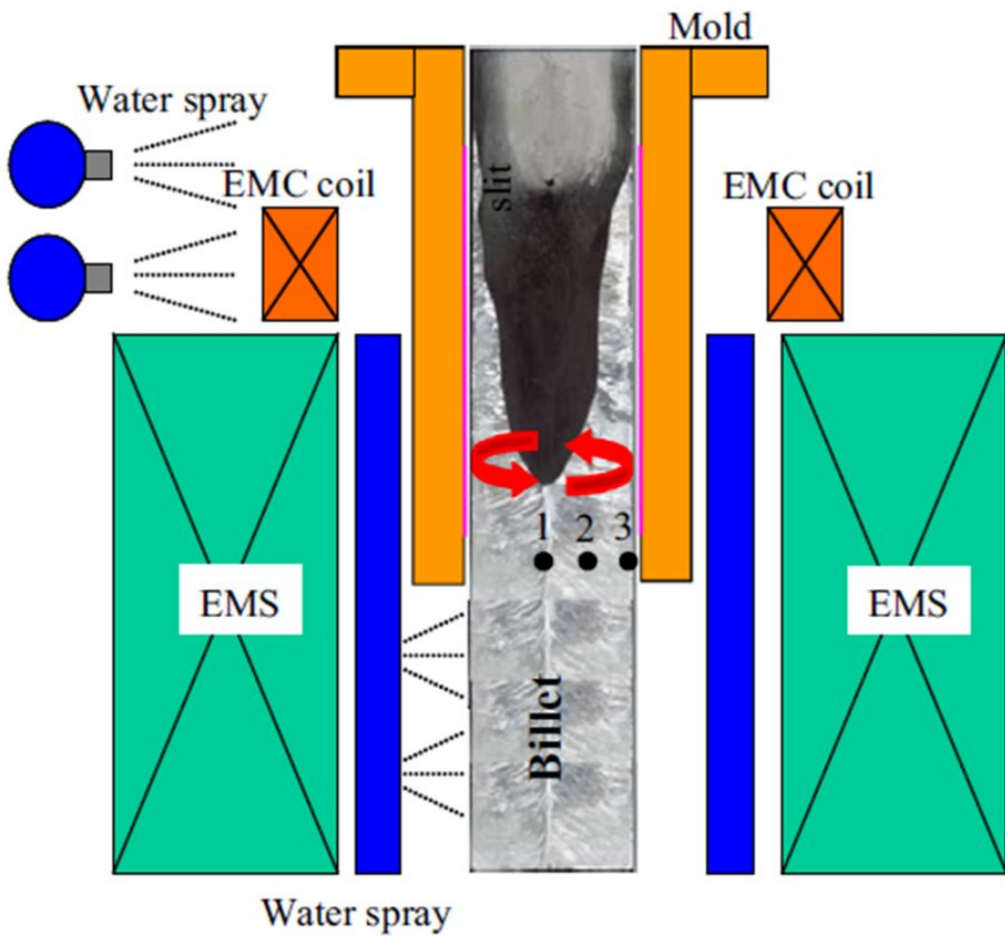
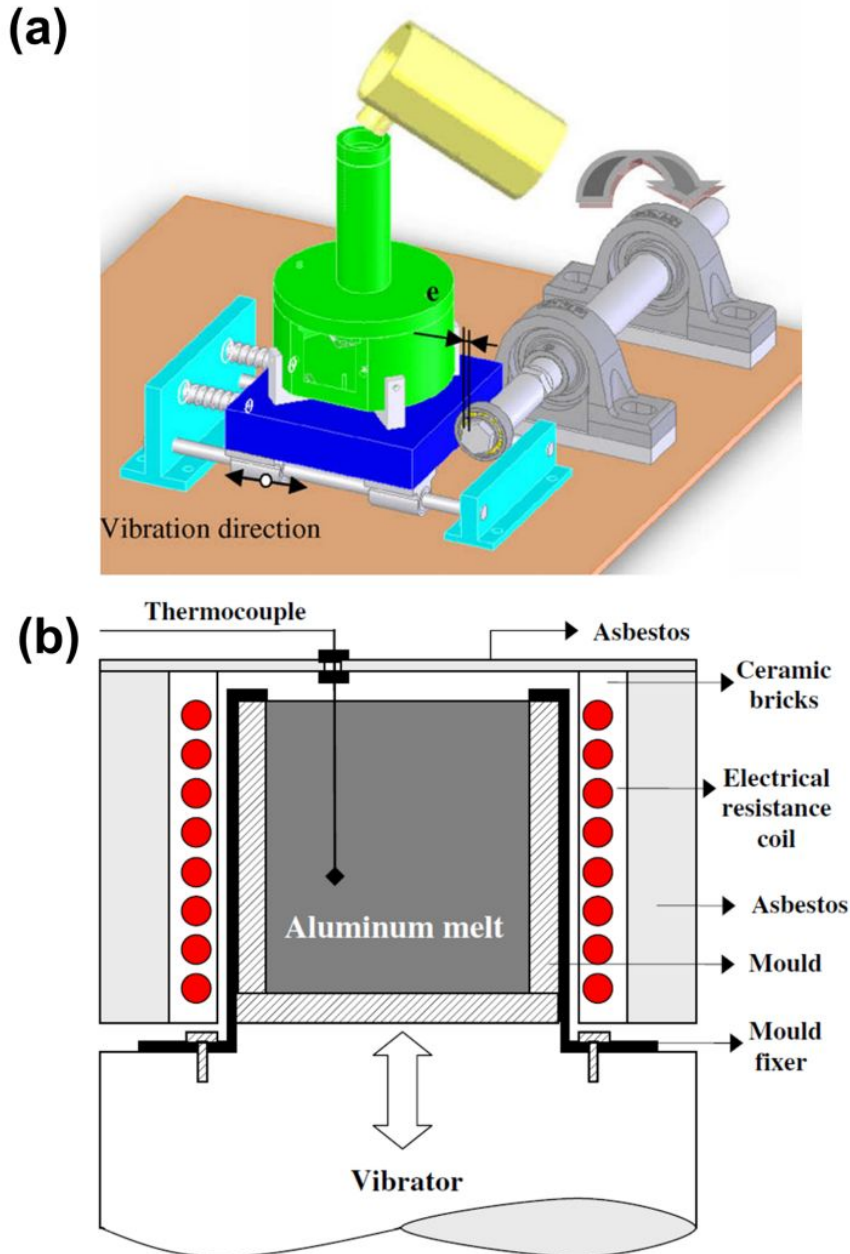


Figure 2.7 Schematic diagram of electromagnetic[49].



**Figure 2.8 Schematic diagram of mechanical vibration. (a) is eccentric of the shafts[52], (b) is using vibrator[53].**

## 제 3 장 실험방법

### 3.1 합금의 용해와 주조

본 연구에서는 알루미늄 합금 중 가장 폭넓게 사용되어지고 있는, Al-Si합금을 기본조성으로 하였다. Al-Si합금은 응고잠열이 높은 Si로 인하여 우수한 주조성을 가지고 있으며, 열균열에 대해 민감하지 않으며,  $\text{SiO}_2 \cdot x\text{H}_2\text{O}$ 형태를 가진 표면 보호막을 형성해 내식성이 우수하고, 경질의 Si로 인해 내마모성이 매우 우수한 합금이다. 이에 따라, 본 연구에서는 합금계를 단순화하고, 주조 합금의 미세조직, 특히 이차수지상간격에 미치는 영향을 명확하게 알기위하여, Al에 Si을 4~10wt.% 범위에서 첨가한 재료를 사용하였다. 이 합금을 이용하여 진동을 가하지 않는 방법과 응고시 기계적 진동을 가하는 방법 두 가지의 주조방법을 이용하여 미세조직 변화를 관찰하였다.

기계적 진동은 Fig. 3.1과 같이 진동테이블에 진동모터를 장착하여 기계적 진동을 가하였다. 사용된 진동수는 약 60Hz 로 하였으며, 이때의 진폭은 약 1mm이며 수직방향으로 진동을 가하였다.

본 연구에 사용된 주물의 무게는 약 500 g이었으며, 99.9%의 순 알루미늄 잉곳과, Al-25wt%Si 모합금을 이용하여 Si 함유량을 4wt.%에서부터 10wt.%까지 조절된 알루미늄 합금을 설계하였다. 합금의 용해는 전기 저항로에서 800℃로 용해를 실시하였으며, 용탕을 약 10분간 유지시키고 순 알루미늄과 Al-25wt%Si 모합금이 골고루 섞이도록 계속 저어주며 교반을 시켜주었다. 이 때 사용된 도가니는 흑연도가니를 사용하였다.

본 연구에 사용된 금형은 Fig. 3.2와 같이 5단계로 이루어진 계단형 금형이며 단 5번째 주물은 압탕의 역할을 하기 위해 실험시편으로 사용되지 않았다. 금형의 재질은 SKD61재질을 사용하여 제작하였고, 실험에 사용한 열전대 종류는 K타입을 이용하였고, 열전대의 오류를 방지하고자 세라믹 보호관을 사용하였다.

용탕을 금형에 주입하기 전, 계단형 금형을 가스토치를 이용하여 약 120℃로 예열하였고, 국자의 경우에도 가스토치를 이용하여 시작할 때부터 붓기 직전까지 열을 가하였다. 또한, 고온용 이형제를 금형과 국자에 전체적으로 도포하였다. 용탕의 주입은

도는 약 700℃로 주입하였다. 기계적 진동은 용탕을 주입하기 10분전 진동테이블에 부착된 모터의 안정화를 위하여 진동테이블을 미리 컨트롤러를 이용하여 5단계로 작동시킨 뒤, 주입직전 10단계로 작동시키고 용탕을 주입하였다. 또한 기계적 진동의 유지는 용탕을 주입 한 뒤, 전체적인 주물의 온도가 약300℃이하로 내려갔을 때 진동테이블을 정지시켰다. 마찬가지로 기계적 진동을 가하지 않은 주물의 경우에도 약 300℃까지 데이터기록계를 이용하여 시간에 따른 온도변화를 측정하였다.

### 3.2 미세조직 관찰 및 이차수지상간격 (Secondary dendrite arm spacing) 측정

미세조직과 이차수지상을 관찰하기 위한 시편은 열전대를 설치한 주물의 한가운데서 채취하였는데 이는 냉각속도와의 직접적인 비교를 하기 위해서이다. 채취한 시편은 SiC연마지를 이용하여 #4000까지 조연마 한 뒤, 1μm 알루미늄과우더(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)를 이용하여 미세연마를 진행하였다.

미세연마를 마친 시편은 Keller' s reagent(중류수 47.5ml, nitric acid 1.25ml, hydrochloric acid 0.75ml, hydrofluoric acid 0.5ml)를 이용하여 에칭하였다.

기계적 진동주조와 일반중력주조의 미세조직구성과 이차수지상간격을 각각 비교하기 위하여 Leica사의 광학현미경(optical microscope)을 이용하여 미세조직을 관찰하였다. 이차수지상간격을 위해 미세조직사진을 이용해 Fig. 3.3와 같이 선긋기 방법을 사용하였으며, 이 방법은 이차수지상돌기의 성장 방향에 수직인 직선을 그어 그 수를 세고, 길이를 측정하는 것이다. 본 연구에서는 시편당 10번씩 측정하였고, 이차수지상 돌기를 7개의 길이를 한 묶음으로 하여 측정한 뒤 평균값으로 이차수지상 간격을 구하였다.

이를 통하여 구한 이차수지상 간격의 값을 다음과 같은 식

$$\lambda_2 = a(t_f^{-1/3}) \quad \text{---Eq. 3.1}$$

(a =  $K T_{liq-sol}$ , K=합금의존정수,  $T_{liq-sol}$ =합금조성에 따른 고상과 액상사이의 온도,  $t_f$  = 응고시간)

을 이용하여 민감계수 a값을 도출한 뒤, 비교분석 하였다.

### 3.3 기계적 특성 평가

본 연구에서는 기계적 진동을 가한 시편과 그렇지 않은 시편의 기계적 성질을 알아보기 위해 경도 시험을 실시하였다. 경도 시험은 미소 경도기(Shimadzu, HMV-2T)를 사용하였으며, 19.6N 하중으로 하중을 가한 뒤, 유지시간 10초로 설정하였으며, 각 시편 당 10회 측정하여 평균값을 사용하였다. 미소경도 시험편은 미세조직과 마찬가지로 열전대를 설치한 주물의 각 층의 중앙에서 채취하여 시험을 진행하였다.

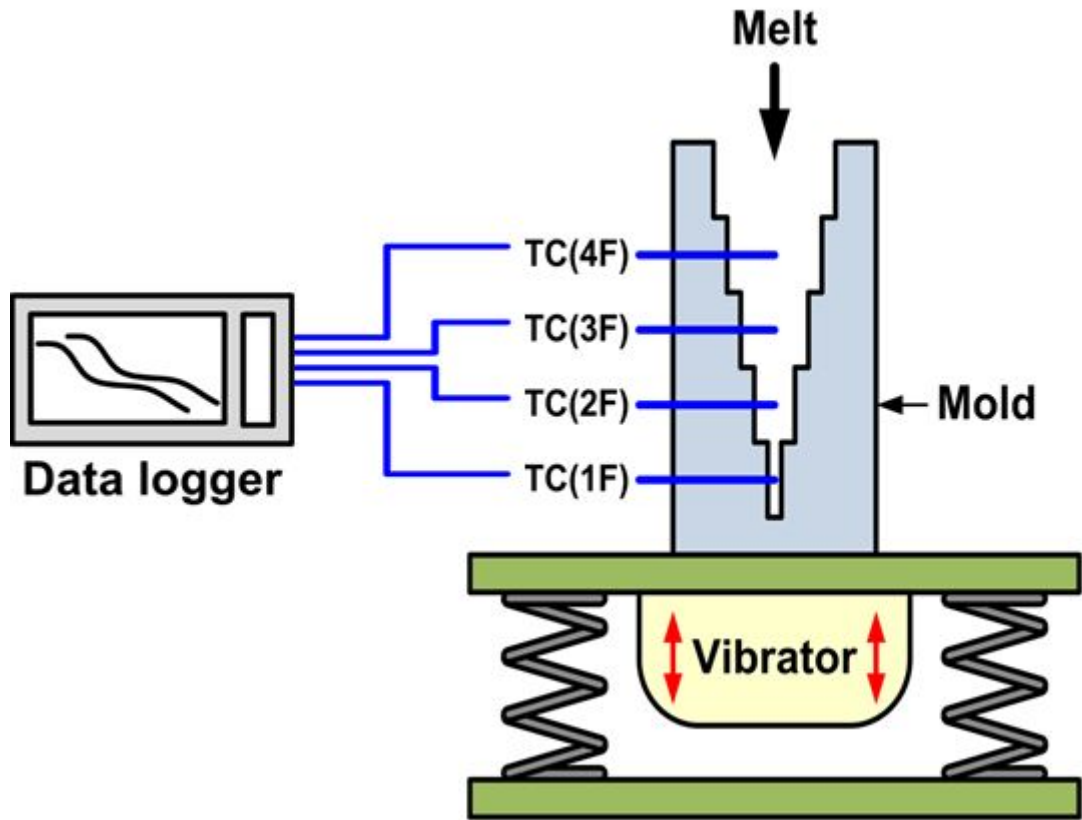


Figure 3.1 Schematic casting system used in this study.



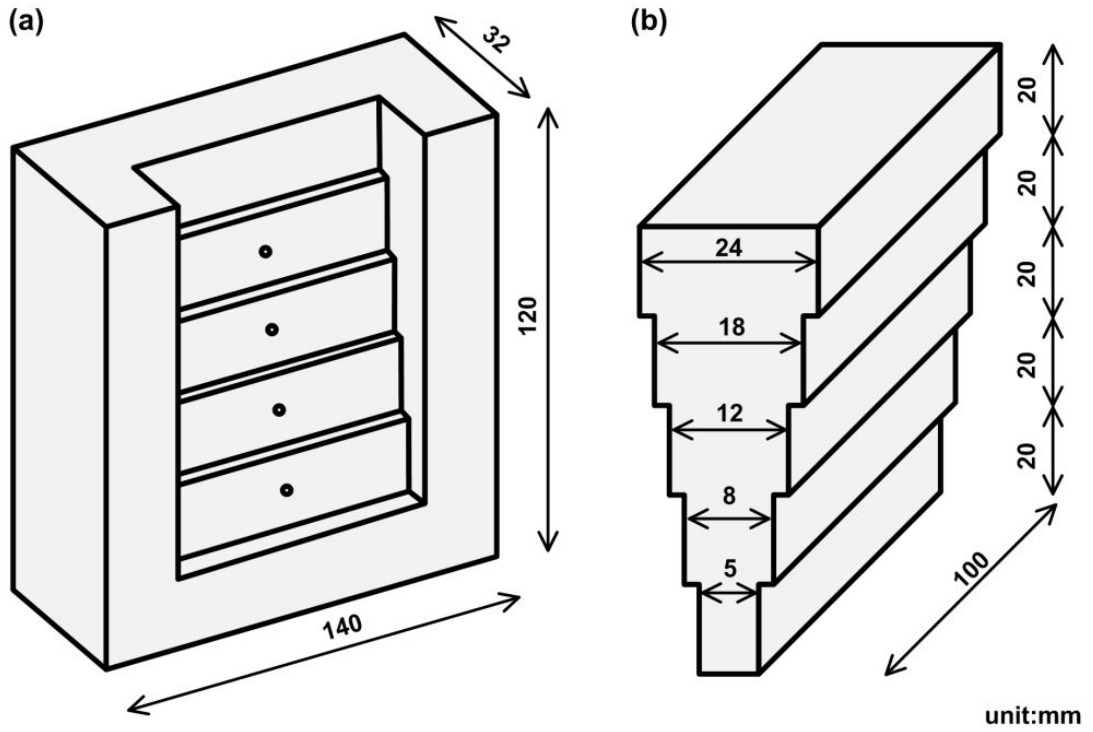


Figure 3.2 A schematic diagram of the casting stepwise mold.

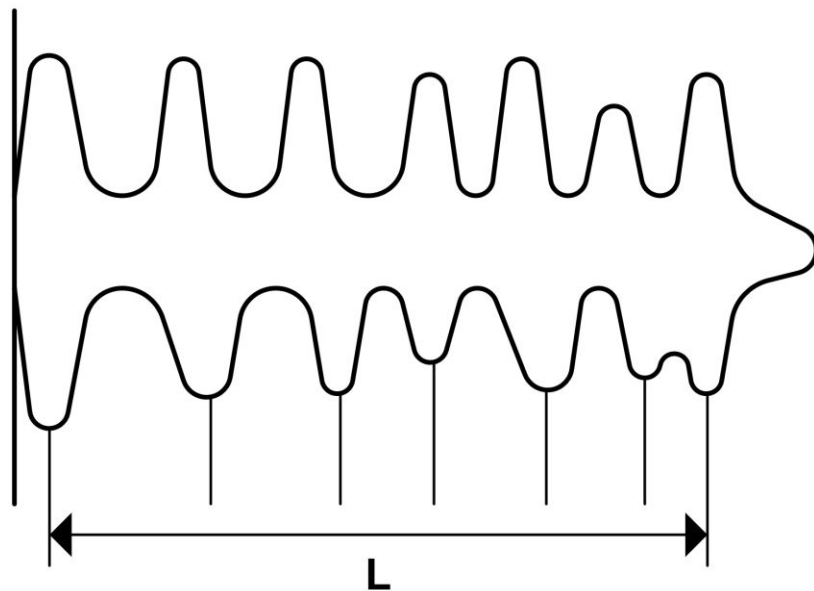


Figure 3.3 Second dendrite arm spacing measurement technique.

## 제 4 장 결과 및 고찰

### 4.1 일반구조

#### 4.1.1 응고속도에 따른 미세조직 및 이차수지상간격(SDAS) 관찰

본 연구에서는 이원계합금인 Al-Si합금에서 Si의 함유량을 4~10wt%로 변화하며 응고시간과 이차수지상정의 길이 변화를 관찰하였다. 응고시간을 구하기 위해 사용된 시간에 따른 온도변화그래프는 Fig. 4.1과 같이 도식화 한 뒤, 변곡점을 정확히 확인하기 위해 미분곡선을 이용하여 계산을 실시하였으며, 이에 따른 결과는 Fig. 4.2와 같이 나타났다. Fig.4.2 와 같이 Si함유량에 관계없이 주물이 얇은 부분(1F)에서 두꺼운 부분(4F)으로 갈수록 응고시간은 증가하였으며, Si함유량에 따라 응고시간이 다를 수 있다. 이는 Si의 용융 잠열이 약 Si의 용융 잠열이 약 50.6KJ/mol로 Al의 용융 잠열에 비해 5배 정도 더 크기 때문에 달라 질 수 있는 것으로 나타났다. 또한 응고시 공정온도가 거의 일정하게 나타난 것으로 보아 과냉의 정도도 비슷한 것으로 알 수 있다.

미세조직을 관찰한 결과로는 Fig. 4.3과 같이 일반구조의 경우 응고시간이 가장 짧은 1F에서 방향성응고(주상정으로 성장)를 한 것이 눈에 띄게 나타났으며, 주상정의 방향은 금형의 벽 부분에서 주물의 한가운데로 나타났다. 응고시간이 긴 4F에선 1F에 비하여 주상정으로 성장한 부분이 뚜렷하게 나타나지는 않았다. 이러한 미세조직이 변화는 Si함유량과 관계없이 모든 주물에서 관찰할 수 있었다.

또한 Fig. 4.4와 같이 1F에서의 공정상은 대체적으로 뭉쳐져 있는 형상을 나타내고 있으며, 4F로 갈수록 1F에서 뭉쳐져 있던 공정상의 형태가 flake 형상으로 변화하였다. Fig. 4.5에서 보면 Si함유량이 6%이상에서부터 미세조직에서 초정Si형태가 뚜렷해지는 것을 확인할 수 있었다.

다음 결과 Fig. 4.6는 Si함유량을 4~10%로 변화시켰을 때의 이차수지상정 길이에 관한 그래프이다. 이 그래프에서 보면 응고시간이 가장 짧고 주물의 두께가 가장 얇은 1F이 이차수지상정의 길이가 가장 짧은 것으로 나타났으며, 응고시간이 가장 길며 주물의 두께가 가장 두꺼운 4F의 경우 이차수지상정의 길이가 가장 긴 것으로 나타났으

며, Si함유량과 관계없이 응고시간에 따라 이차수지상정의 길이는 정해지는 것을 알 수 있다. 또한 이 결과값에서 Si함유량이 8%일 때, 주물의 두께에 따라 달라지는 이차수지상정간격의 결과 값의 차이가 크지 않음을 알 수 있다.

본 연구에서 이차수지상정간격을 구할 때 사용된 식은

$$\lambda_2 = a(t_f^{-1/3}) \quad - \text{Eq, 4.1}$$

식이며  $\lambda$ 는 이차수지상정,  $t_f$ 은 응고시간,  $a$ 는 민감계수이며, 이를 통해 구한 이차수지상정의 거리는 Fig. 4.7과 같이 Si 함유량에 따른  $a$ 값을 Kattamis-Flemings 식과 비교하였다.

$$\text{Kattamis-Flemings 식} \quad a = 5.5 \left[ \frac{\Delta T D \ln(C_E / C)}{m(1-k)(C_E - C)} \right]^{1/3} \quad - \text{Eq, 4.2}$$

예선 Si함유량이 증가 할수록 민감계수 값이 점점 줄어드는 것으로 연구되어져 있다. 하지만 본 연구에서 실험적으로 구한 값을 대입하여 Kattamis-Flemings 식과 비교해 보았을 경우 Fig. 4.8 그래프에서 나타나듯이, Si함유량이 4%에서 10%로 증가 할수록 민감계수 값이 점점 떨어지는 양상을 보인다 Si함유량이 약 8%일 때 최저값을 가지며, 그 이후부터 다시 증가하는 양상을 나타내었다. 이는 Si함유량이 8%일 때 가장 안정적인 값을 나타내며, 앞선 그래프와 같이 주물에 두께에 따라 달라지는 이차수지상정간격의 값이 차이가 크지 않음을 알 수 있는데, 이는 냉각속도 값이 어느 정도 차이가 날 경우에도 일정한 미세조직을 가진다는 것을 의미한다.

### 4.1.2 기계적 특성관찰

Fig. 4.9는 일반중력주조를 이용하여 제작한 주물의 기계적 특성을 비교하기 위하여 마이크로 비이커스 경도 시험 결과값을 나타내었다.

전체적인 경도결과를 보면 같은 Si함유량에서는 우선 응고시간에 따라서 시간이 가장 짧은 1F에서 응고시간이 가장 긴 4F로 갈수록 경도값이 감소하는 것을 관찰하였다. 이와 같은 결과는 현재 알려진 바와 같이 응고시간이 짧을 수 록 이차수지상정의 길이가

줄어드며 기계적 성질이 증가한다와 일치한다. 또한 전체적인 경도의 변화로는 Fig. 4.10과 같이 Si함유량이 높아질수록 경도값도 같이 증가하는 것을 알 수 있다. 이는 Si의 함유량이 증가할수록 공정상의 양이 증가하기 때문이다. 하지만 이론적으로는 응고시간이 짧을수록 경도값이 증가하여야 하나 본 연구에서는 실리콘 함유량에 따라 경도값의 변화가 더 큰 것을 관찰하였다. 또한 앞선 결과와 같이 1F에서의 공정상의 모양은 뭉쳐져 있는 형상을 보이고 있으나, 4F로 갈수록 뭉쳐져 있던 공정의 형태가 서로 떨어지면서 flake 형상으로 바뀌는 것을 관찰할 수 있었다. 이로 인해 경도값이 감소한 것으로 판단되어진다.

## 4.2 기계적 진동구조

### 4.2.1 응고속도에 따른 미세조직 및 이차수지상간격 관찰

본 연구에서는 이원계합금인 Al-Si합금에서 Si의 함유량을 4~10wt%로 변화하며 응고시간과 이차수지상간의 변화를 관찰하였으며, 또한 응고시 기계적 진동을 가하여 변화를 측정하였다. 기계적 진동 구조에서도 마찬가지로 냉각시간을 구하기 위해 사용된 시간에 따른 온도변화그래프를 사용하였으며(Fig. 4.11), 변곡점을 정확히 알아내기 위하여 미분곡선을 이용하여 응고시간을 측정 하였다.

기계적 진동에서도 일반 중력구조와 마찬가지로 주물의 두께가 증가할수록 응고시간이 증가하는 것을 관찰(Fig. 4.12)할 수 있었다. 또한 Si함유량이 6%,7%,8%의 경우 3F에서부터 응고시간이 현저히 줄어들었는데, 일반구조에서 나타난 시간에 따른 온도변화 그래프와 기계적 진동 구조의 시간에 따른 온도변화 그래프가 다르게 나타났는데, 기계적 진동이 과냉의 정도를 더 일으켜 변태점을 낮추는 것으로 나타났다. 이에 따라, 기계적 진동은 응고시 과냉의 정도를 더 일으켜 공정조직의 성장을 방해하고,  $\alpha$ -상의 성장을 더욱 증가시키는 것으로 나타났는데, 이는 Fig. 4.13, Fig. 4.14과 같이 수지상정 성장부분이 공정상 성장부분보다 더욱 커짐을 의미한다. 이는 더욱더 왜곡되어 버린 coupled-zone(Fig. 4.15)의 영향으로 인해  $\alpha$ -상의 성장을 더욱 증가시키고 공정조직의 성장속도를 줄인다. 이 때문에 Si함유량이 6%,7%,8%의 경우  $\alpha$ -상의 성장속도가 늘어남과 공정조직이 생성되는 시간으로 인하여 응고시간이 증가한

것으로 판단된다. 또한 Si함유량 4%,6%,7%,8%의 경우 응고속도가 일반주조에 비해 더욱 길어진 것을 관찰하였으며, 이는 과냉의 정도에 따라 다르게 나타나는 것을 알 수 있다.

과냉의 정도가 증가하고 Si의 함유량이 공정조성에 가까워질수록  $\alpha$ -상에서의 초정 Si가 커지고 모양이 뾰족한 형태를 가진 공정조직을 얻을 수 있다는 문헌을 참조하였다. 이번 실험결과에서도 Si함유량이 7%부터 미세조직사진에서 초정 Si의 크기가 커지며 공정상의 모양이 뾰족한 형태를 가지는 현상을 관찰 할 수 있었다(Fig. 4.16).

## 4.2.2 기계적 특성관찰

Fig. 4.17는 기계적 진동을 이용하여 만든 주물의 응고시간에 따른 경도 값을 나타낸 그래프이다. 일반중력주조로 이용하여 만든 주물과 마찬가지로 Si함유량에 관계없이 응고시간에 따라서 응고시간이 짧아질수록 경도값이 증가하는 경향을 볼 수 있으며, 응고시간이 가장 짧은 1F의 경도 값이 가장 높고, 응고시간이 가장 긴 4F의 경도 값이 가장 낮게 관찰되었다. 또한 주물의 함유된 Si함유량이 증가할수록 전체적인 경도 값이 증가하였다.

Fig. 4.17과 Fig. 4.18을 함께 비교해 보았을 시 응고시간이 경도 값에 미치는 영향보다 Si함유량이 미치는 영향이 더 큰 것으로 판단되어진다.

## 4.3 일반주조와 진동주조 데이터 비교

### 4.3.1 응고속도에 따른 미세조직 및 이차수지상간격 비교

Fig. 4.19은 일반중력주조와 기계적 진동주조시의 시간에 따른 온도변화 그래프이다. 그래프의 하얀 동그라미는 응고가 끝나는 점을 표시한 것이며, 진동 주조시엔 응고시간에 따라 공정온도가 낮아지는 것을 볼 수 있다. 공정온도가 낮아졌단 의미는 과냉이 많이 되어  $\alpha$ -상이 자라는 시간이 많아지고 공정이 자라는 시간이 줄어들었던 의미이다. 이것은 앞서 말한 coupled-zone의 영향이며 이와 같은 결과로 인하여 이차수지상정 거리의 값에 대해 차이가 많지 않다고 판단되어 진다.

Fig. 4.20은 앞에서 나타난 응고속도가 짧아진 이유를 설명하기 위해 도식화한 그림이다. Fig. 4.20의 경우 기계적 진동을 가하였을 때와 가하지 않았을 때의 주형과 용융금속의 접촉면적을 비교한 그림이다. 왼쪽의 기계적 진동을 가하지 않았을 때의 용융금속과 주형의 접촉면적이 오른쪽의 기계적 진동을 가하였을 때보다 적은 것을 관찰할 수 있다. 이에 따라 기계적 진동을 가할 경우, 용융금속과 주형의 접촉면적이 커져 열이 빠져나가는 양이 많아지므로 응고시간이 줄어드는 것을 알 수 있다.

Fig. 4.21의 경우 과냉이 되어 공정온도가 하락하는 것을 설명하기 위한 그림이다. 응고과정 중 공정조직인 A~A' 구간의 Si 농도분포도를 보면 기계적 진동을 가하지 않았을 경우 Si의 농도분포가  $\alpha$ -상에선 높고 Si상 부근에서 낮아지고  $\alpha$ -상으로 갈수록 다시 높아지므로 이에 따라 Si의 농도가 높은 곳에서 낮은 곳으로 확산이 되며 상의 성장이 일반적이다. 하지만 기계적 진동을 가하였을 경우엔 Si의 농도분포가 균일해지므로 공정온도가 낮아진다. 이는 용탕과 공정온도간 차이가 커지므로 과냉이 일어나기가 어려워진다. 결과적으로 공정 Si상의 성장에 필요한 시간이 늘어나게 되므로 성장이 어려워진다.

모든 Si함유량에서 미세조직을 관찰한 결과, Fig. 4.22는 1F에서 두 가지 주조방법에 의한 차이점을 볼 수 있다. 일반중력주조로 제작한 주물의 경우에는 방향성응고(주상정)로 자라는 것을 관찰할 수 있었으며, 기계적 진동주조에선 수지상들이 파괴되어 크기와 분포도에서 차이가 나는 것을 관찰할 수 있었다. 2F에서 일반중력주조와 기계적 진동주조를 비교해보면 진동 시에 중력주조에서 나타나던 뭉쳐져 있는 공정상의 형태가 진동 시엔 뭉쳐져 있던 공정상의 형태가 퍼져있으며, 공정의 형태 또한 flake 형상으로 더 나타난다(Fig. 4.23).

Fig. 4.24는 일반주조와 진동주조로 만든 주물에서의 이차수지상정 거리에 대해 기울기 즉, 민감도를 측정한 그래프이다. 기울기가 작다는 것은 각 층마다 이차수지상정 거리를 측정하였을 시 편차가 작다는 뜻이다. 기계적 진동의 유무에 관계없이 전체적으로 4%에서 8%까지 민감도는 점차 감소하고 있으며, 8%에서 최저점을 가지고 있고, 그 이후로 부터는 증가하였다가, 기계적 진동시엔 10%에서 다시 감소하는 것을 관찰할 수 있었다. 또한 기계적 진동을 가하였을 경우 그렇지 않은 경우보다 전체적인 민감도가 높게 관찰되었는데, 이는 기계적 진동으로 인하여  $\alpha$ -상이 구상화가 됨에 따라 나타나는 결과로 판단되어 진다.

Fig. 4.25는 응고시간에 따른 이차수지상간격을 비교한 그래프이다. 전체적으로 기계적 진동을 가하였을 경우, 이차수지상간격이 진동을 가하지 않았을 때보다 큰 결과

값을 관찰 할 수 있었다. 이는 기계적 진동으로 인한  $\alpha$ -상이 자라는 시간이 많아지고 공정이 자라는 시간이 줄어들어 이러한 결과값을 가지는 것으로 판단되어 진다.

### 4.3.2 일반주조와 진동주조에 따른 기계적 특성비교

Fig. 4.26는 일반중력주조와 기계적 진동을 이용하여 만든 주물의 경도 값을 전체적인 데이터를 도식화한 것이다. 앞서 말한 것과 마찬가지로 Si함유량이 4%에서 10%로 점점 증가할 때, 각각의 경도 값은 점차 상승하는 것을 관찰 할 수 있다. 이를 통해 Al-Si합금에서 Si의 함유량이 증가할 수 록 경도값이 상승하는 것을 관찰 할 수 있었으며, 또한 일반주조와 진동주조의 데이터를 분석했을 때, 같은 Si함유량에서의 경도 값은 기계적 진동을 이용하여 만든 주물의 경도 값이 더 높게 나타났다. 이에 따라 응고시 기계적 진동을 가하면 전체적인 기계적 특성이 좋아진다는 것을 확인할 수 있다. 일반적으로 응고시간이 짧을수록 결정립의 크기가 미세해져 기계적 성질이 증가한다고 알려져 있다. 본 연구에서는 기계적 진동을 가할수록 응고시간이 짧아지는 것을 관찰 하였으며, 이를 통해 기계적 진동을 가하였을 경우, 그렇지 않은 경우보다 응고시간이 짧아지고 경도값이 상승한 것을 확인 할 수 있었다. 하지만 이차수지상의 간격을 보면 기계적 진동을 가하였을 경우, 이차수지상간격이 더 크게 나타나는 것을 볼 수 있다. 이는  $\alpha$ -상이 구형화가 되며 더 크게 나타날 수 있다고 판단되어지고 연신율이 좋아질거라고 예상되어 추가적인 인장시험 결과가 필요한 것으로 보인다.

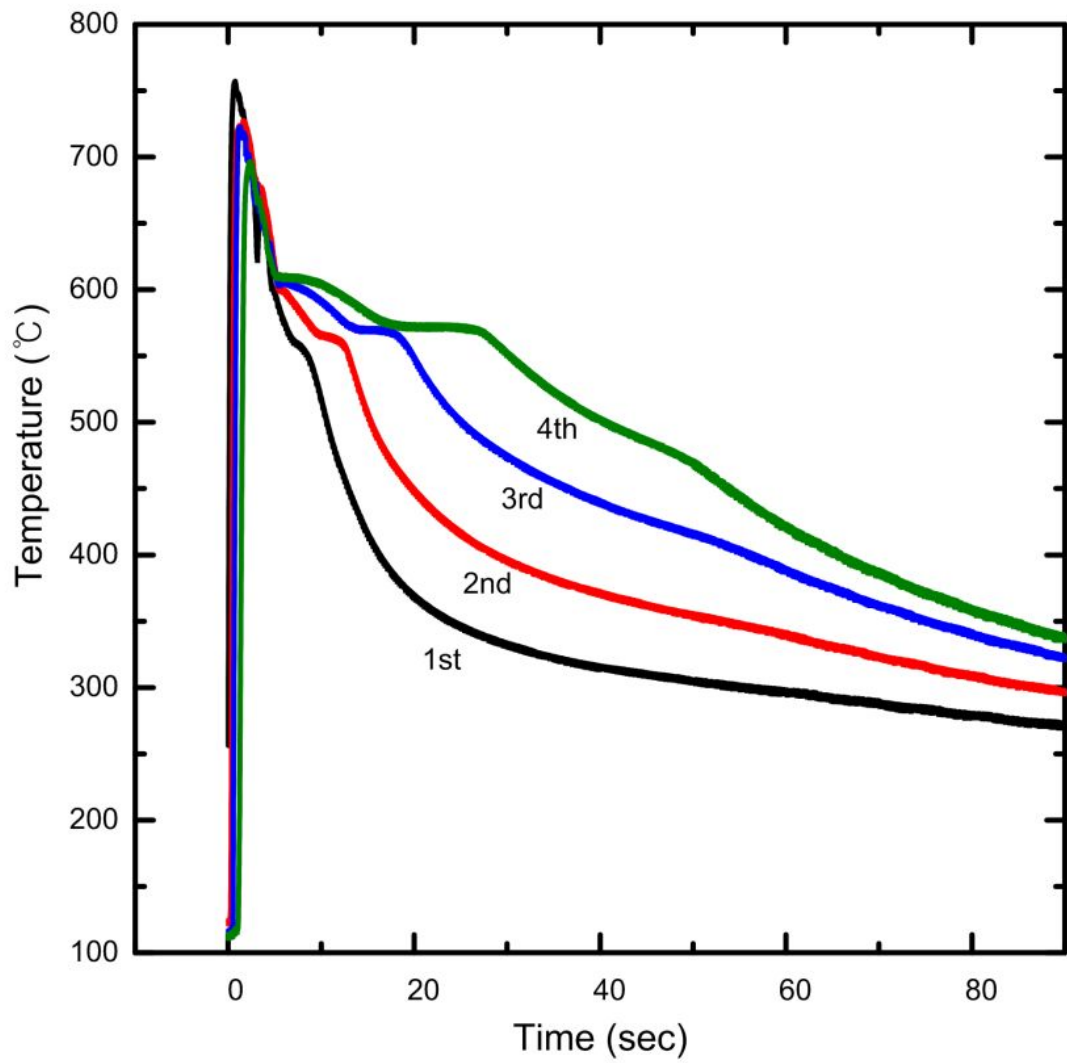


Figure 4.1 Graph showing the without vibration casting cooling curve.



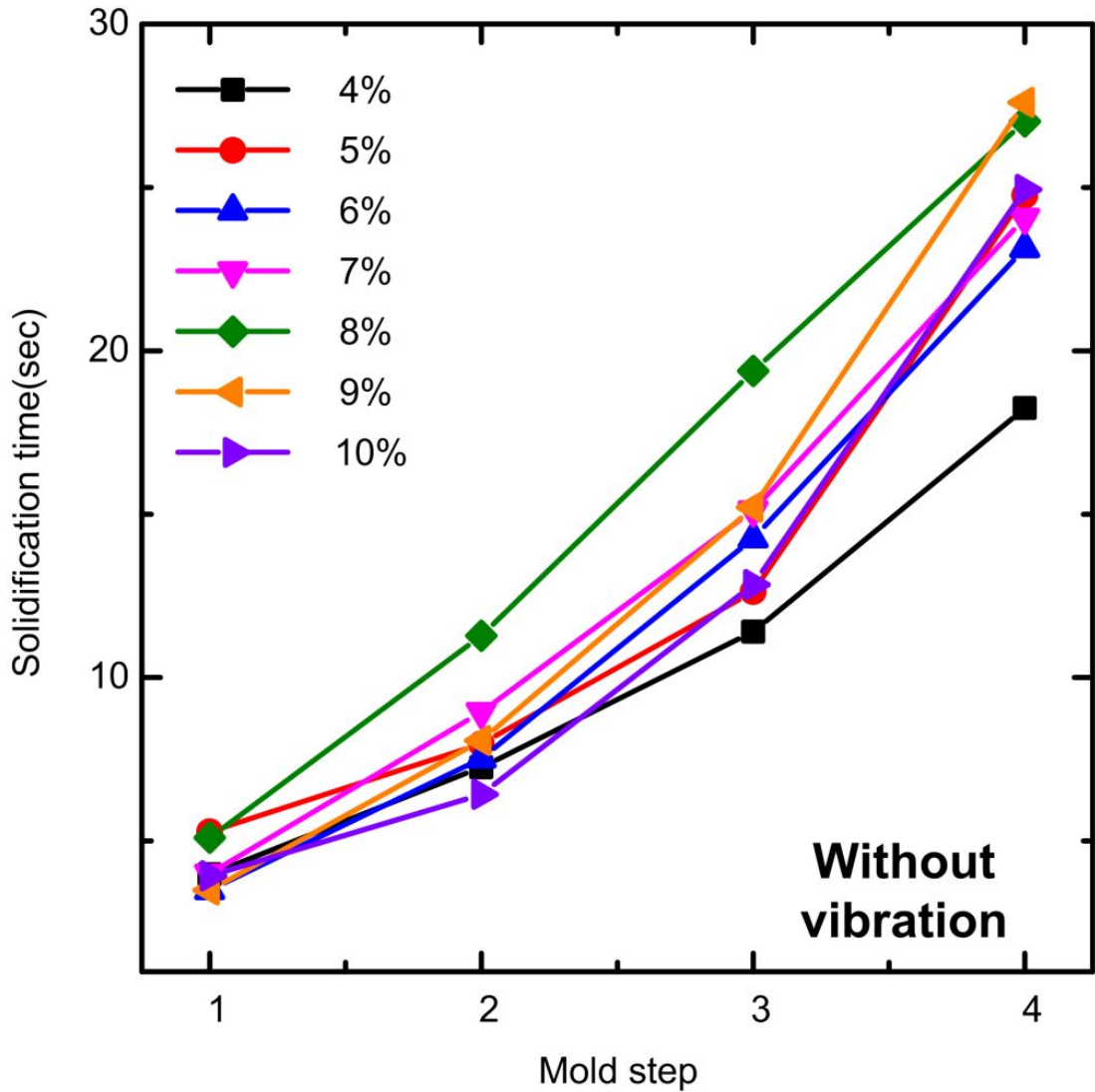
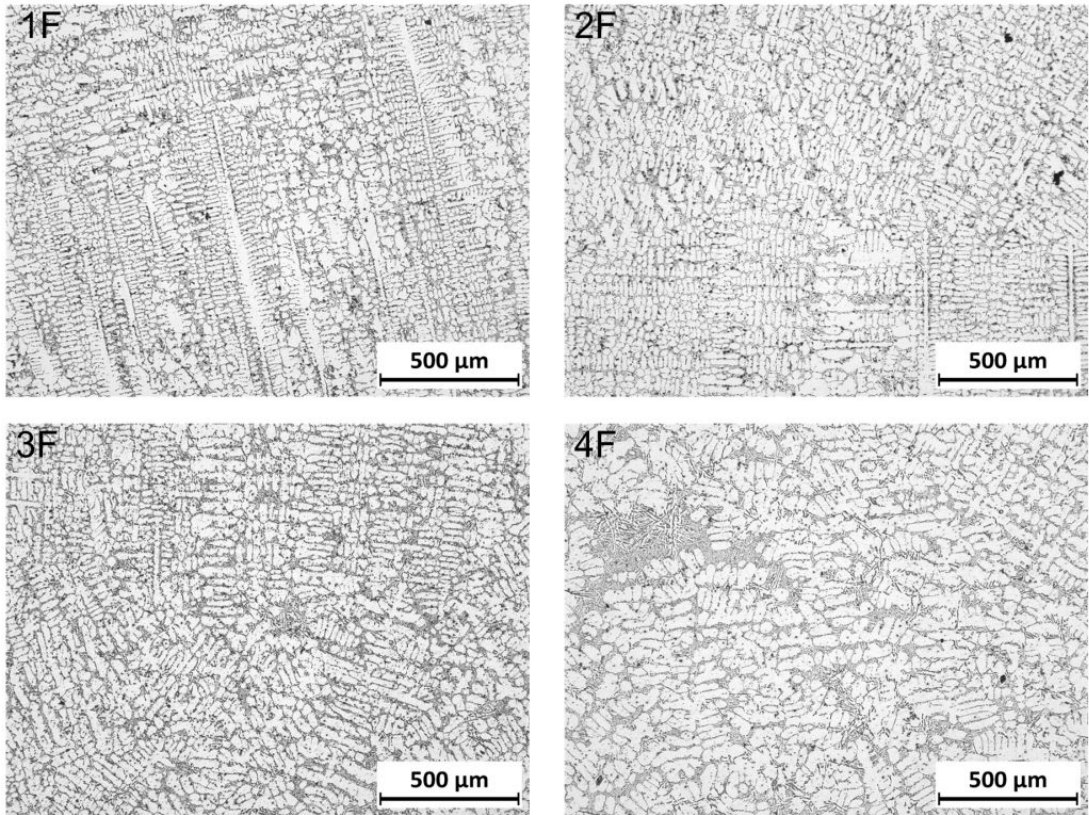


Figure 4.2 Graph showing the cooling rate on without vibration casting with different casting thickness. From 1F to 4F going to thicker.



**Figure 4.3 OM images of without vibration Al-8wt%Si micro structure. 1F is best columnar structure.**

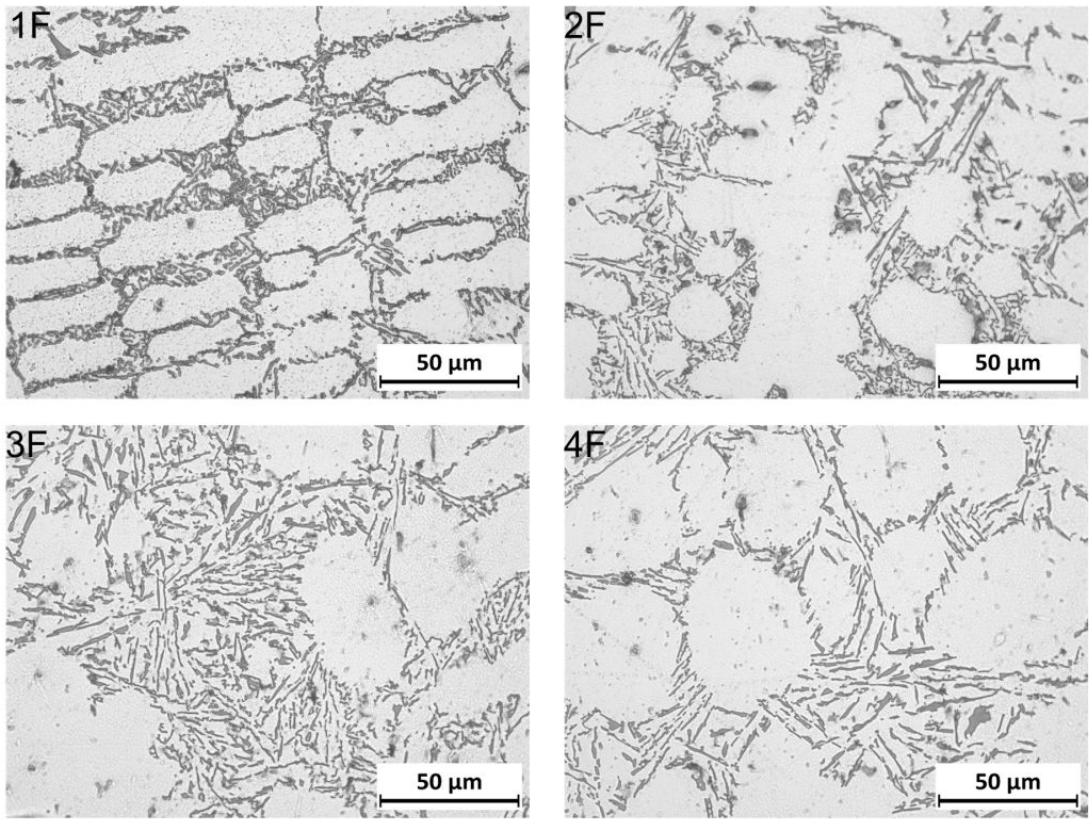
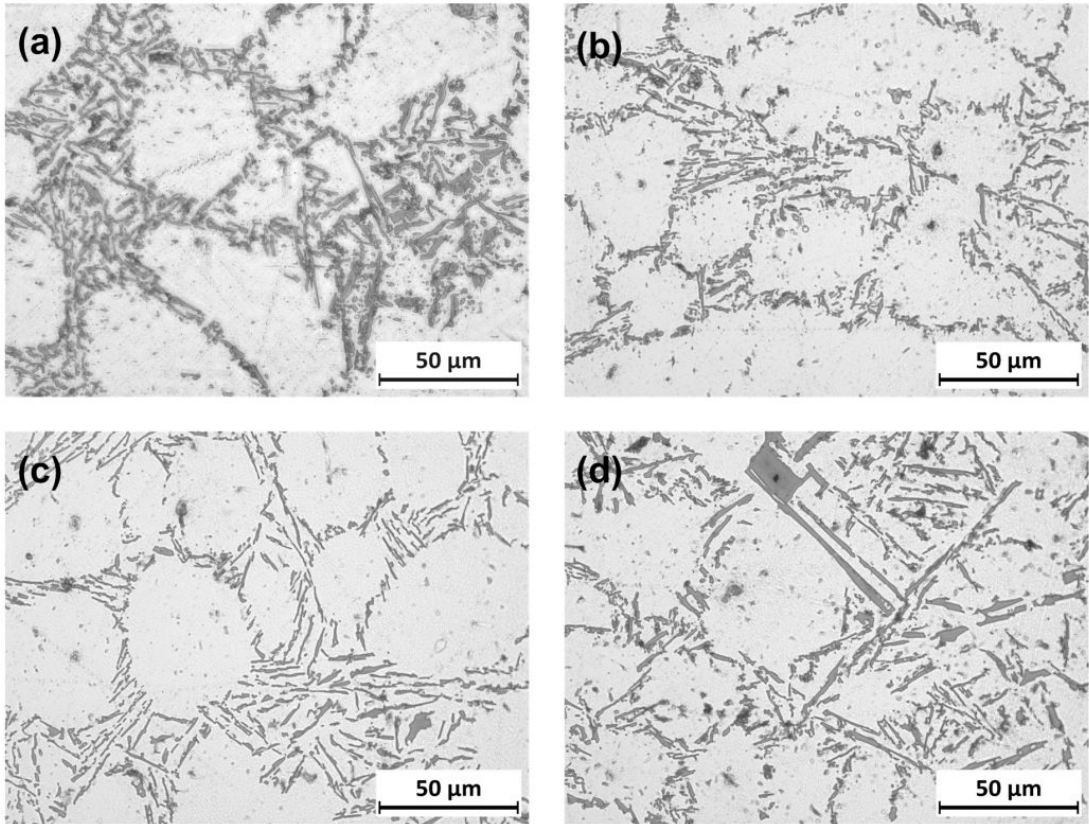


Figure 4.4 OM images of without vibration Al-8wt%Si micro structure.



**Figure 4.5 OM images of without vibration Al-Si alloys 4<sup>th</sup> floor micro structure. (a) is Al-4wt%Si , (b) is Al-6wt%Si, (c) is Al-8wt%Si, (d) is Al-10wt%Si.**

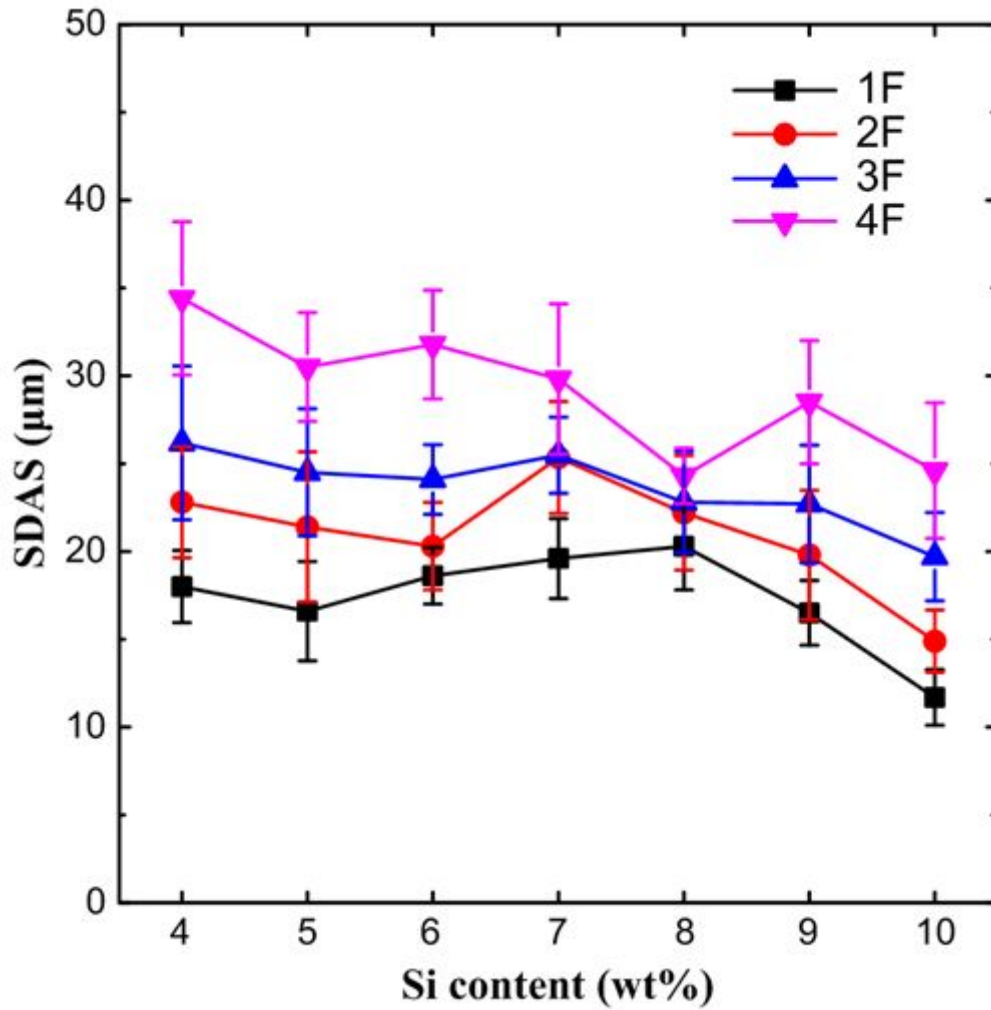


Figure 4.6 Secondary dendrite arm spacing of the without vibration alloys according to mold step.

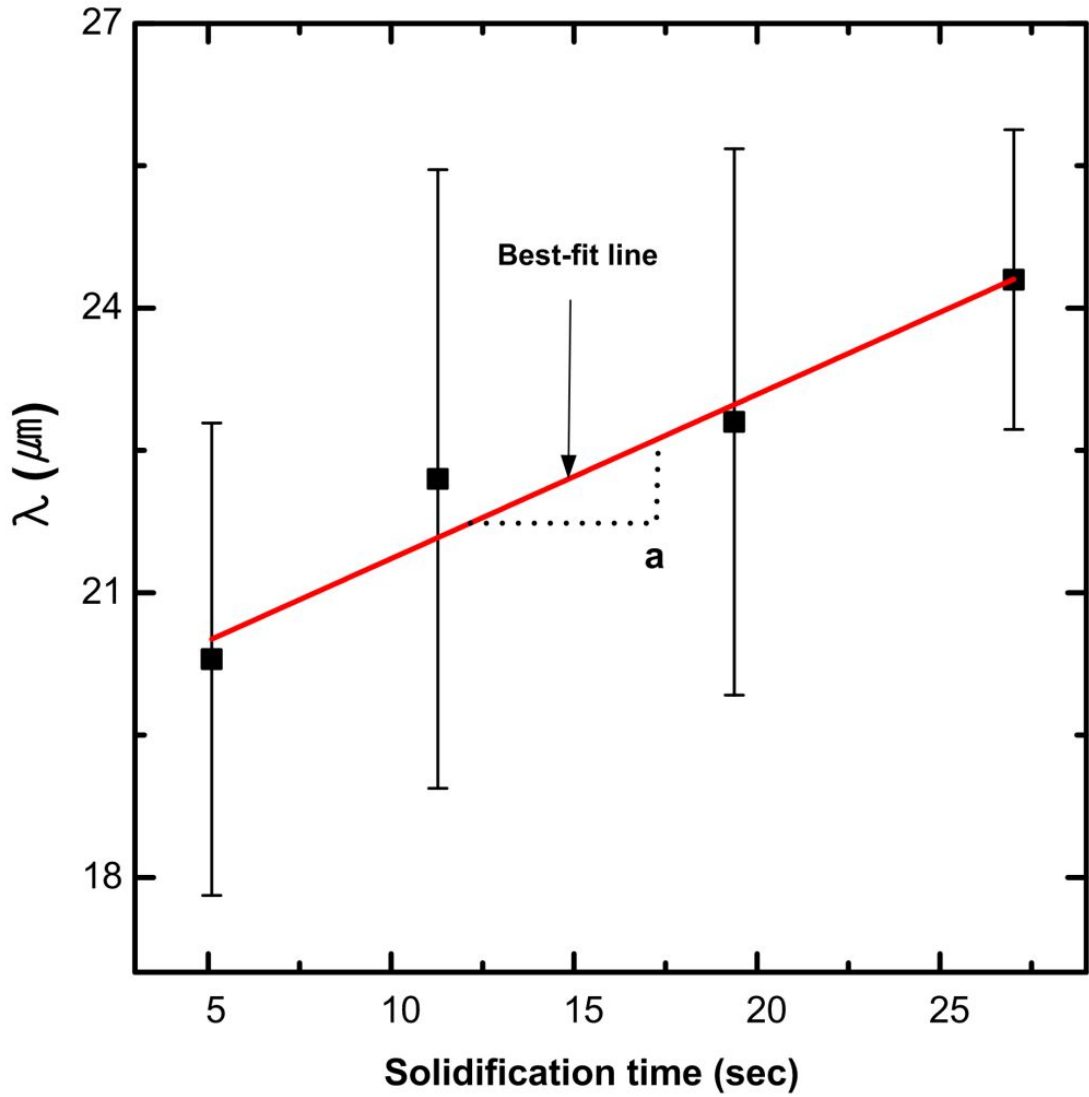


Figure 4.7 Estimation of the coarsening sensitivity in Al-8wt%Si alloy.

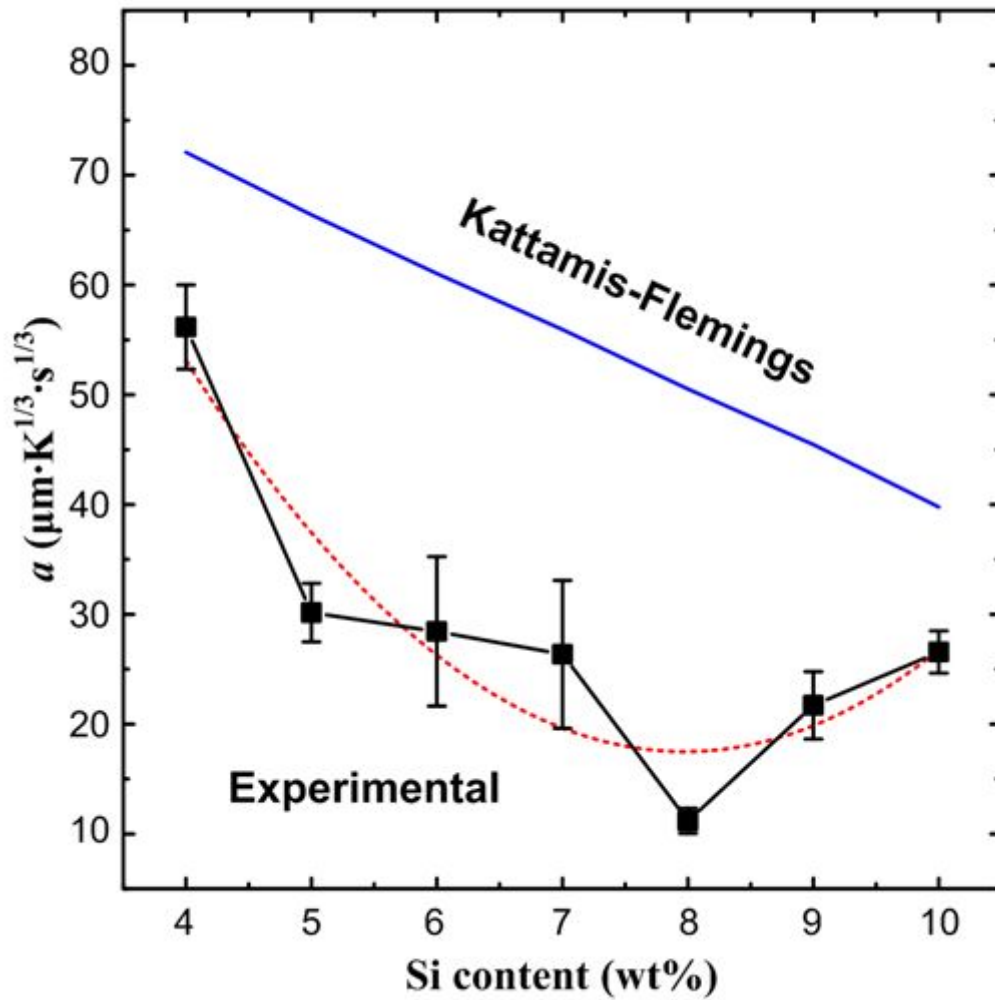


Figure 4.8 Measured proportional constant  $a$  as a function of Si content in Al-Si binary alloys.

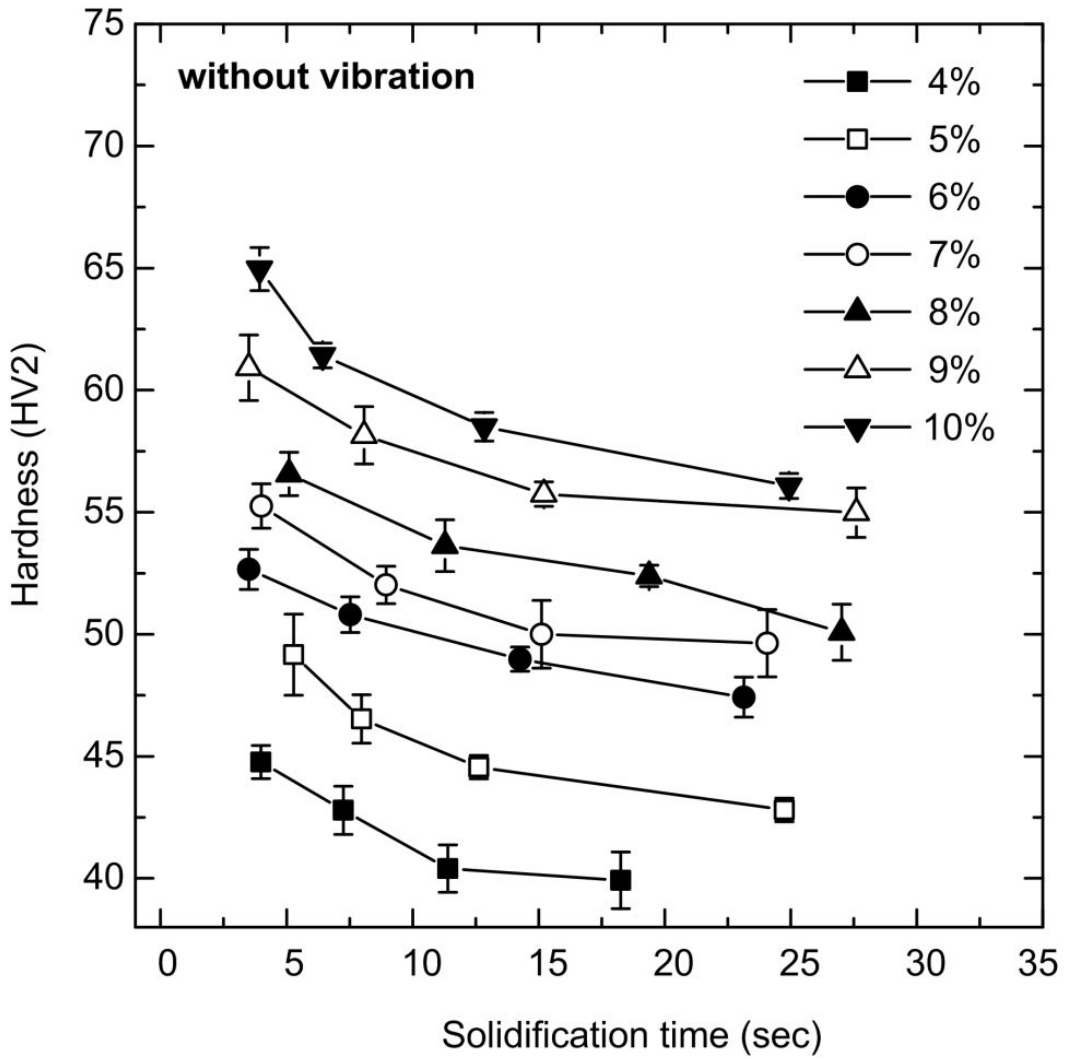


Figure 4.9 Graph showing the micro-Vickers hardness result on without vibration casting with different casting condition.



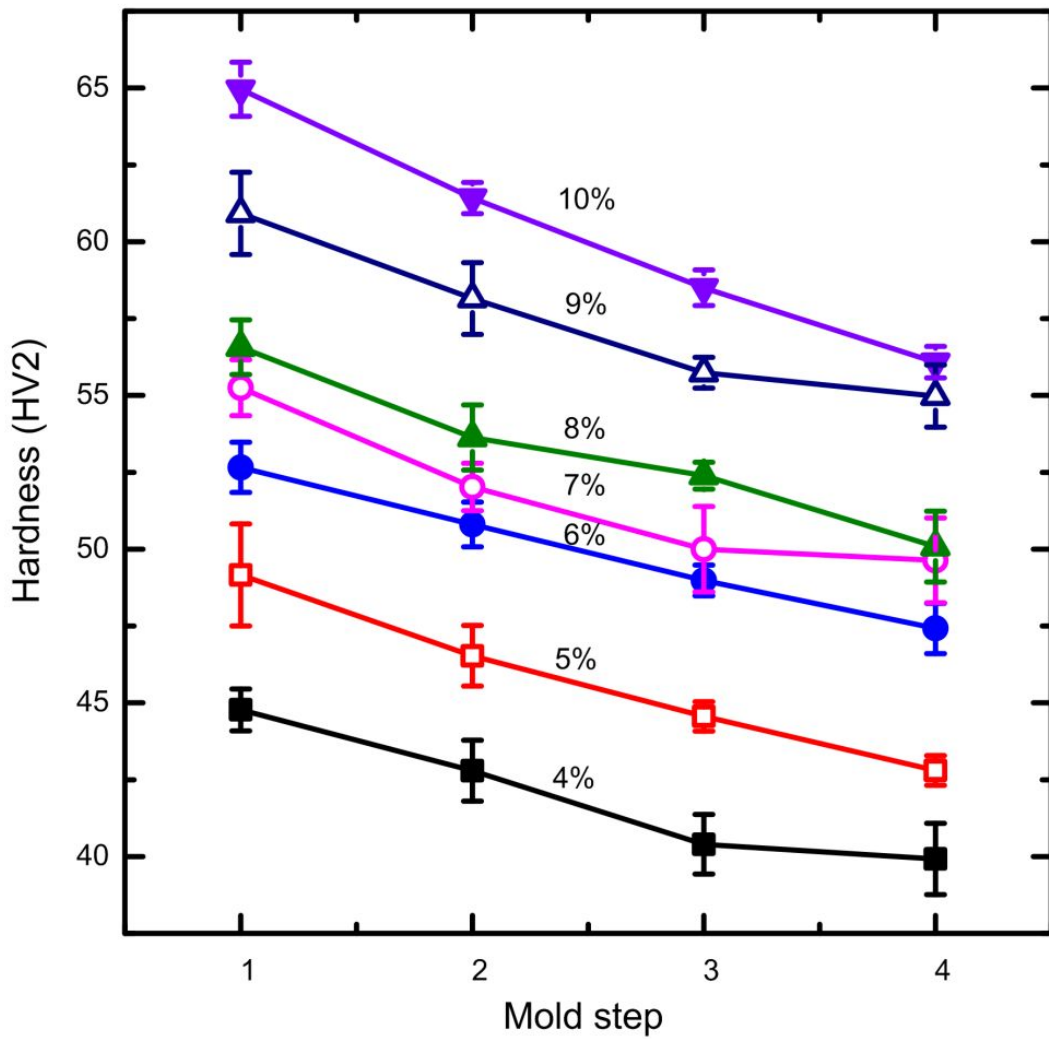
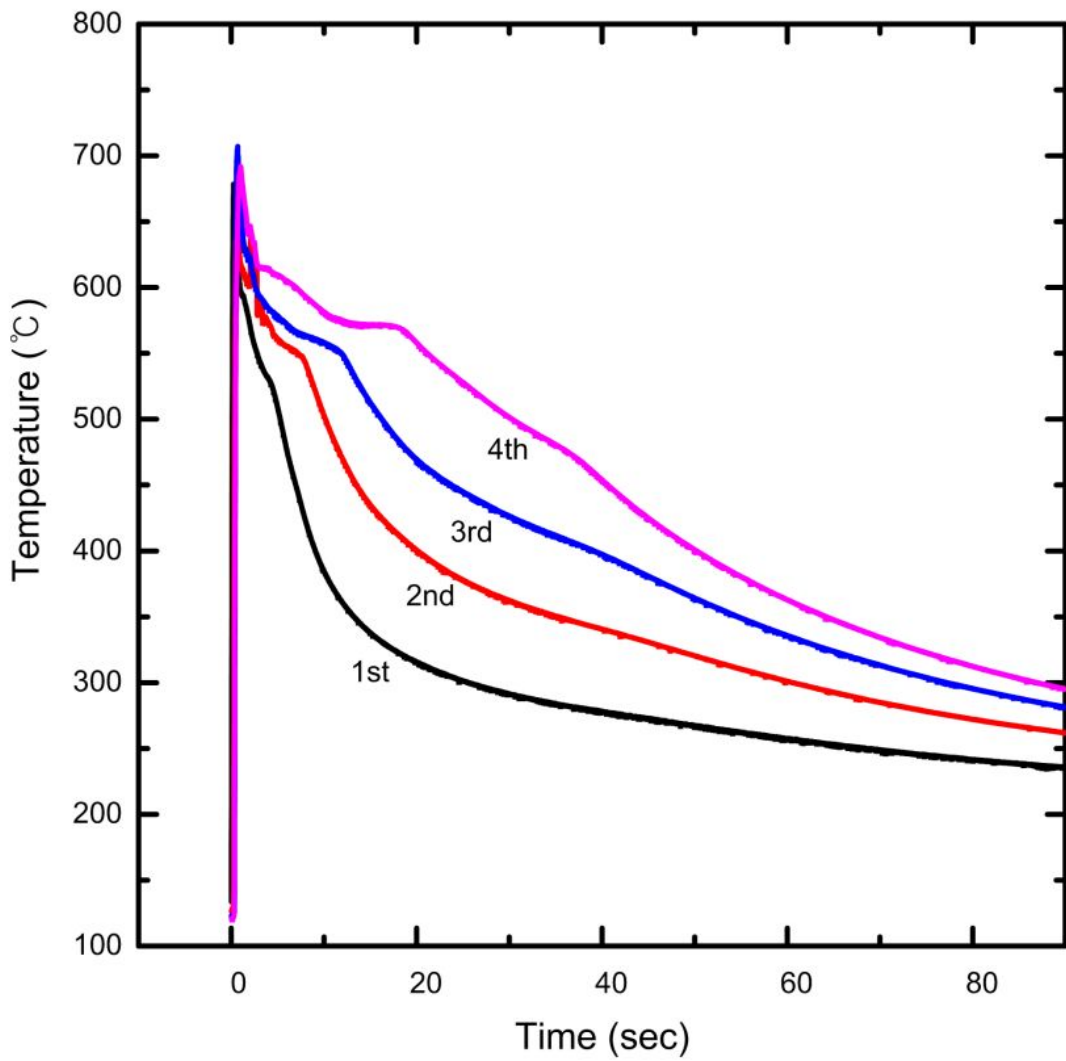
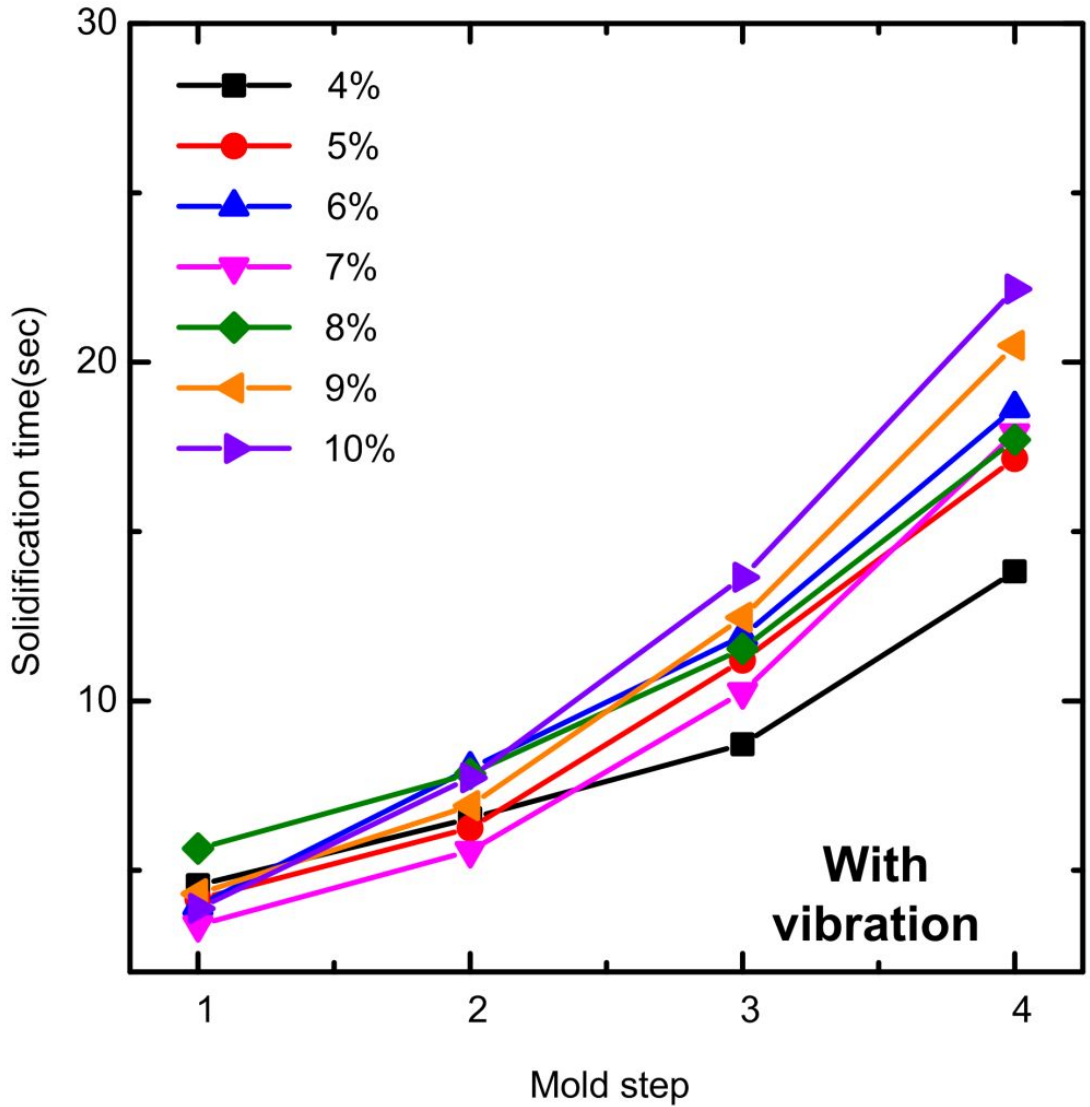


Figure 4.10 Graph showing the micro-Vickers hardness result on without vibration casting with different casting condition.



**Figure 4.11 Graph showing the with vibration casting Al-7wt%Si cooling curve.**



**Figure 4.12 Graph showing the cooling rate on with vibration casting with different casting thickness. From 1F to 4F going to thicker.**

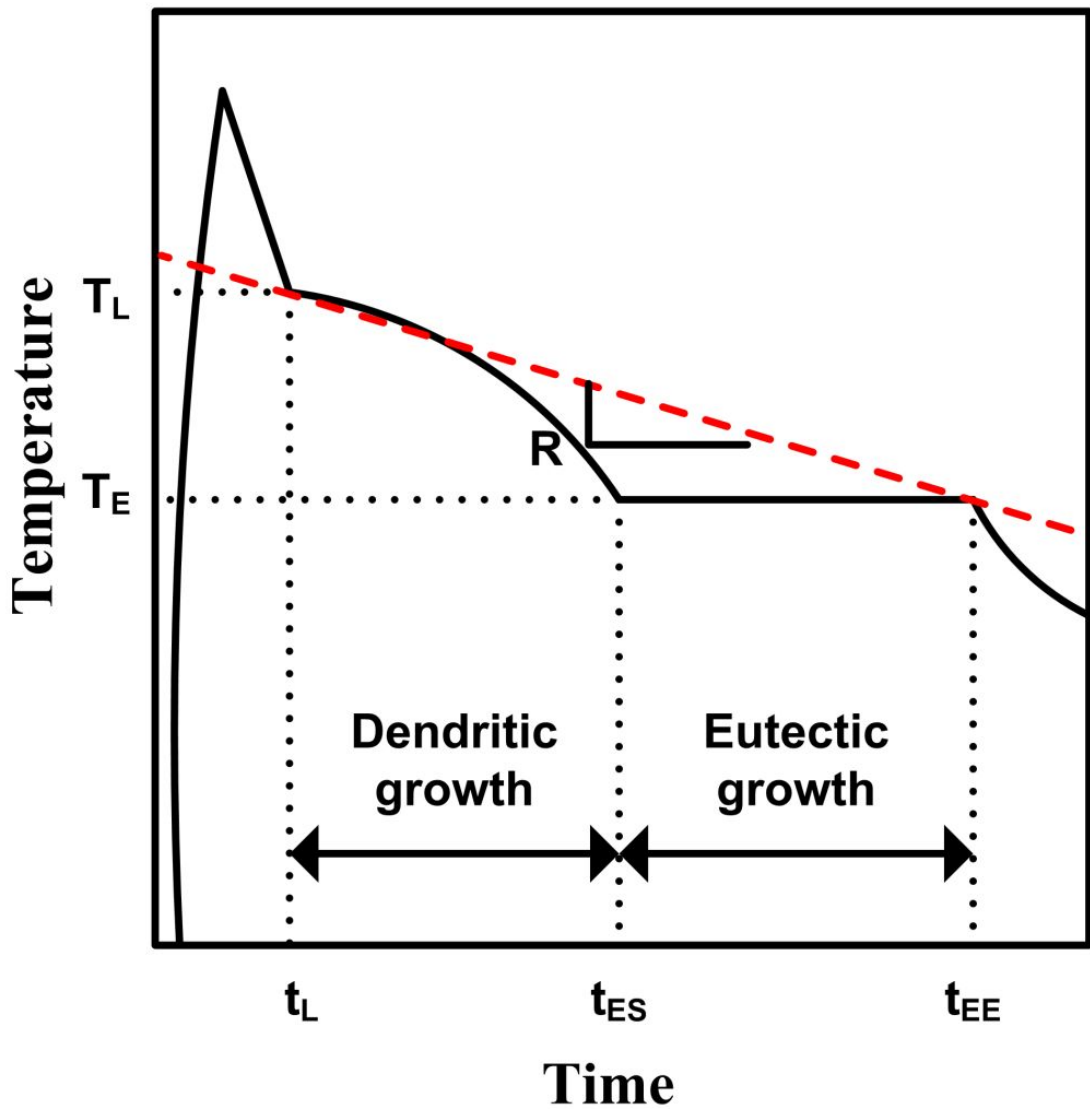


Figure 4.13 Example of schematic cooling curves for defining cooling rate during solidification.

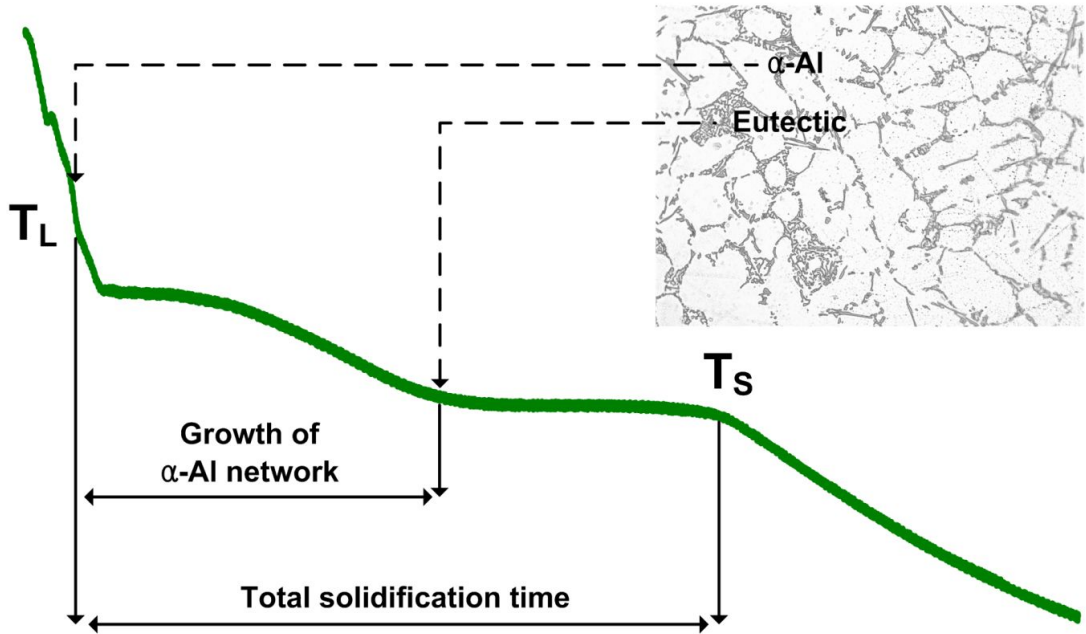
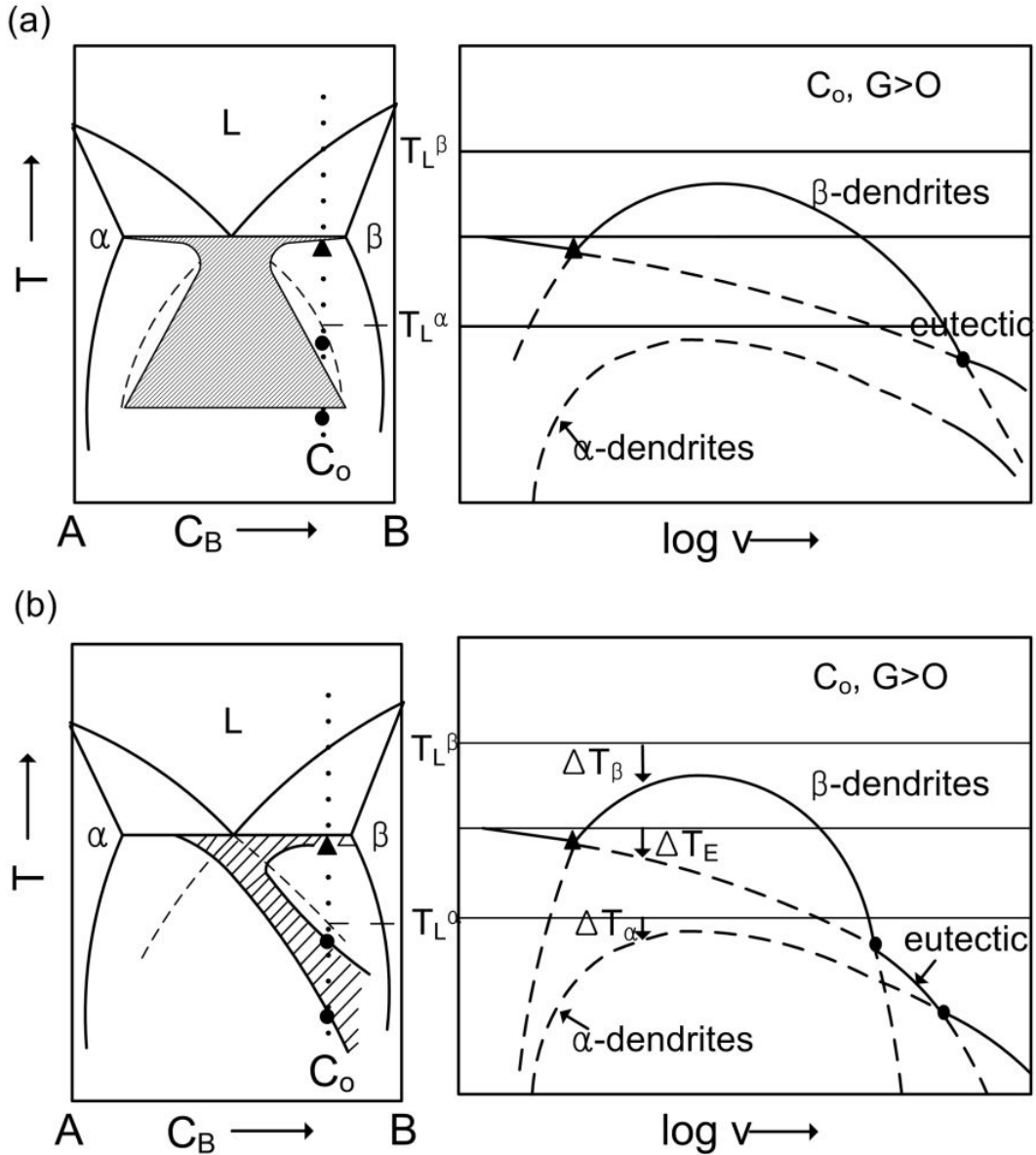
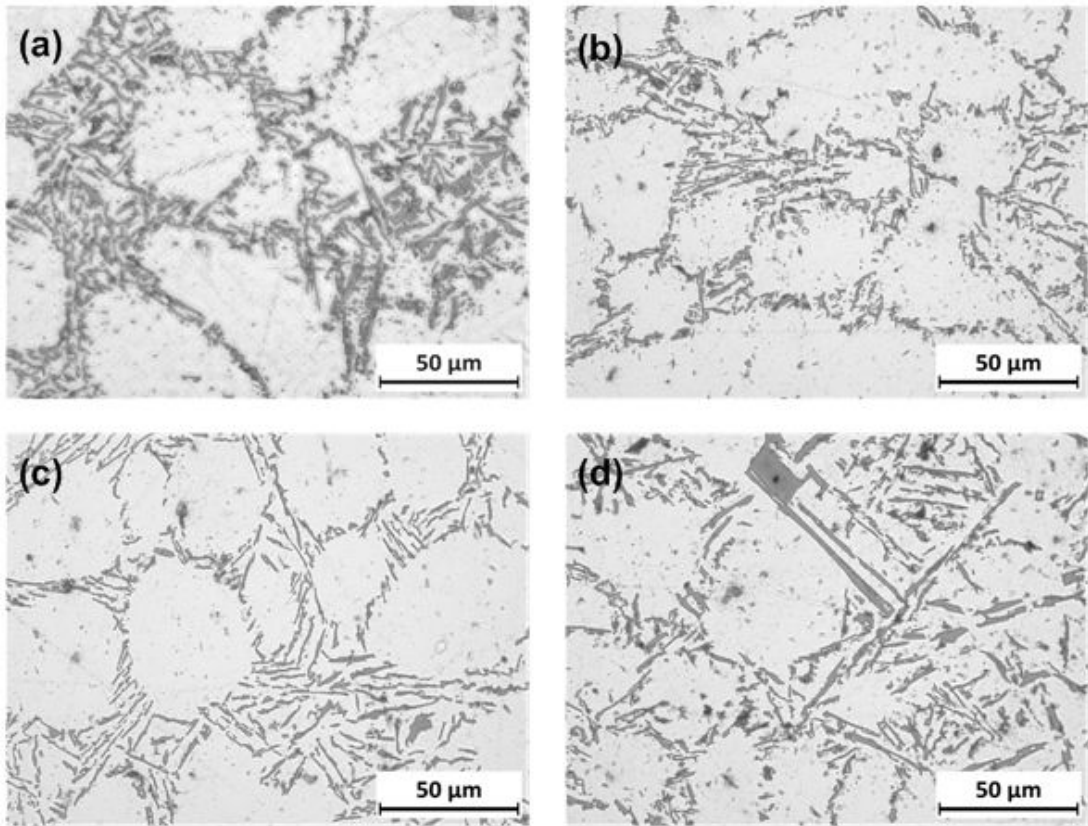


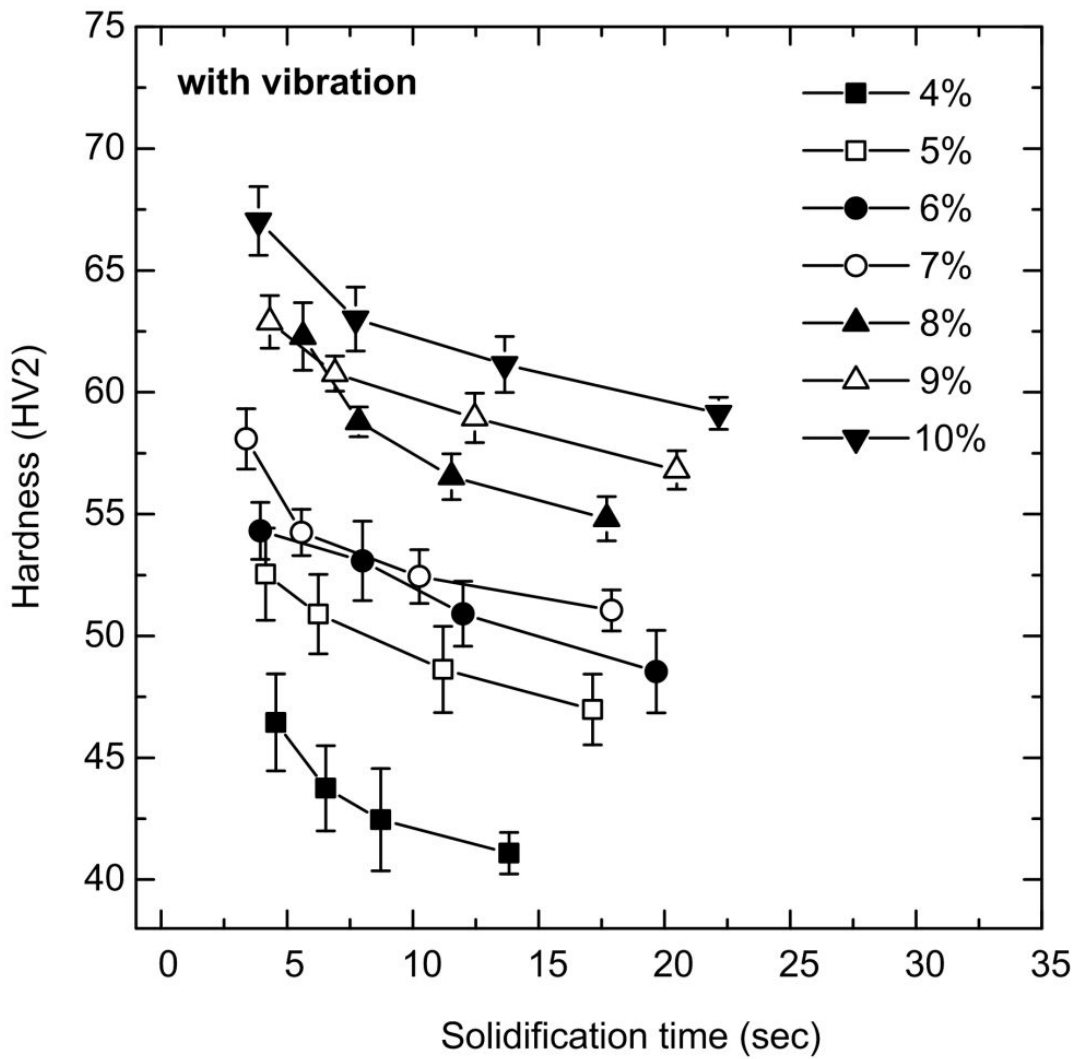
Figure 4.14 The Cooling curve of Al-Si alloy with schematically designated areas of typically precipitated phases.



**Figure 4.15 Coupled zones (T-C diagram) and temperature V diagrams for different zone types : note that factors causing the difference between  $\alpha$  and b are the different eutectic and  $\beta$ -dendrite behaviours in the two cases[34].**

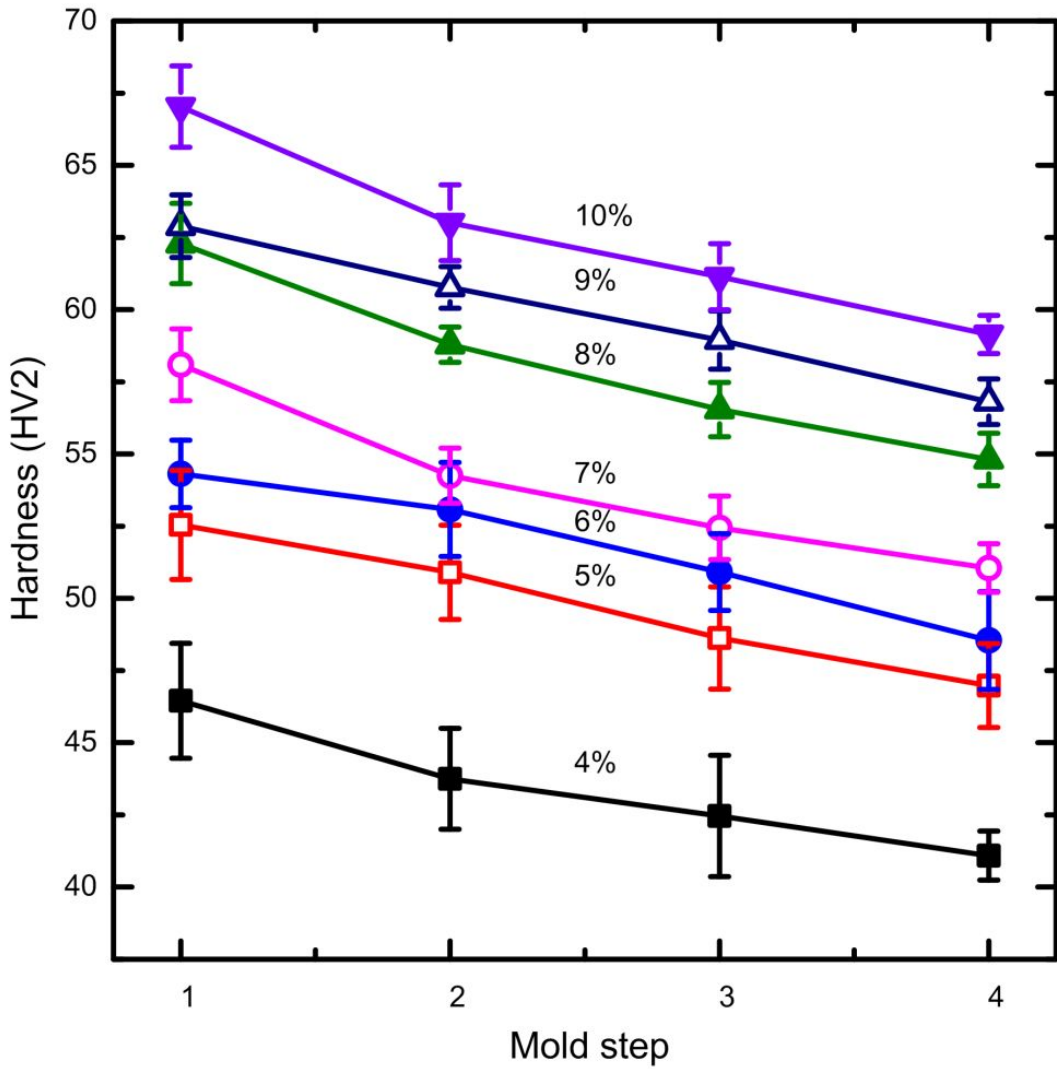


**Figure 4.16** OM images of with vibration casting Al-Si alloys 4<sup>th</sup> floor micro structure. (a) is Al-4wt%Si , (b) is Al-6wt%Si, (c) is Al-8wt%Si, (d) is Al-10wt%Si.

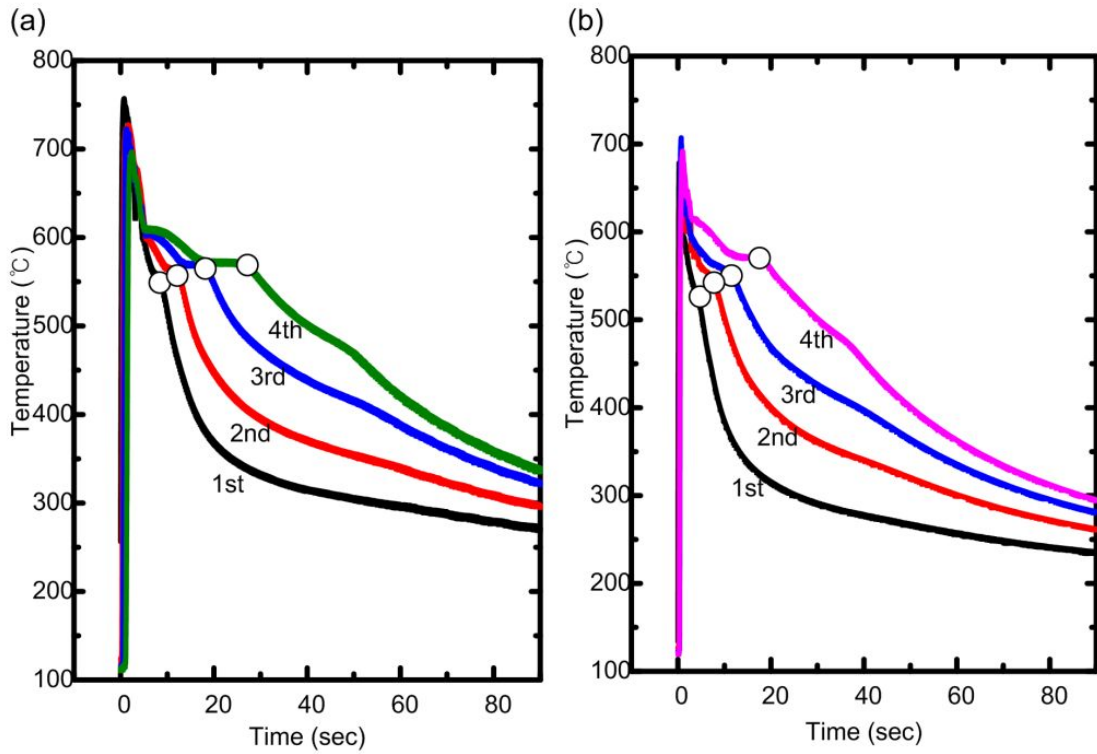


**Figure 4.17 Graph showing the micro-Vickers hardness result on with vibration casting with different casting condition.**





**Figure 4.18 Graph showing the micro-Vickers hardness result on with vibration casting with different casting condition.**



**Figure 4.19** Graph showing the (a)without vibration and (b)with vibration casting Al-7wt%Si cooling curve. White circles indicate the end of solidification. Note that the vibration lowered the eutectic temperature of the alloy.진

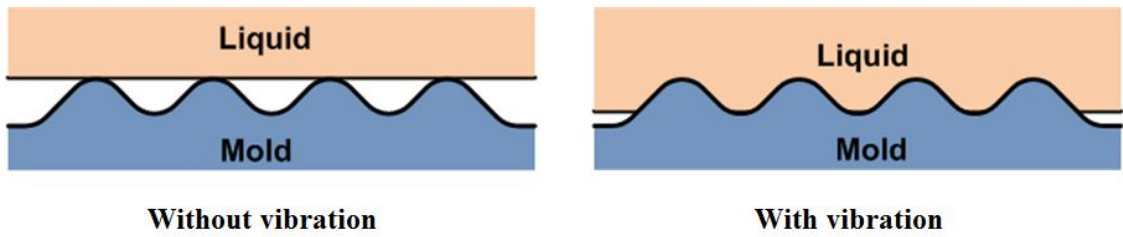


Figure 4.20 Heat transfer variation with acceleration and mechanism representations.

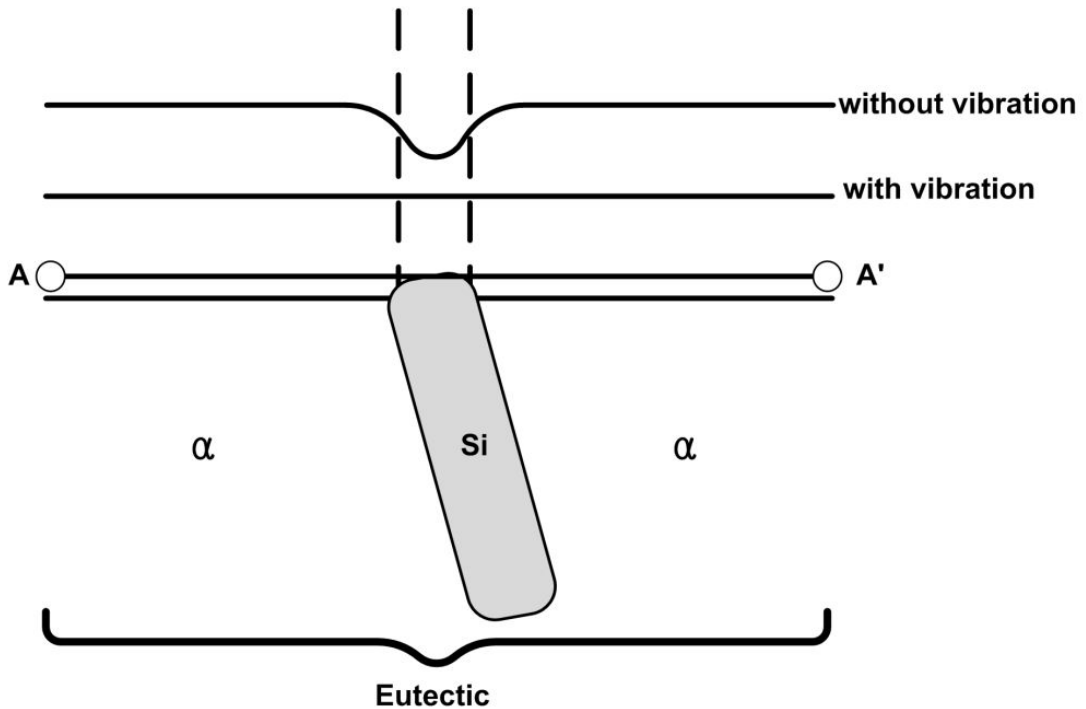
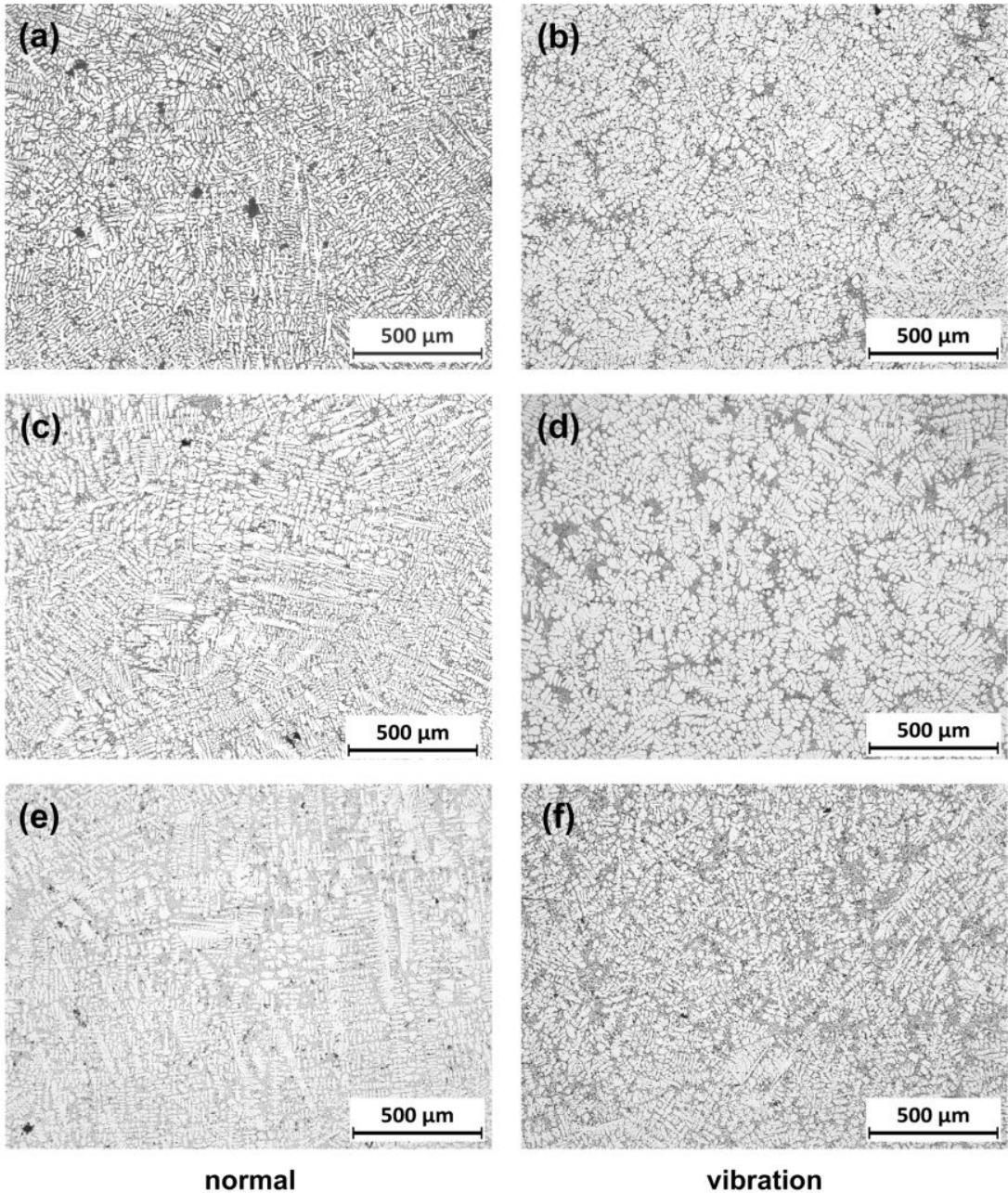
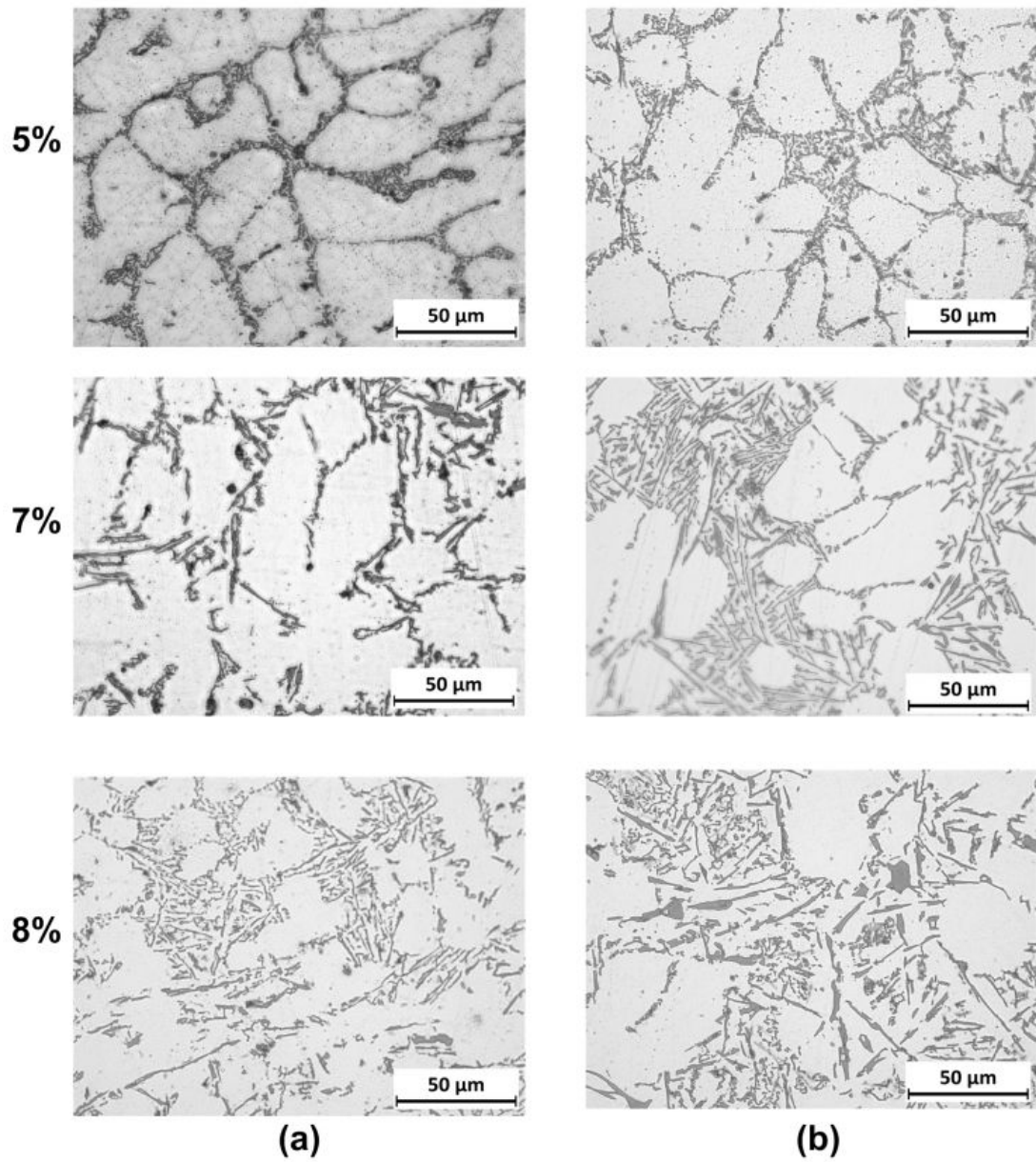


Figure 4. 21 Schematic of different casting condition in chemical composition of silicon.



**Figure 4.22 OM images of 1<sup>st</sup> floor micro structure. (a),(b) are Al-5wt%Si, (c),(d) is Al-7wt%Si and (e),(f) is Al-9wt%Si alloys.**



**Figure 4.23** OM images of 2<sup>nd</sup> floor micro structure. (a) is without vibration condition, (b) is with vibration casting condition.

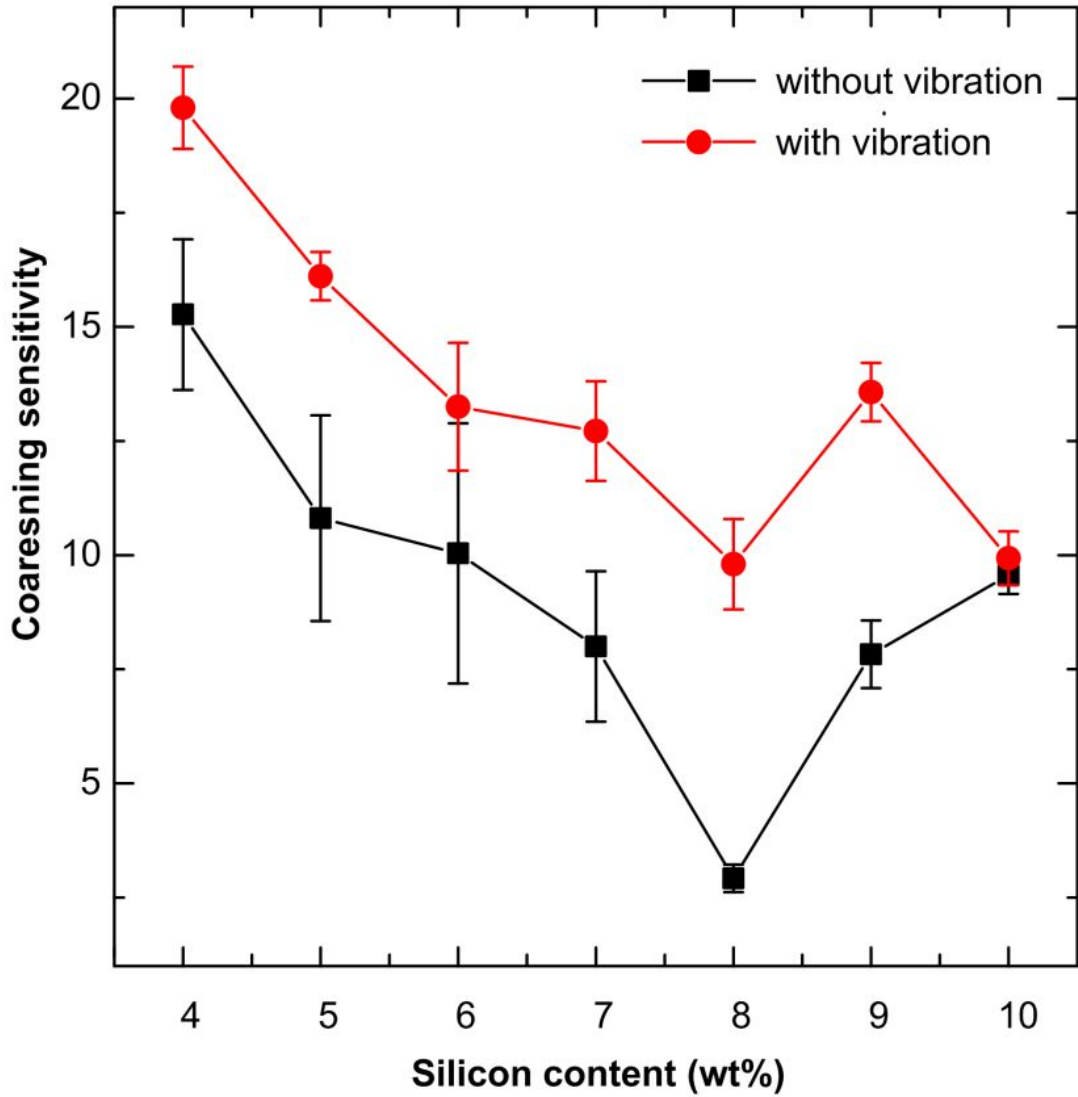
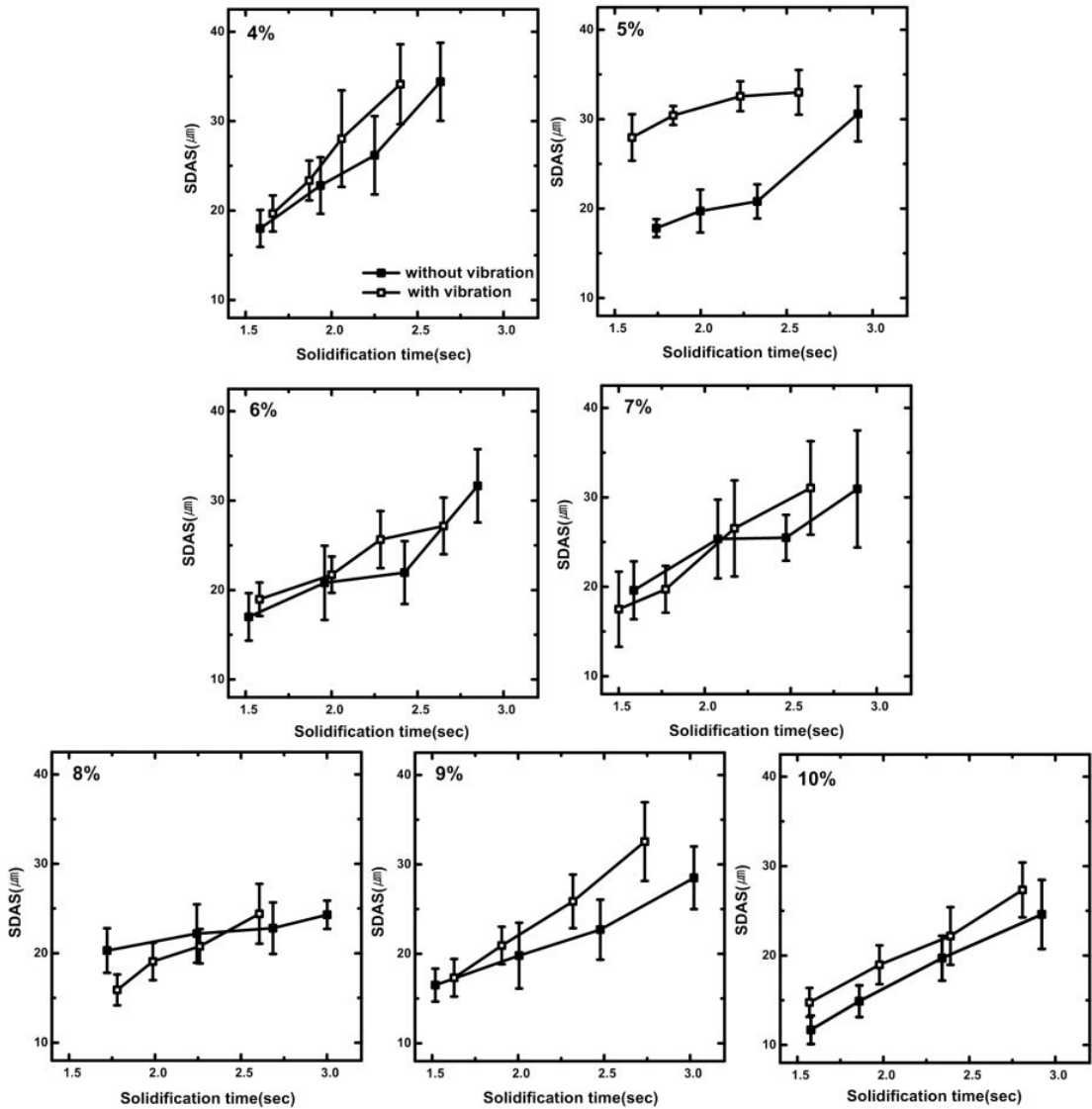
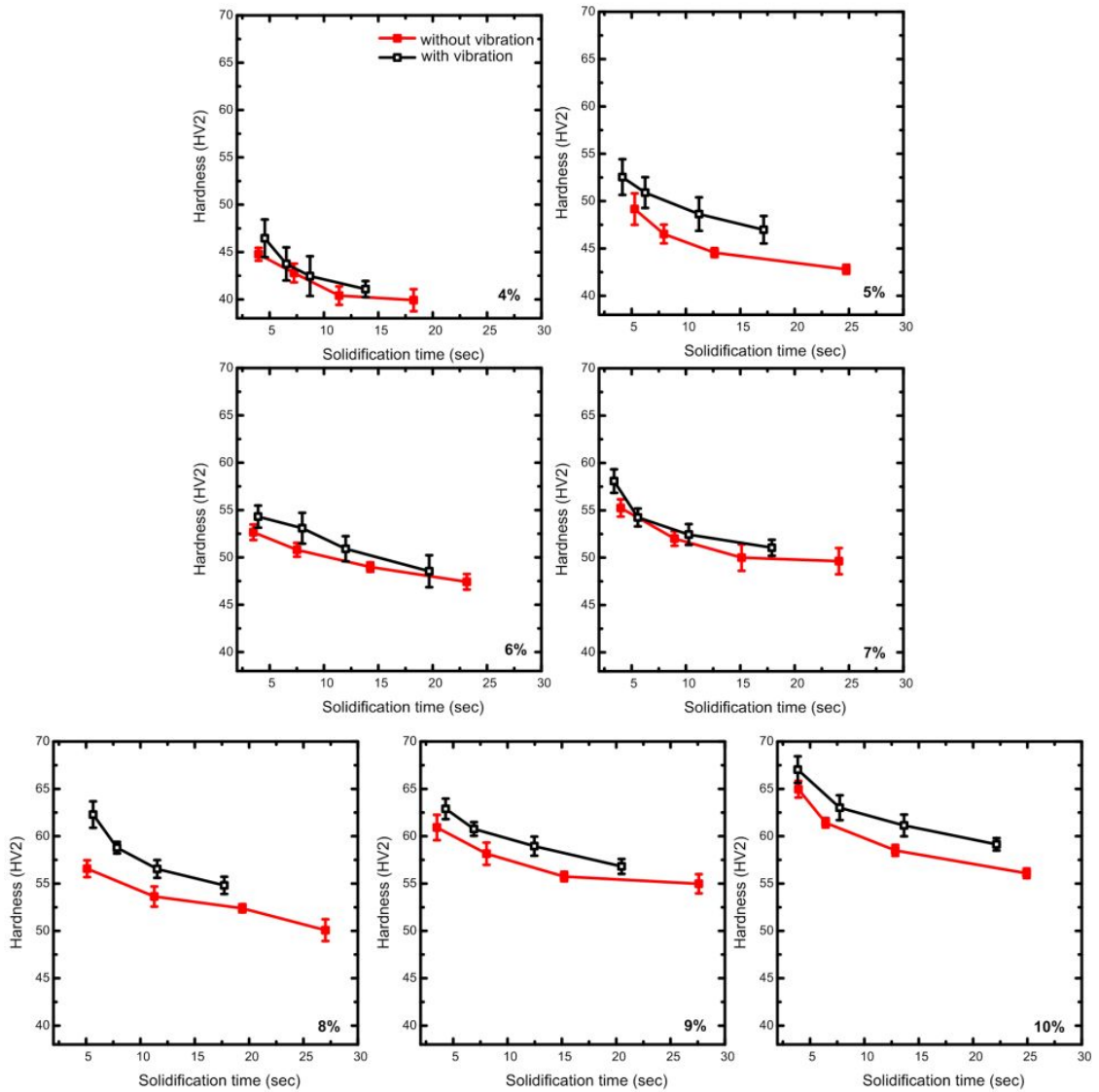


Figure 4.24 Measured proportional constant  $a$  as a function of Si content in Al-Si binary alloys.



**Figure 4.25 Schematic of without and with vibration casting secondary dendrite arm spacing result.**



**Figure 4.26 Schematic of without vibration and with vibration sample micro-Vickers hardness result.**



## 제 5 장 결 론

Al-Si합금에서 일반중력주조와 응고시 기계적 진동을 이용하여 만든 주물에서의 미세조직과 이차수지상정 거리 그리고 기계적 특성을 관찰한 결과, 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1) 일반중력주조와 기계적 진동을 이용하여 만든 주물에서의 경도 값의 변화는 응고시간이 짧아짐에 따라 경도값이 증가하는 변화도 있지만 무엇보다 Si함유량이 증가할수록 전체적인 경도 값이 증가하는 폭이 더 큰 것으로 판단되어진다.

2) 같은 Si함유량에서 비교해보았을 시, 일반중력주조에선 주상정으로 자라는 것을 관찰할 수 있었으며, 기계적 진동주조에선 주상정들이 파괴되어 보이는 것을 관찰할 수 있었다.

3) 같은 Si함유량시 기계적 진동을 이용하여 만든 주물의 경우 일반 중력주조 때보다 높은 경도 값을 가지는 주물을 얻을 수 있었다. 다만 높은 경도값을 가지는 이유에 대해서는 추가적인 분석이 필요하다.

4) 응고시 기계적 진동을 가할 경우 더욱더 왜곡된 coupled zone을 갖게되어 시간에 따른 온도변화 그래프에서 일반 공정온도인 577℃보다 낮은 공정온도를 가지는 것을 관찰하였다. 이는 진동주조의 경우 더욱더 큰 과냉을 야기한다는 것과 같은 말이다.

5) 과냉이 커질수록 공정조성에 가까워질수록 빈 공간에 초정 Si의 크기가 조대해지며, 공정의 형상이 점점 더 뾰족해지는 것으로 관찰되었다.

6) 민감계수는 기계적 진동 유무에 상관없이 Si함유량이 4wt%에서 8%까지 점점 감소하는 경향을 보였으며, 8wt%에서 최저값을 가진 뒤, 그 이후로부터 다시 증가하는 경향을 관찰하였다.

7) 모든 주물에서 Si함유량이 8%일 때, 민감계수 a값이 가장 낮은 결과를 나타내었는데, 이는 응고시간이 다름에도 불구하고 미세조직형상이 거의 일정하다는 것을 이야기한다.

8) 기계적 진동을 가하지 않았을 때보다, 기계적 진동을 가하였을 시, 전체적인 민감계수 값이 큰 것으로 나타나는데 이는  $\alpha$ -상의 형태가 구상화로 변화하여 나타나는 것이다.

## 참고문헌

1. Park K. S, Kang S. W, Kim H. S : KFS 2015;35;29
2. Al-Alawi, Baha M, and Thomas H. B : Appl. Energy 2014;113;1323
3. Francois R. Mollard, Merton C. Flemings and Eisuke F. Niyama : Journal of Metals, November 1987;34
4. Jeon E. K, Park J. Y, Park I. M : KFS 2007;27;20
5. Dahel A. K, Nogita K, Mcdonald S. D, Dinnis C and Lu L : Mat. Sci. Eng A 2005;413;243
6. Kang H. K, Yoon W. Y, Kim K. H, Kim M. H, Yoon Y. P, and Cho I. S : Mat Sci. Eng A 2007;449;334
7. Dong Q. Z, Cho I. S, Hwang H. Y : KFS 2012;32;225
8. Tamura T, Matsuki T, Miwa K : Mater Trans, 2011;52;830
9. A. Radjai and K. Miwa: Metall. Mater. Trans. A 2000;31;755
10. Y. Mizutani, Y. Ohura, K. Miwa, K. Yasue, T. Tamura and Y. Sakaguchi: Mater. Trans. 2004;45;1944
11. W. Khalifa, Y. Tsunekawa and M. Okumiya: Int. J. Cast. Met. Res. 2008;21;129
12. S. Wu, L. Xie, J. Zhao and H. Nakae: Scr. Mater. 58 (2008) 556-559
13. F. Taghavi, H. Saghafian and Y. H. K. Kharrazi: Mater. Design 2009;30;115
14. F. Taghavi, H. Saghafian and Y. H. K. Kharrazi: Mater. Design 2009;30;1604
15. C. Limmaneevichitr, S. Pongananpanya and J. Kajornchaiyakul: Mater. Design 2009;30;3925
16. Richards R. S and Rostoker1 : the Thirty-Seventh Annual Convection of the Society, held in Philadelphia, October 1955;17
17. 홍성길 , KFS, 2008;28;1
18. P.K. Rohatgi, D. Nath, S.S. Singh, B.N. Keshavaram, J. Mater. Sci. 1994;29;5975
19. Y. Li, Y. Yang, Y. Wu, L. Wang, X. Liu, Mater. Sci. Eng. A 2010;527;7132
20. J. Lei, N. Li, M.C. Rao, Adv. Mater. Res. 2008;51;105
21. J.Y. Yao, J.A. Taylor, J. Alloys Comp. 2012;519;60
22. P. Sepehrband, R. Mahmudi, F. Khomamizadeh, Scr. Mater.2005;52;253
23. C.Y. Jeong, Mater. Trans. 2013;54;588

24. H. Ammar, A. Samuel, F. Samuel, E. Simielli, G. Sigworth, J. Lin, Metall. Mater. Trans. A 2012;43;61
25. 한상봉, 김지훈, 예병준, KFS, 1998;18;499
26. A.R. Farkoosh, M. Javidani, M. Hoseini, D. Larouche, M. Pekguleryuz, J. Alloys Comp. 2013;551;596
27. F.J. Tavitias-Medrano, A.M.A. Mohamed, J.E. Gruzleski, F.H. Samuel, H.W. Doty, J. Mater. Sci. 2010;45;641
28. K.G. Basavakumar, P.G. Mukuda, M. Chakraborty, J. Mater. Sci. 2007;42;8714
29. F.H. Samuel, A.M. Samuel, L. Liu, J. Mater. Sci. 1995;30;2531
30. S.W. Choi, Y.M. Kim, K.M. Lee, H.S. Cho, S.K. Hong, Y.C. Kim, C.S. Kang, S. Kumai, J. Alloys and Compounds. 2014;617;654
31. L.F.Mondolfo, Butterworth & Co. Ltd. 1976;370
32. J.E. Gruzleski, B.M. Closset, The AFS Int. 1990;31
33. A.G. Guy : Elements of Physical Metallurgy, 2<sup>nd</sup> ed., Addison-Wesley publishing company, 1959
34. Francois R. Mollard, Merton C. Flemings and Eisuke F. Niyama : Journal of Metals, November 1987;34
35. W.Kurz, D.J Fisher : Fundamentals of solidification, Trans tech publications, 1989
36. R. Eloff, Butterworths & Co, London, UK, 1983
37. J.E. Gruzleski, B.M. Closset, Americans Foundrymen's Society Inc., USA, 1990
38. A. Abdollahe, J.E. Gruzleski, International Journal of Cast Metals Research 1998;11;145
39. J. Gilbert Kaufman, Elwin L. Robby : ASM international, 2004
40. D.H StJohn,, M. Qian, ,M.A. Easton, P. Cao and Z. Hildebrand : Metall. Trans. A 2005;36;1669
41. Willam D. Callister, David G. Rethwisch : Materials Science and Engineering, John wiley sons, Inc, 2011
42. G. Chirita, I. Stefanescu, D. Soares, F.S. Silva: Mater. Design 2009;30;1575
43. Shulin Lu, Shusen Wu, Chong Lin, Zuqi Hu, Ping An : Materials Science and Engineering A 2011;528;8635
44. Eskin GI. Ultrason Chem 2001;8;319
45. Dobatkin VI, Eskin GI. In: Proceedings of the 4th international conference on semisolid

- processing of alloys and composites, Sheffield, UK, 1996;193
46. Abramov VO, Abramov OV, Straumal BB, Gust W. : Mater Design 1997;18;323
  47. Jian X, Xu H, Meek TT, Han Q. : Mater Lett 2005;59;190
  - 48 정기주, 성균관대학교
  49. 이상화,정재길,이정무,조영희,윤운하,안용식,윤동춘,이정근,류관호 : KFS 2016;36;53
  50. T.Y Kwak, W.J Kim : Materials Science&Engineering A 2014;615;222
  51. Kim H, Park J, Jeong H and Kim J : ISIJ Int, 2002;42;171
  52. Naoki Omura, Yuichiro Murakami, Mingjun Li, Takuya Tamura, Kenji Miwa, Hideki Furukawa, Masayuki Harada and Mitsuyoshi Yokoi : Materials Transactions, 2009;50;2578
  53. G. Chirita, I. Stefanescu, D. Soares, F.S Silva : Materials and Design 2009;30;1575
  54. F. Taghavi, H. Saghafian, Y.H.K. Kharrazi : Materials and Design 2009;30;115
  55. CAMBELL J. : J International Materials Reviews. 1981;2;71
  56. TAMURA T, MATSUKI T, MIWA K. : J Materials Transactions. 2011;52;830
  57. ZHANG Ying, WANG Meng, DU Li-cheng, LIN Xin, HUANG Wei-dong :[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2010;20;821
  58. TIAN Xue-feng, FAN Zi-tian, HUANG Nai-yu.: J. The Chinese Journal of Nonferrous Metals. 2006;16;1838
  59. KOCATEPE K. :J. Materials & Design. 2007;28;1767
  60. CHIRITA G, STEFAESCU I, SOARES D, SILVA F S.: J. Materials & Design. 2009;30;1575 [CSS2009]
  61. Vives C. and Perry C : Int. J. Heat Mass Transfer 1986;29;21
  62. Vives C. and Perry C : Int. J. Heat Mass Transfer 1987;30;479
  63. Desnain P, Durand F, Fautrelle Y, Bloch D, Meyer J.L and Riquet J.P : Light Metals 1988;487
  64. Marr H.S : Iron and Steel Int. 1979;29
  65. ZHAO Jun-wen, WU Shu-sen, XIE Li-zhi, AN Ping, MAO You-wu : J. Transactions of Nonferrous Metals Society of China 2008;18;842
  - 66 TAGHAVI F, SAGHAFIAN J, KHARRAZI Y H K : J. Materials & Design. 2009;30;115
  67. LIMMANEEVICHITR C, PONGANANPANYA S, KAJORNCHAIYAKUL : J. Materials & Design. 2009;30;3925

68. KHOSRO M A, NIROUMAND B : Journal of Alloys and Compounds 2011;509;114
69. RAMIREZ A, QIAN M, DAVIS B, WILKS T, STJOHN D H.: J. Scripta Materialia. 2008;59;19
70. MIZUTANI Y, OHURA Y, MIVA K, YASUE K, TAMURA T, SAKAGUCHI Y : J. Materials Transactions. 2004;45;1944
71. W. Kurz and D. J. Fisher : International Metals Reviews. 1979;5;177

## 감사의 글

대학원 생활의 결실인 학위논문을 무사히 마치도록 응원해 주고 지원해주신 우리 아버지 어머니에게 감사의 인사를 먼저 드리며, 그리고 부모님 몰래 용돈 많이 챙겨주는 박수인 선생님과 매형에게 고맙다고 말하고 싶고, 막내이모와 이모부 그리고 옆집에 살면서 항상 웃게 해주는 사촌동생들 현영이 서운이 항상 감사합니다. 또한, 대학원 생활동안 부족한 저를 이끌어 주시고 대학원 생활의 고민 상담과 전공에 관한 지식 등등 많은 것을 지도해 주신 김희수 교수님께 진심으로 감사인사를 드립니다. 그리고 논문을 심사해주시고 지도와 응원을 해주신 김정석 교수님, 장희진 교수님께도 감사드립니다. 학부, 대학원 과정 동안 저를 지도해 주신 장우양 교수님, 최병상 교수님, 김선중 교수님 그리고 천인범 교수님께도 감사드립니다.

우리 재료공정실험실 후배 성호야 형이 잘해줘야 되는데 매일 뭐라 해서 항상 미안하게 생각하고 있어, 그래도 성호가 착해서 이해해줘서 고맙다 그리고 용유 이제 조만간 대학원 진학하는데 항상 열심히 하고 형이 응원할게 그리고 나와 같이 졸업하는 유치원부터 대학원까지 같이 다니고 박사과정진학을 결정한 우리 옥하는 시누크 신욱이 모자란 날 매번 도와주고 해서 정말 고맙게 생각하고 있고, 내가 표현이 서툴러서 툭툭 거렸지만 진심으로 고맙고, 오래오사업 꼭 하자. 그리고 물리야금실험실에 요즘 바쁜 용후와 까악까악 김록형, 신소재신뢰성평가실험실 학광 이학민, 잠만보 진광 조진우, 나대신 성호를 부탁해 황건재, 석사(진) 상규, 표면실험실 사랑에 빠져버린 망중 박중현, 항상 아픈 헝스 규혁이, 석자(진) 태준이 그리고 기능재료실험실을 이끌고 있는 새롭이 항상 고맙다는 인사를 드립니다.

항상 날 응원해주고 있는 대구에서 생활을 하고 있는 경찰아저씨 짬미 김정민과 취직 하셔서 여수에 생활하고 있는 우리 벼리벼리 한별이, 서울에서 바쁘게 생활하고 계시는 한빛형과 경훈이형, 취준생 성진이란 이름이 익숙하지만 재원이 그리고 성균관대에서 석박통합으로 생활하고 있는 규성이에게 감사합니다.