



2018년 08월 석사학위논문

자동차 부품용 Al-6Si-2Cu 알루미늄합금의 미세조직 및 기계적 특성에 미치는 고용화 열처리와 Sr첨가 영향

조선대학교 대학원

첨단소재공학과

박 상 규



자동차 부품용 Al-6Si-2Cu 알루미늄합금의 미세조직 및 기계적 특성에 미치는 고용화 열처리와 Sr첨가 영향

Solution treatment and Sr Addition Effect on Microstructure and Mechanical Properties of Al-6Si-2Cu Aluminum Alloy for Automotive Parts

2018년 08월 24일

조선대학교 대학원

첨단소재공학과

박 상 규





자동차 부품용 Al-6Si-2Cu 알루미늄합금의 미세조직 및 기계적 특성에 미치는 고용화 열처리와 Sr첨가 영향

지도교수 김 정 석

이 논문을 공학 석사학위신청 논문으로 제출함.

2018년 04월

조선대학교 대학원

첨단소재공학과

박 상 규





박상규의 석사학위 논문을 인준함

- 위원장 조선대학교 교수 김 희수 (인)
- 위 원 조선대학교 교수 <u>김 선 중</u> (인)
- 위 원 조선대학교 교수 김정석 (인)

2018년 05월

조선대학교 대 학 원





목 차

LIST OF TABLES iv
LIST OF FIGURES v
ABSTRACTix
제 1 장 서 론1
제 2 장 이론적 배경 4
제 1 절 Al 주조합금 4
1. Al-Si 합금 4
2. Al-Cu 합금 7
3. 다이캐스팅용 Al-Si-Cu 합금 9
제 2 절 첨가원소의 영향 11
1. Silicon 11
2. Copper 12
3. Strontium 13
제 3 절 고용강화



1. 원자크기 차이에 의한 탄성상호작용	15
2. 탄성계수 차이에 의한 작용	15
3. 전기적 상호작용	16
4. 화학적 상호작용	16
5. 단범위 규칙도 상호작용	17
6. 장범위 규칙도 상호작용	17
제 3 장 실험방법	19
제 1 절 합금준비	19
제 2 절 열처리	20
제 3 절 미세구조 분석	22
제 4 절 기계적 특성 평가	22
제 4 장 결과 및 고찰	23
제 1 절 중력주조합금과 열처리(T44 and DS8)	23
1. 미세조직	23
2. 기계적 특성	31
제 2 절 중력주조합금과 열처리(T48 and DS4)…	34
1. 미세조직	34





2. 기계적 특성	39
제 3 절 A1-6Si-2Cu-Xwt% 합금	42
1. 미세조직	42
2. 기계적 특성	46
제 4 절 고찰	47
제 5 장 결 론	49
참 고 문 헌	50





LIST OF TABLES

Table 2. 1. Chemical compositions and types of commercial aluminum alloy for
diecasing (JIS H 5302: 2006) 10
Table 3. 1. Chemical composition of Al-Si-Cu alloy used in this study (wt.%). 19
Table 3. 2. Schedule of solution heat treatment. 20
Table 4. 1. Chemical compositions of the main intermetallic phases in as-cast
Al-6Si-2Cu alloy (wt.%)
Table 4. 2. Silicon particle characteristic of the alloy after solution heat
treatment. 28
Table 4. 3. Chemical compositions of the main intermetallic phases in as-cast
Al-6Si-2Cu alloy (wt.%)
Table 4. 4. Silicon particle characteristic of the alloy after solution heat
Table 4 5 Chemical comparitions of the main intermetallic phases in an
Taple 4. 5. Chemical compositions of the main intermetanic phases in as-cast
Al-6Si-2Cu alloy (wt.%). 44



LIST OF FIGURES

Fig. 1. 1. Graph of corporate average fuel economy standards 2
Fig. 1. 2. Market's revenues and aluminum rate of automotive materials market. 2
Fig. 2. 1. Al-Si phase diagram. 5
Fig. 2. 2. Schematic drawing of microstructural change of Al–Si alloy during solidification. 5
Fig. 2. 3. Al-Cu phase diagram. 8
Fig. 2. 4. Part of Al-Cu alloy phase diagram
Fig. 2. 5. Schematic drawing of interstitial and substitutional solid solution 14
Fig. 2. 6. Substitutional solute atom cut into edge dislocation 18
Fig. 2. 7. Electric dipole generated to edge dislocation 18
Fig. 3. 1. The experimental alloy process in this study 19
Fig. 3. 2. The T44 and DS8 solution heat treatment process in this study. $\cdots~21$
Fig. 3. 3. The T48 and DS4 solution heat treatment process in this study. $\cdots~21$
Fig. 3. 4. The dimension of tensile specimen. 22



Fig. 4. 3. Microstructure of Al-6Si-2Cu alloys after different solution heat treatment; (a) as-cast, (b) T44A, (c) T44A-DS8A, (d) T44A-DS8B, (e) T44B, (f) T44B-DS8A and (g) T44B-DS8B. 25

Fig. 4. 4. The EPMA element distribution of as-cast Al-6Si-2Cu sample. 26

Fig. 4. 5. Fractions of equilibrium phases diagram of Al-6Si-2Cu alloy calculated using Thermo-calc. 27

Fig. 4. 7. XRD profiles of Al-6Si-2Cu alloy showing diffraction peaks of typical solution heat treatment. 30

Fig. 4. 9. Tensile properties of the alloys after various solution heat treatment.





Fig. 4. 11. Microstructural observation of AlSiCu alloy; (a) BSE micrograph showing various phases of as-cast, (b) BSE micrograph showing Al₂Cu and primary Si phase of as-cast, (c) BSE micrograph showing various phases of T48A-DS4B and (d) BSE micrograph showing Al₂Cu and primary Si phase of T48A-DS4B.

Fig. 4. 12. The EPMA element distribution of as-cast Al-6Si-2Cu sample. ... 36

Fig. 4. 15. Micro Vickers hardness of the alloys after various schedule of solution heat treatment ; (a) hardness of general for load of 2kg, (b) hardness of Al matrix for load of 25g. 40

Fig. 4. 16. Tensile properties of the alloys after various solution heat treatment.





Fig. 4. 18. Microstructural observation of AlSiCu alloy; (a) BSE micrograph showing various phases of 0.01wt%Sr, (b) BSE micrograph showing Al₂Cu and primary Si phase of 0.01wt%Sr. 43

Fig. 4. 20. The EPMA element distribution of as-cast Al-6Si-2Cu sample and Al-6Si-2Cu-0.03wt%Sr sample. 45

Fig. 4. 21. Micro Vickers hardness of various Sr additive alloys. 46

Fig. 4. 22. Mechanical properties and spheroidization of the alloys after various solution heat treatment. 48

Fig. 4. 23. Schematic drawing of microstructural change of Al-6Si-2Cu alloys during solidification. 48





Abstract

Solution treatment and Sr Addition Effect on Microstructure and Mechanical Properties of Al-6Si-2Cu Aluminum Alloy for Automotive Parts

Sang Gyu PARK

Advisor: Prof. Chung Seok KIM Ph. D. Dept. of Advanced Material Engineering, Graduate School of Chosun University

The effects of solution heat treatment and Sr addition in Al-6Si-2Cu for automotive parts on the microstructure and mechanical properties were investigated. The test specimens were prepared by gravity casting process. Solution heat treatments and Sr addition were applied to as-cast allow to improve mechanical properties. The microstructure of as-cast specimens presents a typical dendrite structure, having a secondary dendrite arm spacing (SDAS) of 40 um. In addition to the Al matrix, a large amount of coarse eutectic Si, Al₂Cu 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 as-cast Al-6Si-2Cu alloys were well modified with Si addition and the coarse eutectic Si phases became fine. The mechanical properties of the two-step solution heat treated and Sr addition allovs showed improved mechanical properties. Consequentially. the microstructural and mechanical characteristics of the Al alloy have been successfully evaluated and are available for use with the basic data for the development of lightweight automotive parts.





제1장서론

에너지 부족현상과 지구 온난화 현상이 사회적 주요 이슈로 부각됨에 따라 자동 차 시장에서 탄소산화물과 질소산화물 배출량 또는 차량연비에 대한 구체적인 허 용기준이 제시되고 있다^{1).} Fig 1. 1은 CAFE(Corporate average fuel economy)법안 내용을 보여준다. 이러한 사회적 요구에 맞추어 세계 자동차 시장의 개발동향은 에 너지 절약과 친환경에 관심이 집중되고 있다. 따라서, 자동차의 유해가스 배출량을 저하시키고 연비를 월등히 향상시킬 수 있는 자동차 경량화에 대한 연구가 절실하 다. Al 합금은 오랫동안 자동차 경량화 소재로 연구되어 왔으며 이미 상당부분 대 체재료로써 적용되어지고 있다. 2010년 기준으로 아시아에서 생산되는 자동차 보다 유럽에서 생산되는 자동차의 Al 사용 비중은 약 29%로 아시아의 약 두 배 높은 것으로 보고되었다²⁾. Fig. 1. 2는 자동차 경량화 재료의 세계시장가치와 Al 합금의 사용 비율을 나타낸다.

특히, 고강도 Al 합금으로 Al-Si-Cu 합금은 우수한 기계적 성질과 주조성을 갖는 합금으로 실린더 블록, 실린더 헤드, 엔진마운트브라켓 등에 널리 사용되고 있다³⁾. 일반적으로 Al-Si-Cu 합금의 기계적 성질은 첨가 원소와 합금의 미세구조에 의존하는데^{4,5)}, 특히 고용화 열처리, 시효처리를 통해 생성된 석출물들인 α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂, β-Al₅FeSi 상, θ-Al₂Cu 상 그리고 Si 상에 큰 의존성을 보인다⁶⁻⁸⁾. 지금까지 고용화 열처리, 시효처리 동안의 미세구조의 변화와 석출물의 거동에 따른 기계적 특성을 기반으로 많은 연구가 진행되었다⁹⁻¹¹⁾. Mattos는 디젤엔진의 실린더 헤드로 사용되는 Al-Si-Mg 주조 합금을 T61 열처리를 통해 기지내 석출상의 균 질화와 Si 상의 구상화를 통해 피로성질을 개선하는 연구를 하였다. 또한 Mohamed는 Al-Si-Mg-Cu 주조용 합금의 인장강도와, 연신율 등 기계적 성질을 향상시키위해 고용 화 열처리와 시효처리를 연구하였다. 그러나 Mattos와 Mohamed와 같은 연구자들은 Al-Si 주조용 합금에서 물리적 성질을 향상시키기 위해 장시간 열처리 조건을 요구하 게 되었다. 하지만 자동차 부품용 경량화 소재들을 적용하기 위해 적용부품에 요구 되는 기계적 물성치는 얻기 힘든 수준이다.

따라서 본 논문에서는 자동차 경량화용 Al-Si-Cu 합금을 중력주조하여 합금을 제작하고 미세구조 및 기계적 특성을 평가하였다. 또한, 주조합금을 고용화 열처리 하고 주조합금에 Sr을 첨가하여 미세구조와 기계적 특성을 평가하였다. 특히, 고용





화 열처리는 500℃이하에서 1단계로 θ-Al₂Cu 상을 재고용시킨 후 θ-Al₂Cu 상의 초기용융온도 이상의 온도에서 2단계 열처리를 통해 미세구조적 변화와 기계적 특 성의 변화를 연구하였다. 이를 통해 향후 Al-Si-Cu 합금의 고용화 열처리의 응용 과 자동차 경량화용 소재로써의 적용 범위 확장에 대한 기초자료로 활용하고자 한 다.







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. Al-Si 합금은 577℃의 온도에서 Si 함량이 12.6 wt.%에서 공정점을 가진 공정계로 L→a(Al) + β(Si)으로 공정 응 고한다¹⁴⁾. Al-Si 합금에서 Si 함량의 증가로 인해 용탕의 유동성이 좋아지고 응고 수축률이 감소되며¹⁵⁾, 열팽창계수가 낮아 다이캐스팅에 주로 사용되는 합금이다. α -Al 고용체의 최대 Si 고용도는 1.65 wt%이며, 고용도는 온도저하와 함께 감소한 다. 공정에서 정출하는 Si 상은 Al을 거의 고용하지 않으며 경한 성질이다. 아공정 조성 및 과공정조성의 합금의 응고현상을 미세구조 및 상변화에 대한 개략도로 Fig. 2. 2에 나타내었다.

Fig. 2. 2에서 아공정조성영역의 A조성에서는 T₀의 온도에서 완전한 액체상태이 나 온도감소로 인해 액상선 온도에서 a-Al상이 정출되기 시작하여 온도가 감소함 에 따라 a-Al상의 양이 증가된다. T₁온도에서 고상의 초정 a-Al 상과 액상이 공존 하는 고액공존영역을 형성하게 된다. 공정온도에서 잔류 액상은 a-Al + Si의 공정 상으로 변태가 일어나 완전한 고체 상태로 초정 a-Al 상과 a-Al + Si의 공정상으 로 구성된 미세구조를 형성하게 된다. 과공정조성영역인 B조성에서는 T₀의 온도에 서 완전한 액체 상태이나 온도감소로 인해 액상선 온도에서 아공정조성과 달리 초 정 Si상이 먼저 정출되고 온도가 감소함에 따라 초정 Si상의 분율이 증가한다. 공 정온도에서 a-Al + Si의 공정상으로 변태되어 완전한 고체상태로 공정온도 이하의 온도영역에서는 초정 Si상과 a-Al + Si의 공정상으로 구성된 미세구조을 형성하게 된다.

공정조성인 12.6 wt% Si 조성에서는 공정온도 이상에서 완전한 액체상태로 존재 하고 공정 온도에서 액상이 a-Al + Si의 공정상으로 변태가 시작되고 완전한 고체 상태로 변태되어 공정온도이하 온도영역에서 a-Al + Si의 공정상으로 구성된 공정 조직이 형성된다. 공정조성의 합금의 경우 용융 온도가 낮아 용탕의 보급성과 유동





성이 우수하기 때문에 공정조성에 가까운 알루미늄 합금이 널리 사용되고 있다. 공 정응고에서 정출되는 Si상은 얇고 폭이 좁은 판상의 결정으로, 냉각속도가 증가하 면 거칠고 길게 성장하게 된다. 과공정 조성에서는 초정 Si는 괴상으로 정출하며 이방성을 가지고 조대하게 성장하게 된다¹⁵⁾.







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.

Al-Cu 합금에서 α-Al 고용체의 최대 Cu 고용도는 5.65 wt%이며, 고용도는 온도 저하와 함께 급속도로 감소한다. 최대 고용도 이상의 Cu는 Al₂Cu(θ)의 금속간화합 물로 존재하고 상온에서는 Cu가 Al내로 고용되지 않아 석출경향이 아주 강한 합금 이다¹⁶⁾.

Al-Cu 합금의 부분 평형 상태도를 Fig. 2. 4에 나타내었다. 석출은 용해한도와 온도 감소가 동시에 발생하는 합금계에서 일어난다. 평형상태도에서 Al-4 wt%Cu 합금의 경우 Τ_{2~}Τ₃ 영역에서는 균질한 α 고용체로 존재하고 Τ₃ 이하의 영역에서 는 2차상 θ로 과포화 되며 T₃ 이하에서 시효를 통해 θ상은 핵생성, 핵성장에 의해 석출된다. 실제로 Al-4 wt%Cu 합금을 525℃온도로 16시간 동안 고용화 열처리하 면 Cu와 Al이 상호확산되어 균일한 고용체가 되어 a-고용체가 되고 과도한 입자 성장 없이 2차상을 최대로 고용시킨다. 고용화 열처리 후 시험편을 급냉시키면 Cu 가 Al에 과포화 되어 불안정한 상태이며 에너지를 낮추기 위해 준 안정상을 형성 하려는 경향을 보이고, Cu가 Al에 과포화 되어 불안정한 고용체를 이루고 있어 높 은 에너지 상태로 준 안정상을 석출하려는 구동력이 발생된다. 급냉 후 시험편을 200℃온도에서 일정하게 시효처리하여 냉각하면 조직의 변화가 일어난다. 낮은 온 도에서 용질 원자는 응집하고 지속되는 시효처리로 인해 성장하게된다. 석출이 진 행됨에 따라 영역은 계속 성장하며, 기지와 완전히 다른 결정구조를 가진 석출물을 생성할 수 있고 영역과 같은 천이 조직의 생성과 준안정 석출물은 기지와 생성 상 계면에서 원자적 접합으로 발생한다. 석출상은 단일상의 합금으로부터 충분히 높은 온도에서 고상반응에 의해 생성되며 2차상이 기지에 어느 정도 용해된다. 석출물의 크기가 작고 기지와 정합일 경우 기지내 전위에 의해 교차되고 석출물의 크기가 증가되면 강도가 감소된다¹⁷⁾. 금형온도가 200℃ 이하일 경우 기계적 성질이 크게 차이가 없지만 300℃ 이상이 되면 냉각속도가 감소하여 수지상 간격(Dendrite Arm Spacing, DAS)이 증가하여 기계적 성질이 크게 저하한다. 주형이 사형인 경우 냉 각속도가 매우 느려 조직이 조대해져 기계적 특성이 저하된다.







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



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

- 8 -





3. 다이캐스팅용 Al-Si-Cu 합금

2011년 일본의 다이캐스팅용 합금 생산량에 따른 일본 경제산업성 조사결과에 의하면 약 958,860톤의 총 생산량 중 알루미늄합금이 약 930,100톤으로 가장 큰 비 중을 차지한다. 알루미늄합금의 경우 2011년 총 생산량의 대부분인 약 97%를 차지 하고 그 비율은 지속적으로 증가할 것으로 예상한다. 또한, 다이캐스팅용 알루미늄 합금은 자동차산업, 일반기계산업 등 널리 사용되고 있으며 이 중 자동차산업에서 가장 많은 사용량을 나타내는것으로 보고되었다.

다이캐스팅용 알루미늄합금은 Al-2.0~4.5 wt%Cu계 합금에 Si을 첨가하여 Al-Cu계 합금의 주조성을 향상시킨 합금으로 유동성이 개선되고 주조균열이 감소 하고 절삭성과 용접성도 양호하여 다양한 용도로 사용되고 있다. 또한, 고속, 고압 주조를 진행하여 다이스에 용융 금속이 용착되기 쉽기 때문에 이것을 방지하기위 해 Fe 성분을 다량 함유한다¹⁸⁾. JIS H 5302(2006)에 등록된 다이캐스팅용 알루미늄 합금의 화학적 조성에 따른 종류는 아래의 Table 2. 3에 조성과 함께 나타내었다. 특히, ADC12 합금은 기계적 성질이 우수하고 주조성이 뛰어나 생산이 용이한 장 점을 갖고 다이캐스팅용 알루미늄합금 중 가장 널리 사용되고 있고 점유율은 약 71% 정도인 것으로 보고되고 있다.





	Chemical compositions (wt%)											
	Cu	Si	Mg	Zn	Fe	Mn	Ni	Sn	Pb	Ti	Al	
ADC1	Z1 0	11.0~	20.3	20.5	0.6~	20.3	20.5	20.1	20.2	20.3	Ral	
MDC1	N1.0	13.0	\0.5	\0.5	1.0	10.0	\0.5	\0.1	10.2	10.0	Dal.	
	<0.6	9.0~	0.4~	<0.5	0.6~	203	<0.5	<0.1	<01	<u>८0 २</u>	Bal	
MDC0	10.0	11.0	0.6	10.0	1.0	10.0	10.0	×0.1	10.1	10.0	Dai.	
ADCE	20.2	20.3	4.1~	<01	Z1 1	20.2	20.1	<01	20.1	<0.2	Bal.	
ADCO	NU.2	NU.5	8.5	\0.1	×1.1	10.0	<0.1	NU.1	<0.1			
ADC6	<0.1	<1.0	2.6~	20.4	<0.6	0.4~	20.1	<01	20.1	20.2	Ral	
ADC6			4.0	\0.4		0.6	\0.1	\U.1	\0.1	NU.2	Dal.	
ADC10	2.0~	7.5~	<0.3	<1.0	0.6~	205	<0.5	20.2	20.2	20.3	Bal	
ADC 10	4.0	9.5			1.0	10.5	10.5	×0.2	10.2	10.0		
ADC107	2.0~	7.5~	ZO 3	<3.0	0.6~	<0.5	20 E	20.2	<0.2	<0.3	Bal.	
ADC10Z	4.0	9.5	\0.5		1.0		10.5	NU.2				
ADC19	1.5~	9.6~	20.2	<10	0.6~	<0 F	20.5	20.2	20.2	<0.3	Dal	
ADC12	3.5	12.0	<u>\</u> 0.3	×1.0	1.0	10.5	\0.5	<0.2	<0.2		Bai.	
ADC197	1.5~	9.6~	<u> </u>	120	0.6~	<05	20.5	20.2	20.2	<u> </u>	Ral	
ADC12Z	3.5	12.0	<u>\</u> 0.3	\3.0	1.0	10.5	\0.5	<0.2	<0.Z	<0.3	Bai.	
	4.0~	16.0~	0.5~	<15	0.6~	20.5	E (0.2	(0.2	20.2	<u> </u>	Del	
ADC14	5.0	18.0	0.6	×1.0	1.0	10.0	10.0	10.0	10.2	10.0		

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





제 2 절 첨가원소의 영향

1. Silicon

Si 함량이 증가할수록 알루미늄합금의 열팽창율은 감소한다. 온도범위가 27-42 7℃인 영역에서 Al의 선팽창율은 25 × 10⁻⁶ K⁻¹이고 Si 함량이 10 wt% 정도일때 선팽창율은 20 × 10⁻⁶ K⁻¹로 감소되고 40 wt% 정도되면 12 × 10⁻⁶ K⁻¹로 급격히 감소된다.

Al-Si 2원계 합금의 기계적 특성은 Si의 함량과 Si상의 형상 및 분포에 크게 좌 우된다. Si 상은 초정, 공정상과는 무관하게 Si의 형상이 구형으로 미세하게 분산된 경우 연성이 증가하게 된다. 반면에 Si 상의 형상이 각지고 종횡비(Aspect Ratio) 가 큰 경우 연성은 감소되지만 강도는 향상된다. Al-Si 2원계 합금에서 초정 Si 상 과 조대한 공정 Si상이 존재하면 피로강도는 매우 낮아진다. Al-Si 2원계 합금은 단순 공정합금으로 매우 좁은 응고온도범위를 갖는 합금이다.

Al-Si 2원계 합금의 공정 조성인 12.6 wt% Si 이하의 조성범위에서 응고온도범 위와 점성이 Si 함량의 증가로 인해 감소된다. 점성은 Si 함량이 공정조성의 범위 이상에서도 계속 감소하는데 이는 Al에 비해 약 4.5배 높은 Si의 응고잠열에 기인 한다. 좁은 응고온도범위 및 점성이 낮아 Al-Si 2원계 합금의 유동성이 매우 개선 되고, 특히 7~18 wt% Si의 범위에서 Si 함량이 증가할수록 점성은 선형적으로 감 소하게 되며, Si 함량이 25 wt%일 때 0에 가까워진다. 즉, 응고에 따른 체적 수축 성이 없어지게 된다. 매우 적은 응고수축과 짧은 응고범위에 의해 Al-Si 합금은 열 간 균열 저항성이 매우 높아 용접성이 양호하다.





2. Copper

Cu는 다이캐스팅용 알루미늄함금에서 기지조직 내에 분산되거나 Al₂Cu의 금속간 화합물 형태로 존재한다. 그러나, AbyCu 상은 알루미늄합금 내에 Mg 함량이 0이거 나 매우 소량의 Mg으로 인해 CuoMgsSi6Al5를 형성하지 않을 때만 존재한다. 알루 미늄합금에 Ni이나 Mn이 함유되면 Cu-Ni이나 Cu-Mn의 금속간화합물을 형성하게 된다. Cu의 함량이 증가할수록 경도는 증가하고 강도와 연신율은 합금 내에 Cu가 어떤 형태로 존재하는가에 따라 좌우된다. 즉, Cu가 고용된 상태, 또는 석출된 상 태인지, 또한 석출이 되었더라도 구형의 형태로 고르게 분산되어 있는지 결정립계 에 연속적인 네트워크 시스템을 형성하고 있는지에 따라 알루미늄합금의 기계적 특성에 큰 변화를 준다. 연속적인 네트워크 시스템을 형성하게 되면 강도는 크게 향상되지 않고 연성이 현저히 저하된다. Al₂Cu상이 구형의 형태로 고르게 분산되어 있을 경우 Al₂Cu 입자간 거리에 따라 알루미늄합금의 강도가 결정된다. Al-Cu 합 금의 탄성율은 Cu 함량이 증가함에 따라 비례적으로 증가하고 용융온도 부근에서 합금의 탄성율은 상온 탄성율의 1/2정도를 유지한다. 또한, 감쇠능은 Cu 함량의 증 가로 인해 감소하고 Cu 첨가에 의해 고온강도가 증가하며, Cu원자가 고용체일 때 피로강도도 향상된다. Al-Si-Cu 합금의 경우 Cu는 경도, 피로강도 및 크립강도 등 의 기계적 성질뿐만 아니라 절삭성 또한 향상시킨다.





3. Strontium

Sr은 Al-Si 합금에서 Si 입자를 미세화하여 고르게 분포하도록한다. Al-Si 합금 의 응고 시 나타나는 Si 공정상은 각면을 가진 침상의 모습을 나타낸다. 침상의 Si 공정상은 재료 사용 시에 응력이 집중되어 기계적 특성을 저하시키는 원인으로 작 용하므로 공정상의 형태를 적절히 제어해야 할 필요가 있다. 이러한 침상의 Si 공 정상을 미세한 섬유상으로 바꾸는 것을 개량화 라고 하며 Sr은 낮은 첨가량으로도 Si 입자의 개량화를 효과적으로 나타낸다. Si의 성장은 고액계면의 Step에 첨가원 소의 흡착에 의해 이루어진다. Si상이 성장하는데 Si원자보다 크기가 큰 불순물이 Step에 흡착하면 성장에 방해를 받게 되고 결과적으로 Si상의 원자배열이 작게 이 동되어 새로운 쌍정을 형성하게 된다. 따라서 이러한 결과는 Sr이 TPRE (Twin Plane Re-entrant Edge)기구를 갖는 공정 Si에 흡착되어 공정 Si의 성장을 방해하 는 IIT (Impurity induced twinning)기구에 의해 공정 Si을 미세하게 개량화한다. 첨가된 개량화제에 의해 성장하는 공정 Si가 방해를 받아 성장 방향이 연속적으로 바뀌어져 공정 Si이 미세한 섬유상의 형태로 변화된다고 판단된다. Sr의 개량화를 위한 범위는 일반적으로 0.03 - 0.01wt%를 사용한다. 이는 Sr 함량이 0.03wt% 이 하에서는 개량화 효과가 국부적이고 0.1wt% 이상의 경우 AlSrSi 금속간 화합물이 형성되는 것을 방지한다. Sr은 Na의 개량화에 나타나는 Na 사용시 공정중 기포가 발생하고 개량지속시간이 짧고 취급이 어렵고 안전적이지 못한 문제점을 보완할 수 있어서 최근 많이 사용되고 있다.



제 3 절 고용강화

일반적으로, 용질 원자가 용매원자 격자에 고용되면 순금속보다 강도가 높은 합 금이 된다. 고용체의 종류는 2가지로 용매 원자와 용질 원자의 크기가 거의 같은 경우에 용질 원자와 용매 원자가 서로 결정격자의 격자점을 점유하며 이것을 치환 형 고용체라 한다. 그러나 용질 원자가 용매 원자보다 훨씬 작은 경우 용질 원자는 용매 격자의 격자 사이공간의 위치를 점유하며 이것을 침입형 고용체라 한다. Fig. 2. 5는 침입형 고용체와 치환형 고용체를 도식적으로 보여준다.

이러한 고용체를 형성하면 그것이 침입형 고용체이건 치환형 고용체이건 간에 격자의 뒤틀림 현상을 일으키고 뒤틀림 현상으로 인해 용질원자의 주변에 응력장 이 형성된다. 이 용질원자에 의해 형성된 응력장이 가동전위의 응력장과 상호작용 을 일으켜 전위의 이동을 방해하고 재료를 강화시킨다. 이러한 강화형태를 고용강 화라고 한다. 고용강화는 전위와 용질원자의 상호작용에 기인하며 다음과 같은 상 호작용 기구들이 있다³²⁾. 전기화학적 상호작용, 탄성계수 차이에 의한 상호작용, 원 자크기 차이에 의한 탄성적 상호작용, 단범위 및 장범위 규칙도 상호작용 등이 있 다. 고용강화를 발생시키는 재료에는 대부분 이전에 설명한 인자 중에 몇 가지가 복합적으로 작용한다³³⁾.



Fig. 2. 5. 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 가 거나 또는 전위를 이동시키기 위해서는 별도의 에너지가 필요하고, 이것은 전위를 움직이는데 필요한 응력이 증가한다는 것을 의미한다.

칼날전위의 전위선 주위에 모상의 원자보다 작거나 큰 치환형 용질원자가 존재 함으로써 그 변형장을 완화시킬 수 있으므로 계의 에너지는 감소한다. 이러한 경우 를 인력적 상호작용이라고 하는데 Fig. 2. 6.에 나타내었다. 또 용질원자 근처의 큰 변형에 의해 그 주위의 탄성계수가 변하고 전위의 에너지는 결정의 탄성계수에 비 례하므로 용질원자 주위에 존재하는 전위의 탄성에너지도 변한다. 따라서 탄성계수 를 감소시키는 용질원자와 전위 사이에는 인력적 상호작용을 한다.

나사전위인 경우에는 전단변형 밖에 없기 때문에 정수압은 존재하지 않는다. 그 러나 실제 결정에서는 이방성 때문에 약간의 정수압이 존재하므로 약한 상호작용 을 하여 나사전위와 용질원자사이에는 항상 척력이 작용한다. 원자크기의 차이가 클수록 강화효과는 크며, 구 대칭변형을 형성하는 치환형 용질원자는 주로 칼날전 위와 반응하는데 비해 비 구형변형을 형성하는 침입형 용질원자는 모든 종류의 전 위와 상화작용을 한다. 그리고 그 효과는 침입형용질원자의 경우가 훨씬 크다. 따 라서 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 의 해 부분적으로 결정의 탄성계수가 변하면 용질원자와 전위 사이에는 탄성계수 상 호작용이 생긴다. 만일 용질원자의 탄성계수가 용매원자에 비해 작으면 전위의 탄 성변형에너지는 감소하고 따라서 용질원자와 전위 사이에는 인력이 작용한다.





3. 전기적 상호작용

칼날전위 주위에는 압축응력 또는 인장응력이 존재한다. 따라서 결정내에 칼날전 위가 존재하는 경우에 금속내의 전자들은 압축에 정항하려는 경향이 있기 때문에 칼날전위의 압축응력영역에 있는 전자는 인장영역으로 이동하여 국부적인 밀도변 화가 생긴다. 따라서 전도전자의 재배열이 일어나고 Fig. 2. 7에서와 같이 전기 쌍 극자가 형성된다. 용질원자가 모상원자와 다른 가전자수를 가지고 있을 때도 두 원 자 사이에는 전기적인 상호작용이 있다. 고용체를 형상하는 고용도가 전자수/원자 수의 비에 따라 달라지고, 항복응력도 그 비가 클수록 증가하는 이유는 전위와 용 질원자 상이의 정전상호작용에 기인한다. 금속결정에서 이러한 효과는 앞의 두 경 우에 비해 아주 작다.

4. 화학적 상호작용

FCC나 HCP 결정 중에서 적층결함 에너지가 작은 경우의 전위는 확장전위로 존 재한다. 확장된 두 부분전위 사이에는 적층결함 영역이 존재하고 적층결함에너지 때문에 계의 에너지는 높은 상태가 된다. 이때 용질원자가 적층결함영역에 존재하 면 계의 에너지를 낮출 수 있기 때문에 용질원자의 농도는 적층결함이 존재하는 영역에서 더 높다. 따라서 적층결함영역의 용질원자농도가 높을수록 적층결함에너 지는 더욱 감소하고 부분전위의 간격도 넓어지기 때문에 확장전위의 이동이 어려 워진다. 전위가 이동을 하면 용질원자농도가 평형농도에서 벗어나기 때문에 이와 같은 용질원자의 농도차이는 전위운동의 저항력이 된다. 이 저항력이 작용하는 전 위는 매우 넓기 때문에 열 활성화에 의해 전위가 용질원자로부터 벗어나기는 어렵 다. 따라서 이러한 효과는 온도에 크게 의존하지 않는다. 이러한 효과를 화학적 상 호작용 이라고 부른다.





5. 단범위 규칙도 상호작용

대부분의 고용체는 완전히 불규칙한 배열을 갖지는 않고 보통 단범위 규칙도를 가지거나 집합체를 형성하고 있다. 따라서 전위가 이러한 영역을 통과하여 이동한 다면 그 영역의 원자배열이 불규칙하게 되어 계의 에너지가 증가하게 된다. 그러므 로 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 차지하 고 있다. 이러한 결정구조를 가진 합금을 초격자 또는 금속간 화합물이라고 부른 다. 이러한 합금의 경우 완전전위의 이동은 새로운 역 위상 경계(Antiphase boundary, APB)를 만들어 계의 에너지를 증가시키기 때문에 전위의 이동을 방해 하게 된다. 또한 이미 두 쌍의 완전전위로 분리된 초격자 전위는 어떤 폭을 가진 APB를 형성하고 있는데 이때 APB의 폭은 APB에너지의 크기와 두 완전전위의 탄 성응력의 균형에 의해서 결정된다. 만일 전위가 APB를 통과하여 이동을 하면 전체 계면의 면적이 증가하게 되므로 부가적인 응력이 필요한데 그 크기는 다음 식으로 주어진다.

$$\tau = \frac{\gamma}{t} \tag{3. 1}$$

여기서 t는 APB의 폭이고 γ는 APB에너지이다. 변형이 진행되면 더 많은 APB 가 생기기 때문에 가공경화율은 불규칙상태보다도 크다.

지금까지 살펴본 여러 상호작용에 의해서 생기는 전위와 용질원자와의 총 상호 작용 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 배경이다³²⁾.

$$C = C_0 \exp(\frac{U_0}{kT}) \tag{3. 2}$$







Fig. 2. 6. Substitutional solute atom cut into edge dislocation³³⁾.



Fig. 2. 7. Electric dipole generated to edge dislocation³³.





제 3 장 실험방법

제 1 절 합금 준비

본 연구에서 Al 합금은 열처리 전과후의 미세조직과 기계적 특성을 평가하기 위 하여 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 상 세히 나타내었다. 본 연구에서의 용체화 온도는 Al₂Cu상의 초기 용융을 피하기 위 해 주의 깊게 설정하였다³⁴⁾. 1차 용체화 온도는 Al₂Cu상의 용융온도 이하인 485± 1℃와 495±1℃로 선정하고 2차 용체화 온도는 Al₂Cu상의 용융온도 이상인 515±1℃ 와 525±1℃로 열처리를 수행하였다.

	solution									
Specimen	stag	ge 1	stag	Quanahing						
	C	h	C	h	Quenching					
As-cast	_	_	_	_	_					
T44A	485	4	—	_	Water					
T44A-DS8A	485	4	515	8	Water					
T44A-DS8B	485	4	525	8	Water					
T44B	495	4	_	_	Water					
T44B-DS8A	495	4	515	8	Water					
T44B-DS8B	495	4	525	8	Water					
T48A	485	8	_	_	Water					
T48A-DS4A	485	8	515	4	Water					
T48A-DS4B	485	8	525	4	Water					
T48B	495	8	_	_	Water					
T48B-DS4A	495	8	515	4	Water					
T48B-DS4B	495	8	525	4	Water					

Table 3. 2. Schedule of solution heat treatment.







Fig. 3. 2. The T44 and DS8 solution heat treatment process in this study.



Fig. 3. 3. The T48 and DS4 solution heat treatment process in this study.







제 3 절 미세구조 분석

미세조직 분석을 위해 시편은 잉곳에서 기계절단 (10 mm × 8 mm × 5mm) 하 였으며 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 (Otical Microscope, OM; ZEISS, AXIO)으로 관찰하 였으며, 석출상은 주사전자현미경 (Field Emission Scanning Electron Microscope, SEM; ZEISS, DE/SUPRA 40VP), 에너지 분산 분광법 (Energy Dispersive Spectroscopy, EDS; EDAX Apoll SDD) 그리고 전자탐침미량분석법 (Electron Probe Micro-Analysis, EPMA; Shimadzu, EPMA; Shimadazu: 1600)을 사용하여 정성 및 정량 분석하였다. 결정구조 분석을 위해 X-선 회절분석 (X-Ray Diffraction, XRD; Rigaku, SmartLab X-RAY Diffaractometer)을 수행하였다. CuK a를 이용하여 30°에서 50°까지 20분석을 하였으며 스텝사이즈 0.01°, 스캔 스텝 시 간 1 s로 하였다.

제 4 절 기계적 특성 평가

기계적 성질의 평가를 위한 경도 시험은 미소 경도시험기 (Shimadzu, HMV-G 21ST) 를 사용하였으며 1 kg의 하중으로 유지시간 5 s씩 각 시편 당 20회 측정하 였다. 인장 시험용 시편은 KS인장규격 14B호를 기초로 하여 평행부거리 16.5 mm 인 판 형태로 제작하였으며, 인장시험기 (Shimadzu, Table top Ag-20kNX)을 이용 하여 상온에서 1 mm/min의 변형속도 조건에서 수행하였다.



Fig. 3.4 The dimension of tensile specimen.





제 4 장 결과 및 고찰

제 1 절 중력주조합금과 열처리(T44 and DS8)

1. 미세조직

Fig. 4. 1은 중력주조(as-cast)시편의 표면 미세구조를 광학현미경으로 관찰한 사진이다. Fig. 4. 1에서 미세조직은 전형적 주조조직인 수지상정(Dendrite) 조직을 보였으며 이미지 분석기 (IMT, i-Solution)로 측정한 이차수지상간격(Secondary dendrite arm spacing, SDAS)은 40 um를 보였다. 또한 시편에서는 명암과 형태학 적으로 구분 가능한 여러 가지 상들이 Al 기지에서 관찰되었다. Al-Si-Cu 합금에 는 두 개의 주요한 Fe-Si 금속간 화합물이 존재하고 이들은 a-Fe 상으로 알려진 a-Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂와 β-Fe 상으로 알려진 β-Al₅FeSi이다. a-Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ 상은 치밀한 형태를 보이며 주조공정에서 균열생성을 야기하지 않는다. 또한 고용화 조 건에 따라서 조성과 형태가 변화하기도 한다. 하지만 β-Al₅FeSi 상은 형태학적으 로 판상으로 미세조직상 바늘모양으로 나타난다. β-Fe 상은 취성이 강해서 주조재 의 기계적 특성을 저하시키는 요인이 된다. 이러한 상들의 정성 분석을 위해 EDS 분석을 수행하였다. Fig. 4. 2는 중력주조(as-cast)시편과 T44A-DS8A에서 각각의 상들을 BSE 사진으로 관찰한 결과이다. Fig. 4. 2(a)와 Fig. 4. 2(c)에서 나타낸것과 같이 명암과 형태를 차이로 표시된 4가지의 상들로 중국활자형상의 a -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂와 침상의 β-Al₅FeSi 상, 판상의 θ-Al₂Cu 그리고 공정 Si이 관찰 되었다. 각각의 상들의 EDS 분석을 수행하였고 그 결과는 Table 4. 1에 나타내었 다. 이는 Ceschini 등이 Al-10Si-2Cu 합금의 연구에서 보고한 a-Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂과 β-Al₅FeSi의 결과와 일치한다³⁵⁾. Fig. 4. 2(b)와 Fig. 4. 2(d)는 θ-Al₂Cu 상을 확대 한 사진인데 중력주조(as-cast)시편에서 조대한 형태로 존재하였으나 고용화 열처 리 후 분절되고 고용되어진 흔적을 볼 수 있다. Fig. 4.3는 각각의 고용화 열처리 조건에 따라 θ-Al₂Cu 상의 형태를 관찰한 사진이다. 고용화 열처리 온도와 시간이 증가함에 따라 θ-Al₂Cu 상의 조대한 형태가 더욱 분절되고 미세해지며 일부 고용 되는 현상을 나타낸다. Fig. 4. 4는 중력주조(as-cast)시편의 각각의 상을 EPMA를





통해 분석한 결과이다. 중국활자형상의 α-Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂와 침상의 β-Al₅FeSi 상, 판상의 θ-Al₂Cu 상, 공정 Si 상 그리고 기지내에 각각의 원소(Al, Cu, Fe, Mg, Mn, Si)분포를 나타낸다. 중국활자형상의 α-Fe 상에는 Fe와 Mn이 집중적으로 분 포하고 있음을 알 수 있다. 막대모양의 공정 Si상에는 Si만이 분석되었고 바늘모양 의 β-Fe 상에는 Fe와 Si가 분포하고 있음을 알 수 있다.



Fig. 4. 1. Optical micrograph of as-cast Al-6Si-2Cu alloy showing typical dendrite microstructure and a various intermetallic phases.







Fig. 4. 2. Microstructural observation of AlSiCu alloy; (a) BSE micrograph showing various phases of as-cast, (b) BSE micrograph showing Al₂Cu and Si phase of as-cast, (c) BSE micrograph showing various phases of T44A-DS8A and (d) BSE micrograph showing Al₂Cu and Si phase of T44A-DS8A.







Fig. 4. 3. Microstructure of Al-6Si-2Cu alloys after different solution heat treatment; (a) as-cast, (b) T44A, (c) T44A-DS8A, (d) T44A-DS8B, (e) T44B, (f) T44B-DS8A and (g) T44B-DS8B.



Fig. 4. 4. The EPMA element distribution of as-cast Al-6Si-2Cu sample.





(wt%)

						(11 47 47)
Point	Si	Cu	Fe	Mn	Al	Phase
Al ₁₅ (Fe,Mn) ₃ Si ₂	10.7	_	22.0	8.6	56.6	α
Al5FeSi	17.5	_	23.1	2.6	56.6	β
Si	93.6	_	_	_	6.3	Si
Al ₂ Cu	_	51.3	-	-	48.6	θ

Table 4. 1. Chemical compositions of the main intermetallic phases in as-cast Al-6Si-2Cu alloy (wt.%).

Fig. 4. 5는 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 α-Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂와 β-Al₅FeSi상이 존재 하였다. 또한, 본 연구에서 1차 용체화와 2차 용체화 온도의 기준이 된 θ-Al₂Cu의 용융온도도 약 510℃로 계산되어 본 연구에서 설정한 용체화 온도가 타당함을 보여준다.



Fig. 4. 5. Fractions of equilibrium phases diagram of Al-6Si-2Cu alloy calculated using Thermo-calc.



Fig. 4. 6은 as-cast와 각각 고용화 열처리 조건에 따른 미세 조직의 변화를 광학 현미경으로 관찰한 결과이다. 일반적으로 열처리 온도와 시간이 증가 하면서 Si 입 자의 평균 면적은 감소하고 형상비는 증가한다. 고용화 열처리 후 θ-Al₂Cu 상들이 Al 기지내로 재용해 될 때 Si 입자들은 구상화되어진다. Table 4. 2는 고용화 열처 리 후 Si 상을 이미지 분석기 (IMT, i-Solution)로 측정한 정량적인 평가 결과를 나타내었다. 공정 Si 입자들의 형상비는 중력주조(as-cast)시편과 비교하면 T44A와 T44B에서 대략 130% 증가하였다. 고용화 열처리가 DS8A인 경우 단일 고용화 열 처리보다 약 60% 증가하고 DS8B의 경우는 100% 이상 증가하였다. 또한 알루미늄 합금에서 취성의 Si 상의 형태가 구상화 되면서 구조재료의 피로 특성과 연성에서 연신율과 인성을 향상 시킬 것으로 생각된다.

Table 4. 2. Silicon particle characteristic of the alloy after solution heat treatment.

Massuramont	As-cast	Τ 11Δ	T44A	T44A	TAR	T44B	T44B
	AS Cast	1447	DS8A	DS8B	144D	DS8A	DS8B
Mean	47.1	21 /	20.6	26.1	21.7	25.0	20.6
area(um ²)	47.1	51.4	29.0	20.1	51.7	20.0	20.0
Aspect	0.16	0.27	0.50	0.77	0.27	0.62	0.00
Ratio*	0.10	0.37	0.39	0.77	0.37	0.62	0.83

*Where a value of 1 is a round particle







Fig. 4. 6. Microstructure of Al-6Si-2Cu alloys after different solution heat treatment; (a) as-cast, (b) T44A, (c) T44A-DS8A, (d) T44A-DS8B, (e) T44B, (f) T44B-DS8A and (g) T44B-DS8B.

Fig. 4. 7은 α-Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂와 β-Al₅FeSi의 부피율이 너무 적게 발견되었기 때 문에 Si, Al 그리고 θ-Al₂Cu의 피크만이 발견되어진 것을 보여준다. 결과적으로 2 θ = 41.94 와 2θ = 46.81에서 θ-Al₂Cu회절 피크는 발견되어졌다. 2θ = 46.81에서 피크의 높이가 비슷하지만 고용에 따른 부피분율의 감소가 약간있어 보인다. 2θ = 41.94에서 회절 피크의 경우 중력주조(as-cast)상태에서 나타나는 회절피크는 고용 화가 진행되면서 피크가 관찰되지 않아 기지로 재고용되고 있음을 알 수 있다. 하 지만 이에대한 추가적인 면밀한 분석이 필요하다. Al₂Cu 상은 보통 고용화 열처리 동안 Al 기지내로 용해되어진다. 기지내에 Al₂Cu상의 용해는 Al 격자내로 Cu원자 의 과포화를 유도한다. 결과적으로 격자가 변형되므로 고강도 Al-Si-Cu 알루미늄 합금의 기지부의 기계적 강도가 증가할 것이라고 판단된다.







Fig. 4. 7. XRD profiles of Al-6Si-2Cu alloy showing diffraction peaks of typical solution heat treatment.





2. 기계적 특성

Fig. 4. 8은 열처리된 Al-6Si-2Cu 합금의 마이크로 비이커스(Micro Vickers) 경 도 시험 결과를 나타내었다. 열처리 후의 합금의 경도는 중력주조(as-cast)시편과 비교 할 때 약 30%가 증가하였다. 이는 잉곳 내에 석출된 조대한 θ-Al₂Cu 입자들 이 석출 강화에 기여하지 못하고 고용화 열처리 후에 Cu 원자들이 기지내에 고용 됨에 따라 고용 강화 효과에 기여하여 경도 값이 증가된 것으로 판단된다. Fig. 4. 8(a)에서 금속간 화합물, 공정 Si상 그리고 Al 기지의 모든 부분을 한꺼번에 측정 한 결과 단일 단계 열처리 시편과 이중 열처리한 시편의 경도값은 중력주조 (as-cast)시편보다 증가하였고 이중 고용화 열처리 후 온도가 증가 할수록 공정 Si 의 구상화로 인해 경도값이 감소한다고 판단된다. Fig. 4. 8(b)에서는 Al 기지내 경 도값을 측정한 결과인데 단일 단계 열처리한 시편과 이중 열처리한 시편의 경도값 이 월등히 차이나는 것을 보여준다.

Fig. 4. 9는 인장 실험 결과를 최대인장강도와 항복강도를 연신율과 비교하기 위 한 그래프이다. 고용화 열처리 후의 합금은 중력주조(as-cast)시편과 비교할 때, 최 대인장강도가 185 MPa에서 최대 248 MPa(T44B-DS8B)으로 항복강도는 152 MPa 에서 최대 181 MPa(T44A-DS8B)로 연신율은 1.36%에서 최대 2.65%(T44B-DS8B) 로 증가하였다. 이는 경도특성에서와 같이 Cu 원자들이 용체화 단계에 따라서 기 지내로 재고용되므로 고용강화에 기여하는 것이며 연신율의 향상은 초기 공정 Si 의 재고용에 따른 면적감소 및 구상화로 인해 나타난 것으로 판단된다.







Fig. 4. 8. Micro Vickers hardness of the alloys after various schedule of solution heat treatment; (a) hardness of general for load of 2kg, (b) hardness of Al matrix for load of 25g.







Fig. 4. 9. Tensile properties of the alloys after various solution heat treatment.





제 2 절 중력주조합금과 열처리(T48 and DS4)

1. 미세조직

Fig. 4. 10은 중력주조(as-cast)시편의 표면 미세구조를 광학현미경으로 관찰한 사진이다. Fig. 4. 10에서 미세조직은 전형적 주조조직인 수지상정(Dendrite) 조직을 보였으며 이미지 분석기 (IMT, i-Solution)로 측정한 이차수지상간격(Secondary dendrite arm spacing, SDAS)은 40 um를 보였다. 또한 시편에서는 명암과 형태학 적으로 구분 가능한 여러 가지 상들이 Al 기지에서 관찰되었다. Al-Si-Cu 합금에 는 두 개의 주요한 Fe-Si 금속간 화합물이 존재하고 이들은 a-Fe 상으로 알려진 a-Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂와 β-Fe 상으로 알려진 β-Al₅FeSi이다. a-Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ 상은 치밀한 형태를 보이며 주조공정에서 균열생성을 야기하지 않는다. 또한 고용화 조 건에 따라서 조성과 형태가 변화하기도 한다. 하지만 β-Al₅FeSi 상은 형태학적으 로 판상으로 미세조직상 바늘모양으로 나타난다. β-Fe 상은 취성이 강해서 주조재 의 기계적 특성을 저하시키는 요인이 된다. 이러한 상들의 정성 분석을 위해 EDS 분석을 수행하였다. Fig. 4. 11은 중력주조(as-cast)시편과 T48A-DS4B에서 각각의 상들을 BSE 사진으로 관찰한 결과이다. Fig. 4. 11(a)와 Fig. 4. 11(c)에서 나타낸것 과 같이 명암과 형태를 차이로 표시된 4가지의 상들로 중국활자형상의 a -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂와 침상의 β-Al₅FeSi 상, 판상의 θ-Al₂Cu 그리고 공정 Si이 관찰 되었다. 각각의 상들의 EDS 분석을 수행하였고 그 결과는 Table 4. 3에 나타내었 다. 이는 Ceschini 등이 Al-10Si-2Cu 합금의 연구에서 보고한 α-Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂과 β-Al₅FeSi의 결과와 일치한다³⁵⁾. Fig. 4. 11(b)와 Fig. 4. 11(d)는 θ-Al₂Cu 상을 확 대한 사진인데 중력주조(as-cast)시편에서 조대한 형태로 존재하였으나 고용화 열 처리 후 분절되고 고용되어진 흔적을 볼 수 있다. Fig. 4. 12는 중력주조(as-cast) 시편의 각각의 상을 EPMA를 통해 분석한 결과이다. 중국활자형상의 a -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂와 침상의 β-Al₅FeSi 상, 판상의 θ-Al₂Cu 상, 공정 Si 상 그리고 기지내에 각각의 원소(Al, Cu, Fe, Mg, Mn, Si)분포를 나타낸다. 중국활자형상의 a -Fe 상에는 Fe와 Mn이 집중적으로 분포하고 있음을 알 수 있다. 막대모양의 공정 Si상에는 Si만이 분석되었고 바늘모양의 β-Fe 상에는 Fe와 Si가 분포하고 있음을 알 수 있다.







Fig. 4. 10. Optical micrograph of as-cast Al-6Si-2Cu alloy showing typical dendrite microstructure and a various intermetallic phases.



Fig. 4. 11. Microstructural observation of AlSiCu alloy; (a) BSE micrograph showing various phases of as-cast, (b) BSE micrograph showing Al₂Cu and primary Si phase of as-cast, (c) BSE micrograph showing various phases of T48A-DS4B and (d) BSE micrograph showing Al₂Cu and primary Si phase of T48A-DS4B.







Fig. 4. 12. The EPMA element distribution of as-cast Al-6Si-2Cu sample.

Table 4.	3.	Chemical	compositions	of	the	main	intermetallic	phases	in	as-cast
Al-6Si-2	2Cu	alloy (wt.	%).							

						(wt%)
Point	Si	Cu	Fe	Mn	Al	Phase
Al ₁₅ (Fe,Mn) ₃ Si ₂	10.7	_	22.0	8.6	56.6	α
Al ₅ FeSi	17.5	_	23.1	2.6	56.6	β
Si	93.6	_	_	_	6.3	Si
Al ₂ Cu	_	51.3	_	_	48.6	θ

Fig. 4. 13는 as-cast와 각각 고용화 열처리 조건에 따른 미세 조직의 변화를 광 학현미경으로 관찰한 결과이다. 일반적으로 열처리 온도와 시간이 증가 하면서 Si 입자의 평균 면적은 감소하고 형상비는 증가한다. 고용화 열처리 후 θ-Al₂Cu 상들 이 Al 기지내로 재용해 될 때 Si 입자들은 구상화되어진다. Table 4. 4는 고용화 열처리 후 Si 상을 이미지 분석기 (IMT, i-Solution)로 측정한 정량적인 평가 결과 를 나타내었다. 공정 Si 입자들의 형상비는 중력주조(as-cast)시편과 비교하면 T48 에서 대략 300% 증가하였다. 고용화 열처리가 DS4인 경우 단일 고용화 열처리보 다 약 12% 증가하였다. 고용화 열처리 조건이 T48인 경우 1차 고용화 열처리 시



간이 길어짐에 따라 Si의 구상화가 매우 진행되었고 DS4 고용화 열처리시 구상화 정도가 크게 증가하지 않는다. 따라서 열처리 조건이 T48인 경우 Si 상의 구상화 로 인한 연신율은 단일 단계 열처리 조건에서 확연히 증가할 것이라고 판단된다.

Fig. 4. 14는 T48A-DS4A의 조건의 시편을 BSE 사진으로 나타낸 것이다. Fig. 4. 14(a)는 DS4 열처리 후 θ-Al₂Cu 상의 국부적인 용융현상을 나타내고 있다. Fig. 4. 14(b)는 θ-Al₂Cu 상의 국부적인 용융현상을 확대해서 나타낸 사진인데 Fig. 4. 11에서 나타낸 조대한 θ-Al₂Cu 상이 Fig. 4. 11(d)에서 나타낸 것처럼 분절되고 고 용되지 않고 용융된 모습을 나타낸다. 이러한 용융현상은 DS4 열처리시 국부적으 로 발생하고 있다. 따라서 T48-DS4 열처리 시 국부적인 용융현상은 기계적 특성 을 저하시키는 요인이 될 것으로 판단된다.

Table 4. 4. Silicon particle characteristic of the alloy after solution heat treatment.

Measurement	As-cast	T48A	T48A	T48A	T 19D	T48B	T48B
			DS4A	DS4B	140D	DS4A	DS4B
Mean	47.1	20.75	21.95	20.06	20 11	<u> </u>	29.10
area(um ²)	47.1	50.75	51.20	50.00	50.11	20.97	52.10
Aspect	0.16	0.64	0.70	0.77	0.63	0.73	0.74
Ratio*							

*Where a value of 1 is a round particle







Fig. 4. 13. Microstructure of Al-6Si-2Cu alloys after different solution heat treatment; (a) as-cast, (b) T48A, (c) T48A-DS4A, (d) T48A-DS4B, (e) T48B, (f) T48B-DS4A and (g) T48B-DS4B.



Fig. 4. 14. Microstructure of Al-6Si-2Cu alloys after different solution heat treatment; (a) BSE micrograph showing melting of Al₂Cu, (b) BSE micrograph showing magnification of Al₂Cu melting.





2. 기계적 특성

Fig. 4. 15은 열처리된 Al-6Si-2Cu 합금의 마이크로 비이커스(Micro Vickers) 경도 시험 결과를 나타내었다. 열처리 후의 합금의 경도는 중력주조(as-cast)시편과 비교 할 때 약 24%가 증가하였다. 이는 잉곳 내에 석출된 조대한 θ-Al₂Cu 입자들 이 석출 강화에 기여하지 못하고 고용화 열처리 후에 Cu 원자들이 기지내에 고용 됨에 따라 고용 강화 효과에 기여하여 경도 값이 증가된 것으로 판단된다. Fig. 4. 15(a)에서 금속간 화합물, 공정 Si상 그리고 Al 기지의 모든 부분을 한꺼번에 측정 한 결과 단일 단계 열처리 시편과 이중 열처리한 시편의 경도값은 중력주조 (as-cast)시편보다 증가하였고 단일 단계 열처리와 이중 고용화 열처리 후 경도값 은 비슷하다. 단일 단계에서 장시간 열처리 할 경우 Si 상의 구상화가 진행되어 경 도값이 크게 증가하지 않고 비슷할 것이라고 판단된다. Fig. 4. 15(b)에서는 Al 기 지내 경도값을 측정한 결과인데 단일 단계에서 재고용이 일어나 이중 열처리할수 록 기지내 경도값은 증가하는 것을 보여준다.

Fig. 4. 16은 인장 실험 결과를 최대인장강도와 항복강도를 연신율과 비교하기 위한 그래프이다. 고용화 열처리 후의 합금은 중력주조(as-cast)시편과 비교할 때, 최대인장강도가 185 MPa에서 최대 246 MPa(T48A-DS4B)으로 항복강도는 152 MPa에서 최대 191 MPa(T48A-DS4B)로 연신율은 1.36%에서 최대 2.51%(T48A)로 증가하였다. 이는 Si 상의 구상화가 T48에서 진행되어 연신율이 월등히 향상된 것 으로 판단되고 용체화 단계에서 국부적인 용융이 일어나 고용화 열처리 온도가 높 아지더라고 기계적 특성이 향상된다고 판단할 수 없다.







Fig. 4. 15. Micro Vickers hardness of the alloys after various schedule of solution heat treatment; (a) hardness of general for load of 2kg, (b) hardness of Al matrix for load of 25g.







Fig. 4. 16. Tensile properties of the alloys after various solution heat treatment.





제 3 절 Al-6Si-2Cu-Xwt% 합금

1. 미세조직

Fig. 4. 17은 Sr이 첨가된 시험편의 미세조직을 함량에 따라 광학현미경으로 관 찰한 사진이다. 중력주조(as-cast)시편과 비교하면 Sr의 함량이 증가 할수록 더 어 두운 Si 상이 개량화되어 미세해진 모습을 관찰할 수 있다. Fig. 4. 18(a)와 Fig. 4. 18(b)에서 나타낸것과 같이 명암과 형태를 차이로 표시된 4가지의 상들로 중국활자 형상의 α-Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂와 침상의 β-Al₅FeSi 상, 판상의 θ-Al₂Cu 그리고 공정 Si 이 관찰 되었다. 각각의 상들의 EDS 분석을 수행하였고 그 결과는 Table 4. 5에 나타내었다. Fig. 4. 19는 Sr이 0.01wt% 첨가된 시험편의 미세조직을 BSE 사진으 로 관찰한 결과이다. 중력주조(as-cast)시편과 비교하면 Sr의 함량이 증가 할수록 Si 상뿐만 아니라 각각의 상들도 분절되고 미세화 되어진 모습을 관찰할 수 있다. Fig. 4. 20은 중력주조(as-cast)시편과 0.03wt%Sr 합금의 각각의 상을 EPMA를 통 해 분석한 결과이다. 중국활자형상의 α-Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂와 침상의 β-Al₅FeSi 상, 판 상의 θ-Ab⁄Cu 상, 공정 Si 상 그리고 기지내에 각각의 원소(Al, Cu, Fe, Mg, Mn, Si)분포를 나타낸다. 중국활자형상의 a-Fe 상에는 Fe와 Mn이 집중적으로 분포하 고 있음을 알 수 있다. 막대모양의 공정 Si상에는 Si만이 분석되었고 바늘모양의 β -Fe 상에는 Fe와 Si가 분포하고 있음을 알 수 있다. 또한 중력주조(as-cast)시편과 비교하면 Si 상의 분포의 형태가 판형태에서 Sr의 첨가로인해 넓고 미세한 평태로 분포하는 형태를 관찰할 수 있었다. 이는 기계적 물성에서 연실율을 증가시킬 수 있다고 판단된다.









Fig. 4. 17. Microstructure of various Sr additive alloys; (a) as-cast, (b) 0.01wt%Sr, (c) 0.03wt%Sr, (d) 0.05wt%Sr.



Fig. 4. 18. Microstructural observation of AlSiCu alloy; (a) BSE micrograph showing various phases of 0.01wt%Sr, (b) BSE micrograph showing Al₂Cu and primary Si phase of 0.01wt%Sr.







						(wt%)
Point	Si	Cu	Fe	Mn	A1	Phase
Al ₁₅ (Fe,Mn) ₃ Si ₂	10.37	_	19.62	6.27	7248	a
Al5FeSi	22.90	_	16.15	_	60.95	β
Si	86.63	_	_	_	13.37	Si
Al ₂ Cu	_	48.16	_	_	58.84	θ

Table 4. 5. Chemical compositions of the main intermetallic phases in as-cast Al-6Si-2Cu alloy (wt.%).



Fig. 4. 19. Microstructural observation of AlSiCu alloy; (a) BSE micrograph showing various phases of 0.01wt%Sr, (b) BSE micrograph showing various phases of 0.03wt%Sr, (c) BSE micrograph showing various phases of 0.05wt%Sr.







Fig. 4. 20. The EPMA element distribution of as-cast Al-6Si-2Cu sample and Al-6Si-2Cu-0.03wt%Sr sample.





2. 기계적 특성

Fig. 4. 21은 Sr이 첨가된 Al-6Si-2Cu 합금의 마이크로 비이커스(Micro Vickers) 경도 시험 결과를 나타내었다. Sr 첨가 후의 합금의 경도는 as-cast와 비교 할 때 107Hv에서 약 15%~20%가 감소하였다. 이는 잉곳 내에 석출된 조대한 Si 입자들 이 개량화 되어 조대한 판상에 비해 연신율이 증가할 것이라고 판단된다.



Fig. 4. 21. Micro Vickers hardness of various Sr additive alloys.





제 4 절 고찰

Fig. 4. 22는 기존 연구와 본 연구를 비교한 결과를 나타내었다. 최적의 고용화 열처리 조건은 T44B-DS8B 조건이 최대 인장강도와 최대인장강도와 연신율이 각 각 34% 그리고 95% 향상된 기계적 특성을 나타내었다. T48-DS4 고용화 열처리 조건은 1차 고용화 열처리 시간이 길어 Al2Cu의 충분한 고용으로 인해 강도와 연 신율의 증가 효과가 클것으로 예상 했으나 Si 상의 구상화가 1차 고용화 열처리에 서 충분히 진행되었고 2차 고용화 열처리시 θ-Al₂Cu 상의 초기용융으로 인해 기 계적 물성은 감소되어 기계적 물성치가 최적화 되지 않았다. Si 구상화는 1차 고용 화 열처리 시간이 길어질수록 평균값이 높게 측정되었다. 이는 1차 고용화 열처리 시간이 길었을 때 Si의 충분한 구상화로인해 연신율의 증가를 나타낸다. 1차 고용 화 열처리와 2차 고용화 열처리시 Al2Cu와 Si 상을 도식적으로 나타낸 그림을 Fig. 4. 23에 나타내었다. 1차 고용화 열처리를 진행했을 때 Al2Cu 상은 Cu원자가 확산되어 일부 고용되고 분절된다. 그 효과를 증가시키기위해 2차 고용화 열처리를 진행하면 나머지 Al2Cu 상의 일부는 Cu원자가 재확산을 하여 일부 고용되어 고용 강화 효과가 커진다. 이때 Si상은 분절되고 구상화 되어 고용강화 효과와 구상화 효과가 동시에 증가하여 강도와 연신율이 동시에 향상되어지는 최적의 고용화 열 처리 조건이 된다.







Fig. 4. 22. Mechanical properties and spheroidization of the alloys after various solution heat treatment.



Fig. 4. 23. Schematic drawing of microstructural change of Al-6Si-2Cu alloys during solidification.







제 5 장 결 론

주조용 Al-6Si-2Cu 합금의 주조 공정과 열처리에 따른 미세조직 및 기계적 특성 을 평가 한 결과, 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1) 중력 주조 시 Al-6Si-2Cu 합금의 미세 조직은 Al 기지에 chinese script 형상의 a-Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ 상과 침상의 β-Al₅FeSi상의 Fe-rich 상, 판상의 θ-상(Al₂Cu) 그 리고 공정 Si 상 이 관찰 되었다. 이는 열역학적으로 계산한 평형상 결과와 일치하 였다.

2) XRD에 의한 기지내 상분석 결과 20 = 42.18에서 회절 피크의 경우 중력주조 (as-cast)상태에서 나타나는 회절피크는 고용화가 진행되면서 피크가 관찰되지 않 아 기지로 재고용되고 있음을 알 수 있고 재고용의 형태학적 현상을 BSE 사진으 로 관찰하였다.

3) 중력주조합금의 기계적 특성은 고용화 열처리 후에 증가 하였으며 T44B-DS8B 시험편이 실험 합금 중에서 최대인장강도와 연신율이 각각 34% 그리고 95% 향상 된 기계적 특성을 나타내었다. T48-DS4 고용화 열처리 조건은 1차 고용화 열처리 시간이 길어 Si 상의 구상화는 진행되었고 2차 고용화 열처리시 θ-Al₂Cu 상의 초 기용융으로 인해 기계적 물성은 감소된다.

4) Sr 첨가시 Al 기지에 chinese script 형상의 α-Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ 상과 침상의 β -Al₅FeSi상의 Fe-rich 상, 판상의 θ-Al₂Cu 상은 분절되고 미세해졌다. 특히 Si 상 은 개량화되어 매우 미세해졌다.

5) Sr 첨가 후의 합금의 경도는 as-cast와 비교 할 때 107Hv에서 약 15%~20%가 감소하였다. 이는 Si 상의 개량화로인한 연신율의 증가로 표면경도는 감소되어진 것이라 판단된다.





참 고 문 헌

- (1) B. M. A. Alawi and T. H. Bradley, Appl. Energ., 113, (2014) 1323.
- (2) K. T. Kim, J. Korea Foundry Soc., 31, (2011) 101.
- (3) K. Sasaki and T. Takahashi, Int. J. Fatigue, 28, (2006) 203.
- (4) L. Ceschini, A. Morri, A. Morri and G. Pivetti, Mater. Design, 32, (2011) 1367.
- (5) M. Zeren, E. Karakulak and S. Gumus, T. Nonferr. Metal. Soc., 21, (2011) 1698.
- (6) E. H. Samuel, A. M. Samuel and H. W. Doty, AFS Trans., 30, (1996) 839.
- (7) Z. Li, A. M. Samuel, F. H. Samuel, C. Ravindran and S. Valtierra, J. Mater. Sci., 116, (2003) 1203.
- (8) L. Ceschini, I. Boromei, A. Morri, S. Seifeddine and I. L. Svensson, Mater. Design, 36, (2012) 522.
- (9) E. Sjőlander and S. Seifeddine, Mater. Design, 31, (2010) 44.
- (10) T. Nishimura, H. Toda, M. Kobayashi, T. Kobayashi, K. Uesugi and Y. Suzuki, Int. J. Cast Metal. Res., 21 (2008) 114.
- (11) Y. J. Li, S. Brusethaug and A. Olsen, Scripta Mater., 54, (2006) 99.
- (12) S. K. Cheong, S. H. Lee and S. C. Chung, "Effect of the Peening intensity by Shot Peening", Transations of the KSME A, Vol. 25, No. 10, (2001) 1509
- (13) X. Wu, N. Tao, Y. Hong, B. Xu, J. Lu : Acta Mater., 50, (2002) 2075.
- (14) L.F. Mondolfo; Aluminium alloys, structure and properties Butterworth, London (1976), 369, 678.
- (15) 유진호; effect of the the simultaneous addition of refiner and modifier on the microstructure and mechanical properties of Al-12 wt%Si cast alloys, (2009), 7
- (16) Kim heon-joo; Technology of heat-treatment in Aluminum Alloys, pukyong national university, (2001) 37.
- (17) 김정근, 김기영, 박해웅; 금속현미경 조직학 도서출판 골드, (1999), 379~380





- (18) Hong sung-kil, Melting and Casting of Aluminum Alloys, Journal of the Korean Foundrymen's Society, 28, (2008), 10.
- (19) 나경환; 다이캐스팅 산업 경쟁력 강화를 위한 제언, 한국다이캐스트공업협동조 합 49, P. 14~15
- (20) 이영규; 다이캐스팅 KISTI_224, (2004), P. 1~8
- (21) 김광회; 다이캐스팅 KISTI, (2007), P. 1~10
- (22) 김영우, 정호석; 다이캐스팅 기술 동향분석, RIST_59
- (23) M. C. Sharma, "Assessment of Over Peening by time on Fatigue behavior of Spring Steel," Proc. of 6th International Fatique 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) 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.
- (26) L. Bertini, V. Fontanari and G. Straffelini, "Influence of post weld treatments on the fatigue behavior of Al-alloy welded joints", Int. J. Fatigue Vol. 20, No. 10, (1998) 749.
- (27) J. S. Ecketsley, "Shot Peening Process Controls Ensure Repeatable Results", Shot Peening Theory and Application, Institute for Industrial Technology Transfer International, France, (1991) 133.
- (28) 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.
- (29) Hertzberg RW. Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials 3rd ed. Wiley Publishing, 1989.
- (30) G. E. Dieter, "Mechanical Metallurgy", McGraw-Hill Book Co., New York(1976).
- (31) I. A. Luna, H. M. Molinar, M. J. C. Roman, J. C. E. Bocardo and M. H. Trejo, Mater. Sci. Eng. A., 561, (2013) 1.





- (32) L. Ceschini, I. Boromei, A. Morri, S. Seifeddine and I. L. Svensson, J. Mater. Process. Tech., 209, (2009) 5669.
- (33) R. Chen, Y. F. Shi, Q. Y. Xu and B. C. Liu : Trans. Nonferrous Met. Soc., 24 (2014) 1645.
- (34) A. Gabrizi, S. Ferraro and G. Timelli : Mater. Charact., 85 (2013) 13.
- (35) O. E. Sebaie, A. M. Samuel, F. H. Samuel and H. W. Doty : Mater. Sci. Eng. A, 480 (2008) 342.
- (36) K. T. Cho, S. Yoo, K. M. Lim, H. S. Kim and W. B. Lee : J. Alloy. Compd., 509 (2011) 265.
- (37) C. R. Richard, D. V. Nelsion, D. B. henry, D, Lingenfelser, M. R. Mitchell, SAE fatigue Design and Evaluation Technical Commitee, Fatigue Design Handbook, Ed., SAE Inc., (1988) 153

