



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](#)

2022년 2월
석사학위논문

스칸듐 첨가에 따른 Al-Si-Cu
합금의 미세조직 및 기계적 특성
변화 연구

조선대학교 대학원

첨단소재공학과

안 성 빈

스칸듐 첨가에 따른 Al-Si-Cu
합금의 미세조직 및 기계적 특성
변화 연구

A Study on Changes in Microstructure and
Mechanical Properties of Scandium-added
Al-Si-Cu Alloys

2022년 2월 25일

조선대학교 대학원

첨단소재공학과

안 성 빈

스칸듐 첨가에 따른 Al-Si-Cu
합금의 미세조직 및 기계적 특성
변화 연구

지도교수 김 정 석

이 논문을 공학 석사학위신청 논문으로 제출함.

2021년 10월

조선대학교 대학원

첨단소재공학과

안 성 빈

안성빈의 석사학위 논문을 인준함

위원장 조선대학교 교수 김희수 (인)

위원 조선대학교 교수 김선중 (인)

위원 조선대학교 교수 김정석 (인)

2021년 12월

조선대학교 대학원

목 차

LIST OF TABLES	iv
LIST OF FIGURES	v
ABSTRACT	ix
제 1 장 서 론	1
제 2 장 이론적 배경	9
제 1 절 Al 주조합금	9
1. Al-Si-Cu 합금	9
2. Al-Sc 합금	11
제 2 절 Al 합금의 개량화	13
1. α -Al matrix 개량화	13
2. 공정 Si의 개량화	16
제 3 절 합금의 강화 기구	18
1. 결정립 미세화	18
2. 고용강화	20
3. 석출경화 및 분산강화	21

제 3 장 실험방법	24
제 1 절 합금주조	24
제 2 절 열처리	26
제 3 절 미세구조 분석	27
제 4 절 기계적 특성 평가	28
제 4 장 결과 및 고찰	29
제 1 절 Al-2Sc 합금의 특성	29
1. 미세조직	29
제 2 절 스칸듐 첨가 Al-6Si-2Cu 합금의 특성	31
1. Al 기지부의 개량화	31
2. 금속간 화합물 및 공정 Si 상의 개량화	36
3. XRD 분석	39
4. 투과전자현미경 분석	41
5. T6 열처리 특성	45
6. 기계적 특성	49

제 5 장 결 론 55

참 고 문 헌 56

LIST OF TABLES

Table 3. 1. Chemical composition of Al-Si-Cu-Sc alloy used in this study (wt.%).	25
Table 4. 1. Mechanical properties of Al-6Si-2Cu-Sc alloy.	53

LIST OF FIGURES

Fig. 1. 1. Top 7 Korea's automobile CO ₂ emissions in 2019.	5
Fig. 1. 2. Automotive Power Source Outlook in 2030.	6
Fig. 1. 3. Classification of aluminum alloys.	7
Fig. 1. 4. A recrystallization temperature (50% recrystallization) of cold-rolled Al - M alloy.	8
Fig. 2. 1. Various phase of Al-Si-Cu alloy.	10
Fig. 2. 2. Al-Sc phase diagram.	12
Fig. 2. 3. Schematic of L1 ₂ crystal structure.	12
Fig. 2. 4. Schematic diagram of Heterogeneous nucleation.	15
Fig. 2. 5. Plot of atomic radius vs atomic number with range of radius which includes elements capable of producing silicon modification.	17
Fig. 2. 6. Schematic diagram of grain refinement.	19
Fig. 2. 7. Schematic drawing of substitutional and interstitial solid solution. ...	20
Fig. 2. 8. Schematic drawing of effective reinforcement phase.	22
Fig. 2. 9. Schematic diagram of the precipitate strengthening.	23

Fig. 2. 10. Dislocation cutting through a precipitate (b): Dislocation bypassing an obstacle by the Orowan mechanism. 23

Fig. 3. 1. Schematic diagram of the casting process. 25

Fig. 3. 2. Schematic diagram of the Heat treatment process. 26

Fig. 3. 3. Tensile test specimen specification. 28

Fig. 4. 1. Microstructural observation of Al-2Sc alloy; (a-b): optical micrograph, (c-d): SEM micrograph, (e-f): EDS analysis of Al₃Sc phase. 30

Fig. 4. 2. Microstructural observation of Al-6Si-2Cu alloy;(a) optical micrograph, (b) SEM micrograph. 32

Fig. 4. 3. Optical micrograph of Al-6Si-2Cu-Sc alloy; (a₁-e₁): x 100 magnification, (a₂-e₂): x 500 magnification. 33

Fig. 4. 4. Fractions of equilibrium phases diagram of Al-6Si-2Cu-Sc alloy calculated using JMatPro. 34

Fig. 4. 5. Electron backscatter diffraction (EBSD) inverse pole figure (IPF) image; (a): Al-9Si-2Cu alloy (0 Sc)[49], (b): Al-6Si-2Cu-1.0Sc alloy (1.0 Sc). 35

Fig. 4. 6. SEM micrograph of the Al-6Si-2Cu-Sc alloy;(a₁-e₁): x 1000 magnification, (a₂-e₂): x 5000 magnification. 37

Fig. 4. 7. Si particle size of the Al-6Si-2Cu-Sc alloy. 38

Fig. 4. 8. XRD profile of Al-6Si-2Cu-Sc alloys; (a): Al-6Si-2Cu-Sc alloy, (b): Al-6Si-2Cu alloy, 1.0 Sc specimen and Al-2Sc alloy. 40

Fig. 4. 9. TEM Specimen of Al-6Si-2Cu-Sc alloy;(a): FIB-SEM image (b): FIB lift-out grid. 42

Fig. 4. 10. TEM-EDS analysis of Al-6Si-2Cu-1Sc alloy; (a): STEM image of Al₃Sc particles, (b): TEM-EDS analysis of Al matrix, (c): TEM-EDS analysis of Al₃Sc particles. 43

Fig. 4. 11. TEM micrographs of Al-6Si-2Cu-1Sc alloy; (a): HRTEM micrograph of Al matrix and Al₃Sc phase, (b): HRTEM micrograph of Al₃Sc phase (c): Selected area diffraction results of Al matrix, (d): Selected area diffraction results of Al₃Sc phase. 44

Fig. 4. 12. SEM micrograph of the Al-6Si-2Cu-Sc alloy;(a₁-e₁): as-cast alloy, (a₂-e₂): T6 heat treatment alloy. 46

Fig. 4. 13. Si particle size of the Al-6Si-2Cu-Sc alloy. 47

Fig. 4. 14. Auger electron spectroscopy (AES) micrograph of Al-6Si-2Cu-1Sc alloy; (a): as - cast alloy, (b): T6 heat treatment alloy, (c): AES data obtained on the Al₂Cu phase of as-cast alloy, (d): AES data obtained on the Al₂Cu phase of T6 heat treatment alloy. 48

Fig. 4. 15. Micro Vickers hardness of the Al-6Si-2Cu-Sc alloys. 50

Fig. 4. 16. Tensile properties - stress strain curve of the alloys; (a): Scandium-added alloys, (b): T6 heat treatment alloys. 51

Fig. 4. 1. Tensile properties of the alloys; (a): Scandium-added alloys, (b): T6 heat treatment alloys. 52

Fig. 4. 17. SEM micrographs of fracture surfaces; (a₁) - (e₁): as-cast alloy, (a₂) -

(e₂): T6 heat treatment alloy. 54

Abstract

A Study on Changes in Microstructure and Mechanical Properties of Scandium-added Al-Si-Cu Alloys

Seong-Bin An

Advisor: Prof. Chung-Seok Kim Ph. D.

Dept. of Advanced Material Engineering,
Graduate School of Chosun University

The effects of scandium addition on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu aluminum alloy were investigated. The Al-Si-Cu-Sc alloy were prepared by gravity die casting process. The effects of scandium-added Al-Si-Cu alloys on the mechanical properties were investigated using the metallurgical technique, Vickers hardness test and tensile test. In this study, scandium was added at 0.2 wt%, 0.4 wt%, 0.8 wt%, and 1.0 wt%. T6 heat treatment was performed at 495°C for 4 hours solution treatment and aging treatment at 190°C for 5 hours. The microstructure of Al-Si-Cu alloy with scandium addition changed from dendrite structure to equiaxed structure in the specimens of 0.4 wt% Sc or more, and coarse needle shape Si and β -Al₅FeSi phases were segmented and refined. The Al₃Sc phase was distributed in the size of 10 nm to 20 nm inside the alloy matrix. After T6 heat treatment, solution heat treatment considerably reduced the size of the eutectic Si phase and the precipitated Al₂Cu intermetallic phase increased the hardness of the alloy. The mechanical properties of the Al-Si-Cu-Sc alloys showed improved strength and elongation. The Sc addition and T6 heat treatment of this study, simultaneously induce grain refinement, dispersion strengthening, spheroidization effect, and precipitation hardening effects of Al-Si-Cu alloy. Consequently, their mechanical properties are suitable for high-strength automotive lightweight parts.

제 1 장 서 론

최근 지구 온난화, 이상기후 발생, 화석연료 고갈로 인한 유가상승 등의 문제로 자동차 산업 분야에서 이산화탄소 저감을 위한 연비 규제가 전 세계적으로 강화되고 있다. Fig. 1. 1은 정부 공인 표준 연비 및 등급 기준인데, 2020년 기준 현재 유럽연합이 규제하는 이산화탄소 배출량 기준은 95 g/km이고 대한민국은 이보다 근소하게 높은 97 g/km에 비해 국내 자동차 최다 판매 모델 중 상위권에 속하는 대부분의 차량들은 평균 148 g/km의 이산화탄소를 배출한다[1]. 2021년부터는 유럽에서 판매되는 자동차의 평균 이산화탄소 배출량이 95 g/km 이상이 되면 1 g 초과할 때마다 95유로(한화 약 13만 원)의 벌금을 내야 하는데, 2019년 628만 대의 판매량을 기록한 폭스바겐의 경우 5조 원이 넘는 벌금을 내게 된다.

이러한 규제의 영향으로 저연비 차량의 입지적 조건이 낮아지고 국산 자동차가 글로벌 시장에서의 여건이 더욱 나빠지고 있다. 또한 2020년 7월에 발표한 정부의 그린 뉴딜 정책으로 자동차 산업은 하이브리드, 전기차, 수소차로 연구개발이 많이 수행되고 있으며 하이브리드 자동차는 현재 상용화된 추세이고, 전기차는 미국의 Tesla 사에서 독보적이며, 수소차는 현대자동차에서 강세를 보이고 있다. 하지만 자동차 업계에서 당장 수년 이내에 모든 차량을 전기차나, 수소차로 전환 하는 것은 현실적으로 무리가 있다. Fig. 1 .2는 한국자동차공학회에서 발표한 2030년 자동차 동력원 전망에서, 2030년에도 내연기관은 평균 65%, 하이브리드는 평균 28% 수준의 시장 점유율을 보이고 전기차는 평균 7% 수준일 것이라고 전망했다. 즉 미래에도 90% 이상의 차량에 내연기관이 필요하다는 것이다.

따라서 현재 국제 환경 보호 및 연비 규제 강화 추세와 유가상승을 가장 효과적으로 해결할 방법은 소재 자체를 경량화 하는 것이다. 차량을 경량화 하면 연비가 상승하는데, 통상적으로 차량 중량이 10% 감소하면 7%의 연비 상승률을 보이며, 연비가 증가하면 이산화탄소 배출량이 감소하기 때문에 환경 문제를 완화하는 동시에 매우 실용적이고, 중량 감소로 인한 조향장치 및 제동장치의 피로 저하, 승차감 향상, 가속 성능과 운동 성능 향상 등의 장점이 있다[2]. 차량의 경량화는 1970년대부터 꾸준히 그 중요성이 인식되었으며 많은 연구개발이 이루어지고 있다. 하지만 안전 규제와 편의성을 위한 새로운 장비와 센서들이 추가되면서 경량화된 차

량의 무게를 증가시키고 있다. 또한, 전기차는 차량에 배터리가 탑재되면서 증가한 차량의 무게를 더욱 감소시켜야 하며, 1회 충전 시 주행거리 향상이 시급한 실정이라 경량화가 필수적이다.

과거의 자동차에 이용되는 소재는 대부분 철계 합금이었지만, 이를 대체할 수 있는 강도와 인성 등의 기계적 특성을 가진 다양한 소재들이 개발되면서 자동차용 경량 소재로 고장력 강판, 알루미늄 합금, 마그네슘 합금, 복합소재, 고분자 소재 등이 사용되고 있다. 그중에서도 알루미늄 합금이 기존 철계 합금에 비해 자동차용 부품으로 사용될 시 최대 45%의 경량화가 가능하고 비강도, 내식성, 가공성, 열전도성 등이 우수하며 저온에서 취성과괴를 일으키지 않아 차체, 엔진 블록, 실린더 헤드, 트랜스미션, 브레이크, 휠, 열 교환기 등으로 가장 광범위하게 상용화된 소재이다.

Fig. 1. 3에 나타낸 바와 같이 알루미늄 합금은 크게 가공용 합금과 주조용 합금으로 분류되며 열처리의 유무에 따라 소분류 된다. 경량화 소재로 사용되는 알루미늄 합금은 그 특성에 따라 적용되는데, 대표적으로는 변속기 부품, 엔진 부품 등에는 다이캐스팅용 합금인 Al-Si, Al-Si-Cu, Al-Mg, Al-Mg-Si 계 합금이 사용되며 차체에는 5000계열 및 6000계열 합금이 사용된다[3]. 특히, Al-Si 계 합금은 성형성, 내식성, 수축공 제어 면에서 장점을 갖는 합금으로 현재 상용화된 다이캐스팅 제품의 90% 이상의 생산량을 가지고 있다. 현재까지 Al-Si 계 합금의 기계적 특성을 향상시키기 위한 방법으로 열처리, 표면처리, 개량화 원소의 첨가 등 많은 연구가 이루어졌다. 특히, 첨가 원소를 통한 합금의 특성 향상법은 합금의 개량화가 쉽고, 기존 합금 특성의 큰 변화 없이 특정 기능만을 향상시킬 수 있는 효과가 있다.

Al-Si계 합금에서 공정 Si 상의 제어가 기계적 특성에 많은 영향을 끼친다[4,5]. 일반적인 공정 Si 상은 판상의 형태를 가지는데, 이러한 판상의 형태는 응력에 취약하여 합금의 기계적 성질, 특히 파괴 인성을 저하한다. 이러한 공정 Si 상의 개량화를 위해 Na, Sr, Ca, Ba, La, Ce, Pr, Eu, Yb 등을 첨가하는데, 위 첨가 원소들은 공정 Si 상의 미세화와 동시에 형태를 변화시킨다고 알려져 있다[6-13]. 이전의 연구들 중 Al-Si 계 합금의 공정 Si 상을 개량화하기 위해 Knuutinen 등은 A356 합금에 Ba, Ca, Y, Yb를 첨가하여 각각의 첨가 원소가 조대한 판상 실리콘 상을 미세한 형태의 섬유상으로 개량화하는 효과에 대한 연구를 하였고[6,7], Hu 등은 Al-10Si 합금에 0.7 wt% Yb를 첨가하여 공정 Si 평균 쌍정 간격을 약 18 nm로

형성하여 개량화하는 연구를 하였으며[8], Al-Si 계 합금에 0.01 ~ 0.1 wt% Sr을 첨가하여 공정 Si 상을 미세한 섬유상으로 개량화 하는 연구[9-12], 그리고 Qiyang 등은 Al-12Si 합금에 0.09 ~ 0.4 wt% Na를 첨가하여 첨가량에 따른 공정 Si 상의 개량화 효과를 보고하였다[13]. Wessen 등은 Si 상의 개량화 효과가 있지만 Na가 산화물을 형성하여 항복강도가 30%이상 감소하는 단점을 보고하였다[14]. 이러한 공정 Si의 개량화의 기본 메커니즘을 밝히기 위해 불순물 유도 쌍정 (IIT: Impurity Induced Twining) 이론이 도입되었다. Al-Si 계 합금 내의 공정 Si 상은 최조밀면인 (111)면을 보이고 <112> 방향으로 우선 성장하는 TPRE(Twin Plane Re-entrant Edge) 성장 형태를 따르는데[15-18], 불순물 유도 쌍정 이론은 Si 원자보다 크기가 큰 원자들이 Si의 성장 표면에 흡착되어 빈번한 쌍정을 유발하며, 효과적인 불순물 유도 쌍정생성을 위한 이상적인 원자 반경 비율은 개량화제 원자: Si원자 = 1.65: 1 이상이라고 주장하였다[10,12,19-21]. 첨가되는 원소들은 원자반경이 상대적으로 큰 알칼리 토금속(Ca, Sr, Ba) 및 란타넘족(La, Ce, Pr, Eu) 원소이며 원자반경은 1.82 Å ~ 2.18 Å으로 해당 족들의 원소들은 주기율표 상의 원소들 중 가장 원자반경이 큰 편에 속하기 때문에 공정 Si 상의 개량화에 사용되고 있다. 공정 Si의 형태를 제어하는 것 외에도 Al-Si계 합금은 Al 기지부를 개량화 하고 결정립 미세화를 목적으로 Ti와 TiB가 주로 사용되는데, Ti 및 TiB를 첨가하게 되면 TiAl₃, TiB가 응고되는 수지상정의 불균일 핵생성 자리로 작용하여 결정립을 미세화 하며 재결정 온도 상승 효과가 있어 0.1 ~ 0.3 wt% 정도 첨가한다[22]. 하지만 이러한 개량화 원소의 첨가에도 불구하고 합금에 기포가 발생하거나, 산화물이 발생하거나, 용탕 내 평형 증기압을 상승시키는 등, 개량화 효과가 용탕 유지시간이 지남에 따라 감소되는 페이딩 (Fading) 현상이 발생하여 합금의 기계적 특성이 저하하는 등의 단점이 보고되었다[15,18,23-25]. 스칸듐(Scandium)은 원자번호 21번으로 알루미늄과 동일한 격자 형태를 가지고 있으며 알루미늄에 첨가되는 첨가원소중 원자 퍼센트당 가장 높은 강화효과를 보인다[26,37], 1970년대에 알루미늄과 합금화 했을 때 강도 상승의 효과를 보이는 현상이 발견된 이후 사용되기 시작하였으며, 최초로 소련에서 개발되어 항공재인 7000계열을 기반으로 MIG 21, 29 전폭기 및 미사일 탄두에 적용되었고, 최근에는 미국 유명 무기 제조 기업인 S&W사에서 Al 7075 합금에 스칸듐을 0.1 ~ 0.5 wt% 첨가하여 생산되는 총기의 프레임으로 사용하고 있다. 현재까지 연구된 Al-Sc 합금의 특징은 결정립 미세화, 균질한 석출물의 생성 등이 있는데, 알루미늄에 스칸듐을 첨가하게 되면 Al의 용융 온도와

근접한 659°C에서 정출되는 Al_3Sc 분산상이 형성되며 알루미늄의 고상 반응시 핵 생성 site로 작용하기때문에 결정립을 미세화 하는 동시에 강화상으로 존재하여 비약적인 강도 상승의 효과가 있다[27,28]. Costa 등은 Al-Sc 2원계 합금에서 약 0.7 wt% 이하의 Sc 첨가로 평균 결정립 크기가 약 515 μm 에서 60 μm 로 감소한 것을 보고했고[29], Li 등은 Al-Si-Mg-Cu-Sc-Zr 합금에 0.57 wt% Sc을 첨가하여 평균 결정립 크기를 약 241 μm 에서 23 μm 로 미세화 시키는 연구를 하였다[30]. Lee 등은 7000계열 합금에 0.08 ~ 0.12 wt% Sc을 첨가하여 미세 조직이 수지상정(Dendrite) 조직에서 등축정(Equiaxed crystal) 조직으로 변화하였고, Sc의 함유량이 0.1~0.2 wt% 영역에서 증가함에 따라 주조 조직의 결정립 크기가 감소하는 것을 보고하였다[31]. Dev 등은 Al-Zn-Mg 합금에서 0.65 wt% Sc을 첨가하여 입자 크기가 20 ~ 30 μm 인 등축구조를 나타내며, 0.5 wt% 이상의 Sc 첨가시 인장특성 향상에 대한 연구를 하였다[32]. Al_3Sc 금속간 화합물은 알루미늄과 동일한 격자 형태를 가지고 있으며 격자상수 차이가 약 1.5% 인 결정구조적 유사성으로, 알루미늄 기지 내에 균일 분포하여 강도의 상승과 동시에 재결정을 방해하는 역할을 한다 [33-35]. 하지만 현재까지의 Al-Sc 합금은 전투기나 총기 부품으로 연구되고 사용되었기 때문에 알루미늄 합금 중에서 가장 고강도인 7000계열을 기반으로 한 연구 및 Al-Sc 2원계 합금 위주로 진행되어 왔으며, 미국, 러시아 등에서는 군사 기밀 유지 목적으로 기술적 내용의 해외유출을 막고 있는 상황이다. 따라서 Al-Sc 합금에 대한 독자적인 연구개발이 필요하고 7000계 위주 Al-Sc 합금 중심의 연구에서 주조용 합금 또는 다른 계열 합금으로의 연구 확장이 필요하며, 그 용도는 군수용 뿐만 아닌 자동차 경량 소재로의 적용에도 수많은 가능성이 열려 있다고 할 수 있다. 이러한 배경으로 현재 자동차 경량 소재로 사용되는 Al-6Si-2Cu 합금에 Sc을 첨가하여 미세조직 개량화와 열처리에 따른 금속간 화합물의 석출거동, 미세조직 및 기계적 특성변화를 조사함으로써 스킨뎀 첨가 알루미늄 합금을 자동차 경량 부품에 적용시키기 위한 목적으로 연구를 수행하였다.

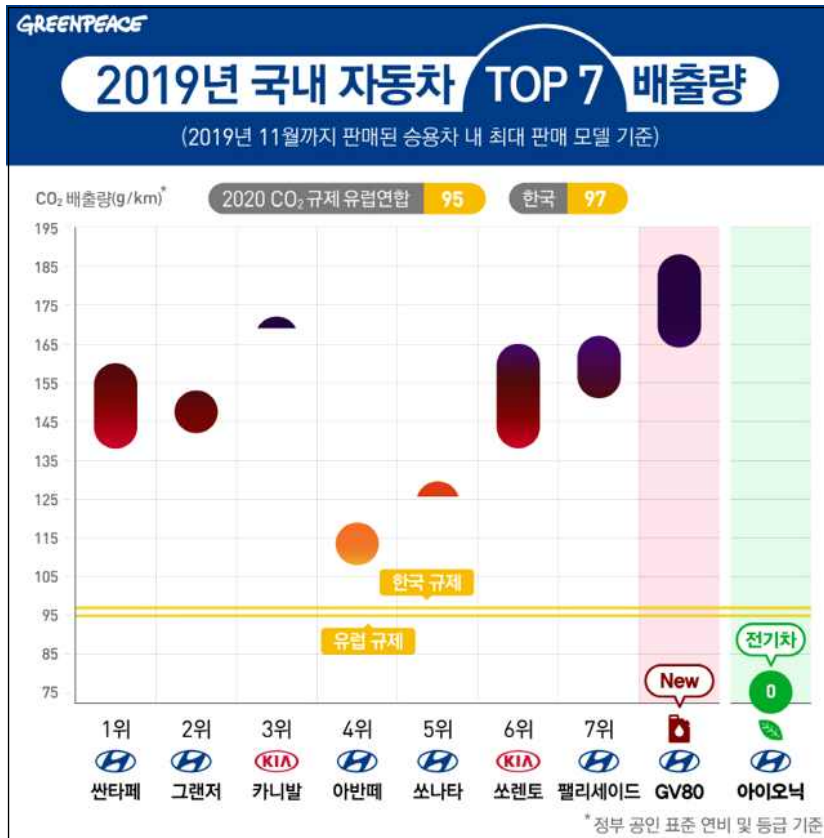


Fig. 1. 1. Top 7 Korea's automobile CO₂ emissions in 2019[1].

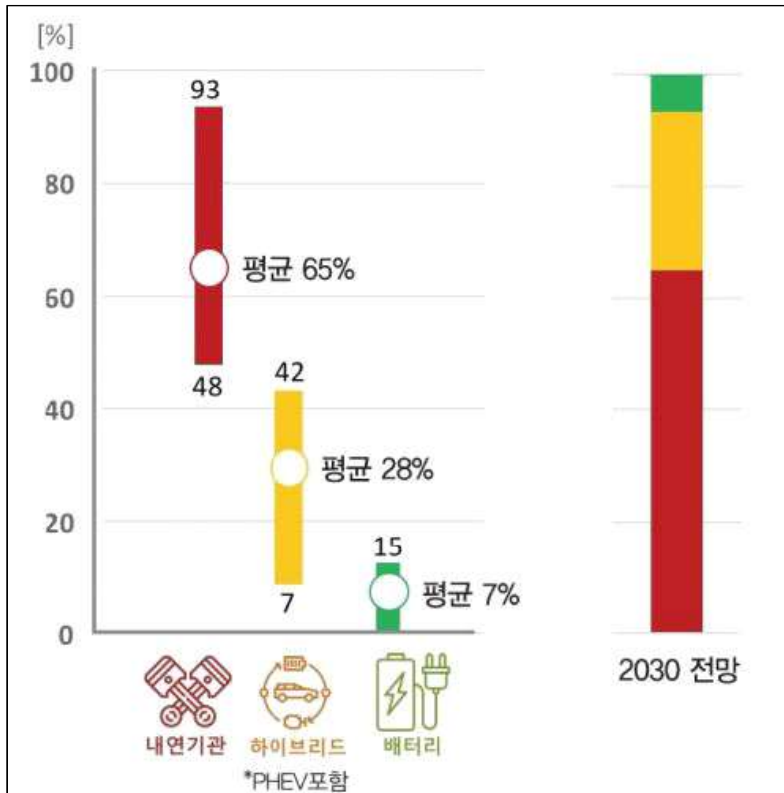


Fig. 1. 2. Automotive Power Source Outlook in 2030[2].



Fig. 1. 3. Classification of aluminum alloys.

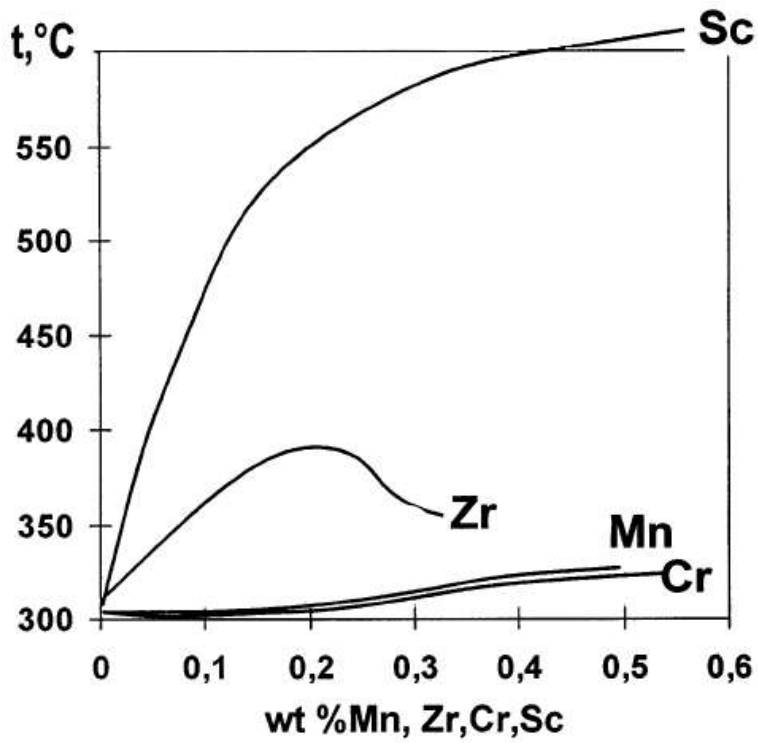


Fig. 1. 4. A recrystallization temperature (50% recrystallization) of cold-rolled Al - M alloy[31].

제 2 장 이론적 배경

제 1 절 Al 주조합금

1. Al-Si-Cu 합금

차량 한 대에 들어가는 알루미늄 합금은 2020년 기준 평균 214 kg이고, 자동차 산업계에서는 2025년에는 평균 248 kg으로 증가할 것이라 전망하고 있으며 그중에서도 Al-Si-Cu 합금은 강도와 경도, 연성등 기계적 특성이 우수하고 주조성이 뛰어나 다이캐스팅용 합금으로 자동차 산업에서 일반적으로 사용되며 자동차 실린더 헤드, 변속기, 고강도가 요구되는 엔진부품에 사용되고 생산되는 알루미늄 합금 중 70% 이상의 점유율을 차지하고 있는 것으로 보고된다[3]. Al-Si 2원계 합금은 열처리할 수 없는 합금으로 α -Al 고용체의 최대 Si 고용도는 1.65 wt%로 매우 극소량만이 고용되고, 고용도는 온도저하와 함께 감소하며 고용체에서 석출한 Si상은 거의 경화를 일으키지 못한다. 공정에서 정출하는 Si 상 자체는 경한 성질을 가지며 내마모성 향상에 기여를 하지만, 침상 조직으로 조대하게 생성된 공정 Si는 균열의 생성 부위로 작용하여 합금의 강도를 저하한다. Al-Si-Cu 합금은 이러한 단점들을 보완하고 기계적 특성 향상을 위해 Al-Si 2원계 합금에 최대 5.65 wt%의 고용도를 가지는 Cu를 2.0 ~ 4.0 wt% 첨가한 합금으로, 열처리 가능한 합금으로 용체화처리 후 시효 처리시 Al_2Cu 의 석출경화 현상이 일어나 강도와 경도를 향상시키는 T6 열처리 특성이 뛰어난 합금이다[36]. Fig. 2. 1에서 Al-Si-Cu 합금의 기계적 특성에 영향을 미치는 대표적인 α -Al, α -Al+Si의 공정상, Al_2Cu 상과, 알루미늄 합금의 불순물인 Fe, Mn 등의 원소가 금속간 화합물을 형성하여 생성된 α - $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ 상과 β - Al_5FeSi 상들을 나타내었다. 기지부인 α -Al의 특성은 이차수지상간격(Secondary dendrite arm spacing, SDAS)과 관련이 있는데, 합금의 응고시 냉각속도가 빠를수록 SDAS가 작아지고 기계적 특성이 향상된다. 불순물인 Fe, Mn 원소로 생성되는 α - $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ 상은 Chinese script 형태로, β - Al_5FeSi 상은 조대한 침상의 형태로 강도 및 연신율을 저하시키기 때문에 이러한 α -Fe 금속간 화합물들의 생성을 제어하거나 개량화 시킬 필요가 있다.

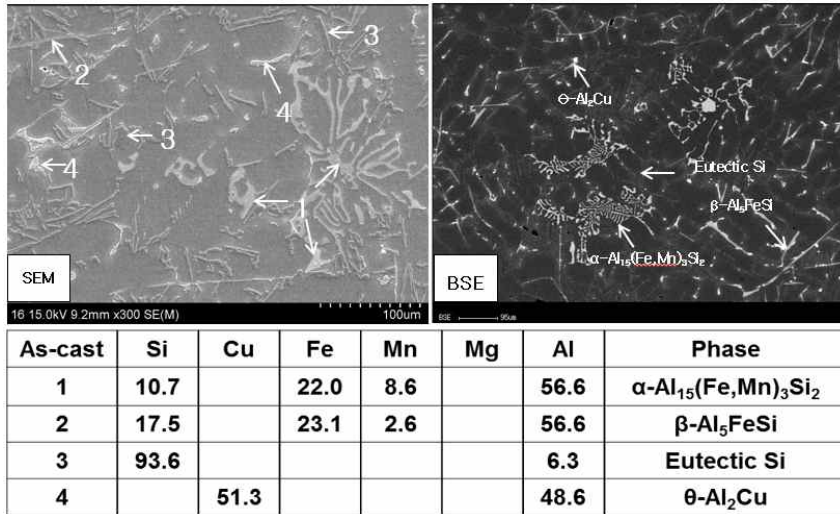


Fig. 2. 1. Various phases of Al-Si-Cu alloy.

2. Al-Sc 합금

Sc은 알루미늄에 첨가되는 모든 원소 중 원자 퍼센트당 가장 높은 강화 효과를 가지는 원소로써, Al-Sc 합금은 1970년대에 알루미늄과 합금화하면 비약적인 강도 상승의 효과를 보이는 현상이 발견된 이후 사용되기 시작하였으며, Sc의 첨가에 대한 연구의 대부분은 냉전시기 소련에서 수행되었으며 앞서 기술한 MIG 21, 29 전폭기에 적용되었을 뿐만 아니라 잠수함 발사 탄도 미사일(SLBM)의 노즈콘(미사일의 탄두 부분)의 강도를 높이기 위해 적용되었는데[37], 군사 기밀로 취급되어 소련이 붕괴 될 때까지 세상에 알려지지 않았고 최근에서야 그 효과가 주목되어 미국을 시작으로 점차 연구되고 있다. 현재 Al-Sc 합금은 대부분 Al - 2 wt% Sc 모합금으로 시장에 공급되고 있다. Al 합금에 Sc를 첨가하면 미세하게 분산 된 Al_3Sc 금속간 화합물이 형성된다[38]. Fig. 2. 2에서 나타낸 Al-Sc 상태에서, 스칸듐의 공정 반응은 $Liquid \rightarrow \alpha-Al + Al_3Sc$ 로 0.5 wt% Sc에서 659°C로 알루미늄의 용점에 가깝고 응고시 과포화 고용체가 형성된다. 또한 300°C 이상의 시효온도에서 과포화 고용체의 불연속 석출반응을 통해 생성되는 L_{12} 구조의 Al_3Sc 금속간 화합물이 Al 기지와 높은 정합성을 가지고 있기 때문에 Al-Sc 합금 내에서 상당한 격자 변형 에너지가 유도된다. 이러한 변형 에너지는 전위 운동과 입자 성장을 억제하므로 기계적 강도가 향상되며[39-42], 또다른 주목할 만한 첨가 효과는 결정립 미세화 효과이며, Al_3Sc 금속간 화합물이 Al의 응고 온도 이상에서 정출되고, Al의 고상 반응시 핵생성 자리로 작용하여 합금의 미세조직을 수지상정(Dendrite) 조직에서 등축정(Equiaxed crystals)으로 개량화하여 결정립을 미세화 시킨다[23,27,28,31]. 또한 Al-Sc 합금에 형성된 Al_3Sc 상은 열역학적으로 안정하고 밀도가 높으며 기지 내에 균일 분포하여 재결정 온도를 높이기 때문에 Al-Sc 합금은 매우 높은 온도에서 어닐링 할 때에도 재결정을 방지하는 효과가 있다[33-35,43,44]. 이러한 기계적 특성들로 Al-Sc 합금은 고온이나 고강도를 필요로 하는 기계부품에 적합할 것이라 판단된다.

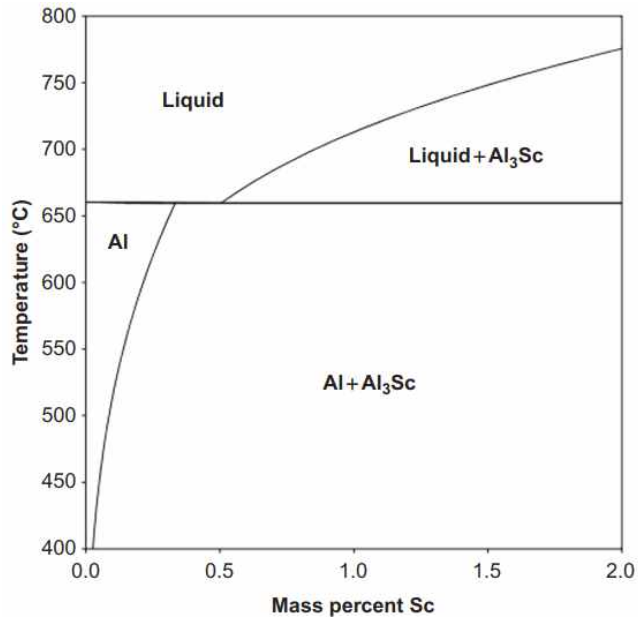


Fig. 2. 2. Al-Sc phase diagram.

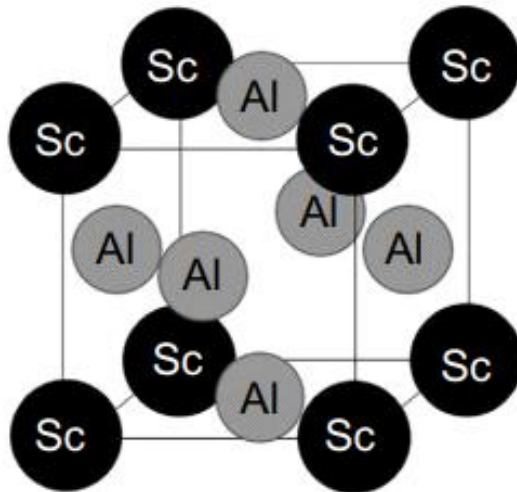


Fig. 2. 3. Schematic of L1₂ crystal structure.

제 2 절 Al 합금의 개량화

1. α-Al matrix 개량화

Al 합금에 Sc를 첨가하면 합금의 응고시 미세하게 분산 된 Al_3Sc 금속간 화합물이 정출된다. 스칸듐 첨가 알루미늄 합금의 공정 반응은 $Liquid \rightarrow \alpha-Al + Al_3Sc$ 로 0.5 wt% Sc 조성에서 659°C로 알루미늄의 용점에 가깝고 응고시 과포화 고용체가 형성된다. Al_3Sc 상은 Al의 고상 반응시 핵생성 자리로 작용하여 합금의 미세조직을 수지상정(Dendrite) 조직에서 등축정(Equiaxed crystal) 조직으로 개량화한다. 등축정의 형성은 수지상 형성에 비해 더 작은 조성적 과냉을 필요로 하는데 작은 수준의 과냉에서 핵 생성을 더 쉽게 하려면 가장 효과적인 방법은 불순물과 접촉하여 핵이 생성되는 것이다. Fig. 2. 4와 같이 표면에 고상이 형성되면 표면과 액상 사이의 표면장력, 액상과 고상 사이의 표면장력, 표면과 고상 사이의 표면장력에는 다음과 같은 관계가 있다.

$$\gamma_{IL} - \gamma_{SI} = \gamma_{SL} \cos\theta \quad (1)$$

여기서, γ_{IL} 은 표면과 액상 사이의 표면장력, γ_{SI} 은 고상과 표면 사이의 표면장력, γ_{SL} 은 고상과 액상 사이의 표면장력이고, θ 는 접촉각이다.

그리고 각 표면장력의 계면에너지에 대해 다음 관계가 성립한다.

$$\Delta F_{IL} - \Delta F_{SI} = \Delta F_{SL} \cos\theta \quad (2)$$

여기서, ΔF_{IL} 은 표면과 액상간의 계면에너지, ΔF_{SI} 는 고상과 표면간 계면에너지, ΔF_{SL} 은 고상과 액상간의 계면에너지이다.

또한 자유에너지차 ΔG^* 와 핵의 반경 r^* 을 구하면 다음과 같다.

$$r^* = \frac{2\Delta F_{SL}}{\Delta G_v} \quad (3)$$

$$\Delta G^* = \frac{4\pi\Delta F_{SL}^3}{3\Delta G_v^2} (2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta) \quad (4)$$

여기서, ΔG_v 는 부피자유에너지를 고려한 것으로, 변태되는 재료의 단위부피당 자유에너지이다. 위 식에서 θ , 즉 접촉각이 작을수록 자유에너지차 ΔG^* 값이 감소하여 핵생성에 필요한 구동력이 줄어들게 되고 과냉은 감소하게 된다. 반대로 접촉각이 $\theta = 180^\circ$ 으로 커지는 경우 불순물에 의한 핵생성 효과는 없고 균일 핵생성이 발생하게 된다. 불순물이 첨가 되면 매우 작은 과냉에도 불균일 핵생성이 발생하며 생성된 결정핵은 불순물 표면에서 성장하므로 계면에너지 생성량이 균일핵생성에 비해 훨씬 작고, 요구되는 과냉도 또한 수 $^\circ\text{C}$ 수준이다. 따라서 응고시 659°C 에서 정출되는 Al_3Sc 가 불순물로 작용하게 되고 핵생성을 용이하게 하기 때문에 스칸듐을 첨가하지 않은 합금이 응고할 때보다 $\alpha\text{-Al}$ 핵의 생성 빈도가 높으며, 일방향 응고를 하며 성장하지 않아 수지상정 구조를 나타내지 않으며 결과적으로 결정립이 미세화된다.

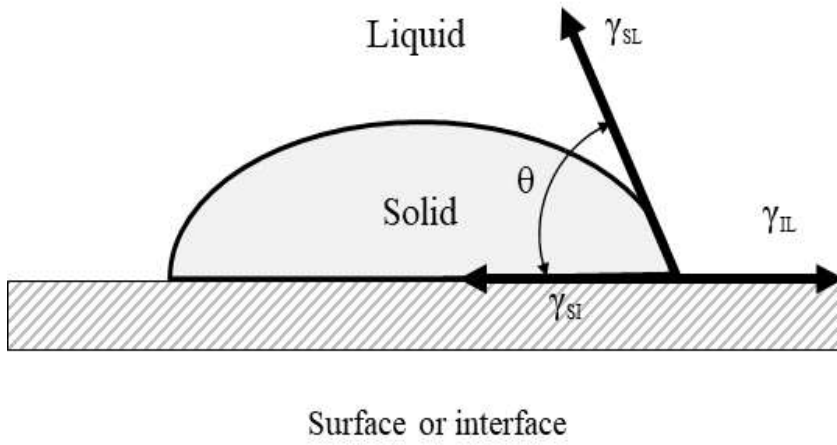


Fig. 2. 4. Schematic diagram of heterogeneous nucleation.

2. 공정 Si의 개량화

Al-Si 계 합금의 미세조직은 일반적으로 수지상정의 Al 기지부와 조대한 침상의 Si상을 나타내는데, 이러한 형태는 균열의 생성부위로 작용하기 때문에 합금의 취성파괴를 일으키며 강도와 연신율을 저하시킨다. 따라서 이러한 침상의 Si 상의 형태를 미세한 형태로 개량화시켜 합금의 기계적 특성을 향상시키는 첨가원소에 대한 많은 연구들이 수행되었고 불순물 유도 쌍정 (IIT: Impurity Induced Twining) 이론이 기본 메커니즘으로 널리 받아들여지고 있다. 불순물 유도 쌍정 메커니즘에 따르면 FCC 구조에서 최조밀면인 (111)면에서 <112>방향으로의 성장시에 첨가된 Na, Sr, Ca, Ba, La, Ce, Pr, Eu, Yb 등의 Si보다 원자 크기가 큰 원자들이 Si의 성장면에 우선 접촉하여 결합함으로써 Si 원자가 에너지적으로 안정한 또 다른 면으로 결합하게 되며 쌍정을 생성한다. 따라서 Si 상의 성장방향이 틀어짐으로써 미세조직상에서 조대한 침상의 공정 Si 상이 미세한 섬유(fibrous) 형태로 나타나게 되며, 투과전자현미경으로 개량화 처리된 공정 Si 상을 관찰하면 기존보다 쌍정밀도가 급격히 증가된 것이 관찰된다[24]. 불순물 유도 쌍정 이론은 Si 원자보다 크기가 큰 원자들이 Si의 성장 표면에 흡착되어 빈번한 쌍정을 유발하며, 효과적인 불순물 유도 쌍정생성을 위한 이상적인 원자 반경 비율은 개량화제 원자: Si원자 = 1.65: 1 이상이라고 알려져 있다[10,12,19-21]. 첨가되는 원소들은 원자반경이 상대적으로 큰 알칼리 금속(Na), 알칼리 토금속(Ca, Sr, Ba) 및 란타넘족(La, Ce, Pr, Eu, Yb) 원소이며 원자반경은 1.82 ~ 2.18 Å으로 해당 족들의 원소들은 주기율표상의 원소들 중 Fig. 2. 5에 나타낸 바와 같이 원자반경이 크기 때문에 공정 Si 상의 개량화에 사용되고 있다.

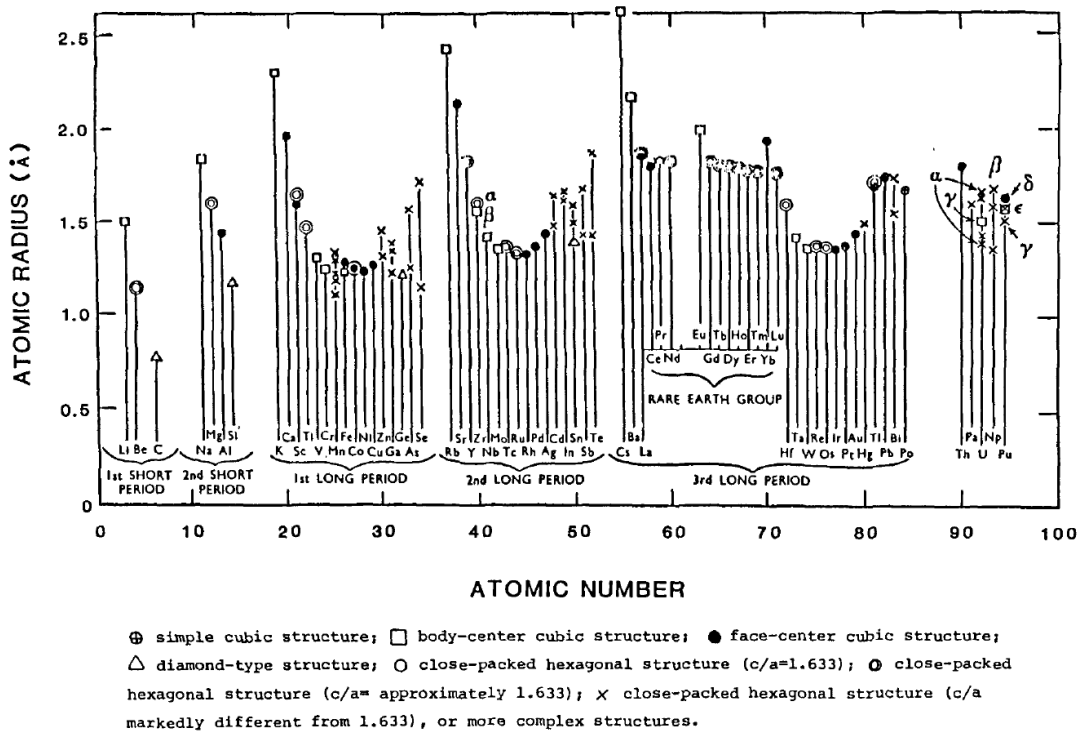


Fig. 2. 5. Plot of atomic radius vs atomic number with range of radius which includes elements capable of producing silicon modification[10].

제 3 절 합금의 강화기구

1. 결정립 미세화

결정립의 크기는 합금의 기계적 성질에 큰 영향을 미치는데 외력에 의한 전위의 이동, 즉 슬립 현상은 Fig. 2. 6과 같이 Grain 1에서 Grain 2로 결정립계를 넘어 이동하기 어렵다. Grain 1에서 슬립면을 따라 이동하는 전위는 Grain 2의 결정립계에서 이동 방향이 바뀐다. 결정립계는 전위의 움직임을 방해하는 요소로 작용하며, 결정립계는 원자가 무질서하게 배열되어 한 결정립의 슬립면은 다른 결정립의 슬립면과 불연속적이다. 따라서 단위 면적당 존재하는 결정립이 많을수록 결정립계의 면적이 증가하며, 전위의 이동에 더 많은 저항이 발생하므로 재료에 외력이 가해질 때 변형에 대한 저항력이 증가하여 결과적으로 재료를 강화하는 효과가 있으며, 다음의 식1의 Hall-Petch 관계식으로 정의 할 수 있다.

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k_y}{\sqrt{d}} \quad (5)$$

Hall-Petch 관계식은 결정립 크기에 따른 항복 강도의 변화를 나타낸 식으로써 σ_y 는 항복강도, 재료상수인 k_y , σ_0 는 재료의 강화계수 및 전위 운동에 대한 격자의 저항 상수이며 d 는 평균 결정립 지름이다. 미세한 결정립을 가지는 재료일수록 결정립계의 수가 많아 전위 이동 방해가 많이 발생하며 재료의 항복강도를 상승시킨다. 본 연구의 Sc 첨가에 의한 효과인 조대한 수지상정 구조의 미세조직에서 등축 조직으로의 개량화는 결정립 미세화 효과를 발생시켜 합금의 기계적 특성을 향상시킬 것이라 판단된다.

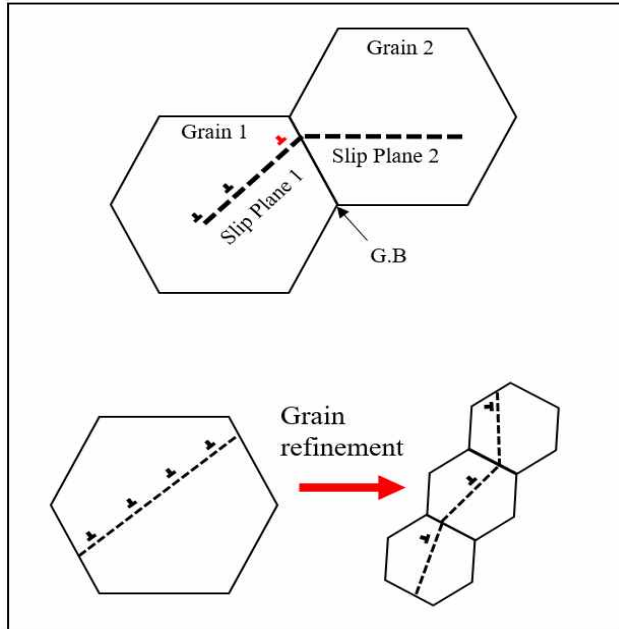


Fig. 2. 6. Schematic diagram of grain refinement.

2. 고용강화

고용강화는 침입형(Interstitial) 또는 치환형(Substitutional) 고용원소를 첨가하여 합금의 형태로써 금속을 강화하는 방법이다. 침입형 고용체는 원자 반경이 작은 H, B, C, N, O 등의 용질 원자들이 용매금속의 격자 내로 침입하여 고용되고, 치환형 고용체는 용질원자가 용매원자를 치환하여 고용되며 다음의 Hume-Rothery 규칙을 따른다. 용질 원자와 용매 원자의 크기가 약 15% 미만일 때 치환형 고용체 형성이 발생하며 전기음성도 차이가 작으면 치환형 고용체를 형성한다. 반대로 용질원자와 용매 원자의 전기음성도의 차이가 크면 금속간 화합물을 형성한다. 또한 동일한 결정구조이며 원자가 전자수가 비슷할 경우 치환형 고용체를 형성한다. Fig. 2. 7에 나타낸 바와 같이 침입형, 치환형 고용체가 형성되면 주변 격자를 변형시키고 응력장을 생성하여 전위의 이동을 방해한다. 용질 원자가 용매 원자보다 큰 경우는 압축 응력을 발생시키고, 작을 경우 인장응력을 발생시키며 전위의 이동을 방해한다.

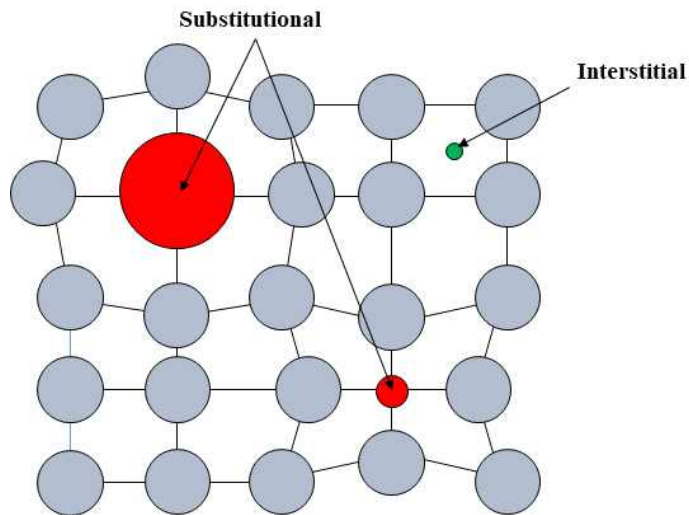


Fig. 2. 7. Schematic drawing of substitutional and interstitial solid solution.

3. 석출경화 및 분산강화

석출경화와 분산강화는 합금 기지 내에 분산된 제2상에 의한 강화라는 공통점이 있지만 제2상의 형성 방법의 차이로 구별된다. 석출경화는 합금을 용체화 처리하여 급냉한 뒤, 과포화 고용체를 만들고 이 과포화 고용체로부터 자연시효 또는 인공시효 시켜 제2상을 석출시켜서 강화하는 방법이고, 분산강화는 합금을 제조(주조) 과정에서 산화물, 질화물, 탄화물, 나노와이어 등을 첨가하여 기계적 또는 야금법으로 기지 내에 균일하게 분산시켜 강화하는 방법이며 복합재료가 이러한 원리로 제조된다. 석출경화와 분산강화는 제2상의 입자의 형상과 크기, 입자간의 거리에 따라 강화효과가 달라지는데, Fig. 2. 8의 (a)와 같이 제2 상은 경하고 불연속적이어야 하며, (b)와 같이 조대하기보다 미세할수록, (C)와 같이 침상보다는 구상으로 균일하게 분포하며, (d)와 같이 석출물의 양이 많을수록 강화 효과가 크다. 본 연구에서 적용한 Al-Si-Cu 합금의 경우, 석출경화에 영향을 미치는 Al_2Cu 상이 시효처리에 의해 과포화 고용체 \rightarrow GP zone 1 \rightarrow GP zone 2 (θ'') \rightarrow θ' \rightarrow $\theta(Al_2Cu)$ 으로 석출된다[36]. Fig. 2. 9에 나타낸 바와 같이 과포화 고용체가 시효처리에 의해 GP zone 영역으로 형성 되면서 작은 정합 석출물이 생성된다. 이후 GP zone이 분해되고 θ' 상이 형성되기 시작하며 합금의 경도와 인장강도가 증가한다. 지속적으로 시효처리를 하게 되면 θ' 상을 조대하게 만들고 θ 상의 석출물이 생성된다. θ 상은 기지와 정합성이 없고, 합금의 기지 내에 조대하게 분포한다. 석출물의 강도가 약하면 Fig. 2. 10(a)와 같이 전위가 석출물을 전단(Cutting)할 수 있으며, 반대로 Fig. 2. 10(b)의 Orowan 메커니즘을 따르는 경우, 전위가 석출물을 휘어 지나가며 전위 루프(loop)를 남긴다.

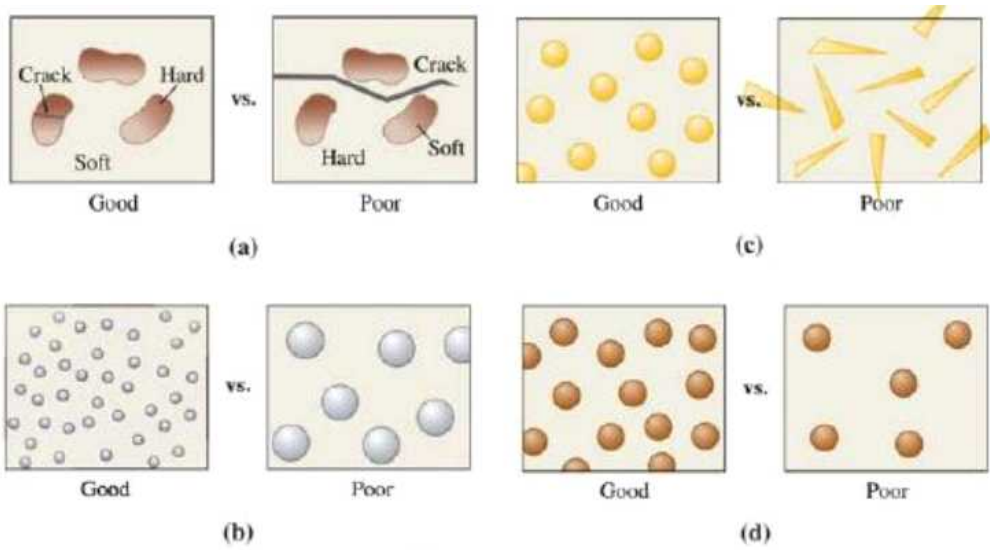


Fig. 2. 8. Schematic drawing of effective reinforcement phase.

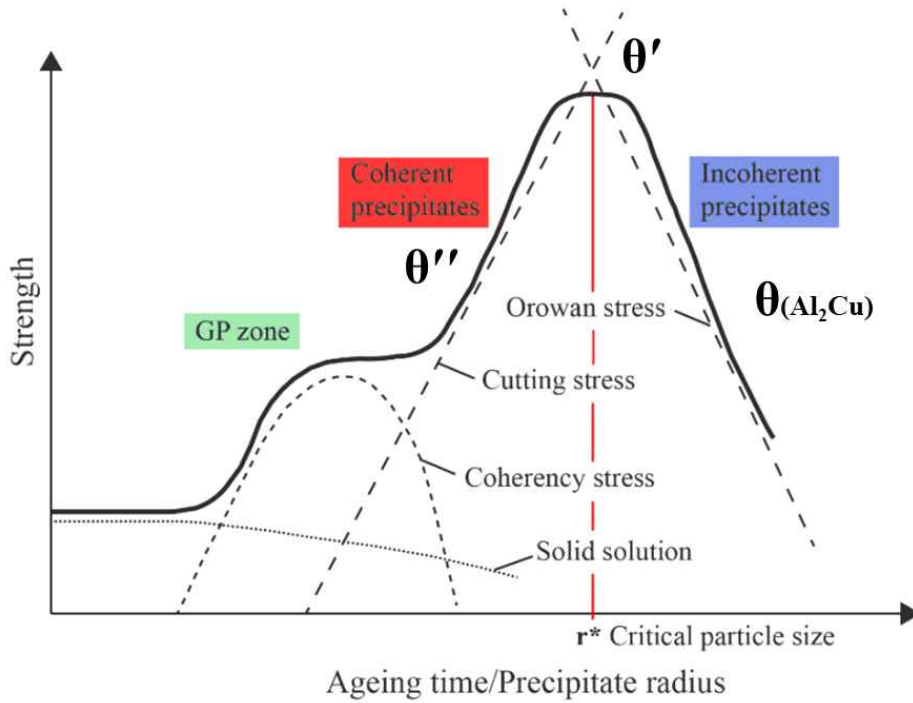


Fig. 2. 9. Schematic diagram of the precipitate strengthening.

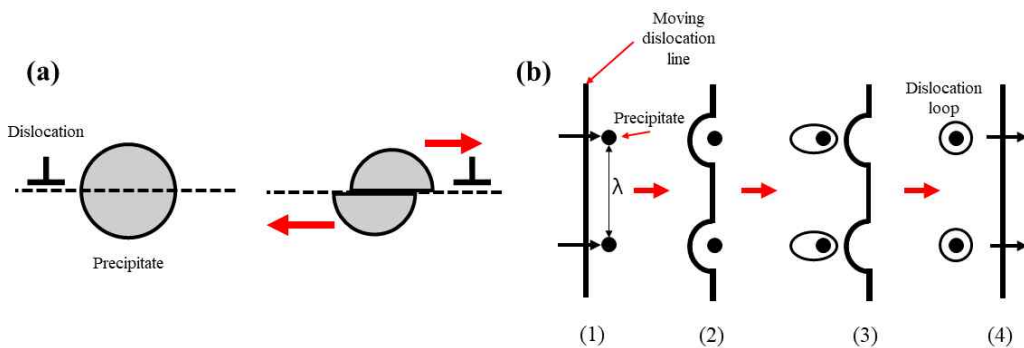


Fig. 2. 10. (a): Dislocation cutting through a precipitate (b): Dislocation bypassing an obstacle by the Orowan mechanism

제 3 장 실험방법

제 1 절 합금 주조

본 연구에서 Al 합금은 Sc 첨가량에 따른 미세조직과 기계적 특성을 평가하기 위하여 0 ~ 1.0 wt% 범위의 조성으로 제조하였으며 Fig. 3. 1에 주조 공정을 나타내었다. 알루미늄 용해로(DS-AL-400)를 사용하여 Al-12Si, Al-6Si-2Cu, Al-30Cu, Al-2Sc 합금을 모합금 형태로 750℃의 온도에서 용해한 후, 용탕 내에 첨가원소들의 균일한 분포를 위하여 회전로터를 이용하여 30분간 용탕을 교반시켰으며, 용탕 내 산소와 수소를 제어하기 위해 염화물 Flux를 산업 권장량인 용탕의 0.1- 0.2 wt% 첨가하였고, 추가적인 용탕의 탈가스를 위해 순도 99.99% 아르곤 가스를 이용하여 약 10분간 Bubbling 실시 후 용탕 진정을 위해 약 700℃에서 10분간 유지한 뒤 200℃로 예열된 금형에 주입하였고, 잉곳 (300 mm × 80 mm × 30 mm)으로 중력주조 하였다. 합금의 조성은 유도결합 플라즈마 질량 분석기 (inductively coupled plasma mass spectrometry, ICP-MS; Perkin Elmer, OPTIMA 4300 DV)를 사용하여 분석하였고 결과를 Table 3. 1에 나타내었다.

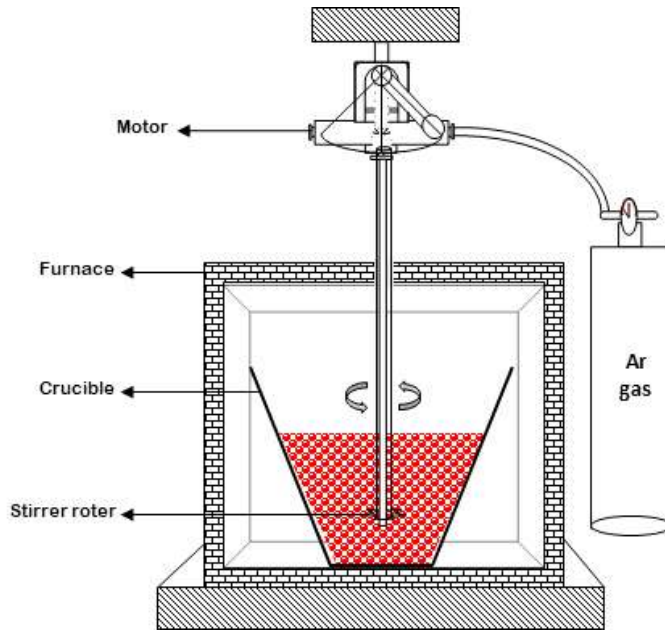


Fig. 3. 1. Schematic diagram of the casting process.

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

Alloy	Si	Cu	Sc	Fe	Mn	Al
Al-Si-Cu	6.50	2.09	-	1.03	0.39	bal.
Al-Si-Cu-0.2Sc	6.48	2.15	0.22	0.52	0.41	bal.
Al-Si-Cu-0.4Sc	6.54	1.98	0.45	0.65	0.35	bal.
Al-Si-Cu-0.8Sc	6.49	2.20	0.83	0.49	0.35	bal.
Al-Si-Cu-1.0Sc	6.62	1.87	1.12	0.55	0.33	bal.

제 2 절 열처리

본 연구에서 수행된 Al-Si-Cu-Sc 합금의 열처리는 495°C에서 4시간 유지시킨 뒤 급냉하여 과포화 고용체 상태를 만들었다. 시편은 과포화고용체 상태로 190°C에서 5시간 유지시켜 시효를 진행하였다. 본 연구에서 수행된 열처리 조건은 Al-6Si-2Cu 합금의 열처리 특성에 대한 이전의 연구[45,46]를 바탕으로 예비실험에서 수행한 가장 높은 기계적 특성을 나타낸 T6 열처리 조건으로 실시하였다.

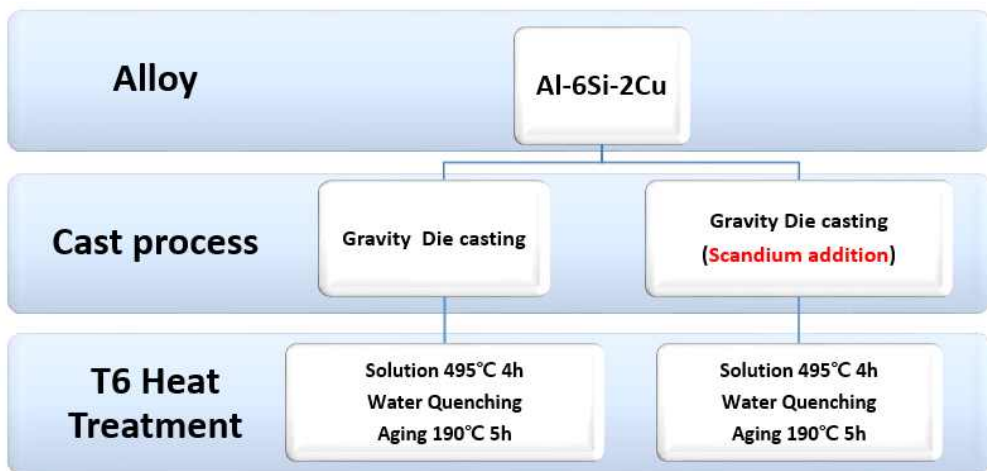


Fig. 3. 2. Schematic diagram of the Heat treatment process

제 3 절 미세구조 분석

미세조직 분석을 위해 시편은 잉곳에서 기계절단 (10 mm × 8 mm × 5mm) 하였으며 연마지를 사용하여 #4000 까지 연마 한 후, Diamond suspension(1 μm)를 이용하여 미세연마를 거쳐, Colloidal Silica Suspension을 이용하여 진동연마기 (Vibratory Polishing Machine, Automatic Frequency Range- PolV 300)로 30분간 진동연마 하였다. 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, 금속간 화합물 분석은 주사전자현미경 (Field Emission Scanning Electron Microscope, SEM; ZEISS, DE/SUPRA 40VP), 에너지 분산 분광법 (Energy Dispersive Spectroscopy, EDS; EDAX Apoll SDD)을 사용하여 정성 및 정량 분석하였다. 결정구조 분석을 위해 X-선 회절분석 (X-Ray Diffraction, XRD; Rigaku, SmartLab X-RAY Diffractometer)을 수행하였다. CuK_{α} 를 이용하여 20°에서 80°까지 2θ분석을 하였으며 스텝사이즈 0.01°, 스캔 스텝 시간 1 s로 하였다. T6 열처리 후 Al_2Cu 상의 석출거동을 관찰하기 위해 오제 전자 분광분석기 (Auger Electron Spectrometer, AES; PHI700Xi)를 사용하여 분석하였다. Al-6Si-2Cu-Sc 합금의 기지부의 핵성성에 기여하는 수십 나노 수준의 크기의 Al_3Sc 상을 관찰하기 위해 투과전자현미경 (Transmission electron microscope, TEM; Tecnai G2 F30 S-Twin, 300 KeV)으로 관찰하였으며, 투과전자현미경 시편은 집속이온빔(Focused Ion Beam System, FIB; Hitachi NX5000)을 사용하여 50-60 nm 두께로 가공하였다.

제 4 절 기계적 특성 평가

기계적 성질의 평가를 위한 경도 시험은 미소 경도시험기 (Micro Vickers Hardness Tester; Shimadzu, HMV-G 21ST)를 사용하였으며 2 kg의 하중으로 유지시간 5 s씩 각 시편 당 10회 측정하였다. 인장 시험용 시편은 ASTM: B557M - 10 규격을 기초로 판 형태의 비례시험편으로 제작하였으며, 상온에서 1 mm/min의 변형속도 조건에서 수행하였다. 인장시험기 (Precision Measuring Cyclic Load Tester, MTS)를 이용하여 상온에서 1 mm/min의 변형속도 조건에서 수행하였다.

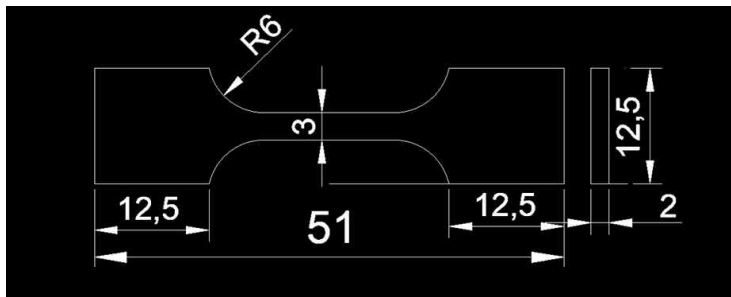


Fig. 3. 3. Tensile test specimen specification.

제 4 장 결과 및 고찰

제 1 절 Al-2Sc 합금의 특성

1. 미세조직

Fig. 4. 1은 본 연구에서 Al-6Si-2Cu-Sc 합금 주조에 사용된 Al-2Sc 모합금의 광학현미경 사진, 주사전자현미경 사진 사진이다. 스칸듐의 공정 반응은 Liquid \rightarrow α -Al + Al_3Sc 로 0.5 wt% Sc에서 659°C로 알루미늄의 용점에 가깝고 응고시 과포화 고용체가 형성된다. 광학현미경 및 주사전자 현미경 관찰 결과 합금의 미세조직은 Al 기지부에 약 1 μ m-10 μ m 크기의 Al_3Sc 공정상들이 균일하게 분포하는 것을 관찰하였다.

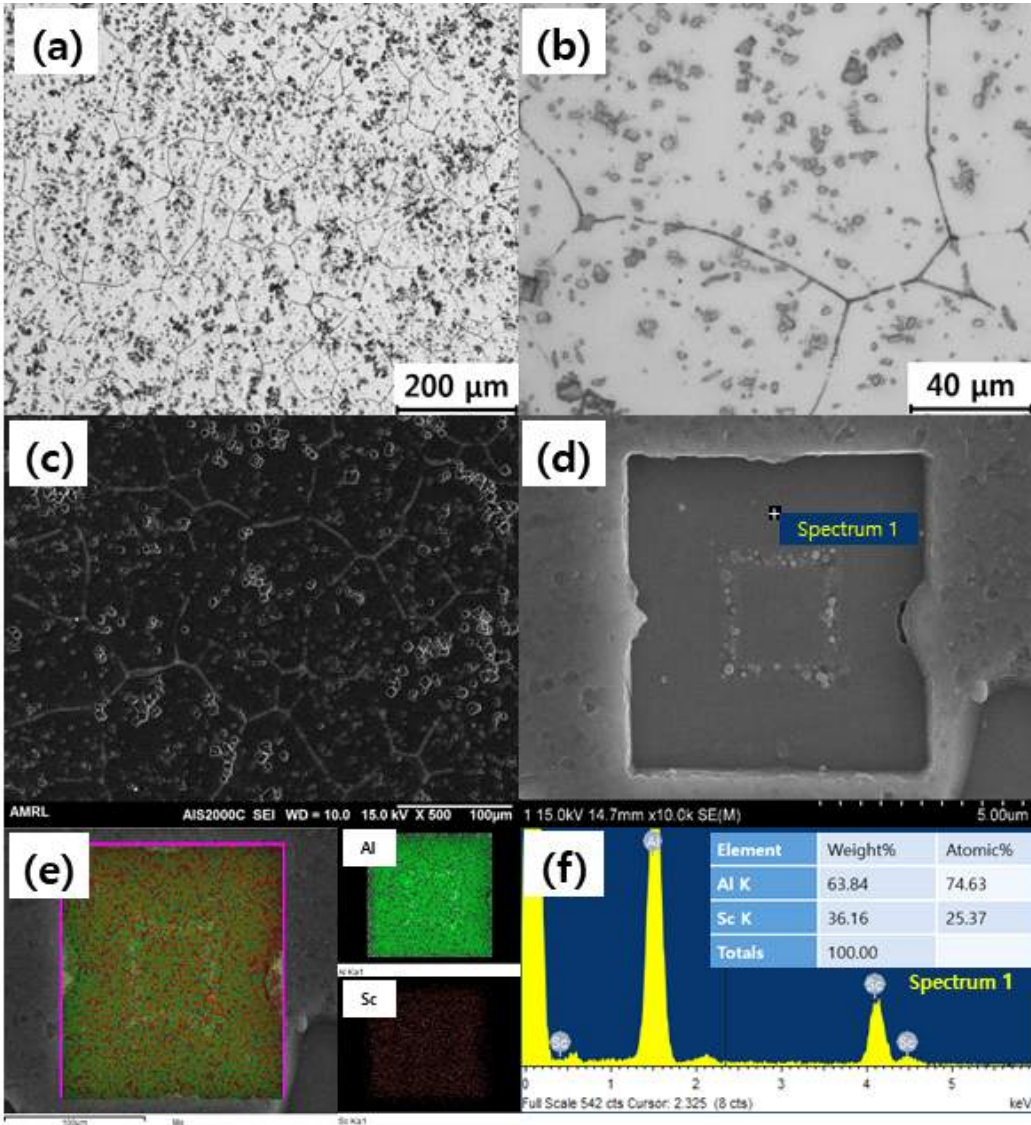


Fig. 4. 1. Microstructural observation of Al-2Sc alloy; (a-b): optical micrograph, (c-d): SEM micrograph, (e-f): EDS analysis of Al₃Sc phase.

제 2 절 스칸듐 첨가 Al-6Si-2Cu 합금의 특성

1. Al 기지부의 개량화

Fig. 4. 2는 Al 합금의 스칸듐을 첨가하지 않은 Al-6Si-2Cu 합금의 광학현미경 사진, 주사전자현미경 사진 및 EDS 분석 결과이다. 합금의 미세조직은 전형적인 수지상정(Dendrite) 구조를 나타내었으며 EDS 분석 결과 α -Al matrix와 chinese script 형상의 α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂, 침상의 β -Al₅FeSi, 판상의 θ -Al₂Cu, 조대한 eutectic Si 상들이 관찰되었다. Fig. 4. 3은 스칸듐을 첨가한 Al-6Si-2Cu-Sc 합금의 광학현미경 사진이다. 합금의 기지부는 Sc 첨가량에 비례하여 수지상정(Dendrite) 구조에서 등축정(Equiaxed crystal) 조직으로 변화하는 것을 관찰하였다. 스칸듐 첨가량이 0.2 wt% 인 시편의 경우 스칸듐을 첨가하지 않은 시편과 비교하였을 때, 미세조직상 큰 변화는 관찰되지 않았지만 Sc 첨가량이 0.4 wt% 이상인 경우부터 α -Al matrix의 개량화가 관찰되었다. 등축정의 형성은 수지상 형성보다 더 작은 조성적 과냉을 필요로 하는데 작은 수준의 과냉에서 핵 생성을 더 쉽게 하려면 가장 효과적인 방법은 불순물과 접촉하여 핵이 생성되는 것이다. 불순물 표면에 고상이 형성되면 핵생성에 필요한 구동력이 줄어들게 되고 과냉은 감소하게 된다. 불순물이 첨가 되면 매우 작은 과냉에도 불균일 핵생성이 발생하며 생성된 결정핵은 불순물 표면에서 성장하므로 계면에너지 생성량이 균일핵생성에 비해 훨씬 작고, 요구되는 과냉도 또한 수 °C 수준이다. Al-6Si-2Cu-Sc 합금의 미세조직의 변화는 Al₃Sc 금속간 화합물이 Al의 용융 온도와 온도와 근접한 659°C에서 정출되는 상으로, Al의 고상 반응시 핵생성 자리로 작용하였기 때문이다. Fig. 4. 4는 Al-6Si-2Cu-Sc 합금의 Al 기지부를 개량화하는 Al₃Sc 상의 불균일 핵생성을 뒷받침하기 위해 JMatPro를 이용한 시뮬레이션 결과를 나타내었다. 스칸듐의 첨가량이 증가함에 따라 Al₃Sc상의 생성 온도가 증가하는 것을 확인하였다. 또한 Fig. 2. 2에서 나타낸 Al-Sc 상태도에서 스칸듐의 첨가량이 0.6 wt% 이상의 조성에서 알루미늄의 용융점인 660°C 이상의 온도에서 Liquid + Al₃Sc 형태로 존재하며 Al₃Sc상의 정출 온도가 상승하는 것을 알 수 있다. Fig. 4. 5의 EBSD 관찰 결과, 스칸듐을 첨

가하지 않은 Al-Si-Cu 합금의 IPF 이미지의 경우 합금의 미세조직은 수지상정 구조를 나타내지만, Sc을 첨가한 Al-Si-Cu 합금의 경우, 일방향 응고를 하며 성장하지 않아 수지상정 구조를 나타내지 않고 등축정으로 형성되어 합금의 기지부가 개량화 된 것을 관찰할 수 있다. 광학현미경 및 주사전자 현미경으로는 기지 내에 핵생성을 발생시키는 20-50 nm 크기의 Al_3Sc 상은 관찰 할 수 없었고 후에 TEM 분석을 통해 관찰하였다.

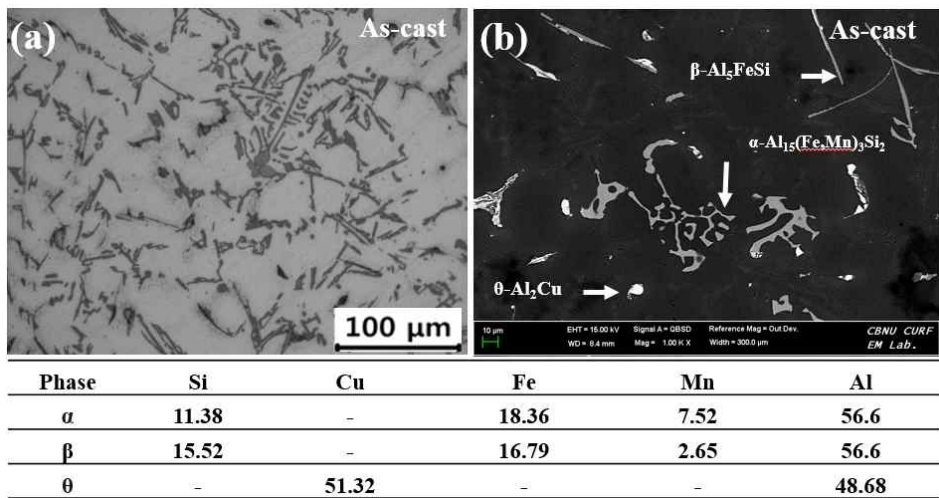


Fig. 4. 2. Microstructural observation of Al-6Si-2Cu alloy;(a) optical micrograph, (b) SEM micrograph.

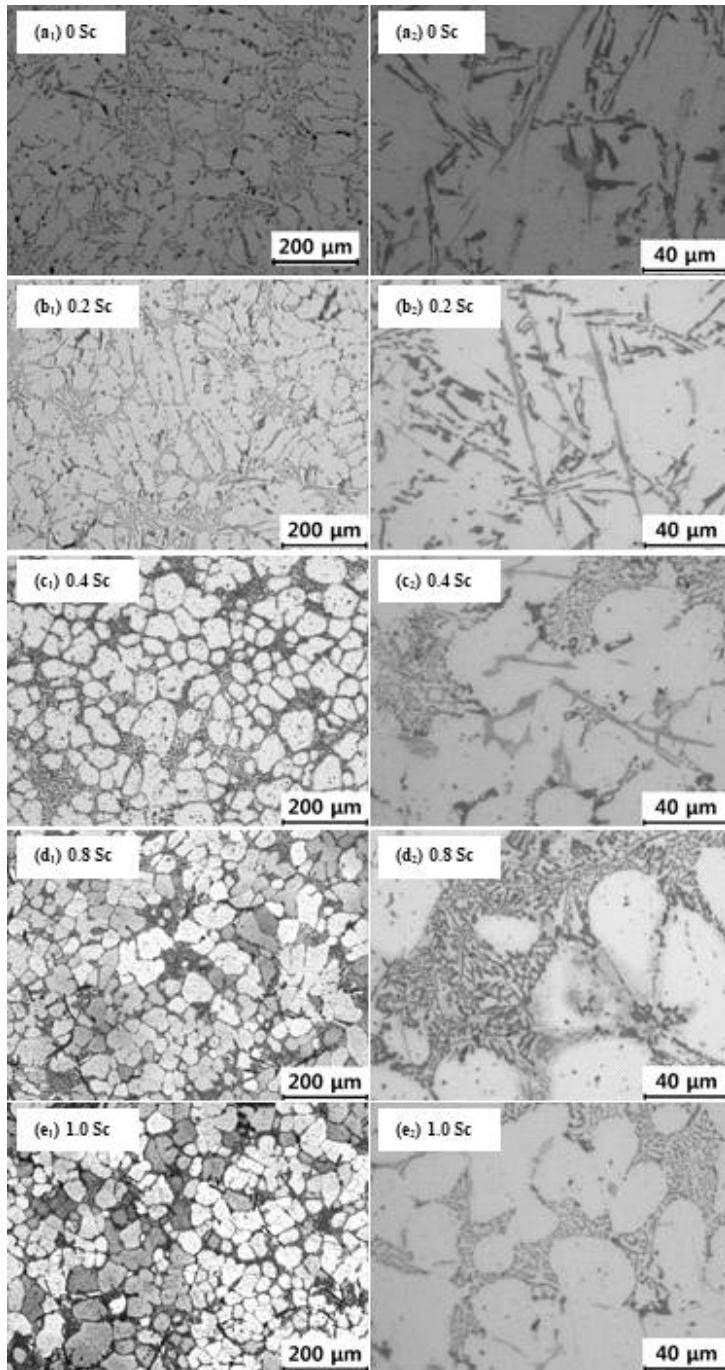


Fig. 4. 3. Optical micrograph of Al-6Si-2Cu-Sc alloy; (a₁-e₁): x 100 magnification, (a₂-e₂): x 500 magnification.

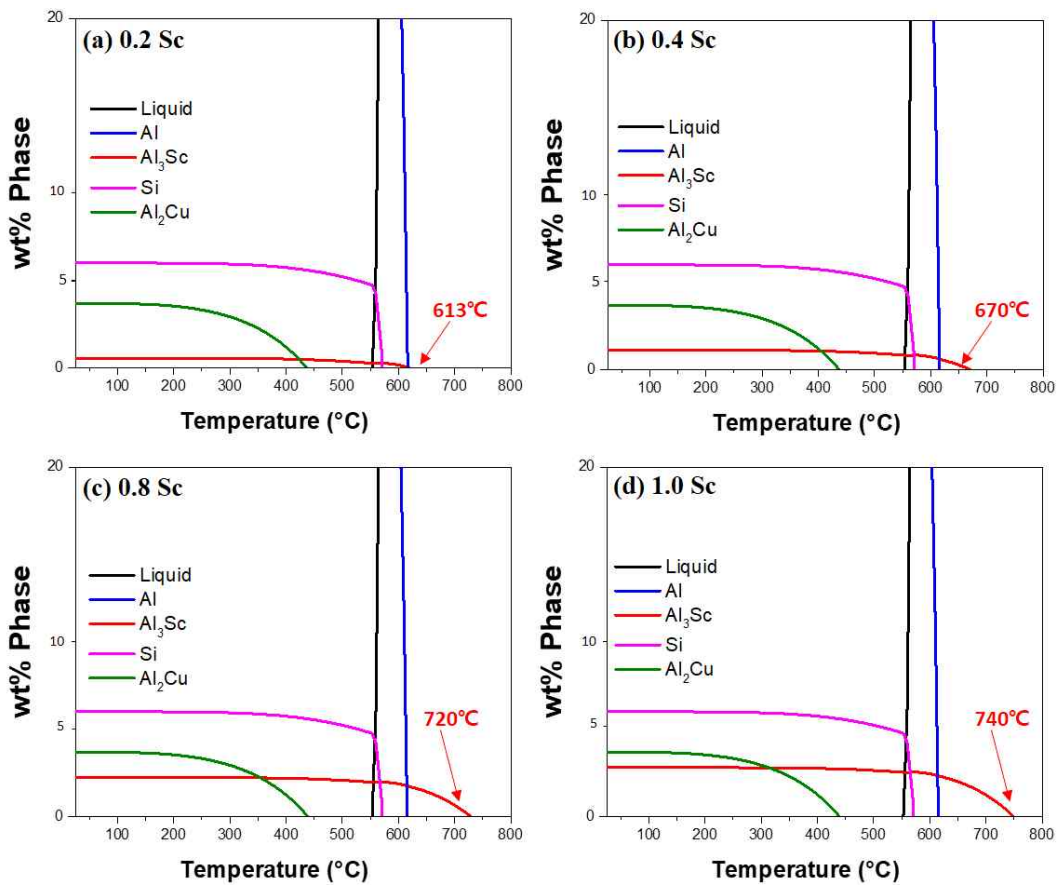


Fig. 4. 4. Fractions of equilibrium phases diagram of Al-6Si-2Cu-Sc alloy calculated using JMatPro.

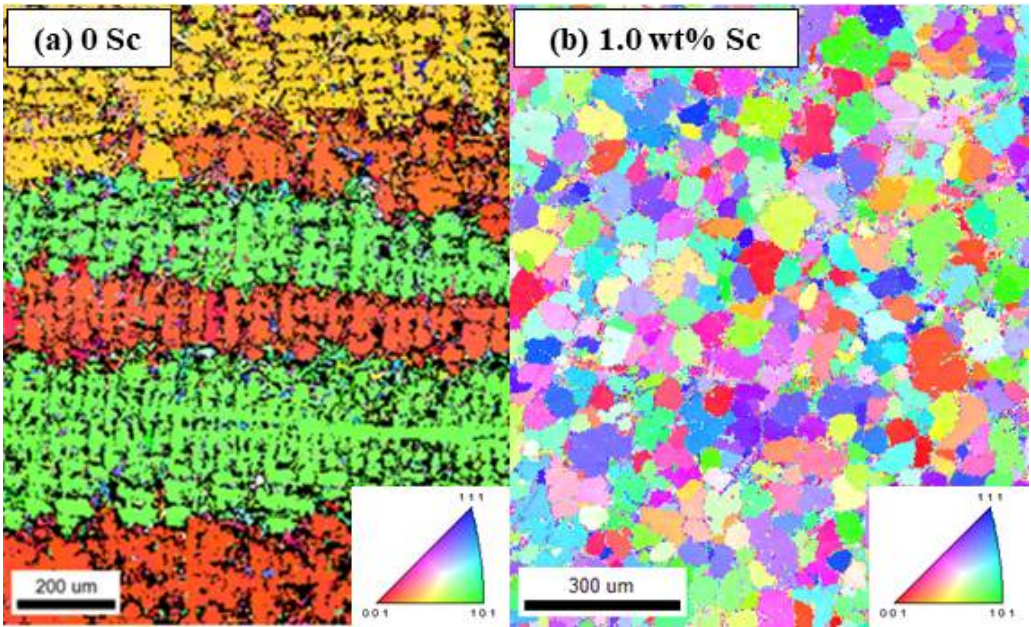


Fig. 4. 5. Electron backscatter diffraction (EBSD) inverse pole figure (IPF) image; (a): Al-9Si-2Cu alloy (0 Sc)[49], (b): Al-6Si-2Cu-1.0Sc alloy (1.0 Sc).

2. 금속간 화합물 및 공정 Si 상의 개량화

Al 기지부의 개량화 뿐만 아니라 Si상 및 금속간 화합물인 β -Al₅FeSi 상의 개량화가 관찰되었으며 이를 자세히 분석하기 위해 주사전자현미경을 사용하여 그 결과를 Fig. 4. 6에 나타내었다. Sc 첨가에 대한 미세조직의 개량화는 0.4 Sc 시편과 1.0 Sc 시편에서 그 차이가 명확하게 나타나는데, 스칸듐 첨가량이 0.4 wt% 이상의 시편에서 조대한 침상 및 판상의 Si 및 금속간 화합물인 β -Al₅FeSi 상들은 미세화 되었고 첨가량에 비례하여 0.8 Sc 시편 및 1.0 시편에서 미세화 효과가 증가하였다. Fig. 4. 7에 이미지 분석 프로그램 (IMT, i-Solution)을 이용하여 측정된 Si 상의 크기를 정량적으로 나타내었다. 기존의 Al-Si-Cu 계 합금의 개량화 원소인 Na, Sr, Ca, Ba, La, Ce, Pr, Eu, Yb 등의 희토류 원소들은 제 2절 이론적 배경의 공정 Si의 개량화 부분에서 논한 불순물 유도 쌍정 (IIT: Impurity Induced Twining) 메커니즘을 따르지만, Sc 첨가에 의한 공정 Si 상의 개량화와는 차이가 있다. Sc 은 불순물 유도 쌍정생성을 위한 원자 반경 비율이 1.41 로 낮기 때문에 IIT 메커니즘 적용이 어려우며, Sc 첨가에 대한 이전의 연구들 중, Jeong 등과, Kim 등은 Sc 첨가에 의한 Si상의 개량화는 Na 및 Sr 등의 불순물 유도 쌍정(IIT) 메커니즘을 따르는 첨가원소들과 달리, 용탕 내 다량 첨가된 Sc 에 의한 매우 큰 Al 용탕 표면장력의 감소에 의한 현상이라고 보고하였다[47, 48]. 즉, 불순물 유도 쌍정 메커니즘은 Si 상의 성장을 억제하는 반면, Sc은 핵생성의 관점으로 Si를 개량화한다.

본 연구에서 수행한 Sc 첨가는, 합금 용탕 표면장력의 감소로 Al과 Si 사이의 계면에너지를 감소시키고 이로 인해 Al과 Si 상의 접촉각이 감소되어 공정 Si 의 핵생성을 용이하게 할 뿐만 아니라, 공정 Si이 어느 특정한 방향으로 성장하는 것을 저해시켜 공정 Si을 미세한 형태로 개량화 되었으며, 조대한 침상의 금속간 화합물인 β -Al₅FeSi 상들 또한 Sc 첨가량에 비례하여 미세한 형태로 개량화된 것을 관찰하였다.

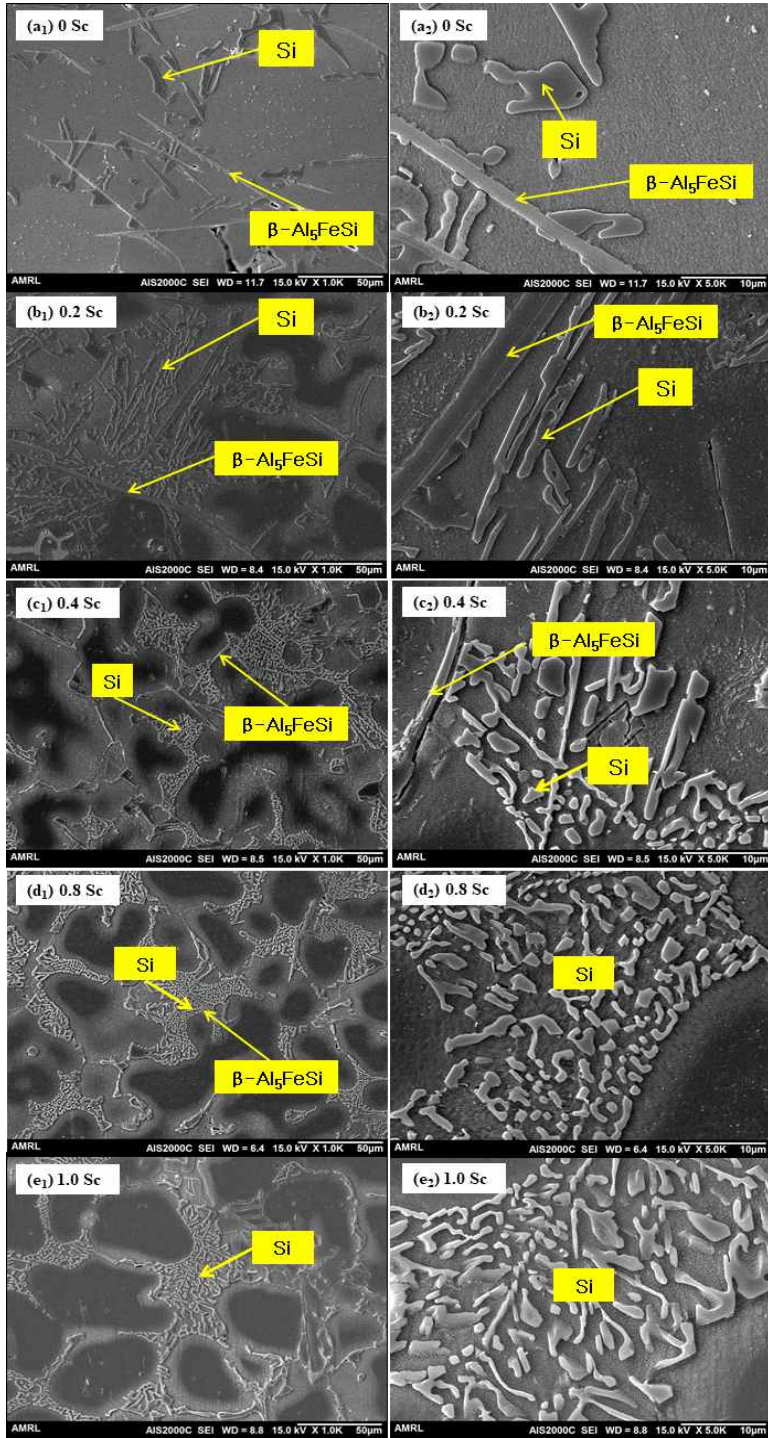


Fig. 4. 6. SEM micrograph of the Al-6Si-2Cu-Sc alloy; (a₁-e₁): x 1000 magnification, (a₂-e₂): x 5000 magnification.

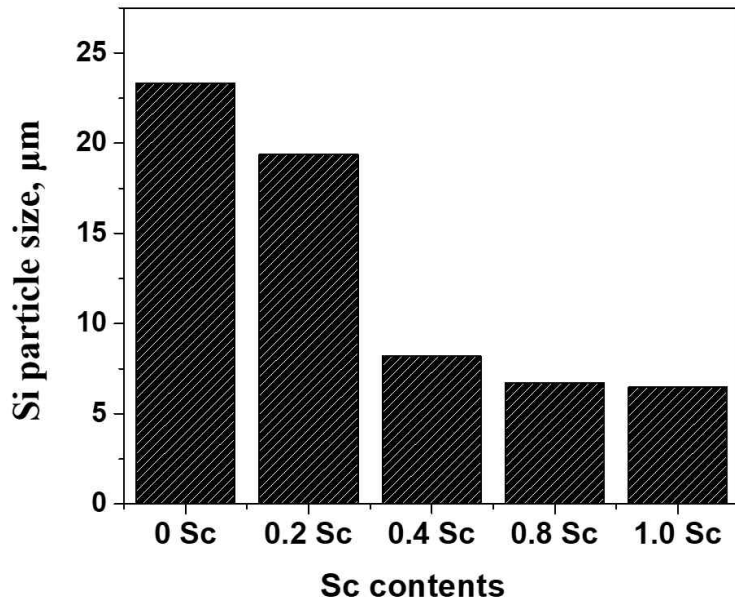


Fig. 4. 7. Si particle size of the Al-6Si-2Cu-Sc alloy.

3. XRD 분석

Al-6Si-2Cu-Sc 합금의 금속간 화합물 분석을 위해 XRD 분석을 수행한 결과를 Fig. 4. 8에 나타내었다. Fig. 4. 8(a)는 Al-6Si-2Cu-Sc 합금의 분석 결과이고, Fig. 4. 8(b)는 Al-6Si-2Cu 합금, Al-6Si-2Cu-1Sc 합금, 그리고 Al-2Sc 합금의 분석 결과이다. 스칸듐을 첨가한 모든 합금에서 $2\theta = 37.94$ (111) 위치에서 Al_3Sc 피크가 관찰되었으며, Si 상, $\beta-Al_5FeSi$ 상, Al-6Si-2Cu 합금의 강화상인 Al_2Cu 상의 피크 또한 관찰되었다. 0 Sc ~ 1.0 Sc 시편에서, 첨가량의 증가에도 Si, Cu 및 Fe, Mn 등의 원소와 새로운 금속간 화합물을 생성하지 않으며, $2\theta = 37.94$ (111) 위치에서 Al_3Sc 피크는 Sc 첨가량에 비례하여 증가하는 것이 관찰되었다. 이는 Al_3Sc 상이 알루미늄 용탕 내에서 $Liquid \rightarrow Liquid + Al_3Sc$ 로 정출되며, 합금에 존재하는 다른 금속간 화합물의 생성 온도보다 높은 온도에서 생성되고, 생성된 이후에는 불균일 핵생성을 유도하고, 안정한 상이기 때문이다. 이는 Sc 첨가량이 증가 할수록 기지 내와 Si상의 핵생성에 기여하는 Al_3Sc 상의 정출 온도와 그 수가 많으며 Al 기지부와 공정 Si 상이 개량화 효과가 높아지는 것을 뒷받침한다.

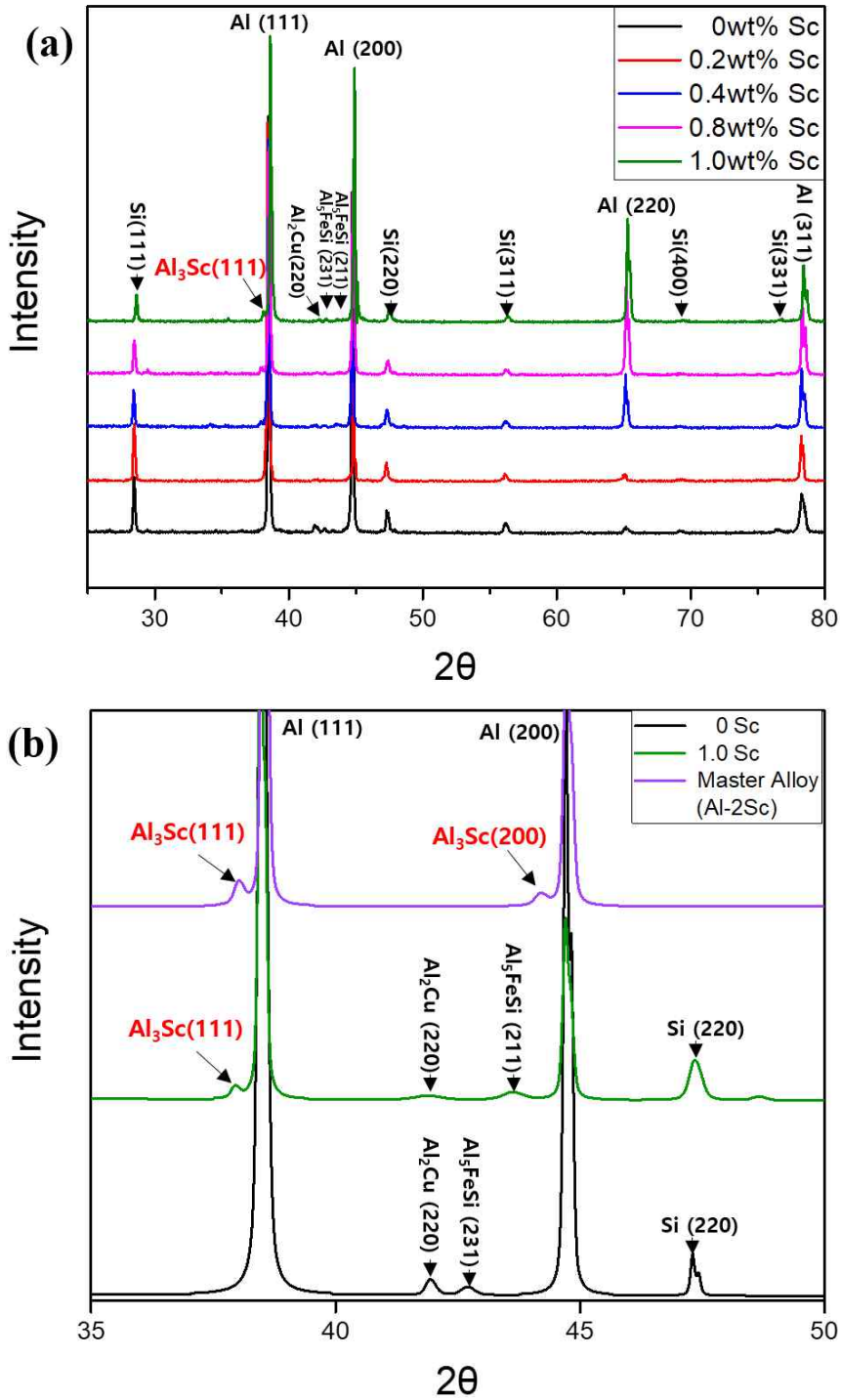


Fig. 4. 8. XRD profile of Al-6Si-2Cu-Sc alloys; (a): Al-6Si-2Cu-Sc alloy, (b): Al-6Si-2Cu alloy, 1.0 Sc specimen and Al-2Sc alloy.

4. 투과전자현미경 분석

Al-6Si-2Cu-Sc 합금의 기지부의 핵성성에 기여하는 수십 나노미터 수준의 Al_3Sc 상을 관찰하기 위해 투과전자현미경 (Transmission electron microscope, TEM; Tecnai G2 F30 S-Twin, 300 KeV)으로 관찰하였으며, Fig. 4. 9에 나타난 투과전자현미경 시편은 집속이온빔 시스템(Focused Ion Beam System, FIB; Hitachi NX5000)을 사용하여 50 nm-60 nm 두께로 가공하였다. 집속이온빔은 갈륨(Ga) 이온 빔을 이용하여 고에너지의 이온 빔을 시편에 조사하여 스퍼터링 현상을 발생시켜 시편을 가공하며 수 nm 크기의 시편도 제작 가능한 장점이 있다. Fig. 4. 10은 합금 기지부의 STEM 이미지이며, 약 10 nm-20 nm 수준 크기의 구형 Al_3Sc 상을 관찰하여 TEM-EDS 분석하였다. TEM-EDS 분석 결과 약 10 nm-20 nm 크기의 상의 원자비는 약 73: 23 으로 약 Al : Sc= 3 : 1 인 것을 관찰하였으며, Al_3Sc 상으로 확인하였다. Al_3Sc 상은 Al 과 동일한 FCC 격자 형태를 가지며, 격자상수차가 1.5% 뿐인 결정 구조적 유사성으로 Al 합금 내에서 균일하게 분포한다. 따라서 합금의 주조시 알루미늄의 고상 온도 이상에서 정출하여 알루미늄 기지의 핵생성을 유도하며 기지 내에 균일 분포한 Al_3Sc 상은 분산강화 효과를 일으키며 알루미늄 기지의 강도를 상승시킨다. EDS 분석으로 관찰한 Al_3Sc 상을 Fig. 4. 11의 고분해능 투과전자현미경(HRTEM) 이미지로 관찰하였고 Fig. 4. 11(b)에 Al_3Sc 상의 면간거리를 측정된 결과를 나타내었으며 Fig. 4. 11(c) 와 (d)에 Al 기지부와 Al_3Sc 상의 선택영역회절패턴(Selected Area Diffraction pattern)을 나타내었다. 선택영역회절패턴 분석 결과, [1-1 - 2] 정대축(Zone Axis)에서 Al 기지부의 회절패턴이 관찰되었으며, Al_3Sc 상의 [0 1 - 1] 정대축 회절패턴을 나타내었다. Fig. 4. 11(b)에서 측정된 면간거리는 각각 $d = 2.37 \text{ \AA}$ 및 $d = 2.05 \text{ \AA}$ 로, Al_3Sc 상의 [0 1 - 1] 정대축에서 (111)면 ($d= 2.37 \text{ \AA}$) 및 (200)면 ($d= 2.05 \text{ \AA}$)과 잘 일치함을 관찰하였다.

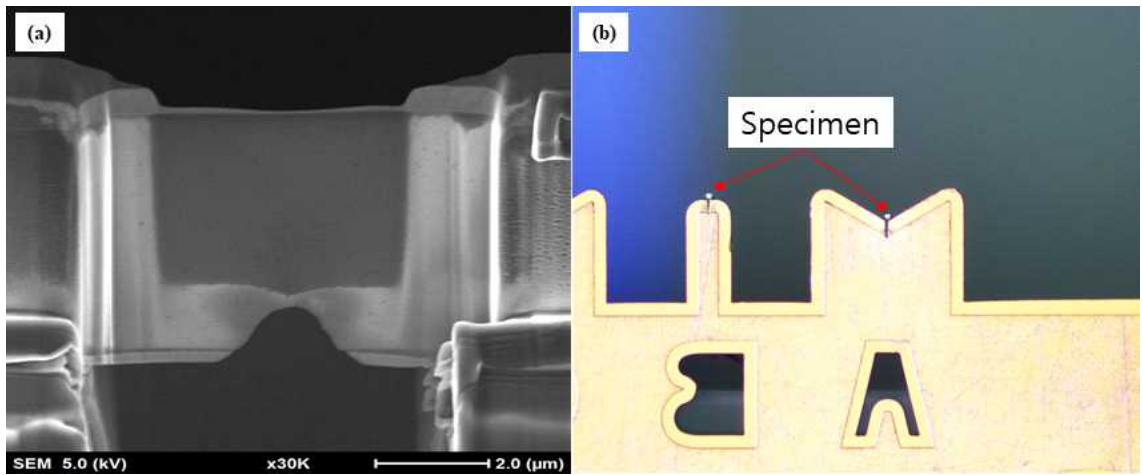


Fig. 4. 9. TEM Specimen of Al-6Si-2Cu-Sc alloy; (a): FIB-SEM image (b): FIB lift-out grid.

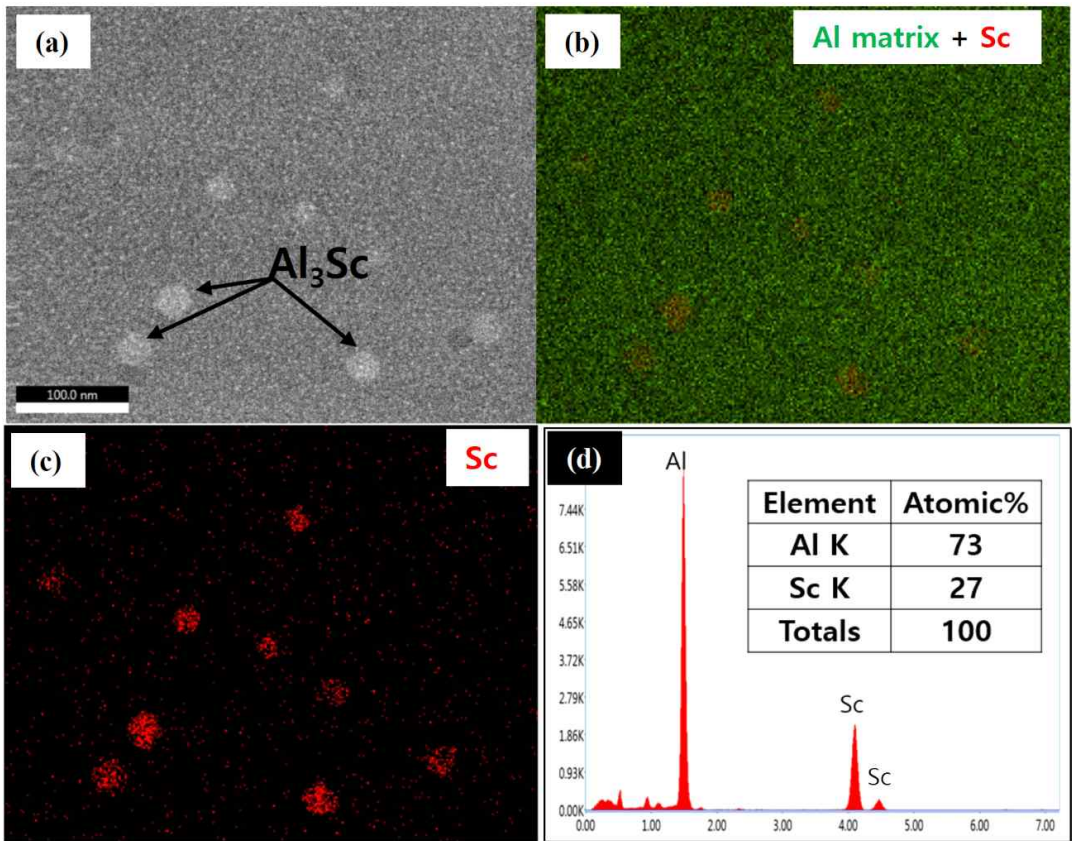


Fig. 4. 10. TEM-EDS analysis of Al-6Si-2Cu-1Sc alloy; (a): STEM image of Al_3Sc particles, (b): TEM-EDS analysis of Al matrix, (c): TEM-EDS analysis of Al_3Sc particles, (d): TEM-EDS spectrum of Al_3Sc particle.

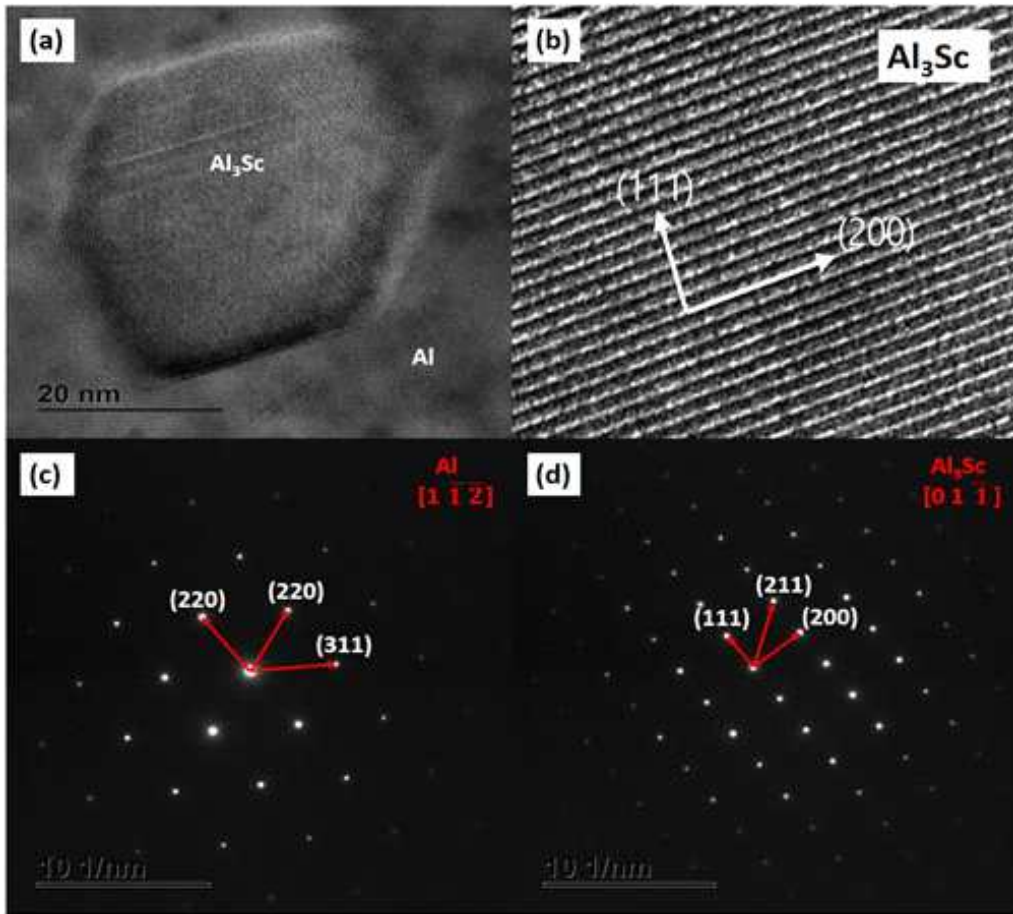


Fig. 4. 11. TEM micrographs of Al-6Si-2Cu-1Sc alloy; (a): HRTEM micrograph of Al matrix and Al_3Sc phase, (b): HRTEM micrograph of Al_3Sc phase (c): Selected area diffraction results of Al matrix, (d): Selected area diffraction results of Al_3Sc phase.

5. T6 열처리 특성

Al-6Si-2Cu-Sc 합금의 열처리 특성을 조사하기 위해 T6 열처리를 수행하였다. T6 열처리는 495°C에서 4시간 용체화처리 후 급냉하여 과포화 고용체 상태로 만들고, 인공시효는 190°C에서 5시간 유지시켜 열처리를 진행하였다. Fig. 4. 12에 T6 열처리 후 합금의 미세조직 변화를 주사전자 현미경으로 관찰하였다. 용체화처리 중 공정 Si 상들은 표면에서 확산하여 원자 위치를 변경하고 상호확산에 의해 실리콘 격자를 떠나 상 경계인 Al-Si 계면에서 알루미늄 기지부로 이동하여 평균 크기가 감소하고 구상화 되어 1.0 Sc 시편에서 최대 80% 미세화 되었다. 이는 합금의 기계적 특성에서 기존에 조대하게 존재하였던 취성의 Si상들이 미세화 되고 구상화되어 연신율이 증가 할 것이라 판단된다. T6 열처리 후 Si 상의 미세화 정도를 Fig. 4. 13에 정량적으로 나타내었다. Fig. 4. 14에 Al-Si-Cu-Sc 합금의 T6 열처리 후 금속간 화합물의 변화 거동을 보다 면밀히 관찰하기 위하여 오제 전자현미경 (AES)분석을 수행한 결과를 나타내었다. 오제 전자(Auger Electron) 방출은 원자나 이온에서 방출되는 전자로 인해 또 다른 전자가 방출되는 현상인데, 오제전자는 원소마다 고유하므로, 재료를 구성하고 있는 원소를 구분해 낼 수 있다. Fig. 4. 14(a)의 오제전자현미경 사진은 T6 열처리 전 합금 내에 약 5 μm 크기로 존재하는 Al_2Cu 상들을 나타내며, Fig. 4. 14(b)는 T6 열처리 후 합금 내에 약 1 μm 크기로 존재하는 Al_2Cu 상을 관찰하였다. Fig. 4. 14(c)는 Fig. 4. 14(a)에 나타낸 조대한 Al_2Cu 의 오제 전자 스펙트럼이며, 와 Fig. 4. 14(d) 는 Fig. 4. 14(b)의 분절된 Al_2Cu 의 오제 전자 스펙트럼 결과이며, Al 과 Cu 가 측정 결과 얻어졌으며 O(산소)의 피크가 연마 후 표면에 생성된 산화층으로 인해 측정되었다. T6 열처리 전 합금 내에 약 5 μm 크기로 조대하게 존재하는 Al_2Cu 상들은 정합성이 없고 합금의 강도와 연신율을 저하시킨다. 이러한 조대한 Al_2Cu 는 T6 열처리 중 용체화처리 과정에서 기지내로 고용되어 분절되어 미세화 된 것을 관찰하였으며, 기지 내에 고용된 Al_2Cu 는 시효처리 중 미세 석출하여 석출경화 효과를 발생시켜 합금의 기계적 특성 중 경도를 증가시킬 것이라 판단된다.

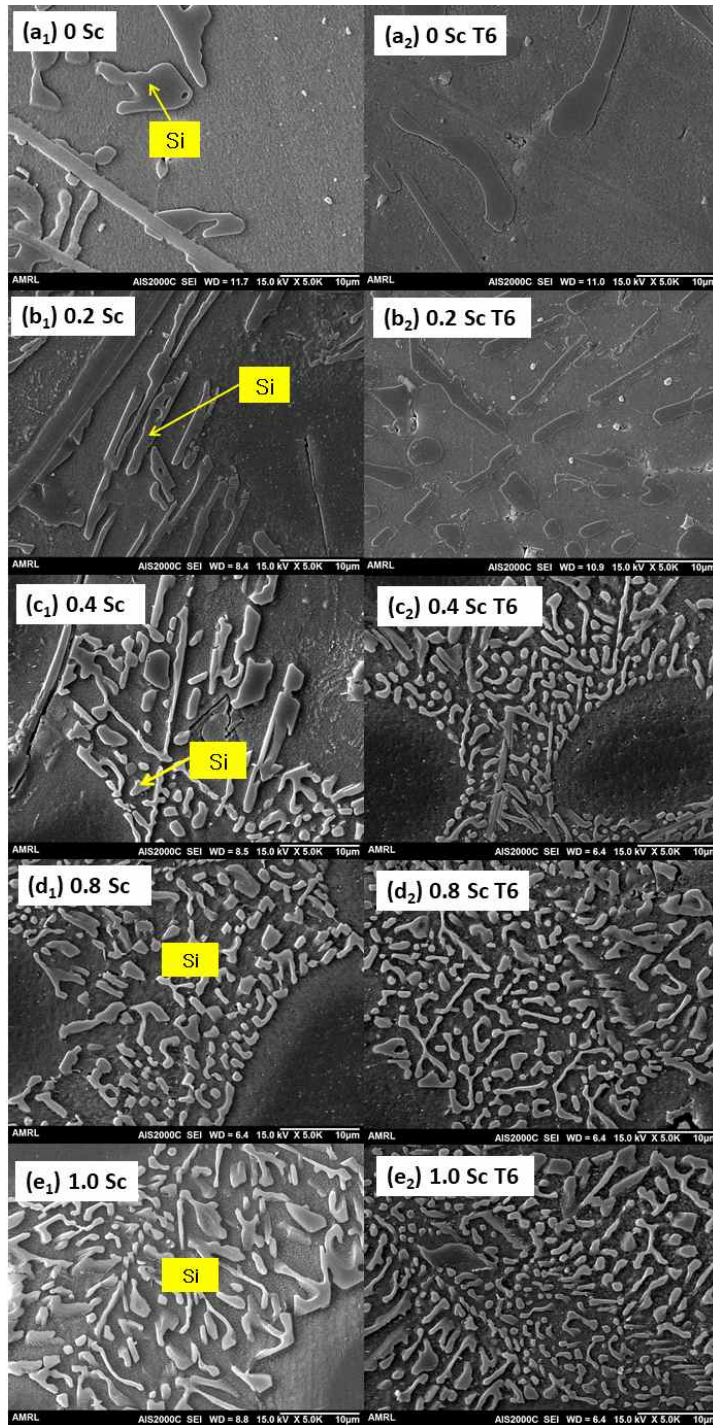


Fig. 4. 12. SEM micrograph of the Al-6Si-2Cu-Sc alloy; (a₁-e₁): as-cast alloy, (a₂-e₂): T6 heat treatment alloy.

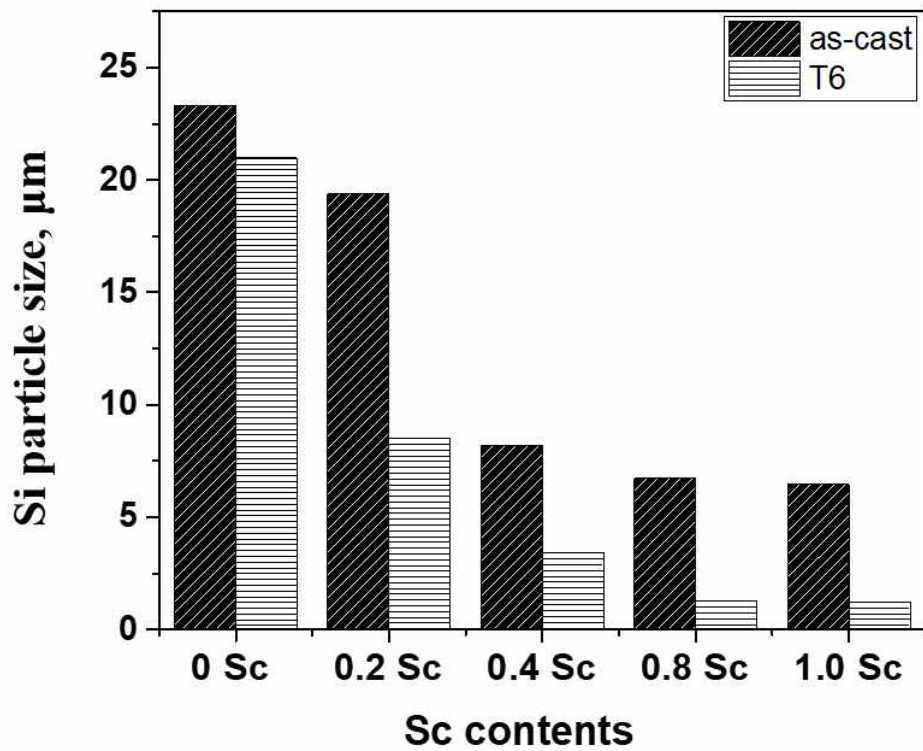


Fig. 4. 13. Si particle size of the Al-6Si-2Cu-Sc alloy.

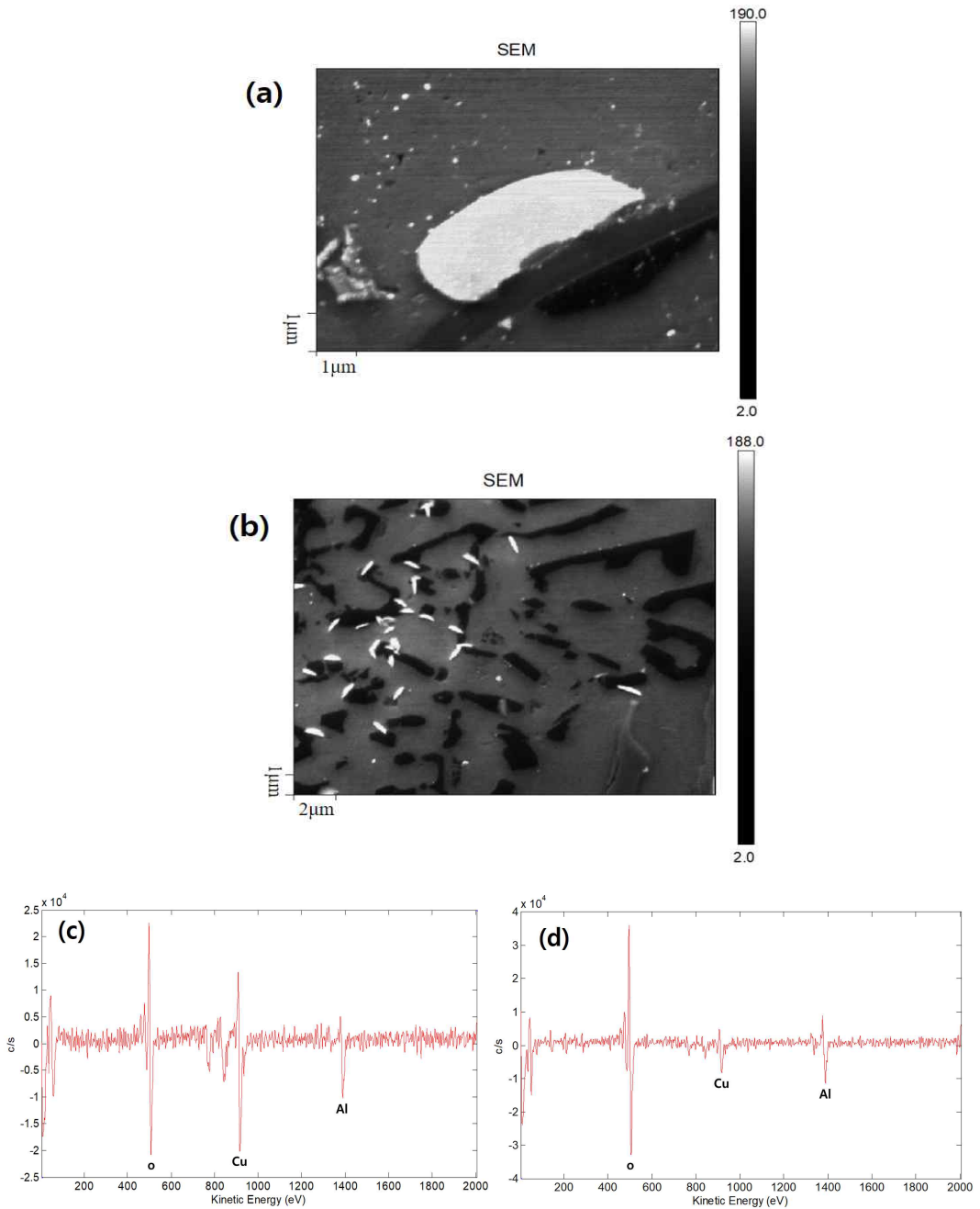


Fig. 4. 14. Auger electron spectroscopy (AES) micrograph of Al-6Si-2Cu-1Sc alloy; (a): as - cast alloy, (b): T6 heat treatment alloy, (c): AES data obtained on the Al₂Cu phase of as-cast alloy, (d): AES data obtained on the Al₂Cu phase of T6 heat treatment alloy.

6. 기계적 특성

Fig. 4. 15는 Al-6Si-2Cu 합금 및 T6 열처리 합금의 경도측정 결과를 나타내었다. 경도 측정 결과 Sc을 첨가한 0.2 Sc 시편에서 경도 상승이 관찰되었고 T6 열처리 이후 석출경화 효과로 Al-Si-Cu계 합금의 주 석출상인 Al_2Cu 의 석출로 경도가 최대 53% 상승한 것을 관찰하였다. 합금의 경도는 0.4 wt% Sc 이후 감소하였는데, 이는 취성을 나타내는 Si 및 $\beta-Al_5FeSi$ 상이 분절되고 미세화됨에 따라 표면 경도가 소폭 감소한 것이라 판단된다. Fig. 4. 16은 Al-6Si-2Cu 합금 및 T6 열처리 합금의 인장시험 결과를 나타내었다. Sc 첨가량에 비례하여 Al 기지부가 수지상정(Dendrite) 구조에서 등축정(Equiaxed crystal) 조직으로 변화하면서 합금의 결정립이 증가했으며, 결정립 내에는 나노 사이즈의 Al_3Sc 상들이 균일 분포하여 전위의 이동을 차단하고, 취성을 나타내는 조대한 침상 및 판상인 Si상과 $\beta-Al_5FeSi$ 상이 미세한 형태로 개량화 되어 강도와 연신율의 상승이 관찰되었다. T6 열처리 후 Al_2Cu 상의 석출경화 및 Si상의 구상화로 강도와 연신율이 더욱 상승하였다. 열처리 하지 않은 합금은 0 Sc 시편에 비해 최대 UTS 30%, YS 25% 증가하였고 연신율은 3.07%를 나타내었고, T6 열처리 후, 초기 시편에 비하여 최대 UTS 62%, YS 88% 증가하였고 연신율은 3.13%에 도달하였다. Al-Si-Cu 계 합금은 용체화 처리 후 인공시효를 수행하는 T6 열처리 특성이 뛰어난 합금으로, 용체화처리 과정에서 주조 후 조대하게 존재하는 Al_2Cu 상을 고용시키고 미세석출 시켜 합금의 기계적 특성을 상승시킨다. 오제 전자현미경 분석에서 알 수 있듯이 조대한 Al_2Cu 상이 T6 열처리 후 미세하게 석출된 것이 관찰되어 합금의 석출경화 효과를 뒷받침한다. Fig. 4. 17은 인장시험 후, 인장시험편의 파단면을 주사전자 현미경으로 관찰한 사진이다. 인장시험편의 파단면 관찰 결과, Sc을 첨가하지 않은 시편에서 관찰되었던 벽개파단면(취성파단면)이 Sc 첨가량에 비례하여 감소한 것을 관찰하였고 T6 열처리 이후 벽개파단면의 면적이 더욱 감소하였으며, 이미지 분석 프로그램(IMT, i-Solution)을 이용하여 측정된 파단면의 면적은 0 Sc 시편에 비해 1.0 Sc T6 시편이 최대 88% 감소하여 합금의 연성이 증가한 것을 확인할 수 있다.

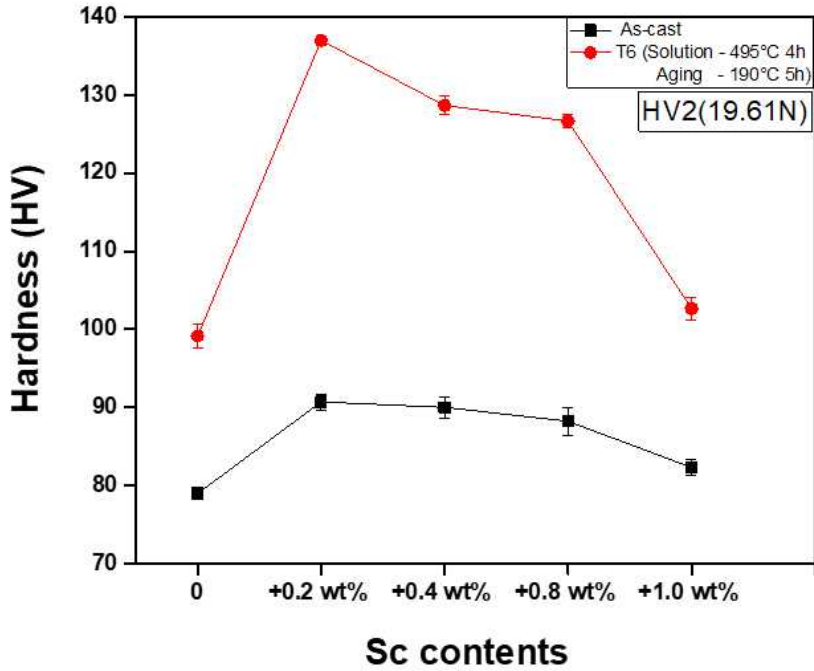


Fig. 4. 15. Micro Vickers hardness of the Al-6Si-2Cu-Sc alloys.

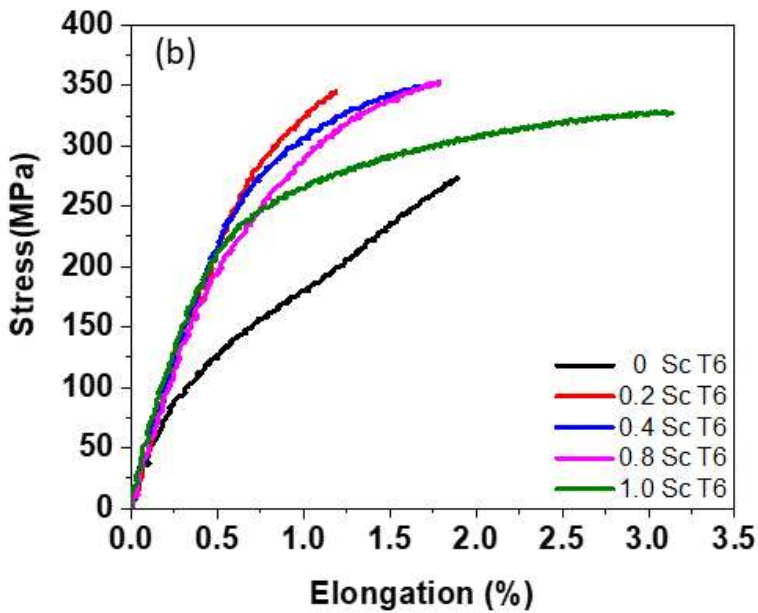
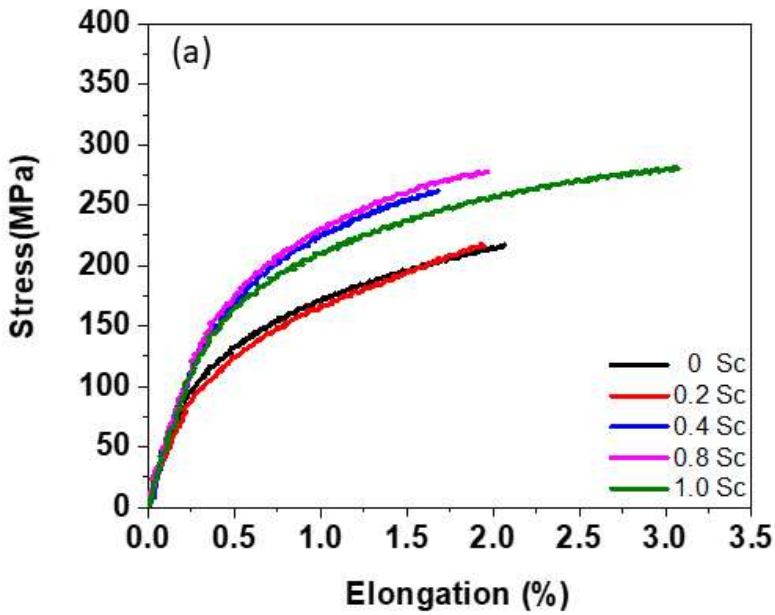


Fig. 4. 16. Tensile properties - stress strain curve of the alloys; (a): Scandium-added alloys, (b): T6 heat treatment alloys.

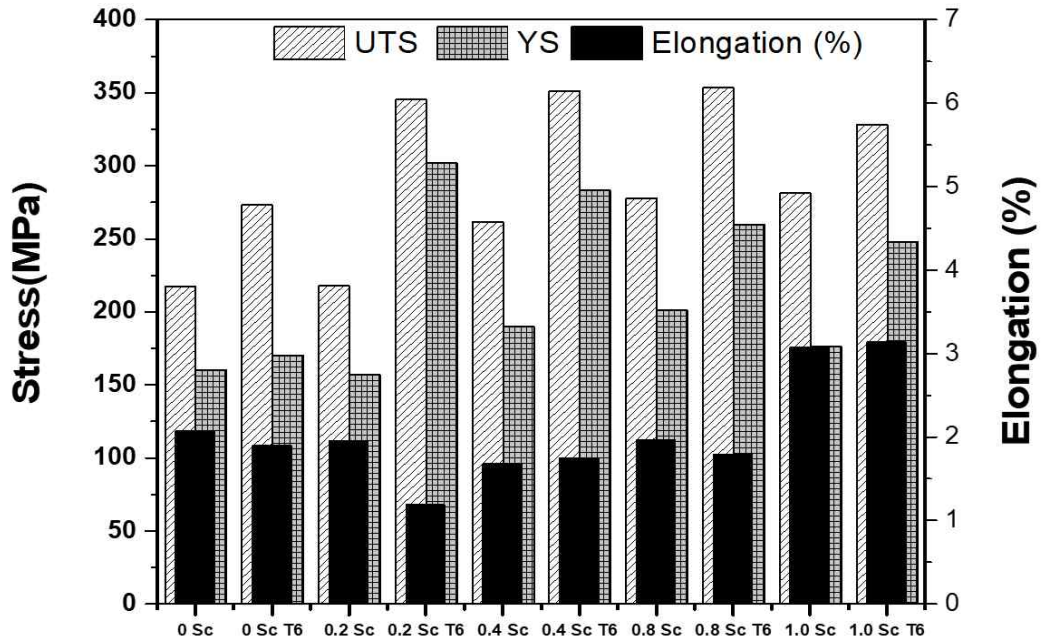


Fig. 4. 17. Tensile properties of the alloys; Scandium-added alloys and T6 heat treatment alloys.

Table 4. 1 Mechanical properties of Al-6Si-2Cu-Sc alloy.

Alloy	UTS(MPa)	YS(MPa)	El(%)	HV
0 Sc	217	160	2.08	79
0.2 Sc	273	157	1.95	91
0.4 Sc	262	190	1.68	90
0.8 Sc	278	201	1.97	88
1.0 Sc	281	176	3.07	82
0 Sc T6	273	170	1.89	99
0.2 Sc T6	345	302	1.19	137
0.4 Sc T6	350	283	1.75	129
0.8 Sc T6	353	260	1.79	127
1.0 Sc T6	328	248	3.14	103

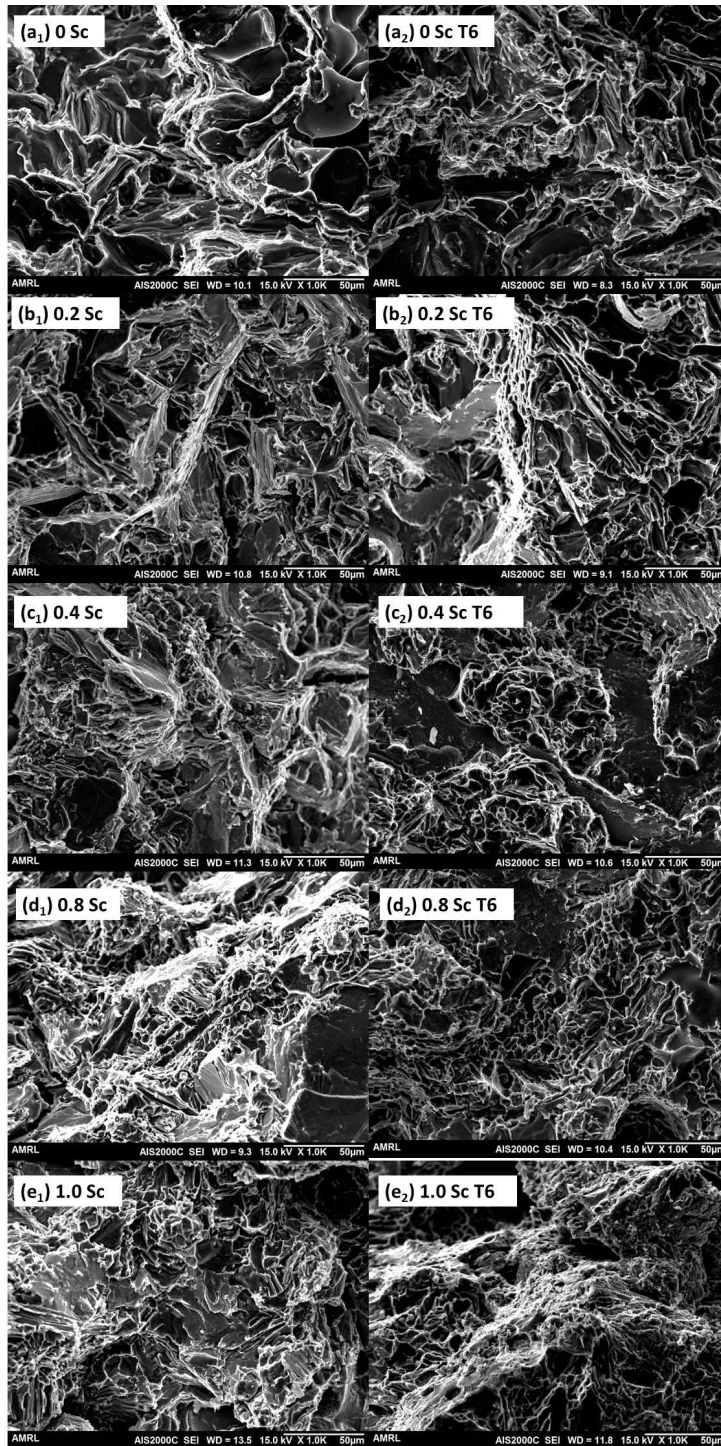


Fig. 4. 18. SEM micrographs of fracture surfaces; (a₁) - (e₁): as-cast alloy, (a₂) - (e₂): T6 heat treatment alloy.

제 5 장 결 론

Al-6Si-2Cu 합금의 미세조직 및 기계적 특성에 미치는 스칸듐 첨가 효과 및 T6 열처리 효과에 대한 영향을 평가한 결과 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1. Sc 첨가 결과, Al-6Si-2Cu 합금의 미세 조직은 수지상정(Dendrite) 구조에서, 등축정(Equiaxed crystal)으로 변화하였으며 조대한 판상 및 침상으로 존재하여 합금의 기계적 특성을 저하시키는 Si 상과 β -Al₅FeSi(Fe-rich phase)상은 1.0 Sc 시편에서 최대 6 μ m 수준으로 약 72% 미세화 되었다.
2. 합금의 개량화에 영향을 미치는 Al₃Sc상은 XRD 분석으로 확인하였으며, TEM 분석을 통해 10 nm - 20 nm 크기로 알루미늄 기지 내에 균일하게 분포하는 것을 확인하였다.
3. T6 열처리 후 Sc을 첨가한 합금의 개량화된 Si 상들은 더욱 미세화되었고, 1.0 Sc 시편에서 최대 80% 미세화 되어, 경도 측정 결과 Al-Si-Cu계 합금의 주 석출상인 Al₂Cu의 석출로 경도가 최대 53% 상승하였다.
4. 합금의 기계적 특성은 UTS 30%, YS 25% 증가하였고 연신율은 3.07%, T6 열처리 후에는 UTS 62%, YS 88% 증가하였고 3.13%의 연신율을 나타내었다. 인장시편의 파단면 관찰 결과, 파단면의 면적은 최대 88% 감소하였다. 벽개파단면(취성파단면)의 감소는 합금의 강도와 연신율의 증가를 뒷받침한다.
5. Sc 첨가 및 T6 열처리는 Si와 β -Al₅FeSi 상의 미세화, Al₃Sc 상에 의한 결정립 미세화, Al₂Cu 석출 등의 미세조직의 변화를 통하여 Al-6Si-2Cu 합금의 기계적 특성을 향상시켜 고강도 자동차 경량화 부품에 적용 가능할 것이라 판단된다.

참 고 문 헌

- [1] “전기차 시대를 달가워하지 않는 세력들”. Greenpeace Korea | 그린피스, <https://www.greenpeace.org/korea/update/14209/blog-ce-core-contents-ice-c-artel>.
- [2] Ki Seok Kim, Soo Jin Park, Min Kang Seo, Sang Yeob Oh, Kyong Min Bae, Chang Gi Kang. "Research Papers : Trend of Carbon Fiber-reinforced Composites for Lightweight Vehicles" *Elastomers and composites*47, no.1 (2012): 65-74.
- [3] IRS Global ;자동차 차체 경량화 관련 소재 및 부품 개발동향과 국내외 참여업체 사업전략, (2013), 180~181
- [4] Wang, J., Zhu, J., Liu, Y., Peng, H., & Su, X. (2018). Effect of spheroidization of eutectic Si on mechanical properties of eutectic Al - Si alloys. *Journal of Materials Research*, 33(12), 1773 - 1781.
- [5] Ogris, E., Wahlen, A., Lüchinger, H., & Uggowitzner, P. (2002). On the silicon spheroidization in Al - Si alloys. *Journal of Light Metals*, 2(4), 263 - 269.
- [6] Knuutinen, A., Nogita, K., McDonald, S. D., & Dahle, A. K. (2001). Modification of Al - Si alloys with Ba, Ca, Y and Yb. *Journal of Light Metals*, 1(4), 229 - 240.
- [7] Nogita, K., Knuutinen, A., McDonald, S. D., & Dahle, A. K. (2001). Mechanisms of eutectic solidification in Al - Si alloys modified with Ba, Ca, Y and Yb. *Journal of Light Metals*, 1(4), 219 - 228.
- [8] Hu, Z., Dong, Z., Yin, Z., Yan, H., Tian, J., & Xie, H. (2018). Solidification behavior, microstructure and silicon twinning of Al-10Si alloys with ytterbium addition. *Journal of Rare Earths*, 36(6), 662 - 668.
- [9] Paulson Varghese, Febin Joseph, John Merrin, Don Dominic, M Pooja, V Vijeesh., & G Samuel K. (2016). The Effect of Strontium Modification on T6 Heat Treatment Parameters, Microstructure and Hardness of Aluminum Silicon-A356 Alloy. *Journal of Materials and Metallurgical Engineering*. 1(2).
- [10] Lu, S.-Z., & Hellawell, A. (1987). The mechanism of silicon modification in aluminum-silicon alloys: Impurity induced twinning. *Metallurgical*

- Transactions A, 18(10), 1721 - 1733.
- [11] Closset, B., & Gruzleski, J. E. (1982). Structure and properties of hypoeutectic Al-Si-Mg alloys modified with pure strontium. *Metallurgical Transactions A*, 13(6), 945 - 951.
- [12] Lu, S.-Z., & Hellawell, A. (1995). Modification of Al-Si alloys: Microstructure, thermal analysis, and mechanisms. *JOM*, 47(2), 38 - 40.
- [13] Qiyang, L., Qingchun, L., & Qifu, L. (1991). Modification of Al-Si alloys with sodium. *Acta Metallurgica et Materialia*, 39(11), 2497 - 2502.
- [14] WESSÉN, M., ANDERSSON, N. E., & GRANATH, O. (2010). Effect of sodium modification on microstructure and mechanical properties of thick-walled AlSi6Cu2.5 rheocast component. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 20(9), 1643 - 1648.
- [15] Choi, Y. L., Kim, S. H., Kim, D. H., Yoon, S. I., & Kim, K. S. (2017). Influence of Sr and TiB on the Microstructure and Eutectic Temperature of Al-12Si Die-Cast Alloys. *Korean Journal of Materials Research*, 27(10), 544 - 551.
- [16] Yu, Z., Fu, X., & Zhu, J. (2014). Revisiting the Twin Plane Re-entrant Edge Growth Mechanism at an Atomic Scale by Electron Microscopy. *Crystal Growth & Design*, 14(9).
- [17] Mazahery, A., & Shabani, M. O. (2014). Modification Mechanism and Microstructural Characteristics of Eutectic Si in Casting Al-Si Alloys: A Review on Experimental and Numerical Studies. *JOM*, 66(5), 726 - 738.
- [18] Kim, M. H. (2006). The Effect of Sr on the Microstructures of Hypereutectic Al-Si Alloys. *Journal of Korea Foundry Society*, 26(3), 140-145.
- [19] HU, Z., RUAN, X., & YAN, H. (2015). Effects of neodymium addition on microstructure and mechanical properties of near-eutectic Al - 12Si alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 25(12), 3877 - 3885.
- [20] Hu, Z., Dong, Z., Yin, Z., Yan, H., Tian, J., & Xie, H. (2018). Solidification behavior, microstructure and silicon twinning of Al-10Si alloys with ytterbium addition. *Journal of Rare Earths*, 36(6), 662 - 668.
- [21] Pandee, P., Gourlay, C. M., Belyakov, S. A., Ozaki, R., Yasuda, H., & Limmaneevichitr, C. (2014). Eutectic Morphology of Al-7Si-0.3Mg Alloys with Scandium Additions. *Metallurgical and Materials Transactions A*,

- 45(10), 4549 - 4560.
- [22] J. E. Hatch, ed., (1984). Aluminum: Properties and Physical Metallurgy. Metals Park, Ohio, USA: American Society for Metals.
- [23] Zhu, G. L., Gu, N. J., & Zhou, B. J. (2017). Effects of Combining Na and Sr additions on Eutectic Modification in Al-Si alloy. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 230, 012015.
- [24] Fat-Halla, N. (1989). Structural modification of Al-Si eutectic alloy by Sr and its effect on tensile and fracture characteristics. Journal of Materials Science, 24(7).
- [25] Limmaneevichitr, C., & Eidhed, W. (2003). Fading mechanism of grain refinement of aluminum - silicon alloy with Al - Ti - B grain refiners. Materials Science and Engineering: A, 349(1-2), 197 - 206.
- [26] Venkateswarlu, K., Pathak, L. C., Ray, A. K., Das, G., Verma, P. K., Kumar, M., & Ghosh, R. N. (2004). Microstructure, tensile strength and wear behaviour of Al - Sc alloy. Materials Science and Engineering: A, 383(2), 374-380.
- [27] Norman, A., Hyde, K., Costello, F., Thompson, S., Birley, S., & Prangnell, P. (2003). Examination of the effect of Sc on 2000 and 7000 series aluminium alloy castings: for improvements in fusion welding. Materials Science and Engineering: A, 354(1-2), 188 - 198.
- [28] Toporova LS, Eskin DG, Kharakterova ML, Dobatkina TV. (1998). Advanced aluminium alloys containing scandium structure and properties. Taylor & Francis.
- [29] Costa, S., Puga, H., Barbosa, J., & Pinto, A. M. P. (2012). The effect of Sc additions on the microstructure and age hardening behaviour of as cast Al - Sc alloys. Materials & Design, 42, 347 - 352.
- [30] Li, Y., Du, X., Fu, J., Zhang, Y., Zhang, Z., Zhou, S., & Wu, Y. (2018). Modification Mechanism and Growth Process of Al₃(Sc,Zr) Particles in As-cast Al-Si-Mg-Cu-Zr-Sc Alloy. Archives of Foundry Engineering, 18.
- [31] Lee, K. H., Cho, S. Y. (2012). Mechanical Properties of 7000 Series Aluminium Alloys with Scandium Addition. Journal of Korea Foundry Society, 32(4), 181-189.
- [32] Dev, S., Stuart, A. A., Kumaar, R. C. R. D., Murty, B. S., & Rao, K. P. (2007). Effect of scandium additions on microstructure and mechanical

- properties of Al - Zn - Mg alloy welds. *Materials Science and Engineering: A*, 467(1-2), 132 - 138.
- [33] Davydov, V., Rostova, T., Zakharov, V., Filatov, Y., & Yelagin, V. (2000). Scientific principles of making an alloying addition of scandium to aluminium alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 280(1), 30 - 36.
- [34] Yu, M. K. (2007). Effects of recrystallization and precipitation on mechanical properties of Al-Sc alloys. (Masters dissertation). Korea Advanced Institute of Science, Daejeon, Republic of Korea.
- [35] Hong, S. H., Yu, M. K., Kwon, O. Y., Park, T. W., & Lee, Y. Y. (2015). Effect of Recrystallization and Natural Aging on Mechanical Properties of Al-Zn-Mg-Cu-Sc Alloys. *Korean Journal of Metals and Materials*. 53(12), 844 - 50.
- [36] Tillov, E., Chalupov, M., & Hurtalov, L. (2012). Evolution of Phases in a Recycled Al-Si Cast Alloy During Solution Treatment. *Scanning Electron Microscopy*.
- [37] Z. Ahmad. (2003). The Properties and Application of Scandium Reinforced Aluminum, *JOM*, 55(2), 35-39.
- [38] Dorin, T., Ramajayam, M., Vahid, A., & Langan, T. (2018). Aluminium Scandium Alloys. *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*, 439 - 494.
- [39] Yu, K., Li, W., Li, S., & Zhao, J. (2004). Mechanical properties and microstructure of aluminum alloy 2618 with Al₃ (Sc, Zr) phases. *Materials Science and Engineering: A*, 368(1-2), 88-93.
- [40] Seidman, D. N., Marquis, E. A., & Dunand, D. C. (2002). Precipitation strengthening at ambient and elevated temperatures of heat-treatable Al (Sc) alloys. *Acta Materialia*, 50(16), 4021-4035.
- [41] Norman, A. F., Prangnell, P. B., & McEwen, R. S. (1998). The solidification behaviour of dilute aluminium - scandium alloys. *Acta materialia*, 46(16), 5715-5732.
- [42] Yu. V. Milman, D. V. Lotsko and O. I. Sirko. (2000). Sc effect of improving mechanical properties in aluminum alloys. *Mater. Sci. Forum*, Vol. 331, pp. 1107-1112.
- [43] T. D. Rostova, V. G. Davydov, V. I. Yelagin and V. V. Zakharov. (2000). Effect of Scandium on recrystallization of aluminum and its alloys. *Mater. Sci. Forum*, Vol.331, pp. 793-798.

- [44] Riddle, Y. W., & Sanders, T. H. (2004). A study of coarsening, recrystallization, and morphology of microstructure in Al-Sc-(Zr)-(Mg) alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35(1), 341-350.
- [45] Park, S.-G. "Solution treatment and Sr Addition Effect on Microstructure and Mechanical Properties of Al-6Si-2Cu Aluminum Alloy for Automotive Parts." Master's Thesis Chosun University General Graduate School, 2018. Gwangju.
- [46] S. G. Park., & C. S. Kim. (2018). Two-step Solution Treatment for Enhancement of Mechanical Properties of AlSiCu Aluminum Alloy. *Journal of the Korean Society for Heat Treatment*, 31(3), 97 - 103.
- [47] Y. S. Jeong. (2005). The Effects of Sc on the Microstructures of Hypereutectic Al-Si Alloys. *Korean Journal of Materials Research*, 15(7), 480-485.
- [48] M. H. Kim (2004). The Effects of Sc on the Microstructure of Hypoeutectic Al-Si Alloys. *Korean Journal of Materials Research*, 24(3), 145-152.
- [49] Borkar, H., Seifeddine, S., & Jarfors, A. E. W. (2015). In-situ EBSD study of deformation behavior of Al - Si - Cu alloys during tensile testing. *Materials & Design*, 84, 36 - 47.

감사의 글

신소재 신뢰성 실험실에 첫 발을 내딛었을 때가 엇그제 같은데 어느새 졸업을 앞두고 되었습니다. 학부 3년과 대학원 2년, 총 5년이라는 시간동안 정들었던 신소재 신뢰성 실험실을 떠날 생각을 하니 후련하면서도 아쉬움이 느껴지고 그동안의 많은 좋았던 추억들이 떠오릅니다. 그동안 저와 함께하고, 지원해주신 많은 분들이 있었기에 좋은 경험과 추억을 가지고 무사히 졸업을 할 수 있었으며 감사의 말을 전하고자 합니다.

먼저 항상 저를 묵묵히 지지해주시며 믿어주신 부모님과 가족들의 사랑에 진심으로 감사드립니다.

그리고 5년 동안 연구 뿐 만 아니라 많은 것을 지도해 주시고 학생들을 진심으로 생각해주시며 학문적으로나 인간적으로나 저의 롤 모델이신 김정석 지도교수님께 감사의 인사를 드립니다. 학부 때부터 대학원까지 가장 강의 시간이 기다려졌고 재미있게 지도해주신 형같은 김희수 교수님, 교수님 덕분에 연구와 주조 실험에 큰 도움이 되었습니다 정말 감사드립니다. 열역학과 제련에 대해 성심 성의껏 가르침을 주신 카리스마 김선중 교수님, 부식과 표면공학에 많은 가르침을 주신 따듯한 장희진 교수님, 금속공학의 모든 기초 지식을 지도해주신 장우양 교수님 진심으로 감사드립니다. 또한 우리 믿음직한 선배님들인 큰형님 승표형, 공박사 원식이형, 상남자 학민이형, 따듯하게 챙겨준 건재형, 나이는 많지만 친구 같았고 가장 오랜 기간동안 동고동락했던 상규형과 진우형 정말 감사합니다. 형들의 많은 조언과 노하우로 많은 도움이 되었고, 같이 생활하며 좋은 추억 많이 남겨서 행복했습니다.

나와 대학원 생활을 같이 하고 많은 의지가 되었던 내 사람들인 민석이, 채을이, 용우, 근용이 정말 다들 고맙고 덕분에 즐겁고 행복했습니다. 그리고 앞으로 신소재 신뢰성 실험실의 기둥이 될 랩장 승관이, 실험실을 잘 이끌어 주길 바라며 알루미늄 연구하면서 고생 많이 하고 막내 신영이는 야무지니까 승관이 잘 따르며 도와 즐거라 믿는다. 신입인 정원이 성훈이는 적응 잘 하고 교수님과 선배들 잘 따르고 많이 배워서 즐거운 실험실 생활 했으면 좋겠다.

2021년 12월

안성빈