

개량 Al-6.5Si 합금의 미세조직, 인장 및 충격 인성에 미치는 합금 원소 첨가의 영향

박태현¹· 백민석¹· 윤상일²· 김진평³· 이기안^{4,#}

Effect of Alloying Element Addition on the Microstructure, Tensile and Impact Toughness of the Modified Al-6.5Si Alloy

T.-H. Park, M.-S. Baek, S.-I. Yoon, J.-P. Kim, K.-A. Lee

(Received April 20, 2020 / Revised May 11, 2020 / Accepted May 12, 2020)

Abstract

Low-cost alloying elements were added to a modified Al-6.5Si alloy and its microstructure, tensile and impact toughness properties were investigated. The alloying elements added were Mg, Zn, and Cu, and two kinds of alloy A (Mg:0.5, Zn:1, Cu:1.5 wt.%) and alloy B (Mg:2, Zn:1.5, Cu:2 wt.%) were prepared. In the as-cast Al-6.5Si alloys, Si phases were distributed at the dendrite interfaces, and Al₂Cu, Mg₂Si, Al₆(Fe,Mn) and Al₅(Fe,Mn)Si precipitates were also observed. The size and fraction of casting defects were measured to be higher for alloy A than for alloy B. The secondary dendrite arm spacing of alloy B was finer than that of alloy A. It was confirmed by the JMatPro S/W that the cooling rate of alloy B could be more rapid than alloy A. The alloy B had higher hardness and strength compared to the values of alloy A. However, the alloy A showed better impact toughness than alloy B. Based on the above results, the deformation mechanism of Al-6.5Si alloy and the improving method for mechanical properties were also discussed.

Key Words: Al-6.5Si Alloy, Alloy Development, Tensile, Impact Toughness, Microstructure, Deformation Mechanism

1. 서 론

최근 산업의 고도화에 따라 각종 환경 문제가 심각해지고 있고 이산화탄소 배출 규제 및 연비향상의 문제점이 대두되고 있다. 이와 관련하여 경량 소재에 대한 관심도가 높아지고 있으며, 기존 철강 재료를 경량 소재로 대체하고자 하는 노력이 활발히 진행되고 있다 [1-4]. 현재까지 보고된 대표적인 경량 소재 중 하나인 알루미늄 합금(Al alloy)은 우수한

성형성과 비강도 특성, 높은 내식성 및 내충격성 등의 장점으로 인해 수송 산업을 비롯한 다양한 분야에서 광범위하게 적용되고 있다 [5-8]. Al합금들 중에서도 Al-Si계 합금은 주조성, 내부식성, 전기 및 열 전도도 등이 특히 우수한 소재이다. 특히, Si 함량이 공정 조성 (12.6 wt.%)보다 낮은 아공정(hypoeutectic) Al-Si 합금의 경우 다양한 수송 산업에 사용되고 있어 많은 연구가 진행되어 왔다 [9].

Al-Si계 주조재에서 이차 수지상 간격(secondary dendrite arm spacing; SDAS)은 아공정 Al-Si 합금의 α 상이 응고 초기에 발생하여 수지상점으로 성장할 때 형성된다.

1. 인하대학교 신소재공학과, 학생

2. (주)삼기오토모티브, 연구원

3. 자동차부품연구원, 연구원

4. # Corresponding Author : 교수, Department of Materials Science &

Engineering, Inha university, E-mail: keeahn@inha.ac.kr

ORCID : 0000-0003-2149-3871

이러한 수지 상정은 냉각 중 공정 온도에도달하게 되면 성장을 멈추며, 이후 공정(eutectic) Si 상이 생성된다. 성장과 응고 과정 중에 SDAS의 크기가 달라지게 되며, SDAS 크기에 영향을 주는 중요한 인자 중 하나로 냉각 속도가 제시되고 있다 [10-12]. SDAS의 크기는 냉각 속도가 빠를수록 미세해지며, 그 크기가 미세할수록 기계적 특성이 우수하다고 보고되고 있다 [12-15].

최근까지 Al-Si계 합금에서 SDAS의 크기를 제어하기 위한 연구들이 시도되고 있다 [16-27]. 이 중에서 Al-Si 합금에 스트론튬(strontium, Sr) 원소를 첨가할 경우 Fe계 금속간화합물(intermetallic)이 형성되어 강도 특성이 향상된다고 보고된 바 있다 [15-20]. 그러나 Sr을 첨가한 Al-Si 주조재의 경우 용탕 내 불균일한 핵생성(heterogeneous nucleation site)이 야기됨과 동시에 응고 속도(solidification rate)가 낮아질 수 있다.[22]. 이와 함께 Sr을 첨가할수록 주조재 내 기공의 크기가 조대해지며, 그 양이 많아진다는 문제점도 보고되었다 [23].

일반적으로 Al 합금에서 기계적 특성 향상을 위하여 첨가되는 대표적인 합금 원소들로는 구리(copper, Cu), 마그네슘(magnesium, Mg), 아연(zinc, Zn) 등이 있다. 이러한 합금 원소들은 Al 합금에 강화상들을 석출시킬 수 있다 [24]. 이와 함께 상기 합금 원소들은 주조시 합금의 냉각 속도를 변화시킨다. M. Dehnavi 등 [25]은 구리(Cu)의 함량이 증가함에 따라 α -상과 공정 상(eutectic phase)의 생성 온도는 낮아지고 생성 시점도 빨라지며, SDAS의 크기가 미세해진다고 보고하였다. 또한 I. Aguilera-Luna 등 [26]은 Al-Si-Cu 합금에 마그네슘(Mg)를 첨가할 경우, 그 첨가량이 증가할수록 공정 Si(eutectic Si) 상의 크기가 감소하고 냉각 속도가 증가한다고 제시하였다. 이와 함께, J.-S. Cho 등 [27]은 Al 합금에서 Zn 함량이 증가하면 더 미세한 SDAS 크기를 유도한다고 주장하였다.

그러나 현재까지 Al-6.5Si계 합금의 미세조직 및 기계적 특성에 미치는 상기 첨가 원소들의 영향에 대해서는 연구가 부족한 실정이다 [28]. 이와 함께 Cu, Mg, Zn 원소들을 Al-6.5Si 합금에 동시에 첨가하여 물성에 대해 조사한 연구는 제시된 바 없다.

본 연구에서는 Mg, Zn와 Cu 첨가 함량을 달리하여

개량 Al-6.5Si 합금들을 제조하고 그 미세조직의 변화, 인장 및 충격 인성에 대해 조사하였다. 이와 함께 첨가 합금 원소 차이로 인해 변화된 냉각 속도 변화와 변화된 미세조직적 특징이 인장 및 충격 인성에 미치는 영향에 대하여 고찰하였다.

2. 실험방법

본 연구에서는 Al-6.5Si계 합금에 Mg, Zn 과 Cu 원소 함량을 다르게 첨가하고 주조 공정을 이용하여 180 Φ x 115 mm 크기의 빌렛(billet) 소재를 제조하였다. 주조 공정 시에는 620°C ~ 630°C 온도와 108 mm/min 주조 속도의 공정 조건으로 제조하였다. 제조된 두 종의 Al-6.5Si-Mg-Zn-Cu계 개량 합금들의 조성들을 Table. 1에 나타내었다. 첨가 합금 원소(Mg, Zn 그리고 Cu) 함량들이 상대적으로 낮은 개량 합금을 합금 A, 첨가 원소 함량이 높은 개량 합금을 합금 B로 명기하였다.

Table 1 Chemical compositions of the alloy A and alloy B used in this study (wt.%)

Element	Si	Mg	Zn	Cu	Fe	Mn	Ti	Cr	Al
alloy A	6.5	0.5	1	1.5	0.5	0.3	0.2	0.2	Bal.
alloy B	6.5	2	1.5	2	0.5	0.3	0.2	0.2	Bal.

상기 소재들의 상 분석 및 미세조직 관찰을 위해 시편 전처리를 수행하였다.

이 때 조건은 폴리셔(polisher)로 #400 ~ #4000까지 연마를 한 후 1 μ m diamond paste를 거쳐 0.04 μ m의 colloidal silica로 최종 연마하였다. 상 분석을 위해 X-ray diffraction(XRD, Ultima IV, scan speed 4°/min 와 2- θ 20 ~ 90° 조건) 장비를 사용하였다. 미세조직 관찰은 field emission scanning electron microscope(FE-SEM, FEI COMPANY; QUANTA200F) 장비를 이용하였다. 에칭 용액은 modified Keller's reagent(190 ml H₂O, 5 ml HNO₃, 3 ml HCl and 2 ml HF)를 사용하였다. 또한, 상기 합금들의 기공도 측정을 위해 Image analyzer S/W를 이용하였다. 추가로 상기 합금들의 첨가 합금 원소량 차이에 따른 냉각 속도를 계산하고자 JMatPro S/W를 사용하였다. 이를 통해 각 합금들의 시간에 따른 온

도 변화량을 통해 냉각 속도를 simulation 계산하였다.

기계적 특성을 알아보기로 하자. 경도, 상온 인장 및 충격 인성 시험들을 수행하였다. 경도시험은 비커스 경도계(Akashi, AVK-C100) 장비를 이용하여 측정하였다. 상온 인장 시험의 경우 ASTM E 8M 규격으로 시편을 가공하였다. 시편의 게이지 폭은 3 mm, 길이는 12 mm, 시편의 두께는 1 mm로 판상 형태의 시편을 가공하여 실험을 진행하였다. 상온 인장 실험은 INSTRON 8501 장비를 이용하였다. 인장 시험은 변형률 속도(strain rate) $10^{-3}/s$ 조건으로 신뢰성 확보를 위해 시편당 3회씩 시험을 진행하였다. 상온 충격 특성을 조사하기 위해 1/2 샤르피(Charpy) 충격 시험을 진행하였다.

충격 시편의 두께와 폭은 4.83 mm, 길이는 24.13 mm, 노치 부분 길이는 1 mm, 각도 45° 의 표준 규격 시편으로 가공되었으며 실험은 상온에서 수행되었다. 이 때 신뢰성 확보를 위해 시편당 3회씩 실험하여 평균 값을 사용하였다. 인장 및 충격 인성 시험 후 파단면을 관찰하기 위해 FE-SEM 장비를 사용하여 분석하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 합금 원소 첨가에 따른 개량 Al-6.5Si 합금들의 미세조직 변화

Fig. 1 에서는 합금 A와 합금 B의 광학 현미경(OM; optical micrograph) 관찰 결과를 나타냈다. 먼저 합금 A와 B에서 주조 결함인 기공(pore, red arrow)들이 관찰되었다. 합금 A에서 기공의 평균 크기는 약 $101.2 \pm 38.3 \mu m$ 로 나타났으며, 기공의 분율은 약 4.08 %로 측정되었다. 반면, 합금 B의 기공 크기는 약 $66.5 \pm 31.8 \mu m$, 분율은 약 1.11 %로 측정되어 합금 B의 미세조직이 합금 A에 비해 더 균일한 조직을 나타냈다. 고배율 관찰 결과, 합금 A는 조대한 rectangular(black arrow) 및 needle(blue arrow) 형상의 석출물들이 확인되었으며, 일부 chinese script (red rectangular area) 형상의 상들도 검출되었다. 합금 B에서는 합금 A에서 관찰되었던 조대한 상들은 나타나지 않았다. 한편, 두 합금 모두 공정 Si 상들이 존재하는 부근에 검정색의 미세한 석출상(yellow arrow)들이 분포하였다. 상기 검정색 상들은 합금 A에서

국부적으로 불균일하게 분포하는 반면, 합금 B에서 미세하고 고르게 분포하였다.

합금 A와 B에 생성된 상들을 분석하기 위해 XRD 상 분석을 진행하였으며, 그 결과를 그림 2에 나타냈다. 두 합금 모두에서 Al과 Si 상들이 주 피크들(main peaks)로 검출되었으며, 추가로 Al_2Cu , Mg_2Si , $Al_6(Fe,Mn)$ 그리고 $Al_5(Fe,Mn)Si$ 의 석출상들이 확인되었다. 또한 합금 A에서 합금 B에 비해 Al 기지의 피크 강도(peak intensity)가 조금 더 높게 나타났다.

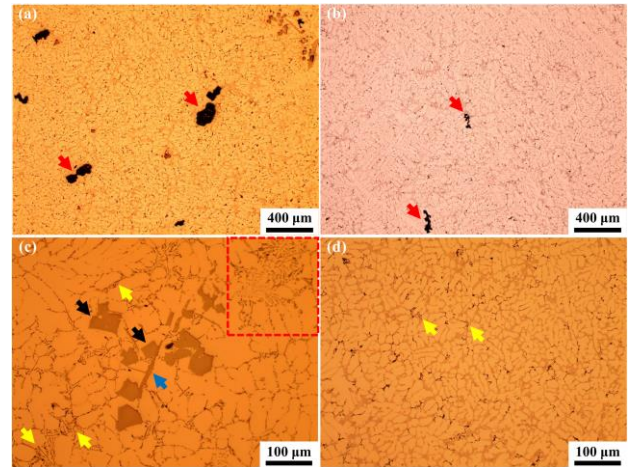


Fig. 1 OM images showing the microstructures; (a, c) alloy A and (b, d) alloy B

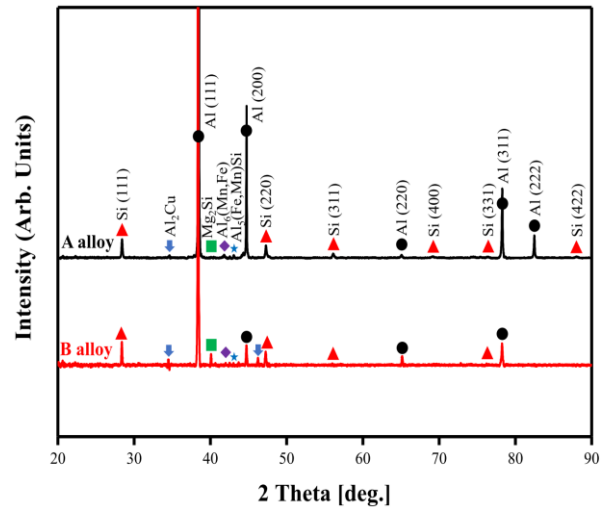


Fig. 2 XRD analysis results of alloy A and alloy B

명확한 미세조직 관찰을 위해 FE-SEM 장비를 이용하여 SDAS 와 석출상의 크기, 형상 및 분포를 조

사하였다. 이와 함께, EDS 분석을 수행하였으며, 그 결과를 Fig. 3에 함께 도시하였다. SDAS 크기의 경우 합금 A에서 평균 30.58 μm , 합금 B에서 평균 10.43 μm 로 측정되었다. 즉 SDAS의 크기는 첨가 합금

원소들의 함량이 더 높아짐에 따라(합금 B) 감소하는 것을 알 수 있었다.

석출상의 크기 및 분포의 경우, 합금 A에서는 조대한 rectangular 형상의 $\text{Al}_5(\text{Fe,Mn})\text{Si}$ 상이 관찰되었고 그 크기는 약 26.82 μm 로 측정되었다. 반면 합금 B에서는 $\text{Al}_5(\text{Fe,Mn})\text{Si}$ 상의 크기가 약 13.46 μm 로 확인되었다. Al_2Cu 상 크기도 4.1 μm (합금 A)와 2.54 μm (합금 B)로 측정되었으며, 합금 B가 더 미세한 것으로 나타났다. 이와 달리 chinese script 형상인 Mg_2Si 상의 크기는 7.35 μm (합금 A)와 13.31 μm (합금 B)로 측정되어 오히려 합금 B에서 더 조대하였다. 한편 EDS 성분 분석 결과에서 Zn 원소의 분포를 살펴보면 합금 A에 비해 합금 B의 Zn 원소 첨가량이 상대적으로 더 높은 것을 확인할 수 있었다.

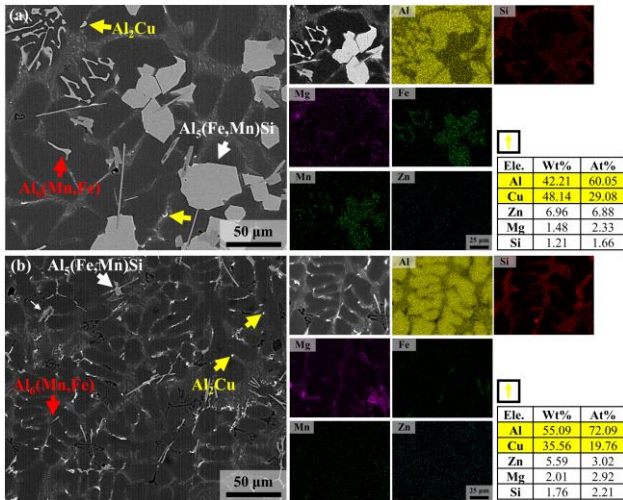


Fig.3 SEM/EDS analysis results showing the microstructures; (a) alloy A and (b) alloy B

Fig. 1 과 Fig. 3 에서 나타난 두 합금들의 미세조직적 차이의 주요 원인은 원소 첨가량에 기인한 냉각 속도의 차이 때문으로 사료된다 [25,26]. 이를 확인하기 위하여 JMatPro simulation을 이용하여 두 합금들의 냉각 속도를 계산하였으며 그 결과를 Fig. 4에 나타냈다. 여기에서 α 상의 생성 온도의 경우 합금 A에서는 613 $^{\circ}\text{C}$, 합금 B에서는 604 $^{\circ}\text{C}$ 로 얻어졌

다. 또한 합금 A의 냉각 속도는 1.13 $^{\circ}\text{C/s}$ 였으며, 합금 B의 냉각 속도는 1.48 $^{\circ}\text{C/s}$ 로 계산되었다. 추가로 α 상 생성 온도 구간의 과냉도(ΔT)를 계산해 보면, 합금 A에서의 과냉도 값은 47.62 $^{\circ}\text{C}$ 였으며, 합금 B의 과냉도는 52.21 $^{\circ}\text{C}$ 로 확인되었다. 즉 α 상 생성 온도 구간에서 합금 B의 과냉도가 합금 A보다 더 높기 때문에 합금 B의 SDAS 크기가 미세해지는 것으로 판단된다.

기존 문헌들을 살펴보면, Mg, Cu 등과 같은 합금 원소들을 첨가할 경우, 냉각 속도가 증가될 수 있다고 보고된 바 있으며 [25,26], 냉각 속도가 높을수록 기공의 크기는 감소한다고 제시되었다. O. Lashkari 등 [29]은 냉각 속도가 빨라질 경우 SDAS 크기는 미세해지고 응고되는 단면적이 작아져 기공 크기도 작아진다고 설명하였다. 이와 함께, T. Wang 등은 냉각 속도가 빠른 경우 기공의 생성과 성장할 시간이 짧아 그 크기가 미세해질 수 있다고 주장하였다 [30]. 이상의 내용들을 고려할 때 Fig. 1에서 합금 B의 미세한 기공 크기는 더 빠른 냉각 속도에 영향을 받은 것으로 사료된다.

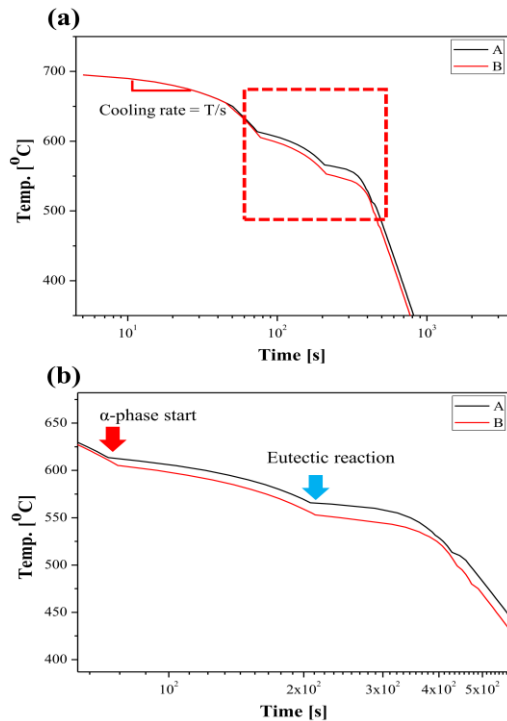


Fig. 4 Temperature vs. time cooling curves obtained by JMatPro simulation; (a) total area (b) selected area in Fig. 4(a)

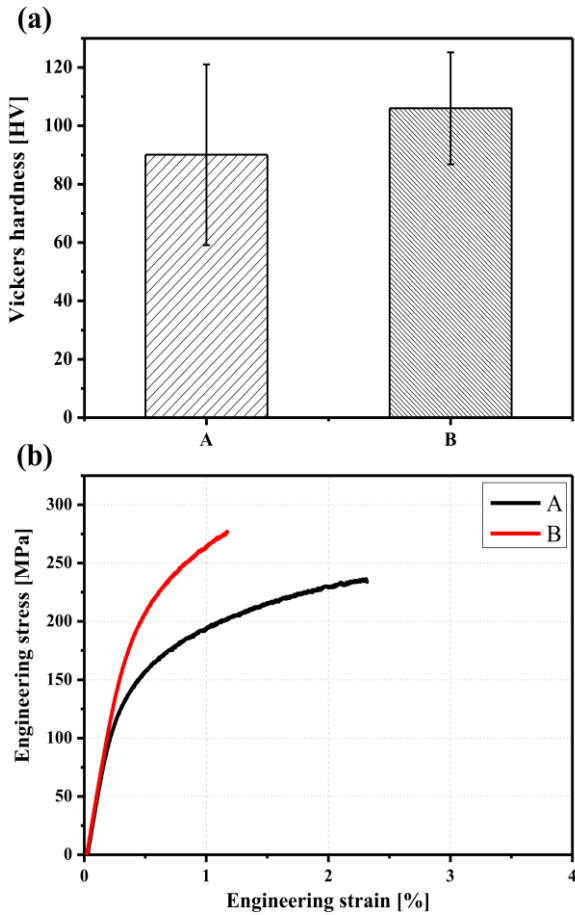


Fig. 5 Mechanical properties of alloy A and alloy B;

(a) Vickers hardness results and
(b) engineering stress-strain curves

3.2 개량 Al-6.5Si 합금들의 원소 첨가에 따른 경도 및 인장 특성

두 합금들의 상온 경도 및 인장 특성을 Fig. 5에 도시하였다. 비커스 경도의 경우 합금 A는 92.88 HV, 합금 B는 106.01 HV 값으로 측정되었다. 두 합금의 경도 편차는 합금 A에서는 ±30.96 HV, 합금 B에서는 ±19.18 Hv로 얻어져, 경도 편차는 합금 A가 더 큰 것으로 나타났다. 이는 합금 A가 합금 B에 비해 더 조대하고 불균일한 미세조직을 가지기 때문으로 이해될 수 있다. 이와 함께 추가적으로 Zn 첨가에 의한 Al 기지의 고용 강화 효과도 경도 향상에 영향을 미친 것으로 판단된다. 상온 인장 결과 (Fig. 5b), 두 합금들의 항복 강도들은 각각 154.69±7.3 MPa (합금 A), 217.73±4.01 MPa (합금 B), 인장 강도

들은 각각 236.26±16.55 MPa (합금 A), 277.52±20.1 MPa (합금 B), 그리고 연신율은 합금 A가 1.87±0.28 %, 합금 B가 1.18±0.21 %로 확인되었다. 즉 원소 첨가량이 높은 합금 B에서 강도들(항복 강도 및 인장 강도)은 높아지고 연신율은 감소하는 것을 알 수 있었다. 여기서 두 합금들이 나타낸 최대 인장 강도 수준들은 기존에 보고된 Al-6.5Si 합금들의 강도에 비해 약 2배 이상 뛰어난 것이다 [31].

Fig. 6에 두 합금들의 인장 파단면 관찰 결과를 나타냈다. 인장 파단면에서 두 합금 모두 주조 결함(기공, red dotted line)들이 관찰되었으며 그 크기는 합금 A가 합금 B보다 더 큰 것으로 나타났다. 고 배율의 인장 파단면 관찰 결과, 두 합금들 모두 딴플(dimple) 내부에 석출상($Al_3(Fe,Mn)Si$, yellow dashed line)들이 존재하며 이 상들이 강화상의 역할을 하는 것을 알 수 있었다. 딴플 내부에 존재하는 석출상들의 평균 크기는 각각 29.11 μm (합금 A), 18.61 μm (합금 B)로 측정되어 합금 B가 합금 A에서보다 더 미세한 것으로 나타났다. 즉 합금 B는 작은 기공 및 미세한 석출 강화상들에 의해 합금 A보다 더 높은 강도를 가지는 것으로 판단된다.

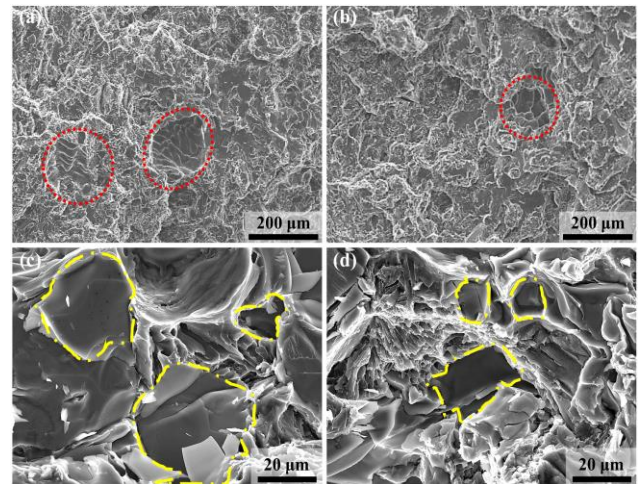


Fig. 6 SEM observation results of the tensile fracture specimens; (a,c) alloy A and (b,d) alloy B

3.3 개량 Al-6.5Si 합금들의 원소 첨가에 따른 충격 인성 특성

Fig. 7에 두 합금들의 충격 에너지 흡수 (impact energy absorbance [J/cm²]) 값(충격 인성)들을 도시하

었다. 합금 A의 충격 에너지 흡수 값은 39.96 ± 0.8 J/cm²이었으며, 합금 B는 17.98 ± 1.99 J/cm²으로 측정되었다. 즉 합금 A의 충격 인성이 합금 B에 비하여 두 배 이상 높게 확인되었다. 합금 A의 충격 에너지 흡수 값이 합금 B보다 높은 것은 인장 곡선에 나타난 연신율과 연관이 있으며 [32], 상대적으로 연신율이 높은 합금 A가 합금 B에 비해 훨씬 더 높은 충격 인성 특성을 나타내는 것으로 이해될 수 있다.

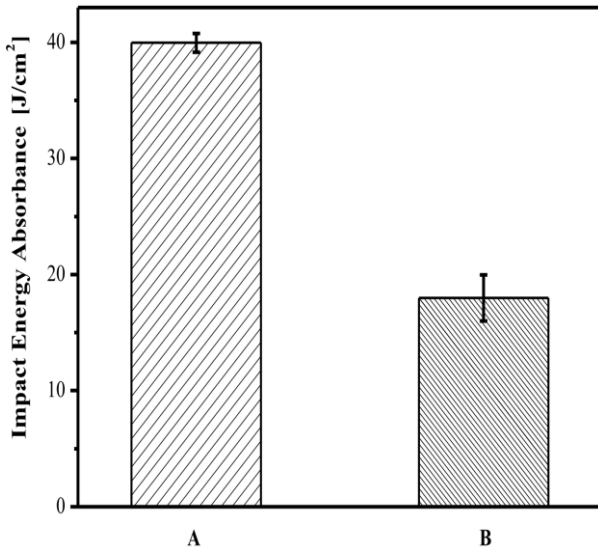


Fig. 7 Impact energy absorbance results of alloy A and alloy B

합금 A와 합금 B의 충격 인성 특성의 차이가 발생하는 것과 관련하여 충격 파단 시편의 표면을 관찰하였으며, 그 결과를 Fig. 8에 제시하였다. 합금 A에서는 일부 영역에서 딴플이 관찰되었으며, 파단 표면에서 주조 결함들도 관찰되었다. 합금 A에 관찰되었던 주조 결함인 기공들은 강도 저하에는 영향을 미치지 않지만 충격 인성 저하에는 그 영향이 크지 않은 것으로 사료된다. 이와는 반대로 합금 B에서는 다량의 미세 균열(crack)들과 취성(brittle)의 파단면이 관찰되어, 합금 A와 확연히 다른 특징을 보였다. 합금 B에서 관찰된 미세 균열들은 주로 석출 강화상들 주변에서 나타났다. 즉 취성이 강한 석출상들에 의해 균열 발생이 시작된 것으로 관찰되었다. 또한 합금 B의 강화된 기지 조직은 오히려 충격 특성을 저하시키는 결과를 야기하는 것으로 유추되었다.

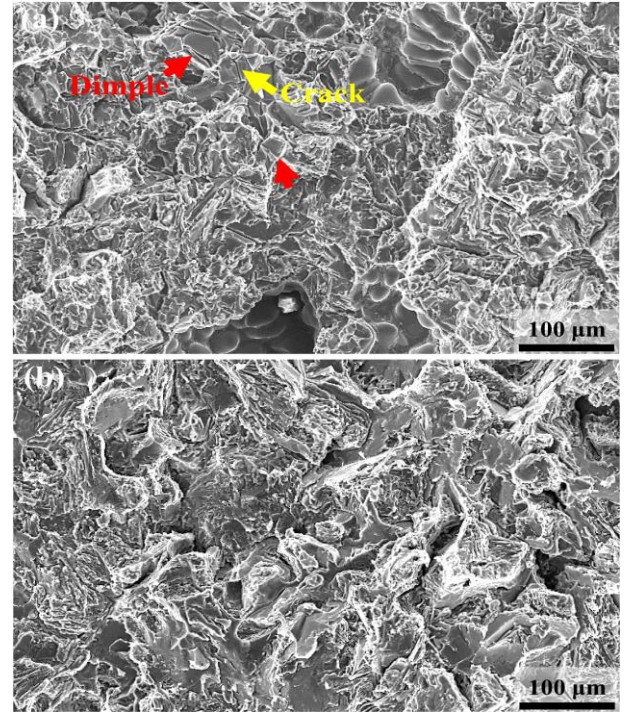


Fig. 8 SEM observation results of impact toughness fractured specimens; (a) alloy A and (b) alloy B

4. 결론

본 연구에서는 Mg, Zn과 Cu 합금 원소들을 첨가하여 개량된 Al-6.5Si-Mg-Zn-Cu 합금들을 제조하고 합금 원소 함량의 차이가 미세조직, 인장 및 충격인성 특성에 미치는 영향에 대해 조사하였으며 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

(1) 초기 미세조직 관찰 결과, Mg, Zn, Cu 원소들이 더 많이 첨가된 합금 B에서는 합금 A보다 주조 결함인 기공의 크기 및 분율이 감소하였다.

또한 합금 B에서 합금 A보다 SDAS와 석출 강화상들의 크기가 더 미세함을 확인하였다.

(2) JMatPro 프로그램을 사용하여 상기 두 합금들의 냉각 속도를 simulation 계산하였다. α-상과 eutectic 상의 생성 온도 계산에서, 합금 B가 합금 A보다 상대적으로 더 낮은 생성 온도를 가지는 것으로 나타났다.

또한 합금 A의 냉각 속도는 1.13 °C/s이었고, 합금 B의 냉각 속도는 1.48 °C/s로 얻어져, 합금 B의 냉각 속도가 상대적으로 더 빠른 것을 확인할 수 있었다.

즉 Mg, Zn, Cu 원소 첨가량이 높아질수록 주조 시 냉각 속도가 빠르다는 것을 알 수 있었다.

(3) 상온 인장 결과, 합금 A의 항복 강도는 154.69±7.3 MPa, 인장 강도는 236.26±16.55 MPa 그리고 연신율은 1.87±0.28 %로 측정되었다.

반면 합금 B의 항복 강도는 217.73±4.01 MPa, 인장 강도는 277.52±20.1MPa와그리고연신율은 1.18±0.21 %로 얻어졌다. 합금 B가 합금 A보다 높은 강도들과 낮은 연신율을 나타냈다.

인장 파단면 관찰 결과에서 두 합금 모두 파단면 상의 주조 결함들이 관찰되었으며, 그 크기는 합금 A가 합금 B보다 크게 나타났다.

또한 두 합금 모두 딴플(dimple) 내부에 석출상들이 관찰되었으며 이 상들이 강도 향상에 기인하는 것을 알 수 있었다. 딴플 내부에 존재하는 석출상들의 평균 크기는 각각 29.11 μm (합금 A), 18.61 μm (합금 B)로 나타났다.

(4) 상온 충격 인성 결과, 합금 A의 충격 에너지 흡수 값은 39.96±0.8 J/cm²로 합금 B는 17.98±1.99 J/cm²로 측정되었다. 합금 A의 충격 파단면에서는 딴플과 딴플 내부의 석출상이 관찰되었으며, 주조 결함들도 일부 관찰되었다.

반면 합금 B에서는 다량의 미세 균열들과 취성 모드의 파단면이 관찰되었다. 합금 B에서 관찰된 미세 균열들은 석출상 부근에서 생성되었다.

Mg, Zn, Cu 원소 첨가량이 높아진 합금 B에서 강도에 기여하는 석출 강화상과 강화된 기지 조직은 오히려 충격 특성을 저하시키는 요인으로 작용하였다.

후 기

본 연구는 산업통상자원부, 중소벤처기업부의 재원으로 수행된 월드클래스 300 기술 개발 사업의 지원으로 이루어진 것이며, 이에 감사드립니다.

REFERENCES

[1] O. Engler, C. Schafer, O. R. Myhr, 2015, Effect of natural ageing and pre-straining on strength and anisotropy in aluminium alloy AA 6016, Mater. Sci. Eng. A, Vol. 639, pp. 65~74.
 [2] J. Hirsch, T. Al-Samman, 2013, Superior light metals

by texture engineering: Optimized aluminum and magnesium alloys for automotive applications, Acta Mater., Vol. 61, No. 3, pp. 818~843.
 [3] P. Jimbert, I. Eguia, I. Perez, M. A. Gutierrez, 2011, Analysis and comparative study of factors affecting quality in the hemming of 6016T4AA performed by means of electromagnetic forming and process characterization, J. Mater. Process. Technol., Vol. 211, No. 5, pp. 916~924.
 [4] Y. K. Kim, M. J. Kim, Shae K. Kim, Y. O. Yoon, K. A. Lee, 2017, Microstructure, Tensile Strength, and High Cycle Fatigue Properties of Mg+Al₂Ca added ADC12 (Al-Si-Cu) Alloy, Trans. Mater. Process., Vol. 26, No. 5, pp. 306~313.
 [5] Y. J. Li, S. Brusethaug, A. Olsen, 2006, Influence of Cu on the mechanical properties and precipitation behavior AlSi7Mg0.5 alloy during aging treatment, Scr. Mater., Vol. 54, No. 1, pp. 99~103.
 [6] J. Z. Yi, Y. X. Gao, P. D. Lee, T. C. Lindley, 2004, Effect of Fe-content of fatigue crack initiation and propagation in a cast aluminum-silicon alloy (A356-T6), Mater. Sci. Eng. A, Vol. 386, No. 1~2, pp. 396~407.
 [7] E. Ogris, A. Wahlen, H. Luchinger, P. J. Uggowitzer, 2002, On the silicon spheroidization in Al-Si alloys, J. Light Met., Vol. 2, No. 4, pp. 263~269.
 [8] A. Tajiri, T. Nozaki, Y. Uematsu, T. Kakiuchi, M. Nakajima, Y. Nakamura, H. Tanaka, 2014, Fatigue limit prediction of large scale cast aluminum alloy A356, Procedia Mater. Sci., Vol. 3, pp. 924~929.
 [9] G.-S Ham, M.-S Baek, J.-H. Kim, S.-W. Lee, K.-A. Lee, 2017, Effect of heat treatment on tensile and fatigue deformation behavior of extruded Al-12 wt% Si alloy, Met. Mater. Int., Vol. 23, No. 1, pp. 35~42.
 [10] Z. Li, A. M. Samuel, F. H. Samuel, C. Ravindran, S. Valtierra, H. W. Doty, 2004, Parameters controlling the performance of AA319-type alloys: Part I. Tensile properties, Mater. Sci. Eng. A, Vol. 367, pp. 96~110.
 [11] J. Pavlovic-Krstic, R. Bahr, G. Krstic, S. Putic, 2009, The effect of mould temperature and cooling conditions on the size of secondary dendrite arm

- spacing in Al-7Si-3Cu alloy, *Metal. J. Metall.*, Vol. 15, No. 2, pp. 105~113.
- [12] K.-S. Park, H.-S. Kim, 2017, Change of Secondary Dendrite Arm Spacing of Hypoeutectic Al-Si Alloys according to Si Content and Cooling Rate, *J. Kor. Fou. Soc.*, Vol. 37, No. 4, pp. 108~114.
- [13] F. Grosselle, G. Timelli, F. Bonollo, A. Tiziani, E. D. Corte, 2009, Correlation between microstructure and mechanical properties of Al-Si cast alloys, *Metall. Ital.*, Vol. 101, No. 6, pp. 25~32.
- [14] M. B. Djurdjevič, M. A. Grzinčič, 2012, The effect of major alloying elements on the size of the secondary dendrite arm spacing in the as-cast Al-Si-Cu alloys, *Arch. Fou. Eng.*, Vol. 12, No. 1, pp. 19~24.
- [15] Q.-Z. Dong, Y.-S. Choi, J.-H. Hong, H.-Y. Hwang, 2012, Prediction of mechanical properties of Al alloys with change of cooling rate, *China Fou.*, Vol. 9, No. 4, pp. 381~386.
- [16] H. Beumler, A. Hammerstad, B. Wieting, R. DasGupta, 1988, Analysis of modified 319 aluminum alloy, *AFS Trans.*, Vol. 96, pp. 1~12.
- [17] Z. Li, A.M. Samuel, F.H. Samuel, C. Ravindran, S. Valtierra, 2003, Effect of alloying elements on the segregation and dissolution of CuAl_2 phase in Al-Si-Cu 319 alloys, *J. Mater. Sci.*, Vol. 38, pp. 1203~1218.
- [18] S. G. Shabestari, F. Shahri, 2004, Influence of modification, solidification conditions and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy, *J. Mater. Sci.*, Vol. 39, pp. 2023~2032.
- [19] A. K. Dahle, K. Nogita, S. D. McDonald, C. Dinnis, L. Lu, 2005, Eutectic modification and microstructure development in Al-Si alloys. *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 413~414, pp. 243~248.
- [20] L. Lu, K. Nogita, A. K. Dahle, 2005, Combining Sr and Na addition in hypoeutectic Al-Si foundry alloys, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 399, No. 1~2, pp. 244~253.
- [21] M. F. Ibrahim, E. Samuel, A. M. Samuel, A. M. A. Al-Ahmari, F. H. Samuel, 2011, Metallurgical parameters controlling the microstructure and hardness of Al-Si-Cu-Mg base alloys, *Mater. Des.*, Vol. 32, No. 4, pp. 2130~2142.
- [22] H. R. Lashgari, M. Emamy, A. Razaghian, A. A. Najimi, 2009, The effect of strontium on the microstructure, porosity and tensile properties of A356-10%B₄C cast composite, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 517, pp. 170~179.
- [23] S. Derin, Y. Birol, U. Aybarç, 2016, Effect of Strontium Addition on Microstructure and Mechanical Properties of AlSi7Mg0.3 Alloy, *Int. J. Metalcast.*, Vol. 11, No. 4, pp. 688~695.
- [24] J. R. Davis, 2001, *Alloying: Understanding the Basics*, ASM International, Ohio, pp. 351~416.
- [25] M. Dehnavi, F. Kuhestani, M. Sabzevar-Haddad, 2015, Cooling Curve Analysis in Binary Al-Cu Alloys: Part I-Effect of Cooling Rate and Copper Content on the Eutectic Formation, *Assoc. Metall. Eng. Serbia*, Vol. 21, No. 3, pp. 195~205.
- [26] I. Aguilera-Luna, M. J. Castro-Román, J. C. Escobedo-Bocardo, F. A. García-Pastor, M. Herrera-Trejo, 2014, Effect of cooling rate and Mg content on the Al-Si eutectic for Al-Si-Cu-Mg alloys, *Mater. Charact.*, Vol. 95, pp. 211~218.
- [27] J.-S. Cho, J.-H. Kim, W.-J. Sim, H.-J. Im, 2012, The Influence of Alloying Elements on the Fluidity of Al-Zn-Mg Alloys, *J. Kor. Fou. Soc.*, Vol. 32, No. 3, pp. 127~132.
- [28] S. W. Choi, H. S. Cho, C. S. Kang, S. Kumai, 2015, Precipitation dependence of thermal properties for Al-Si-Mg-Cu-(Ti) alloy with various heat treatment, *J. Alloys Compd.*, Vol. 647, pp. 1091~1097.
- [29] O. Lashkari, L. Yao, S. Cockcroft, D. Maijer, 2009, X-ray microtomographic characterization of porosity in aluminum alloy A356, *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 40, pp. 991~999.
- [30] T. Wang, D. An, Q. Zhang, T. Dai, M. Zhu, 2015, Modeling of microporosity formation during solidification of aluminum alloys, *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, Vol. 84, 012046.
- [31] V. C. Srivastava, R. K. Mandal, S. N. Ojha, K. Venkateswarlu, 2007, Microstructural modifications induced during spray deposition of Al-Si-Fe alloys

- and their mechanical properties, Mater. Sci. Eng. A, Vol. 471, No. 1~2, pp. 38~49.
- [32] H. K. Sung, S. Y. Shin, B. C Hwang, C. G. Lee, N. J. Kim, S. H. Lee, 2010, Effects of Alloying Elements and the Cooling Condition on the Microstructure, Tensile Properties, and Charpy Impact Properties of High-Strength Bainitic Steels, J. Kor. Inst. Met. Mater., Vol. 48, No. 9, pp. 798~806.