



과공정 Al-15wt.%Si 합금의 Primary Si 미세화와 인장 및 피로 특성에 미치는 EMS 공정의 영향

백민석^{1,3} · 강태훈¹ · 김종호² · 박준표² · 어광준⁴ · 이기안^{1,*}

¹인하대학교 신소재공학과
²포항산업과학연구원 산업소재연구그룹
³현대제철(주) 열연생산기술팀
⁴한국재료연구원 금속재료연구본부

Effect of EMS Process on the Primary Si Refinement, Tensile and Fatigue Properties of Hyper-eutectic Al-15wt.%Si Alloy

Min-Seok Baek^{1,3}, Tae-Hoon Kang¹, Jong-Ho Kim², Jun-Pyo Park², Kwangjun Euh⁴, and Kee-Ahn Lee^{1,*}

¹Depart. Mater. Sci. Eng., Inha University, Incheon 22212, Republic of Korea

²Industrial Materials Research Group, Research Institute of Industrial Science & Technology (RIST), Pohang 37673, Republic of Korea

³Hot Coil Production Engineering Team, Hyundai Steel, Dangjin 31719, Republic of Korea

⁴Metallic Materials Division, Korea Institute of Materials Science (KIMS), Changwon, 51508, Republic of Korea

Abstract: This study investigated the effect of the electromagnetic stirring (EMS) process on the microstructure and mechanical properties of hyper-eutectic Al-15 wt.%Si alloy. The tensile and high-cycle fatigue properties of the EMS Al-15wt.%Si alloy were examined and compared with conventional direct chill (DC) cast alloy. The initial microstructure of the as-cast DC alloy showed a coarse primary Si of 70 μm , in contrast to the size (40 μm) of the as-cast EMS alloy. The DC extruded alloy exhibited a massive primary Si size of 40~55 μm . In contrast, the EMS extruded alloy had a spherical primary Si with 30~40 μm sizes. The average grain sizes were measured to be 8.8 μm (EMS extruded alloy) and 11.4 μm (DC extruded alloy), respectively. The EMS process was confirmed to contribute to the refinement of the grain size and the primary Si size of the hyper-eutectic Al-Si alloy. The yield strengths at room temperature were measured to be 388.0 MPa (EMS extruded alloy) and 375.0 MPa (DC extruded alloy), and the tensile strengths were 426.0 MPa (EMS extruded alloy) and 412.4MPa (DC extruded alloy), respectively. The elongations of both alloys were similar at room temperature. The fatigue limit of the EMS extruded alloy (130 MPa) was higher than that of the DC extruded alloy (120 MPa). The EMS extruded alloy exhibited superior fatigue resistance compared to the DC extruded alloy, regardless of the cyclic stress condition. This study also discussed the potential value of the EMS process as a method for improving the properties of hyper-eutectic Al-Si alloy, as well as the deformation and fracture mechanisms of the EMS Al-15wt.%Si alloy.

(Received 21 August, 2021; Accepted 11 January 2022)

Keywords: hyper-eutectic Al-Si alloy, EMS (electromagnetic stirring), primary Si refinement, tensile, high-cycle fatigue

1. 서 론

과공정(hyper-eutectic) Al-Si 합금은 Al 기지에 경질의 primary Si 입자가 존재하는 미세조직을 가지며, 이 경질이 primary Si 상에 의해 cast iron과 견줄 만큼 우수한 내마모 특성을 나타낸다 [1-5]. 또한 생성되는 Si상의 경우 그

-백민석: 연구원, 강태훈: 박사과정, 김종호 · 박준표: 연구원, 어광준: 책임연구원, 이기안: 교수

*Corresponding Author: Kee-Ahn Lee

[Tel: +82-10-4628-3251, E-mail: keeahn@inha.ac.kr]

Copyright © The Korean Institute of Metals and Materials

비중(2.33 g/cm^3)이 Al의 비중(2.7 g/cm^3)보다 낮아 합금 경량화를 가능하게 하며 이에 과공정 Al-Si 합금은 높은 비강도를 가지게 된다. 또한 이 합금은 내 고온성이 뛰어나고 열팽창 계수도 낮은 특징을 가지고 있다. 과공정 Al-Si 합금은 최근 자동차 산업에서[6-8] 뿐만 아니라 항공 산업에서도 활발히 적용 시도되고 있다 [9-11].

과공정 Al-Si 합금의 내마모 특성 및 기계적 특성은 primary Si 입자의 크기, 형상 분포 등이 크게 영향을 받는다고 보고되고 있다 [12-15]. 이에 과공정 Al-Si 합금 및 공정 개발에 있어서 primary Si 제어가 가장 중요한 요인으로 부각되고 있다. 현재까지 보고된 primary Si 제어 방안으로는 미세화제 첨가, electromagnetic stirring (EMS) 공정, 그리고 분말 야금법(liquid phase sintering, powder thixo-casting) 등이 제시되고 있다 [16-21]. 현재까지 보고된 primary Si 제어 방법 중 미세화제 첨가 방법이 대표적이며, 그 중 phosphorous (P) 첨가 방법이 가장 많이 사용되고 있다. P를 첨가할 경우, primary Si의 핵 생성 사이트인 AIP를 형성시켜 이를 seed로 미세화된 primary Si 생성을 유도할 수 있다 [22]. 그러나 미세화제 첨가 방법만으로는 primary Si의 크기, 형상, 분포 등을 제어하는데 한계가 있다. 즉, P 첨가로 인해 primary Si의 크기는 일부 미세화시킬 수 있지만, 그 형상이 주로 과상형으로 생성되며 생성된 primary Si 들이 서로 응집될 수 있다는 단점들이 나타난다.

최근 EMS(electromagnetic stirring) 공정이 primary Si의 크기, 형상 및 분포를 제어할 수 있는 새로운 대안으로, 그 가능성이 보고되고 있으며, 특히 과공정 Al-Si 합금 제조에 적합한 방법으로 제시되고 있다 [23]. 또한 EMS 공정은 용탕 내 전자기 교반(electromagnetic stirring)을 가함으로써 용탕의 유동성을 향상시킬 수 있다. 이에 따라 EMS가 수행된 소재는 상대적으로 균일한 미세조직을 가질 수 있다고 알려져 있다. 이와 함께 EMS 공정을 사용할 경우, Al-Si계 합금에서 미세화제(e.g. phosphorous(P))가 용탕 내에 고루 분포되는 효과를 추가로 얻을 수 있어 더 미세하고 균질한 미세조직을 유도할 수 있다 [24,25].

과공정 Al-Si 합금이 응용 분야를 고려할 때 인장, 마모, 피로 특성 등의 제시는 필수적이다. 특히 최근 자동차 및 항공 산업 소재로의 적용 시도와 관련하여 과공정 Al-Si 합금의 기계적 특성, 특히 고주기 피로 특성에 대한 연구가 필요한 실정이다. 그러나, 현재까지 EMS 공정에 대한 연구 동향을 살펴보면 primary Si제어에 관한 미세조직 연구가 주를 이루고 있으며 [23-25], 기계적 특성 연구는 부족한 실정이다. 특히 EMS 공정을 수행한 과공정 Al-Si

합금의 고주기 피로 특성 연구는 보고된 바 없으며, 미세 조직과 연계한 해석도 전무한 실정이다.

본 연구에서는 과공정 Al-Si 합금의 primary Si 제어에 미치는 EMS 공정의 영향과 그에 따른 미세조직 변화 그리고 인장 및 고주기 피로 특성에 대해 조사하였다. 관련하여 동일한 조성의 합금을 기존의 direct chill casting 공정으로 제조하고 (비교 소재), 미세조직 및 물성들을 함께 비교, 제시하였다. 이와 함께 두 소재들의 초기 미세조직 및 인장, 피로 실험 후 변형 조직 관찰을 통하여 EMS Al-15wt.%Si 합금의 변형 및 파괴 기구를 규명하고자 하였다.

2. 실험 방법

본 연구에서는 과공정 Al-Si 합금에서 primary Si 크기 및 형상 등을 제어하기 위해 electromagnetic stirring (EMS) 공정을 수행하였다. EMS 공정은 주조 중에 시행하였으며, 주조 조건으로는 Cu 몰드(mold)를 사용하였고 용탕 온도는 $\sim 700^\circ\text{C}$ 였으며 주조 속도는 60 mm/min 를 사용하였다. 그리고 주조 중의 EMS 공정은 20 Hz 와 40 ampere(A) 조건으로 수행하였다. 또한 primary Si 크기 미세화를 위해 미세화제인 CuP를 첨가하였다. EMS 및 기존 direct chill (DC) 과공정 Al-Si 합금은 직경 175 mm × 높이 200 mm 의 동일한 크기를 가지는 빌렛으로 주조되었으며, 열간 압출 전 EMS 및 DC 합금 빌렛에 510°C , 10h 균질화 처리를 수행하였다. 열간 압출(hot-extrusion) 조건은 온도 $420\sim 430^\circ\text{C}$, 압출 비 25:1, 압출 속도 $2\sim 2.5 \text{ mm/s}$, 압력 $110\sim 130 \text{ bar}$ 였다. 이와 함께 Al-Si 합금에서 일반적으로 사용되는 T6 열처리를 두 소재들에 대하여 동일하게 수행하였다. T6 열처리는 515°C 에서 1.5 hr. 동안 용체화 열처리 이후 175°C 에서 10 hr. 동안 시효 처리를 진행하였다.

제조된 소재의 화학조성을 알아보기 위해 spark optical emission spectrometer(S-OES, SHIMADZU; PDA-7000)를 이용하였으며 그 결과를 표 1에 나타냈다. EMS와 DC 두 소재들 모두 15 wt.%의 Si과 함께 Fe, Mn, Cu, Ni 등의 성분들이 포함되어 있었다. 제조된 소재들의 상 분석 및 미세조직 관찰을 위해 시편 전처리를 진행하였다. 전처리 조건은 polisher로 #400~#4000까지 연마를 한 후 $1 \mu\text{m diamond paste}$ 와 함께 $0.01 \mu\text{m}$ 의 colloidal silica를 이용하여 최종 연마하였다. 상 분석을 위해 X-ray diffraction(XRD, Ultima IV) 장비를 사용하였으며, 이 때 측정 구간은 2θ $25^\circ\sim 80^\circ$, 스캔 속도는 분당 1° 로 수행하

Table 2. Results of quantitative value of grains and Si phases.

After extrusion	Grain		Primary Si		Eutectic Si	
	Size[μm]	Size[μm]	Shape	Size[μm]	Fraction [vol.%]	
DC alloy	11.4 (\pm 1.2)	40 ~ 55	Irregular Type	3.8 (\pm 0.3)	~48.9 (\pm 3.8)	
EMS alloy	8.8 (\pm 0.8)	30 ~ 40	Semi-spherical Type	3.1 (\pm 0.3)	~ 50.1 (\pm 3.1)	

였다. 미세조직을 관찰하기 위해서 scanning electron microscope(SEM, TESCAN; VEGA II LMU)을 사용하였고, electron back-scattered diffraction(EBSD, OXFORD; nordlys nano detector) 분석도 함께 수행하였다. EBSD 분석의 경우 step size 50~500 nm, 15 kV 조건을 사용하였다.

기계적 특성을 알아보기로 상온 인장 시험을 수행하였으며 이 때 INSTRON 8501 장비를 이용하였다. 시험에 사용된 시편은 ASTM E8M 규격으로 가공하여 시험을 수행하였다. 인장 시험은 $10^{-3}/\text{s}$ 변형률 속도(strain rate)로 진행하였으며 신뢰성 확보를 위해 시편당 3회씩 실시하였다. 상온 고주기 피로 시험 역시 INSTRON 8501 장비를 사용하였으며, 응력비(stress ratio, R) 0.1, frequency 20Hz 조건으로 피로 시험을 실시하였다. 한편 인장 및 고주기 피로 시험들 후 파면을 관찰/분석하기 위해 SEM 장비를 사용하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 과공정 Al-Si EMS 및 DC 주조 소재들의 초기 미세조직

과공정 Al-Si 합금 주조재들(EMS 및 DC 소재들)의 FE-SEM 미세조직 관찰 결과 및 EBSD 분석 결과를 그림 1에 제시하였다. 그림 1(a)는 direct chill (DC) 주조재의 FE-SEM과 EDS mapping 분석 결과로 primary Si의 크기는 약 $70\ \mu\text{m}$ 수준으로 조대하고 괴상 형태로 관찰되었다. 이와 달리 EMS 공정을 수행한 주조재의 경우 primary Si 크기가 약 $40\ \mu\text{m}$ 이며, 상대적으로 구형의 형상을 나타냈다 (그림 1(b)). 두 주조재들의 EBSD 분석 결과 (그림 1(c), (d)), DC 주조재는 primary Si 내부에 여러 결정 방위의 multi-fold branched orientation (MFBO)를 나타냈다. 일반적으로 용탕 내에서 primary Si 핵 생성 site가 고르게 분산되지 않은 경우, 핵 생성 site들이 국부적인 영역에 집중될 수 있다. 이와 같이 국부적인 영역에서의 primary Si들은 핵 생성 및 성장을 할 수 있다 [15-

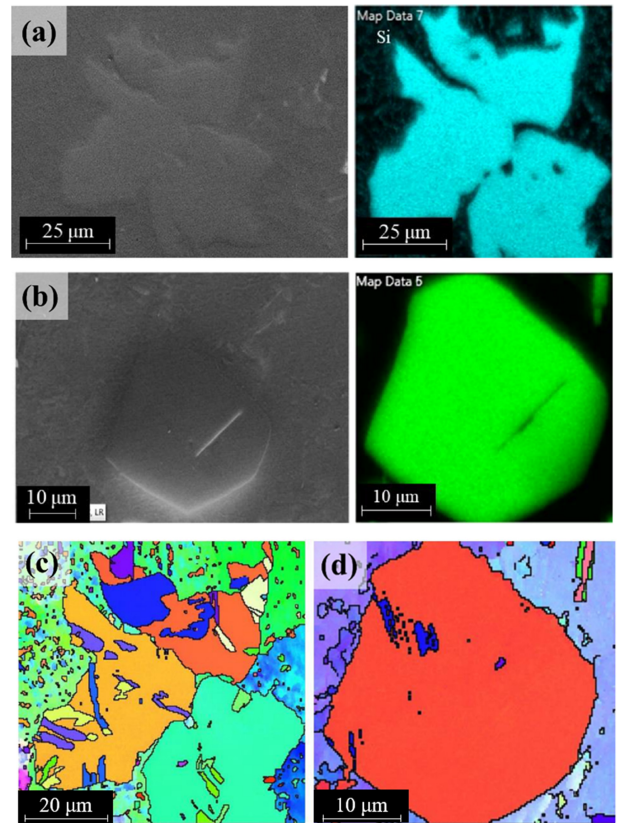


Fig. 1. Microstructures of casting hypereutectic Al-Si alloys showing (a) DC (FE-SEM/EDS), (b) EMS (FE-SEM/EDS), (c) DC (EBSD-inverse pole figure(IPF)) and (d) EMS (EBSD-IPF).

22]. Primary Si들이 국부적 영역에서 동시에 성장할 경우 서로 부딪히게 되어 괴상형으로 성장하고 MFBO를 나타낼 수 있다고 보고되었다 [26,27]. 즉 본 연구에서 제조된 DC 주조재의 primary Si 형상이 괴상형으로 성장한 이유는 DC 공정으로 주조 시 핵 생성 사이트(site)가 고르게 분산되지 않았기 때문으로 이해될 수 있다. 한편 primary Si 내부의 여러 결정 방위의 상 생성은 변형 중 응력 집중을 야기시킬 수 있어 기계적 특성을 저하시키는 요인으로 작용한다. 이에 primary Si상에서의 MFBO 현상 억제가 중요하다고 보고된 바 있다 [22]. 반면, 본 연구에서 EMS 공정을 수행한 주조재는 DC 주조재와 달리 하나의

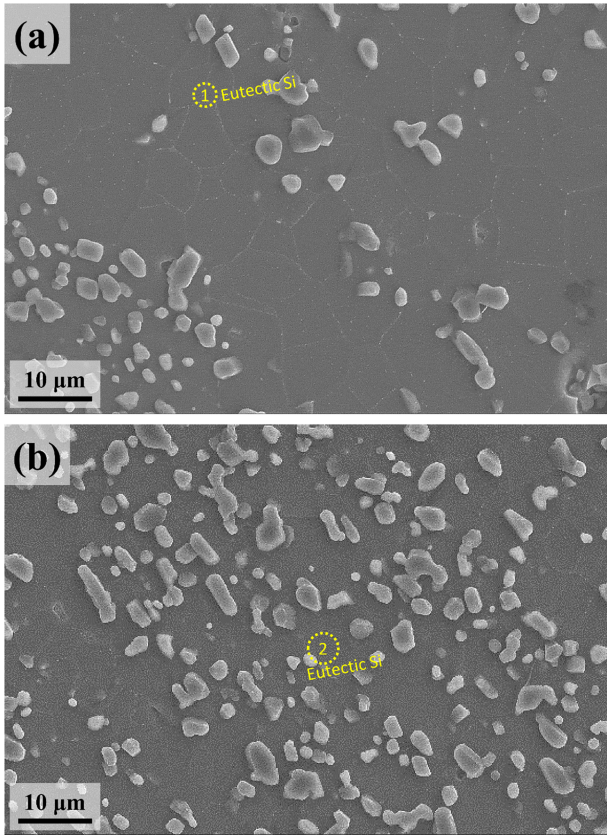


Fig. 4. Microstructures (eutectic Si) observing with; (a) DC alloy and (b) EMS alloy.

primary Si과 함께 공정 Si 도 고루 분산되어 있었다. 그러나 두 소재들에서 공정 Si의 분율들은 거의 차이를 보이지 않았다.

한편, EMS 공정은 결정립 미세화(grain refinement) 유도에도 효과적인 공정으로 알려져 있다. 두 압출 소재들의 평균 입도들(average grain sizes (AGSs))을 알아보기 위해 EBSD (image quality (IQ) & inverse pole figure (IPF) map) 분석을 실시하였으며, 이를 그림 5에 나타냈다. 먼저 DC 압출 소재(11.4 μm)는 EMS 압출 소재(8.8 μm)에 비해 조대한 결정립 크기를 보였다. S. F. Liu 등[23]은 EMS 공정을 수행함에 따라 주조 시 핵 생성 온도가 감소하여 용탕 내 ΔT(과냉도)가 높아진다고 언급하였다

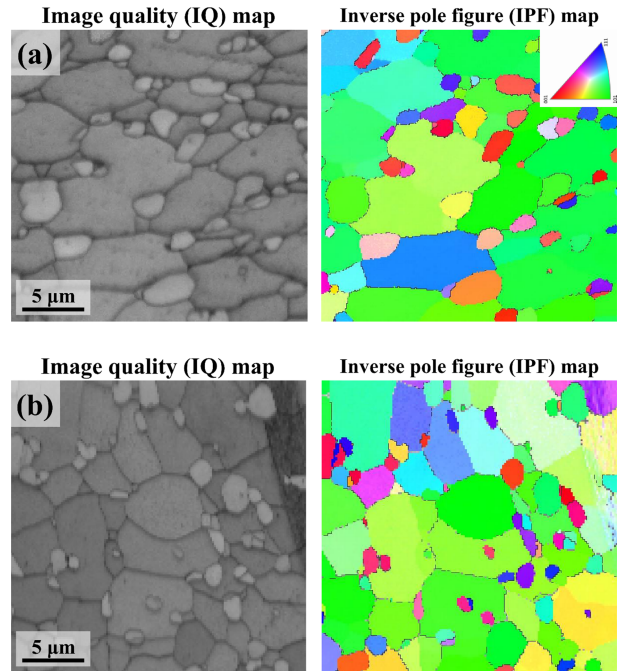


Fig. 5. EBSD (image quality(IQ) & inverse pole figure (IPF) map) showing; (a) DC alloy and (b) EMS alloy.

[28]. ΔT가 높을수록 핵 생성 속도는 촉진되며, 그에 따라 핵 생성 사이트가 현저히 증가하게 되고, 그 결과 결정립 크기가 작아지는 것으로 이해될 수 있다. 상기 미세화 기구는 아래 식 (1)로 정의될 수 있다.

$$\gamma^* = \frac{2\sigma \times T_m}{L_m \times \Delta T} \quad (1)$$

여기서 γ^* 는 결정립 크기, σ 는 단위 표면적의 계면 에너지, T_m 는 평형 결정화 온도, L_m 은 잠열 온도 그리고 ΔT 는 과냉도를 나타낸다. 식 (1)에 정의된 바와 같이 EMS 공정이 수행됨에 따라 과냉(undercooling) 온도가 높아지며, 결정립 크기가 미세해진다. 이상의 결과들을 바탕으로 EMS 공정 이후 미세조직적 변화를 살펴보았으며, 이를 표 2에 정리하였다. 그 결과, EMS 공정을 가함으로써 primary 및 공정(eutectic) Si 크기들과 함께 평균 결정 입도가 미세해짐을 확인할 수 있었다.

Table 1. Chemical composition of extruded hypereutectic Al-Si alloy (wt.%).

	Mg	Si	Fe	Ni	Cu	Mn	Sr	Zn	Al
DC alloy	0.81 ±0.002	15.04 ±0.030	0.12 ±0.002	0.04 ±0.002	0.45 ±0.021	0.15 ±0.033	0.003 ±0.001	0.90 ±0.001	Bal.
EMS alloy	0.79 ±0.004	15.02 ±0.040	0.13 ±0.0023	0.04 ±0.004	0.43 ±0.032	0.16 ±0.031	0.003 ±0.002	0.89 ±0.001	Bal.

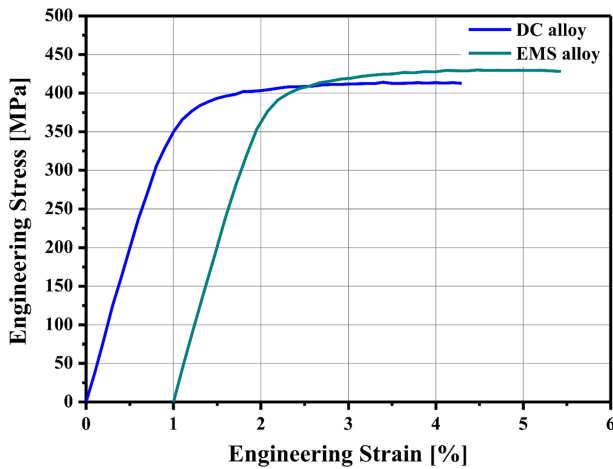


Fig. 6. Stress-strain curves of extruded hypereutectic Al-Si alloys (DC & EMS alloy).

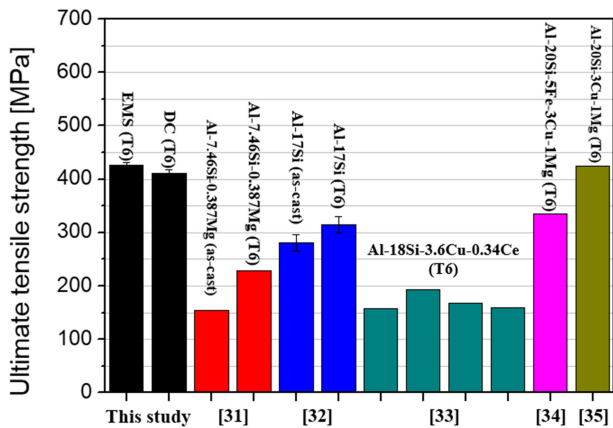


Fig. 7. Comparison ultimate tensile strength (UTS) with other hypoeutectic/hypereutectic Al-Si alloys.

3.3 과공정 Al-Si EMS 및 DC 압출 소재들의 기계적 특성 및 변형 거동

두 압출 소재들의 상온 인장 곡선을 그림 6에 제시하였다. DC 압출 소재의 항복 강도(YS, yield strength) 및 인장 강도(TS, tensile strength)는 370.5 ± 2.3 MPa와 412.4 ± 6.1 MPa로 측정되었다. EMS 압출 소재의 경우는 388.0 ± 1.1 MPa(YS)와 426.0 ± 5.5 MPa(TS)로 얻어져 EMS 공정을 수행한 압출 소재의 강도가 더 높게 나타났다. 전술한 기계적 특성을 아공정 Al-Si 합금 및 과공정 Al-Si 합금들의 인장 강도와 비교하여 그림 7에 도시하였다. 그 결과 본 연구에 사용된 압출 소재의 Si 및 Cu, Mg와 같은 합금 원소 함량이 낮음에도 불구하고 우수한 강도 특성을 나타냈다. 연신율의 경우 DC 압출 소재는 $3.1 \pm 0.4\%$, EMS 압출 소재는 $3.3 \pm 0.3\%$ 로 얻어져 유사한 특성을 보였으나

EMS 압출 소재가 소폭 높은 경향을 나타냈다. 즉 EMS 공정을 도입함에 따라 항복 및 인장 강도가 향상되었음에도 불구하고 연신율이 감소하지 않고 오히려 증가하는 점은 주목할만 하다.

그림 8은 두 소재들의 인장 시험 이후 대표적인 인장 파면들을 관찰한 결과이다. 인장 파면들에서 EMS 압출 소재는 DC 압출 소재에 비해 미세한 primary Si들이 확인되었으며, 이는 초기 미세조직과 상응하는 결과이다 (그림 8(a), (b)). 또한 DC 압출 소재는 초기 미세조직에서 관찰되었던 균열이 형성된 primary Si들이 인장 변형 후 그 균열의 정도가 더 심화된 것으로 나타났다. 그에 반해 EMS 압출 소재는 인장 변형 후 primary Si들이 변형을 수용하여 일부 fragment 되었으나, DC 소재에 비해 그 정도가 현저하게 작았다. 이는 EMS 압출 소재의 primary Si들이 미세하고 고르고 분포하기 때문으로 설명될 수 있다. 일반적으로 과공정 Al-Si 합금의 인장 변형 시 primary Si와 기지 계면에 응력이 집중된다고 보고되고 있다 [6-11]. 이에 primary Si들이 미세하고 고루 분포할 경우 응력 집중이 분산되며 그 깨짐 현상이 덜 나타나는 것으로 판단된다. Saini 등은 [30] 과 공정 Al-Si 합금에서 primary Si는 강도 향상에 일부 기여할 수 있다고 제시하였다. 그러나 primary Si 강도 향상 효과는 Si상의 상태(크기, 분율, 형상, 결정학적 방위, 균열 유무 등)에 크게 영향을 받으며, 제어되지 못한 Si상의 경우는 연신율 저하에 크게 영향을 미친다 [17,18,24,25]. 본 연구 EMS 압출 소재의 초기 미세조직에서 확인된 primary Si의 미세화, 구형의 형상, 그리고 깨어져 있지 않은 특징은 소폭 증가한 연신율(강도 증가에도 불구하고)에 기여하는 것으로 판단된다.

고배율의 인장 파면 관찰 결과 (그림 8(c), (d)), 두 소재들 모두에서 dimple 내부에 eutectic Si 상들이 관찰되었다. 또한 dimple 내부에서 관찰되는 eutectic Si 상들은 깨어져 있는 특징을 보였다. 상기 결과들 통해 EMS 압출 및 DC 압출 소재들 모두 eutectic Si 상들이 강도 향상에 기여하는 것을 유추할 수 있다 [29,30]. 특히 EMS 압출 소재는 eutectic Si들이 미세하고 고른 분포를 보였기 때문에 강도 향상에 더 크게 기여할 것으로 예상된다.

EMS 공정 이후 강도 향상에 기여하는 미세조직학적 인자들을 고찰하고자 인장 파면 직하 영역의 단면을 EBSD로 분석하였으며, 이를 그림 8에 제시하였다. EBSD의 inverse pole figure (IPF) 관찰 결과, 두 소재들 모두 eutectic Si 주변 부에서 color gradation이 나타났다 (그림 9(a), (c)). 따라서, eutectic Si 주변 부를 kernel average

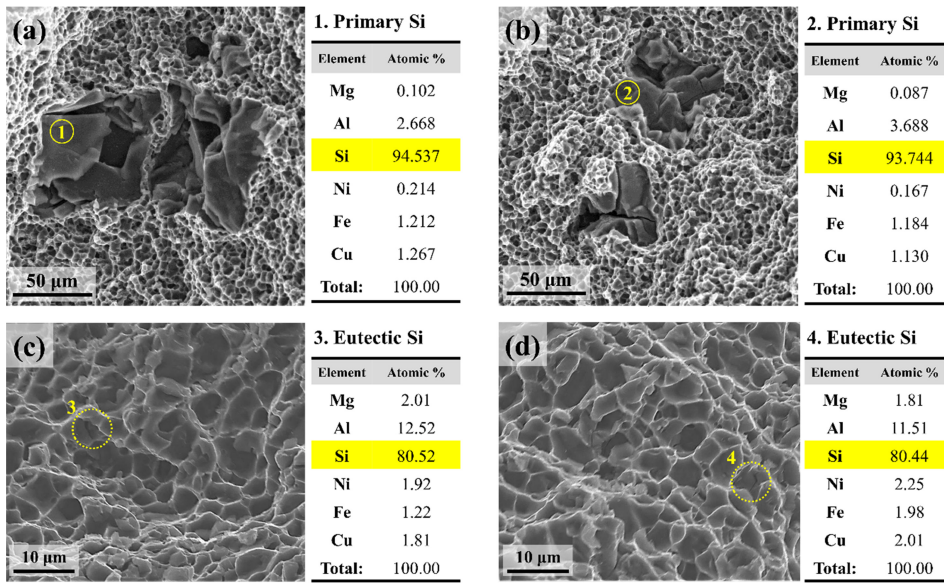


Fig. 8. Tensile fractography observation results of extruded hypereutectic Al-Si alloys; (a) DC alloy (primary Si), (b) EMS alloy (primary Si), (c) DC alloy (eutectic Si) and (d) EMS alloy (eutectic Si).

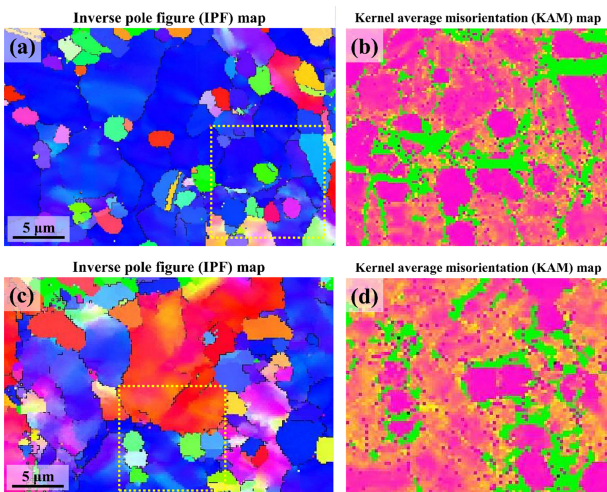


Fig. 9. Results of EBSD data after tensile test; (a) DC alloy (IPF map), (b) DC alloy (KAM map), (c) EMS alloy (IPF map) and (d) EMS alloy (KAM map).

misorientation (KAM) map으로 분석해 보았다. EMS 압출 및 DC 압출 소재들 모두 eutectic Si 주변 부에서 변형 (strain)이 집중된 것으로 확인되었다 (그림 9(b), (d)). 두 소재들의 인장 시험 후 변형 집중 영역을 비교해 본 결과, EMS 압출 소재는 상대적으로 변형(strain - 노란색)이 고루 분산된 반면, DC 소재는 보다 일부 영역에서 변형이 집중된 특징을 보였다. DC 압출 소재에서와 같이 국부적으로 변형이 집중될 경우 쉽게 응력 집중 야기되어, 기계적 특성 저하에 영향을 미칠 것으로 사료된다.

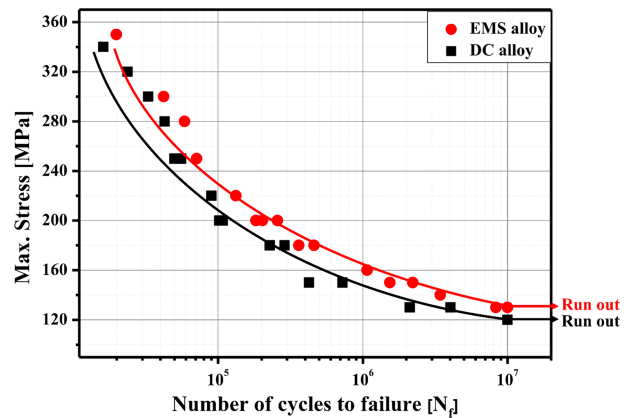


Fig. 10. High-cycle fatigue properties of extruded hypereutectic Al-Si alloys (DC, EMS alloy).

한편 본 연구에서 EMS 공정을 도입한 결과 결정립 미세화를 유도할 수 있었다. 결정립 미세화는 기계적 특성 향상에 기여하는 인자로 잘 알려져 있다 [36-37]. 이에 아래 Hall-Petch 식(2)을 바탕으로 강도 향상에 미치는 결정립 크기의 영향을 알아보았다.

$$\sigma_{HP} = K \cdot d^{-1/2} \quad (2)$$

여기서 d 는 평균 결정립 크기(average grain size) 그리고 K 는 강도 계수(strength coefficient)이다. 과공정 Al-Si 합금에서 K 값은 약 $0.3\sim 0.33 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ 수준으로 알려져 있다 [38]. 본 연구에서 실험적으로 측정된 평균 결정

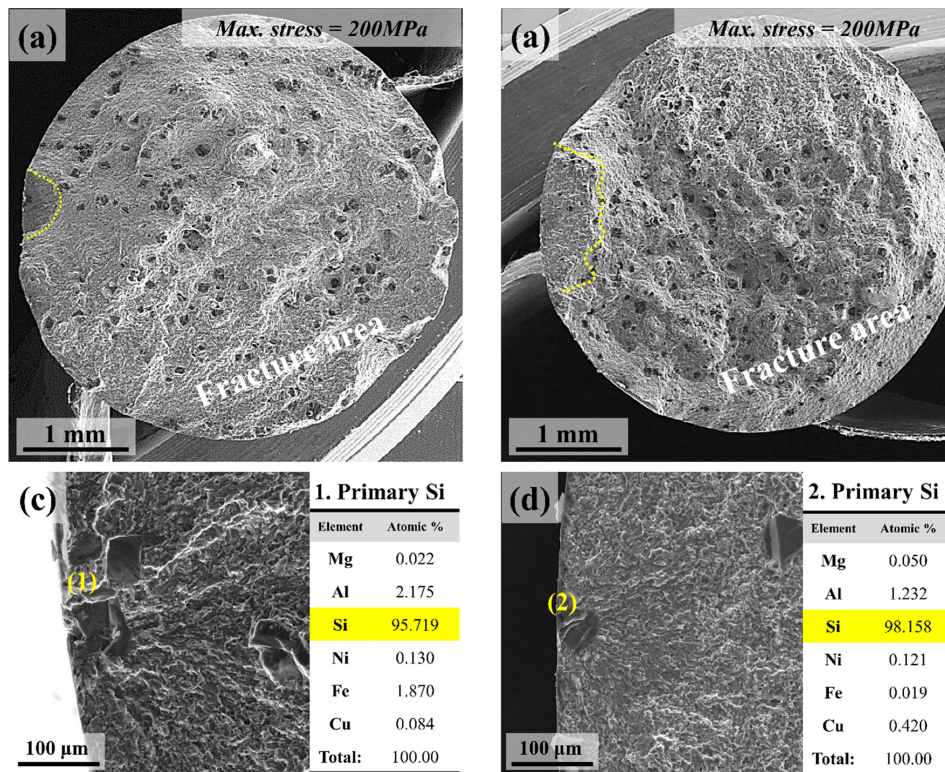


Fig. 11. Fatigue fractography observation results; (a) DC alloy (low magnification), (b) EMS alloy (low magnification), (c) DC alloy (fatigue fracture initiation) and (d) EMS alloy (fatigue fracture initiation)

립 크기(DC 압출 소재: 11.4 μm, EMS 압출 소재: 8.8 μm) 값과 $K(0.33 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5})$ 값을 식(2)에 적용해본 결과, DC 압출 소재의 σ_{HP} 는 97.74 MPa (항복강도 대비 23.38 %) 그리고 EMS 압출 소재의 σ_{HP} 는 111.24 MPa (항복강도 대비 28.67 %)로 얻어졌다. 두 소재들의 계산된 σ_{HP} 값들은 항복 강도 대비 높지 않은 기여도% 들을 나타냈다. 하지만, 두 소재의 항복 강도 차이 값(17.5 MPa)를 고려하고 또 위의 계산된 σ_{HP} 값들의 차이(13.5 MPa)를 고려해 볼 때, 그 비중은 77%로 매우 높은 수준으로 나타났다. 일반적으로 과 공정 Al-Si 합금의 강도 향상에 미치는 주요한 미세조직적 인자로는 eutectic Si으로 알려져 있다 [4-12]. 그러나 본 연구 결과에서는 EMS 공정을 통한 결정립 미세화(grain refinement) 효과도 강도 향상에 크게 영향을 미치는 나타났다. 이러한 결과는 eutectic Si 분율과 관계가 있을 것으로 사료된다. 표 2에 제시한 바와 같이 EMS 공정 이후 eutectic Si 크기는 다소 미세해지고 분포가 고루 분포되었지만 그 분율은 DC 소재와 유사한 것으로 측정되었다. 다시 말해, EMS 공정 이후 eutectic Si 미세화 및 고른 분포는 강도 향상에 일부 영향을 미치지만, eutectic Si 분율이 크게 증가하지 않아 그 효과는

결정립 미세화에 비해 상대적으로 적은 것으로 판단된다.

3.4 과공정 Al-Si 압출재의 고주기 피로 특성에 미치는 EMS 공정의 영향

그림 9에 과공정 Al-Si EMS 압출 및 DC 압출 소재들의 고주기 피로 결과(S-N 곡선들)을 나타냈다. Al 합금과 같은 비철 소재들의 경우 일반적으로 강도와 같은 뚜렷한 피로한을 나타내지 않지만, 통상적으로 10^7 cycles에서 피로 파단되는 피로 응력을 피로한(fatigue limit)로 해석한다. 그림의 S-N 곡선들에서 알 수 있듯이 EMS 압출 소재의 피로한은 130 MPa, DC 압출 소재는 120 MPa 수준으로 얻어져, EMS 소재의 피로한이 더 높게 확인되었다. 또한 모든 피로 응력 조건에서 EMS 압출 소재가 DC 압출 소재에 비하여 더 높은 피로 파단 사이클(더 우수한 피로 특성)을 나타냈다. 일반적으로 과 공정 Al-Si 합금은 primary Si의 취성(brittle)에 의해 피로 균열 생성(fatigue crack initiation)이 빠르게 발생한다고 알려져 있다 [29-30,38].

과공정 Al-Si 합금들의 피로 변형 및 파괴 거동을 살펴보기 위해 피로 파면을 관찰해보았으며, 이를 그림 10에

도시하였다. 두 EMS 압출 및 DC 압출 소재들 모두 피로 균열 시작점 및 전파 영역(zone I과 zone II)이 상당히 좁게 나타났다(그림 11(a), (b)). 즉 피로 파면들에서 대부분의 영역은 피로 파괴 영역(fracture area)으로 이루어져 있었다. 여기서 주목해야 할 것은 본 연구에서 확인된 과공정 Al-Si 압출 소재들의 피로 파면은 일반적으로 Al 합금들에서 관찰되는 피로 파면과 달리 금속 복합 소재(metal matrix composites, MMCs)와 유사한 파면 특징을 나타냈다는 점이다 [40]. 고주기 피로 시작 영역(fatigue initiation area)들을 살펴본 결과(그림 11(c), (d)), 두 소재들 모두 primary Si에 의해 피로 파괴(fatigue fracture)가 시작된 것을 명확히 확인할 수 있었다. Umezawa 등과 [41] 그 외 여러 연구자들은[30,38] primary Si이 매우 취약(brittle)하기 때문에 고주기 피로 특성 저하를 유발한다고 보고한 바 있다. 즉 과공정 Al-Si 합금의 고주기 피로 특성에는 취성이 강한 primary Si이 피로 균열을 쉽게 발생시켜 피로 특성을 저하시키는 중요한 요인이 된다. 그러나 피로 파단면들에서 Zone I 과 II 영역들을 조금 더 자세히 살펴보면 EMS 압출 소재의 경우 DC 압출 소재에 비하여 다소 넓은 것으로 나타났다. 또한, 피로 파괴 영역(fatigue fracture area)에서 EMS 압출 소재의 primary Si은 DC 소재에 비해 상대적으로 고루 분포되어 있는 것을 알 수 있었다. 이와 함께, 피로 파단면에서 피로 균열 시작점에 존재하는 primary Si의 경우, DC 압출 소재의 경우 조대하고 뭉쳐져 있는 반면, EMS 압출 소재는 상대적으로 미세하고 고루 분산된 특징을 나타냈다. 즉 EMS 압출 소재가 DC 압출 소재에 비해 고주기 피로 특성이 더 우수한 이유는, 초기 EMS 소재의 미세조직에서 primary Si이 더 미세하고 고르게 분산되어 있으며 이 Si 상들의 내부 균열이 존재하지 않았던 것이 가장 중요한 요인들이었다고 판단된다. 여기에서 과공정 Al-Si 합금의 피로 특성을 주도하는 미세조직학적 인자(primary Si의 특징)는 인장 특성에 영향을 미치는 인자들(결정립 크기 및 eutectic Si의 특징)과는 다르다는 것에 주목해야 한다. 또한 EMS 공정을 이용하여 primary Si 상들의 크기, 분포 및 내부 결합 등을 제어할 경우 고주기 피로 특성을 향상시킬 수 있었다.

4. 결 론

본 연구에서는 과공정 Al-15wt%Si 압출 소재의 미세조직, 인장 및 고주기 피로 특성에 미치는 EMS 공정의 영향을 조사하였으며, 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1. 압출 전 미세조직 관찰 결과, DC 소재의 primary Si 내부는 multi-fold branched orientation (MFBO) 형태로 관찰되었다. 반면, EMS 공정을 수행한 경우 primary Si 내부는 MFBO 현상 없이 하나의 결정 방위로 나타났다. 이는 EMS 공정 효과로 primary Si 핵 생성 사이트를 고루 분산시켰기 때문으로 설명되었다.

2. 압출 후 초기 미세조직의 XRD 상 분석 결과, 두 소재들 모두 Al, Si, Al₂Cu, Al₆(Mn,Fe) 상들이 검출되었다. DC 압출 소재의 경우 primary Si이 조대(40~55 μm)하고 뭉쳐있는 반면, EMS 압출 소재는 상대적으로 미세(30~40 μm)하고 분산되어 있는 것으로 관찰되었다. 특히 DC 압출 소재에서는 primary Si상 내부의 균열이 쉽게 관찰된 반면, EMS 압출 소재에서는 내부 균열이 나타나지 않았다. Eutectic Si 또한 primary Si과 같이 EMS 압출 소재에서 더 고르게 분포되어 있는 것으로 나타났다. Eutectic Si 크기는 두 소재들 모두 유사하게 3.78 μm (DC 소재)과 3.10 μm (EMS 소재)로 EMS 공정 이후 eutectic Si 크기는 소폭 감소하였으나 그 분율은 유사하였다. 이와 함께 EMS 공정은 도입할 경우, 압출 소재들의 결정립 크기를 크게 감소시킬 수 있었다.

3. 인장 시험 결과, DC 압출 소재의 경우 항복 강도: 370.5±2.3 MPa, 인장 강도: 412.4±6.1 MPa 그리고 연신율: 3.1±0.4 %를 나타냈으며, EMS 압출 소재는 항복 강도: 388.0±1.1 MPa, 인장 강도: 426.0±5.5 MPa 그리고 연신율: 3.3±0.3%로 확인되었다. 즉 EMS 공정을 도입한 압출 소재의 경우 강도 특성이 향상되었음에도 불구하고 연신율은 감소하지 않고 소폭 증가하는 경향을 나타냈다. EMS 공정을 도입한 압출 소재의 향상된 강도 및 연신율은 결정립 미세화가 주요하게 작용하고 미세한 eutectic Si 상의 효과적인 강화의 요인들에 의해 얻어지는 것으로 제시되었다.

4. 고주기 피로 시험 결과, DC 압출 소재의 피로한은 120 MPa, EMS 압출 소재는 130 MPa로 얻어졌고 모든 피로 응력 조건에서 EMS를 도입한 소재에서 더 우수한 피로 특성이 나타났다. 피로 파단면 관찰 결과, 두 소재들 모두 금속 기반 복합 소재의 피로 파면과 유사한 특징을 보였다. 이는 취성(brittle)이 강한 primary Si 상들이 쉽게 피로 균열을 생성시키는 데 기인하였다. 피로 파단면에서 Zone I과 II 영역들이 상당히 좁은 형태로 나타났다. 그러나 EMS 압출 소재의 Zone I, II 영역들은 DC 압출 소재에 비해 2배 이상 넓은 것으로 관찰되었다. 즉 EMS 공정 도입을 통해 primary Si의 크기, 형상 및 내부 균열 등이 제어된 경우 고주기 피로 특성이 향상되었다.

Acknowledgement

본 연구는 과학기술정보통신부 한국연구재단에서 진행한 소재 혁신 선도 프로젝트 사업(NRF-2020M3H4A3106456)의 지원으로 수행되었으며 이에 감사드립니다.

REFERENCES

1. Y. J. Kang, J. H. Kim, J. I. Hwang, and K. A. Lee, *Trans. Mater. Process.* **27**, 339 (2018).
2. S. Tomida, K. Nakata, S. Shibata, I. Zenkouji, and S. Saji, *Surf. Coat. Tech.* **169**, 468 (2003).
3. L. Lasa and J. M. Rodriguez-Ibabe, *Mater. Sci. Eng. A* **363**, 193 (2003).
4. V. Abouei, S. G. Shabestari, and H. Saghafian, *Mater. Charact.* **61**, 1089 (2010).
5. N. Kang, P. Coddet, H. Liao, T. Baur, and C. Coddet, *App. Surf. Sci.* **378**, 142 (2016).
6. H. K. Feng, S. R. Yu, Y. L. Li, and L. Y. Gong, *J. Mater. Process. Tech.* **208**, 330 (2008).
7. H. R. Ammar, A. M. Samuel, and F. H. Samuel, *Mater. Sci. Eng. A* **473**, 65 (2008).
8. G. Rajaram, S. Kumaran, and T. Srinivasa Rao, *Mater. Sci. Eng. A* **528**, 247 (2010).
9. A. Thirugnanam, K. Sukumaran, U. T. S. Pillai, K. Raghukandan, and B. C. Pai, *Mater. Sci. Eng. A* **445**, 405 (2007).
10. M. Yıldırım and D. Özyürek, *Mater. Des.* **51**, 767 (2013).
11. K. Lee, Y. N. Kwon, and S. Lee, *J. Alloy. Compd.* **461**, 532 (2008).
12. H. K. Jung, P. K. Seo, and C. G. Kang, *Mater. Process. Tech.* **113**, 568 (2001).
13. D. Lu, Y. Jiang, G. Guan, R. Zhou, Z. Li, and R. Zhou, *Mater. Process. Tech.* **189**, 13 (2007).
14. P. Kaur, D. K. Dwivedi, and P. M. Pathak, *Int. J. Adv. Manuf. Tech.* **63**, 415 (2012).
15. F. Cao, Y. Jia, K. G. Prashanth, P. Ma, J. Liu, S. Scudino, F. Huang, J. Eckert, and J. Sun, *Mater. Des.* **74**, 150 (2015).
16. J. Y. Heo, J. H. Gwon, J. K. Park, and K. A. Lee, *Met. Mater. Int.* **24**, 586 (2018).
17. W. U. Shu-sen, T. U. Xiao-lin, Y. Fukuda, T. Kanno, and H. Nakae, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* **13**, 1285 (2003).
18. S. Wu and H. Nakae, *J. Mater. Sci. Lett.* **18**, 321 (1999).
19. Z. Sarajan, *Strength Mater.* **45**, 221 (2013).
20. W. Yu, W. Ma, G. Lv, H. Xue, S. Li, and Y. Dai, *J. Cryst. Growth* **405**, 23 (2014).
21. K. Al-Helal, I. C. Stone, and Z. Fan, *Trans. Ind. Inst. Met.* **65**, 663 (2012).
22. J. Li, F. S. Hage, X. Liu, Q. Ramasse, and P. Schumacher, *Sci. Rep.* **6**, 1 (2016).
23. S. F. Liu, L. Y. Liu, and L. G. Kang, *J. Alloy Compd.* **450**, 546 (2008).
24. V. Metan, K. Eigenfeld, D. Rübiger, M. Leonhardt, and S. Eckert, *J. Alloy Compd.* **487**, 163 (2009).
25. B. Fragozo and H. Santos, *J. Mater. Res. Technol.* **2**, 100 (2013).
26. X. Baiqing, Z. Yongan, W. Qiang, S. Likai, X. Changan, S. Chengjia, and H. Xinlai, *Mater. Process. Tech.* **137**, 183 (2003).
27. H. Takagi, Y. Uetani, M. Dohi, T. Yamashita, K. Matsuda, and S. Ikeno, *Mater. Trans.* **48**, 960 (2007).
28. B. Hamri and S. Taibi, *Int. J. Appl. Eng. Res.* **12**, 8492 (2017).
29. J. -G. Jung, S. -H. Lee, J. -M. Lee, Y. -H. Cho, S. -H. Kim, and W. -H. Yoon, *Mater. Sci. Eng. A* **669**, 187 (2016).
30. N. Saini, D. K. Dwivedi, P. K. Jain, and H. Singh, *Procedia Eng.* **100**, 1522 (2015).
31. R. K. Singh, A. Telang, and S. Das, *Am. J. Eng. Res.* **5**, 133 (2016).
32. W. Yu, H. Zhao, L. Wang, Z. Guo, and S. Xiong, *J. Alloys. Compd.* **731**, 444 (2018).
33. B. Li, H. Wang, J. Jie, and Z. Wei, *Mater. Des.* **32**, 1617 (2011).
34. F. Wang, B. Yang, X. J. Duan, B. Q. Xiong, and J. S. Zhang, *J. Mater. Process. Technol.* **137**, 191 (2003).
35. J. Zhou and J. Duszczyk, *J. Mater. Sci.* **26**, 3739 (1991).
36. K. W. Kim, M. -S. Baek, K. Euh, and K. A. Lee, *Korean J. Met. Mater.* **59**, 870 (2021).
37. J. C. Jang and K. S. Shin, *Korean J. Met. Mater.* **58**, 217 (2020).
38. Y. Zhang, H. Zheng, Y. Liu, L. Shi, R. Xu, and X. Tian, *Acta Mater.* **70**, 162 (2014).
39. G. S. Ham, M. S. Baek, J. H. Kim, S. W. Lee, and K. A. Lee, *Met. Mater. Int.* **23**, 35 (2017).
40. A. A. Iqbal and Y. Arai, *IOP Conf. Series: Mater. Sci. Eng.* **114**, 012115 (2016).
41. O. Umezawa, *Mater. Trans.* **46**, 2616 (2005).