 논문

용융금속 교반공정을 통한 고 Fe 함유 A356 합금의 미세조직 개질

김봉환[†] · 이상목

한국생산기술연구원 주조공정연구그룹

Microstructural Modification of High-Fe Containing A356 Alloy by Liquid Metal Shearing Process

Bonghwan Kim[†] and Sangmok Lee

Liquid metal processing & casting technology R&D group, Korea Institute of Industrial Technology, Incheon 406-840, Korea

Abstract

The liquid metal shearing device was constructed and assembled with a commercial high-pressure die-caster in order to induce intensive turbulent shearing force on molten aluminum alloys. The effect of the liquid metal shearing on the microstructure and tensile properties of A356 alloys was investigated with the variation of iron content. The experimental results show that dendritic primary α -Al phase was effectively modified into a equiaxed form by the liquid metal shearing. It was also found that the needle-like β -AlFeSi phase in a Fe containing A356 alloy was changed into a blocky shape resulting in the improved mechanical properties. Based on the mechanical properties, it was suggested that the iron content in A356 alloy could be more widely tolerated by utilizing the liquid metal shearing HPDC process.

Key words: Modification, A356, Liquid metal shearing, Fe-containing intermetallic, Solidification, Die-casting.

(Received September 23, 2011 ; Accepted November 22, 2011)

1. 서 론

일반적으로 주조용 Al-Si 합금은 산업적 규제범위 내에서 일정량의 Fe 원소를 불순물로서 함유한다. Al 합금의 주조공정에서 용탕이 철계 재질의 공정 설비와 고온에서 장시간 접촉하거나 재생 지금을 필요 이상으로 투입할 경우에는 Fe 함량이 규제 범위를 초과할 수 있다. 규제범위 이내에서 함유된 Fe 원소는 Al 합금의 다이캐스팅 공정에서 금형소착을 방지하거나 [1], Al-Fe-Ni 등의 고용점 금속간화합물을 형성시킴에 따라 합금의 고온 물성을 향상시키는 등의 유용한 작용을 할 수 있다 [2]. 반면, 규제 범위를 초과한 Fe 원소는 Al 합금의 인장강도, 연신율, 충격특성 등 기계적 특성을 열화시키는 원인으로 작용한다 [2,3]. 따라서, Al 합금의 재활용 분야에서는 Fe 원소의 유해성을 방지하기 위한 연구가 꾸준히 시도되어 왔다 [4,5].

Al 합금에서 Fe 원소에 의한 기계적 특성의 열화는 Fe를 함유하는 금속간화합물의 형성에 기인한다 [6]. 상온에서 α -Al의 Fe 용질에 대한 고용도는 매우 낮음($< 0.04\text{wt.}\%$)에 따라 고온에서 Al 용탕에 유입된 Fe 용질은 응고과정에서 고용되지 못하고 편석되어 Fe를 함유한 다양한 금속간화합물로 형성된다. 이들 Fe 함유 금속간화합물 중 특히 응고조직에서 침상형(2차원 형상)으로 관찰되는 β -Al₃FeSi 상(이후 β -AlFeSi로 표기)은 기계적 특성 열화 및 주조 결함을 유발하는 것으로 평가되어

왔다 [8]. 따라서, β -AlFeSi의 형성을 억제하거나 그 형상을 개질하기 위한 연구가 활발히 진행되어 왔으나, 대부분의 연구는 Mn, Cr, Be, Sr 등 합금원소를 첨가하는 화학적 개질처리 기술을 중심으로 진행되었다 [9,10]. 일반적으로 β -AlFeSi의 화학적 개질처리 기술은 추가적인 합금원소를 첨가함으로써 액상 조성을 β -AlFeSi 형성영역에서 방향성 성장 경향이 적은 α -Al(Fe,Me)Si (Me = Mn, Cr, etc.) 상의 안정영역으로 변경시키는 원리로서 비교적 효과적인 개질화 방법이나 또 다른 불순물의 함량을 증가시킴으로써 결과적으로는 금속간화합물의 분율을 증가시키게 된다.

한편, 최근 용탕에 외부에너지를 인가함으로써 Fe 함유 금속간화합물을 개질하려는 연구도 시도되고 있는데, 대표적으로 전자기유도, 기계적 교반 및 압축응력 등의 에너지를 활용한 예가 있다 [11-13]. 하지만, 이들 외부에너지를 활용한 연구의 경우에도 화학적 용탕처리 기술을 함께 적용함으로써 β -AlFeSi의 고 유 형상에 대한 개질 효과를 명확히 제시하지 못하는 상황이다.

본 연구에서는 용융금속의 기계적 교반장치를 이용하여 A356 및 A356-1.4Fe 합금에서 형성되는 β -AlFeSi의 고용형상에 대한 개질 효과를 규명하고자 하였다. 특히, 교반 온도의 함수로서 β -AlFeSi를 포함하는 미세조직 전반에 대한 개질 효과를 고찰하고자 하였다. 본 연구를 통하여, 주조용 합금을 활용하는 반응고/반용융 공정 또는 열처리를 하기위한 목적으로

[†]E-mail : bonghk75@kitech.re.kr

시도되는 주조용합금의 다이캐스팅 공정에서의 Fe 함량 제어에 대한 기준을 제시하고자 하였다.

2. 실험 방법

본 연구에서 활용한 합금의 성분을 Table 1에 정리하였다. A356 합금은 산업용 품질의 잉고트를 채용해하여 활용하였으며, A356-1.4Fe 합금은 산업용 A356 잉고트에 Al-50wt.%Fe 모합금을 첨가하여 준비하였다. 또한 Fe 함유 시 형성되는 침상형 β -AlFeSi의 형상 변화를 명확히 관찰하기 위한 목적으로, 또 다른 침상형으로 형성되는, 공정 Si를 개량하기 위하여 Al-10wt.%Sr 모합금을 Sr 기준으로 200ppm 첨가하였다. 각 합금은 용해 중량(Capacity)이 약 30 kg인 저항 가열로를 이용하여 용해하였으며 최종 합금의 화학적 성분은 ICP-ES (Inductively Coupled Plasma - Emission Spectroscopy) 법을 이용하여 분석하였다.

상기에 준비된 A356 및 A356-1.4Fe 합금은 용융금속 제어공정을 거쳐 다이캐스팅 시편금형에 사출되었다. Fig. 1(a)는 본 연구에서 사용한 용융금속 교반기(Liquid metal shearing device)[14]가 결합된 다이캐스팅기(Commercial HPDC machine)의 모식도이며, (b)는 시편사출에 사용된 ASTM B557 subsize 인장시편형 금형의 사진이다. 용융금속 교반기는 온도가 제어되는 배럴(Barrel)과 그 내부에서 맞물려 회전하는 2개의 스크류(Screw) 및 교반후 용탕을 배출하는 벨브부로 구성되어 있다.

준비된 용탕은 용융금속 교반기의 주입구를 통하여, 일정한 온도로 유지되면서 회전하고 있는 스크류에 주입되며, 주입 즉시 빠르게 회전하는 스크류와 배럴의 표면에 도포되면서 교반이 이루어진다. 따라서 빠르게 주입된 용탕의 온도는 미리 유지되고 있는 교반기의 내부온도로 급격히 냉각이 이루어지면서 교반된다[14,15]. 일정 시간동안 교반이 완료된 용탕은 벨브부를 통

Fig. 2. Experimental procedure and conditions.

하여 다이캐스팅기로 이송되어 시편 금형으로 사출된다. 본 연구에서 용융금속의 교반조건은, 스크류의 회전속도 500rpm, 교반 시간 45초로 고정하고, 교반온도는 A356 합금의 경우 610, 605, 600, 595°C로, A356-1.4Fe 합금의 경우 610, 605, 600°C로 변경하여 실험을 수행하였다. 각각의 교반조건에서 얻어진 합금은 다이캐스팅기(TOYO-350V5)를 통하여 인장시편 형상으로

Table 1. Chemical composition of the alloys analyzed by ICP-ES.

Alloy	Element (wt.%)						
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Sr	Al
A356	7.2	0.2	0.02	0.03	0.3	0.02	bal.
A356-1.4Fe	7.2	1.4	0.02	0.03	0.3	0.02	bal.

Fig. 1. Experimental facilities; (a) schematic drawing of the HPDC machine assembled with the liquid metal shearing device (patented by Prof. Z. Fan in Brunel university of UK[13]) and (b) the mold die of specimens.

주조되었다. 또한 각 합금을 일반 다이캐스팅 공정으로 주조하여 용융금속 교반공정의 영향을 평가하기 위한 기준으로 활용하였다. 각 시편의 미세조직은 광학현미경(OM), 상분석기(Image analyzer) 및 주사전자현미경(SEM-EDS)을 이용하여 분석하였으며 인장시험을 통하여 Fe 함량에 따른 용융금속 제어효과를 평가하였다. 이상의 실험 절차 및 각 공정별 실험조건을 Fig. 2에 정리하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 일반 다이캐스팅 공정에서 Fe 함량에 따른 A356 합금 미세조직 형성 거동

Fig. 3(a), (b)는 각각 J. Mat. Pro 프로그램[7]을 이용하여 계산한 A356 및 A356-1.4Fe 합금의 평형 상분율을 보여준다. 계산된 평형 상분율을 기준으로 각 합금의 응고 거동을 고찰해보면, A356 합금에서는 약 614°C에서 초정 α -Al의 형성이 시작되고 응고가 진행됨에 따라 약 574°C에서 $L \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Si}$ 의 반응(Monovariant reaction)이 진행된다. 이 온도에서 초정 α -Al의 평형 분율은 약 47vol.%이며, 이후 약 572°C에서는 $L \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Si} + \beta\text{-AlFeSi}$ 의 공정반응으로부터 미량의 $\beta\text{-AlFeSi}$ 이 형성된다. A356-1.4Fe 합금의 경우, Fe 용질의 첨가에 의하여 액상선 온도가 다소 감소하여, 초정 α -Al의 형성은 약

611°C에서 시작된다. 또한 Fe 함량 증가에 따라 초정 α -Al의 형성온도 직하에서 $L \rightarrow \alpha\text{-Al} + \beta\text{-AlFeSi}$ 의 반응(Monovariant reaction)에 의해 액상으로부터 $\beta\text{-AlFeSi}$ 이 형성된다. 온도가 하강함에 따라 합금은 $L \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Si} + \beta\text{-AlFeSi}$ 공정반응을 통하여 응고가 완료된다. 따라서, A356합금의 경우 $\beta\text{-AlFeSi}$ 은 공정반응을 통해서만 형성되나 A356-1.4Fe 합금에서는 액상으로부터 $\beta\text{-AlFeSi}$ 이 형성될 수 있음을 알 수 있다.

Fig. 4(a), (b)는 각각 일반 다이캐스팅으로 제조한 A356 및 A356-1.4Fe 시편의 대표적인 미세조직을 보여준다. 다이캐스팅으로 제조한 A356 합금의 미세조직은 Fig. 3(a)에서와 같이, 초정 α -Al 및 $\alpha\text{-Al} + \text{Si}$ 공정조직으로 구성되어있다. 초정 α -Al은 Fig. 4(a)에서와 같이 다양한 크기 분포를 보이는 수지상으로 응고되었다. 한편, $L \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Si} + \beta\text{-AlFeSi}$ 의 공정반응을 통하여 형성될 것으로 예상되었던 미량의 $\beta\text{-AlFeSi}$ 은 관찰되지 않았다. 이는 다이캐스팅 공정의 빠른 냉각속도에 의하여 $\beta\text{-AlFeSi}$ 형성이 억제된 것으로 사료된다. 일반적으로 $\beta\text{-AlFeSi}$ 의 형성은 냉각속도의 영향을 받으며, 냉각속도가 증가할수록 $\beta\text{-AlFeSi}$ 의 형성은 억제되는 것으로 알려져 있다[8]. 이는 두 가지 이유로 설명이 되는데, 첫 째는 빠른 냉각속도 조건에서 초정 α -Al의 Fe 고용도가 증가하는 것과, 두 번째는 Al-Si-Fe-Me (Me=Cu, Mg, Mn, Cr, etc.)계에서 $\beta\text{-AlFeSi}$ 을 형성시키는 고온의 포정반응 구간을 빠른 냉각속도로 인하여 빠르게 지나치는 것이다. 본 연구에서 A356 합금의 경우 Fig. 3(a)에서와 같이, $\beta\text{-AlFeSi}$ 이 형성되는 고온 포정 반응은 없으므로 앞

Fig. 3. The equilibrium fractions of phases of the (a) A356 and (b) A356-1.4Fe alloys calculated by J. Mat. Pro. software.

Fig. 4. Representative optical microstructures of (a) A356 and (b) A356-1.4Fe specimens made by the commercial HPDC process.

에 기술한 첫 번째 이유로 인해 β -AlFeSi이 억제된 것으로 판단된다. Fig. 4(b)에서와 같이 A356-1.4Fe 합금의 응고조직에서는 Fe 함량 증가에 따라 형성된 침상형상의 β -AlFeSi이 관찰된다. 또한 A356 합금과 동일하게 초정 α -Al 수지상 및 α -Al + Si 공정조직도 관찰된다. A356-1.4Fe 합금에서 관찰되는 β -AlFeSi은 Fig. 4(b)에서와 같이 초정 α -Al의 수지상간에 밀집된 분포를 보이며 이는 초정 α -Al의 성장과정에서 배출된 Fe 용질의 편석에 기인한 것으로 유추할 수 있다. 초정 α -Al과 β -AlFeSi의 상호 간섭작용은 선행연구를 통하여 보고된바 있는데, Fe 고용도가 낮은 α -Al 상은 성장과정에서 Fe 용질을 수지상간에 농축시켜 β -AlFeSi의 형성을 촉진할 수 있으며, 또한 β -AlFeSi의 성장방향 선단에 형성되어 있는 α -Al은 장해물로 작용하여 β -AlFeSi의 성장 방향을 변경시키는 등의 간섭 작용을 할 수 있다[8].

3.2 용융금속 교반에 의한 상용 A356 합금의 미세조직 개질

용융금속 교반에 따른 미세조직의 변화를 확인하기 위하여 A356 합금에 기계적 교반을 실시한 후 다이캐스팅을 이용하여 인장시편으로 제조하였다. Fig. 5는 교반 온도에 따른 A356 합금의 미세조직 변화를 보여준다. 교반기와 연계된 다이캐스팅 주조공정의 경우, Al-Si 합금의 초정 α -Al은 두 가지 형태로 응고되는 것으로 보고되었는데, 즉 교반이 이루어지는 동안 형성되는 1차 응고(Primary solidification)와 교반 이후 다이캐스팅 Shot sleeve 및 Die-cavity에서 이루어지는 2차 응고(Secondary solidification)로 구분된다[16]. 즉, 교반기 내부로 주입된 용탕은 빠르게 회전하고 있는 스크류와의 접촉에 의하여 설정된

온도로 급속히 냉각되는 동시에 교반이 이루어지므로, 초정 α -Al은 핵생성 즉시 등축정으로 성장하는 1차 응고가 진행된다. 교반이 완료된 용탕은 사출을 위하여 Shot sleeve로 이송되는데, 교반온도에서 용탕은 평형 초정분율에 도달하지 못했으므로 나머지 초정 α -Al 중 일부가 Shot sleeve에서의 열손실에 의해 수지상으로 형성될 수 있다. 이후 사출이 완료되면 마지막 초정 α -Al이 교반 효과와 빠른 냉각속도의 영향으로 미세한 등축정으로 형성된다.

Fig. 5(a), (b)에서와 같이, 초정 분율이 비교적 적은 조건(액상선 직하의 온도)에서 교반된 시편의 미세조직에서는 1차 응고에 의한 등축정 α -Al(교반 과정에서 형성된 초정)이 관찰되지 않았으며 수지상 또는 장미상의 초정 α -Al만이 관찰된다. 강력한 교반 에너지는 고액 공존영역에서 형성되는 고상을 평형분율 이하로 억제하는 효과가 있으며, 이러한 영향은 교반 조건에 따라 수vol.%에 이를 수 있다[14]. 따라서, Fig. 5(a), (b)에서 1차 응고에 의한 등축정 초정 α -Al이 관찰되지 않는 것은 빠른 기계적 교반 환경으로 인하여 초정 α -Al의 형성이 억제되고, 대부분의 초정은 2차 응고 과정에서 형성되었기 때문인 것으로 판단된다. 반면, Fig. 5(c)에서와 같이, 약 600°C에서 교반된 A356 합금의 미세조직에서는 1차 응고에서 등축정으로 형성된 초정 α -Al 상과 2차 응고에 의해 형성된 미세 등축정의 초정 α -Al이 함께 관찰되었다. 이는 교반 온도가 감소함에 따라 교반 온도에서의 평형 초정 분율이 증가하고, 기계적 교반력으로 억제할 수 있는 초정 분율의 한계를 넘게 되어 억제되지 못한 초정분율이 형성된 것으로 판단된다. 이러한 경향은 교반 온도가 감소함에 따라 증가하며, 보다 낮은 온도인 595°C에서 교반된 미세조직에서는 Fig. 5(d)와 같이 1차

Fig. 5. Representative optical microstructure of the A356 samples cast by the liquid metal shearing HPDC process as a function of the shearing temperature; (a) 610, (b) 605, (c) 600 and (d) 595°C.

응고에 의한 등축정 초정 α -Al이 지배적임을 알 수 있다.

기계적 교반에 의한 미세조직 개질을 정량적으로 평가하고자 상분석기를 이용하여 평가하였다. Fig. 5(d)의 미세조직에서 관찰된 1차 응고를 통해 형성된 등축정 α -Al에 대한 Equivalent diameter, d (= Particle size)와 Form factor, f 를 식(1), (2)에 따라 계산하였으며 이를 Table 2에 정리하였다. 식(1), (2)에서 A와 P는 각각 α -Al 입자의 면적 및 둘레 길이를 의미한다. Table 2의 측정 결과는 일반적으로 보고되는 반응고 미세조직의 수준과 유사하며 기계적 특성 향상에 기여할 것으로 판단된다[15].

$$d = \sqrt{\frac{4A}{\pi}} \quad \text{Equation (1)}$$

$$f = \frac{4\pi A}{P^2} \quad \text{Equation (2)}$$

595°C에서 교반된 A356 합금의 주사전자현미경 미세조직을 Fig. 6에 도시하였다. Fig. 4(a)의 일반 다이캐스팅 공정을 통해 제조된 A356 시편과는 달리, 미량의 침상형 β -AlFeSi이 초정 α -Al의 수지상간 또는 α -Al + Si의 공정조직 주변에 형성되어 있음을 확인할 수 있다. 이는 교반 과정에서 형성된 등축정의 초정 α -Al로부터 배출된 Fe 용질의 편석에 의한 것으로 사료되는데, 전술한 바와 같이 일반 다이캐스팅의 빠른 냉각조건에서는 α -Al의 Fe 고용이 증가함에 따라 Fe 편석에 의한 금속간화합물의 형성이 억제될 수 있기 때문이다. β -AlFeSi의 조성은 SEM-EDS를 통하여 검증하였다.

일반 다이캐스팅 공정(HPDC)과 595°C에서 교반과정을 거쳐

Table 2. Microstructural characterization of the A356 samples made by the liquid metal shearing HPDC process.

Process	Particle size of α -Al (μm)	Form factor (-)
Liquid metal shearing HPDC	48.7	0.74

Fig. 6. Typical secondary electron micrographs of the A356 samples made by the liquid metal shearing (at 595°C) HPDC process.

주조한 시편에 대한 기계적 특성을 비교하기 위하여 인장시험을 수행하였으며 그 결과를 Fig. 7에 나타내었다. A356 합금의 인장강도 및 연신율은 교반 공정을 통하여 다소 향상됨을 알 수 있다. 이는 교반온도에서 정출된 초정 α -Al이 수지상이 기계적 교반의 영향으로 등축정화 됨에 따라 기계적 특성이 개선된 것으로 판단된다. 이는 일반적인 반응고/반응용 공정에서의 얻어지는 α -Al 수지상의 구상화 효과와 동일하다.

3.3 용융금속 교반에 의한 A356-1.4Fe 합금의 미세조직 개질

Fe 함유 금속간화합물의 형상에 미치는 용융금속 교반의 영향을 확인하기 위하여 A356-1.4Fe 합금에 대하여 온도에 따라 교반을 실시한 후 다이캐스팅으로 주조하였다. Fig. 8은 A356-1.4Fe 합금의 교반온도에 따른 광학 미세조직 사진이다. 610°C에서 교반된 미세조직에서는 Fig. 8(a), (b)에서와 같이 수지상 또는 장미상의 초정 α -Al과 함께 β -AlFeSi이 관찰되었다. β -AlFeSi의 형상은 일반적으로 보고되는 침상형으로 관찰되었다. Fig. 3(b)의 계산결과에 따르면 교반 온도인 610°C는 초정 α -Al이 형성되기 시작하는 온도이며, 이 온도 직하에서 액상으로부터 β -AlFeSi이 형성된다. 따라서 수지상 또는 장미상의 초정 α -Al은 교반 이후 2차 응고과정을 통하여 형성되었으며 초정 α -Al의 형성 직후 β -AlFeSi이 액상으로부터 형성됨에 따라 교반의 영향 없이 고유한 침상의 형상을 유지한 것으로 판단된다. 이러한 경향은 Fig. 8(c), (d)에서와 같이 약 605°C까지 유지되지만, 교반온도가 600°C까지 감소한 경우에는 Fig. 8(e), (f)에서와 같이 α -Al과 β -AlFeSi이 각각 등축정과 짧은 각형(blocky)으로 개질되는 것을 알 수 있다. 등축정으로 개질된 초정 α -Al은 전술한 바와 같이 교반이 이루어지는 과정에서 형성된 초정이며, 이때 α -Al 주변에 편석된 Fe 용질에 의하여 형성된 β -AlFeSi는 교반에 의한 난류 조건에서 성장함에 따라 길이 방향의 성장이 억제된 것으로 사료된다.

짧은 각형으로 개질된 β -AlFeSi의 분포 및 형상을 관찰하기 위하여 주사전자현미경 분석을 행하였으며 그 결과를 Fig. 9에 도시하였다. Fig. 9(a)에서와 같이 용융금속 교반에 의하여 각

Fig. 7. Tensile properties of the A356 alloy processed by the commercial and the liquid metal shearing (at 595°C) HPDC processes.

Fig. 8. Representative optical microstructure of the A356 samples cast by the liquid metal shearing HPDC process as a function of the shearing temperature; (a)-(b) 610, (c)-(d) 605 and (e)-(f) 600°C.

Fig. 9. Typical secondary electron micrographs of the A356-1.4Fe samples made by the liquid metal shearing (at 600°C) HPDC process; (a) × 500 and (b) × 3000 of magnification.

형으로 개질된 β -AlFeSi는 시편 전반에 걸쳐 고르게 분포하는 것을 알 수 있다. 또한 국부적으로는 Fig. 9(b)에서와 같이 등

축정 형상의 β -AlFeSi도 관찰되었다. 각 시편에서 관찰된 침상형 β -AlFeSi 및 각형으로 개질된 β -AlFeSi에 대한 SEM-EDS

Table 3. SEM-EDS analysis of the β -AlFeSi phase formed in the A356 and A356-1.4Fe alloys.

Alloy	Phase	Chemical composition (at.%)			
		Al	Fe	Si	Mn, Cr, etc.
A356	Needle-like β -AlFeSi	77.1	8.9	14.0	-
A356-1.4Fe	Needle-like β -AlFeSi	73.5	11.5	15.0	-
A356-1.4Fe	Blocky β -AlFeSi	65.8	14.6	19.6	-

분석을 실시하여 Table 3에 정리하였다. 본 연구에서는 화학적 개질원소를 첨가하지 않고 교반 공정만을 활용하여 β -AlFeSi의 고유형상을 개질하였으며 SEM-EDS 결과를 통해서도 동일한 상임을 유추할 수 있었다.

용융금속 교반에 의한 β -AlFeSi의 형상 개질 효과를 정량적으로 평가하고자 A356-1.4Fe 합금의 일반 다이캐스팅 미세조직(Fig. 4(b) 참조)과 600°C에서 교반된 미세조직(Fig. 8(e), (h) 참조)에서 관찰된 β -AlFeSi의 길이를 측정하여 Fig. 10에 제시하였다. 일반 다이캐스팅으로 주조된 A356-1.4Fe 합금에서 형성되는 β -AlFeSi의 길이는 평균 약 102 μm 로 측정되었으며 600°C에서 교반 후 다이캐스팅 주조한 시편에서는 약 22.9 μm 로 감소되었다. 이를 통하여 용융금속 교반공정을 활용할 경우, 침상형 β -AlFeSi에 의한 기계적 특성 열화를 다소 방지할 수 있을 것으로 예상되었다.

용융금속 교반에 의한 미세조직 개질이 기계적 특성에 미치는 영향을 평가하기 위하여 인장강도 및 연신율을 평가하였으며 그 결과를 Fig. 11에 정리하였다. A356-1.4Fe 합금의 경우에도 교반 공정을 통하여 기계적 특성이 향상되는 것을 확인하였다. 또한 Fig. 11과 Fig. 7(A356 합금의 인장특성에 미치는 용융금속 교반의 영향)을 비교해 보면, 일반 다이캐스팅 공정에서는 Fe의 함량 증가에 따라 인장강도 및 연신율이 각각 215 $\rightarrow$ 150MPa, 3.0 $\rightarrow$ 1.3%로 급격히 감소한다. 이는 Fe 함량 증가에 따라 A356-1.4Fe 합금에서는 침상형 β -AlFeSi이 액상으로부터 정출하기 때문이다. 한편, 용융금속 교반공정(Liquid metal shearing HPDC)에서는 Fe 함량이 증가할 경우, 인장강도 235 $\rightarrow$ 220MPa, 연신율 5.1 $\rightarrow$ 3.1%로 기계적 특성의 열화

경향이 감소하는 것을 알 수 있다. 이는 초정 α -Al의 구상화 및 침상형 β -AlFeSi의 개질 효과로 인한 기계적 특성의 향상과 취성의 금속간화합물 형성에 의한 취약화 영향이 복합적으로 작용한 것으로 사료된다. 즉, A356-1.4Fe 합금의 경우, 기계적 교반에 의하여 초정 α -Al의 구상화 및 침상형 β -AlFeSi의 개질화에 의한 이중 효과로 인하여 기계적 특성이 향상되었다.

용융금속 교반에 의한 기계적 특성의 변화를 Fe 함량의 함수로서 정리하여 Fig. 12에 도시하였다. Fig. 12에서, 교반 공정에 의한 A356-1.4Fe 합금의 기계적 특성은 일반 다이캐스팅으로 주조한 A356합금의 기계적 특성과 버금가는 것으로 평가되었다. 일반 다이캐스팅에 의한 A356 합금의 기계적 특성을

Fig. 11. Tensile properties of the A356-1.4Fe alloy processed by the commercial and the liquid metal shearing (at 600°C) HPDC processes.

Fig. 10. Distribution of the length of β -AlFeSi phase in the A356-1.4Fe specimen processed by the commercial and the liquid metal shearing (at 600°C) HPDC.

Fig. 12. Tolerance of the iron content in A356 alloy regarding mechanical properties.

산업용 기준으로 가정하였을 때, Fe 함량이 증가함에 따라 기계적 특성은 감소할 것이다. 이러한 특성감소를 용융금속 교반을 통하여 보상할 수 있다면 이는 Fe 함량 규제 범위의 완화시키는 결과로 이어질 것으로 기대된다. 이에 대한 보다 신뢰성 있는 평가를 위해서는 기계적 특성 이외에도 Fe 함량 증가에 따른 내산화성 등의 표면처리 특성과 피로, 충격 등의 주요 동작특성에 대한 분석이 향후 진행되어야 할 것으로 판단된다.

4. 결 론

1) 용융금속의 기계적 교반을 통한 다이캐스팅 주조공정에서, 초정 α -Al의 형성은 액상선 온도 이하에서 행하여지는 교반 과정에서 발생하는 1차 응고와 교반이 완료된 후 HPDC기의 Shot sleeve에서 국부적 냉각 및 사출 과정에 따른 급냉으로 이루어지는 2차 응고로 구분된다.

2) A356 합금의 경우, 특정온도에서 기계적 교반이 이루어지는 동안 형성되는 초정 α -Al의 분율은 평형 분율에 다다르지 못하고 억제되며, 억제된 분율로 정출된 초정 α -Al은 교반 효과에 의하여 등축정화 되어 기계적 특성을 향상시킨다.

3) A356-1.4Fe 합금의 경우, 초정 α -Al 및 침상형 β -AlFeSi의 정출 온도 이하, 공정 온도 이상에서의 기계적 교반을 통하여, 초정 α -Al의 등축정화 및 침상형 β -AlFeSi의 형상 개질 효과를 동시에 얻을 수 있다. 이를 통하여 Fe가 1.4wt% 함유된 합금의 기계적 특성을 상용공정 대비 향상시킬 수 있다.

4) Fe 함량 측면에서, 용융금속의 기계적 교반공정은 A356 합금에서 Fe 함량 증가에 의한 기계적 특성의 열화 경향을 억제시키며, 기계적 특성 측면에서 A356합금의 Fe 함량 규제를 완화시킬 수 있을 것으로 기대된다.

참고문헌

- [1] G.B. Winkelman, Z.W. Chen, D.H. StJohn and M.Z. Jahede: J. Mater. Sci., "Morphological features of interfacial intermetallics and interfacial reaction rate in Al-11Si-2.5Cu-(0.15/0.60)Fe cast alloy/die steel couples", 39 (2004) 519-528
- [2] N.A. Below, A.A. Aksenov and D.G. Eskin: "Iron in Aluminum Alloys: Impurity and Alloying Element", Taylor & Francis, London and New York (2002)
- [3] L. Wang, M. Makhlof and D. Apelian: Int. Mater. Rev., "Aluminium die casting alloys: alloy composition, microstructure, and properties-performance relationships", 40 (1995) 221-238
- [4] H.S. Kim, S.C. Kang, D.B. Lee, K.J. Kang and M.H. Dzo: J. of the Korean Inst. of Met. & Mater., "A study on the Fe removal in the aluminum and aluminum-silicon alloy", 34(8) (1996) 1040-1049
- [5] Y. Kume, T. takahashi, M. Kobashi and N. Kanetake: Proc. of the 12th International conference on aluminium alloys, "Solid state recycling of die-cast aluminum alloy chip wastes by compressive torsion processing", (2010) 236-241
- [6] J. A. Taylor: Proc. of 35th Australian Foundry Institute National Conference, "The effect of iron in Al-Si casting alloys", (2004) 148-157
- [7] Z. Guo, N. Saunders, A.P. Miodownik and J.-Ph. Schille: Mater. Sci. and Eng. A, "Modelling of materials properties and behaviour critical to casting simulation", 413-414 (2005) 465-469
- [8] B.H. Kim and S.M. Lee: J. of the Korean Foundrymen's Society, "Formation and microstructure characteristics of β -Al₅FeSi intermetallic compound in the Al-Si-Cu alloys with the variation of Fe content", 29(5) (2009) 225-232
- [9] S.W. Han: J. of the Korean Foundrymen's Society, "The effects of Mn and Cr additions on the microstructure of A356 alloys containing impure Fe", 25(3) (2005) 128-133
- [10] S.S. Sreeja Kumari, R.M. Pillai, T.P.D. Rajan and B.C. Pai: Mater. Sci. and Eng. A, "Effects of individual and combined additions of Be, Mn, Ca and Sr on the solidification behaviour, structure and mechanical properties of Al-7Si-0.3Mn-0.8Fe alloy", 460-461 (2007) 561-573
- [11] S. Nafisi, D. Emadi, M.T. Shehata and R. Ghomashchi: Mater. Sci. and Eng. A, "Effects of electromagnetic stirring and superheat on the microstructural characteristics of Al-Si-Fe alloy", 432 (2006) 71-83
- [12] X. Fang, G. Shao, Y.Q. Liu and Z. Fan: Mater. Sci. and Eng. A, "Effects of intensive forced convection on the mechanical properties of Fe containing Al-Si based alloys", 445-446 (2007) 65-72
- [13] T. Sato: J. Mater. Sci. Technol., "Development of deformation-semisolid-casting (D-SSC) process and applications to some aluminum alloys", 24(1) (2008) 12-16
- [14] Z. Fan, G. Liu and M. Hitchcock: Mater. Sci. and Eng. A, "Solidification behaviour under intensive forced convection", 413-414 (2005) 229-235
- [15] Z. Fan, X. Fang and S. Ji: Mater. Sci. and Eng. A, "Microstructure and mechanical properties of rheo-diecast aluminium alloys", 412 (2005) 298-306
- [16] M. Hitchcock, Y. Wang and Z. Fan: Acta Mater., "Secondary solidification behaviour of the Al-Si-Mg alloy prepared by the rheo-diecasting process", 55 (2007) 1589-1598