



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](#)

工學碩士 學位論文

Al-Mg-Si계 주조용 합금의
주조성 및 기계적 특성에 미치는
Fe, Mn 함량의 영향



2010年 1月

釜慶大學校 大學院

金屬工學科

李 宗 住

工學碩士 學位論文

Al-Mg-Si계 주조용 합금의
주조성 및 기계적 특성에 미치는
Fe, Mn 함량의 영향

指導教授 金 憲 侏

이 論文을 工學碩士 學位論文으로 提出함



2010年 1月

釜慶大學校 大學院

金屬工學科

李 宗 住

李 宗 住의 工學碩士 學位論文을 認准함

2010年 1月



主 審 工學博士 金 昌 圭 (印)

委 員 工學博士 姜 昌 龍 (印)

委 員 工學博士 金 憲 珠 (印)

목 차

Abstract	1
1. 서 론	2
2. 이론적 배경	4
2. 1. Al 합금에서 Fe함량의 영향	4
2. 2. Al 합금의 유동성	7
2. 3. Sludge Factor	13
3. 실험방법	15
3. 1. 시료제조	15
3. 2. 주조성 평가	18
3. 3. 기계적 특성 평가	21
4. 실험결과 및 고찰	23
4. 1. 미세조직 관찰	23
4. 2. Fe, Mn함량에 따른 유동성	31
4. 3. Fe, Mn함량에 따른 수축 특성	36
4. 4. Fe, Mn함량에 따른 기계적 특성	39
5. 결 론	44
참 고 문 헌	45

Effects of Fe, Mn Contents on Castability and Mechanical Properties of Al-Mg-Si Casting Alloys

Lee, Jong-Ju

*Department of Metallurgical Engineering,
Graduate School of Industry, Pukyong National University*

Abstract

Effects of iron and manganese contents on castability and mechanical properties have been studied in Al-4Mg-0.9Si casting alloys. Fraction of α compounds increased as Mn content increased and fraction of β compounds increased as Fe content increased. Crystallization temperatures of α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ and β -Al₅FeSi compounds were elevated and higher than that of eutectic Mg₂Si, by 20°C.

Castability was affected α and β compounds. Fluidity decreased as Fe and Mn contents increased in Al-4Mg-0.9Si melts. Micro-shrinkage increased as Fe and Mn contents increased but macro-shrinkage decreased as Fe and Mn contents increased in Al-4Mg-0.9Si melts.

As Fe content in Al-4Mg-0.9Si-0.3Mn melts increased from 0.1wt.% to 0.4wt.%, tensile strength decreased about 4.2% and elongation remarkably decreased by 22.5%. As Mn content in Al-4Mg-0.9Si-0.3Fe melts increased from 0.3wt.% to 0.5wt.%, however, tensile strength increased by 7%, but elongation was nearly same.

1. 서 론

자동차의 연비향상 및 배기가스 저감에 대한 요구가 전 세계적 주요 이슈로 등장함에 따라, 자동차 경량화에 필수적인 알루미늄합금 부품의 개발과 적용사례가 선진 자동차업체를 중심으로 급증하고 있다[1-3]. 특히 알루미늄합금의 자동차 차체적용에 대한 관심이 모아지면서 높은 가격 경쟁률 및 탁월한 생산력을 갖추며 동시에 우수한 기계적 특성을 지닌 고압금형주조(High Pressure Die Casting)용 알루미늄합금의 개발이 요구되고 있다.

하지만 자원 절감에 따른 스크랩 사용비율이 증가함에 따라 virgin에 비해 불순물이 다량 포함되어 있는 스크랩은 품질이 떨어지는 것이 현실이다. 특히 불순물중 Fe는 알루미늄 합금에서 β -상으로 일컫는 판상의 AlFeSi 화합물을 형성하여 기계적 특성 및 내식성을 크게 감소시키고 있다[4]. Mn은 판상의 β -상 화합물을 chinese script형태의 α -상으로 개량시켜 인성을 증가시킴과 동시에 고압금형주조에서 야기되는 금형소착현상을 감소시키는 원소로 알려져 있다[5,6]. 하지만 부적절한 Mn의 첨가는 알루미늄 용탕 내에서 슬러지를 형성하여 합금의 내소착성 및 인성을 오히려 감소시킨다[5].

Al-Mg-Si계 합금은 다른 주조용 합금과 비교하여 as-cast 상태에서 우수한 강도와 인성 및 내식성을 지니고 있어 차체용 재료로써 각광받고 있으나, 주조용 합금으로서 Al-Si계 합금에 비해 주조성이 낮고 첨가원소중 Mg의 산화로 인해 주조하기가 어려운 단점을 지니고 있다. 또한 형성되는 공정 Mg_2Si 상은 일반적인 금형 주조시 network 형태로 존재하여 제품의 기계적 특성을 저하시키는 상으로 알려져 있다[7]. 현재 Al-Mg계 합금에서 주조성 및 기계적 특성을 고려한 Si함량에 관한 연구는 많이 이루어졌다[3,7-9].

그러므로 Al-Mg-Si계 합금에서, 특히 소량으로 첨가되는 합금원소중 Fe 및 Mn 함량에 따른 미세조직적 고찰과 주조성 및 기계적 특성과의 연관성에 관한 세부적인 연구가 필요하다고 판단된다.

따라서 본 연구에서는 Al-4Mg-0.9Si-xFe-yMn 합금에서 Fe 및 Mn 원소에 대해 적정 함량을 설정하고 주조성 및 인장평가를 통하여 각 원소에 대한 영향을 연구하고자 하였다.



2. 이론적 배경

2. 1. Al 합금에서 Fe함량의 영향

Al 합금에서 Fe는 낮은 고용도를 가지기 때문에 응고하는 동안 수지상간 영역내의 액상에서 많은 양이 존재하게 되며, 이 중 Al, Si, Mn, Mg등과 함께 복잡한 형태의 금속간화합물을 형성하게 된다[4]. Fig. 1에 Al-Fe 2원계 상태를 나타내었다. 상태도에 의하면 Fe는 650℃에서 Al에 약 0.04wt.%에 불과한 고용도를 지닌다. 이들은 기지에 용입하지 않은 상태로 존재하며 Fe 함량이 증가할수록 Fe계 금속간 화합물 체적 분율도 증가한다. 이와 같은 Fe 금속간화합물은 취약하며 기지 조직과 낮은 결합력을 가진 판상(β -plate phase) 또는 chinese-script 형태로 존재하므로 이들 상은 응력 집중을 야기하여 기계적 특성을 저하시키는 것으로 알려져 있다[10].

이와 같은 Fe 화합물로 인한 악영향을 감소하기 위해 많은 연구가 이루어졌는데 그 결과는 크게 다음과 같은 3가지로 구분된다. 즉, (1) Fe 화합물의 형상 개량을 위해 Mn, Cr등의 합금원소를 첨가하는 방법[4,12], (2) 냉각속도 조절에 의한 방법[13] (3) 용해 온도 조절에 의한 용탕과열 방법[14]이다.

합금원소 첨가는 가장 일반적인 방법으로, β -AlFeSi상을 α -Al(Fe,Mn,Cr)Si상으로 개량화한다. α -Al(Fe,Mn,Cr)Si상의 형태는 chinese script 형상으로 판상 β -AlFeSi상과 비교하여 응력집중 현상이 완화된다고 보고되고 있다[10]. 또한 냉각속도 조절에 의한 방법은 β -phase 성장의 화학적 포텐셜을 감소함으로써 β -phase 형성을 억제하는 방법으로, 냉각속도의 증가는 β -phase 길이를 감소시킨다. Vorren O.등의 연구[13]에 의하면 보통 Fe 함량에서 일반 중력주조일 때 Fe β -phase 길이는 약 50-500 μm 이지만, 고압금형주조(HPDC)의 높은 냉각속도에서 Fe β -phase 길이는 10-50 μm 로 감소한다는 결과를 보고하였다.

용해온도 조절에 의한 용탕과열 방법은 높은 온도로 용탕을 과열하면, AlFeSi 금속간화합물은 plate 형상보다 chinese script 형상으로 결정화한다[14]. 이 연구 결과에 따르면 낮은 과열온도(액상선에서 약 150°C 정도 높은 온도)의 경우 Fe 화합물은 거의 모든 냉각 속도에서 판상의 β -phase로 결정화 되고, 또 높은 과열온도(액상선에서 약 250°C - 300°C 정도 높은 온도)의 경우 β -phase 및 chinese script 형상으로 결정화한다. 그러나 이 방법의 경우 용탕 온도 상승으로 인한 경제적 손실 및 가스혼입 등의 단점을 가진다.



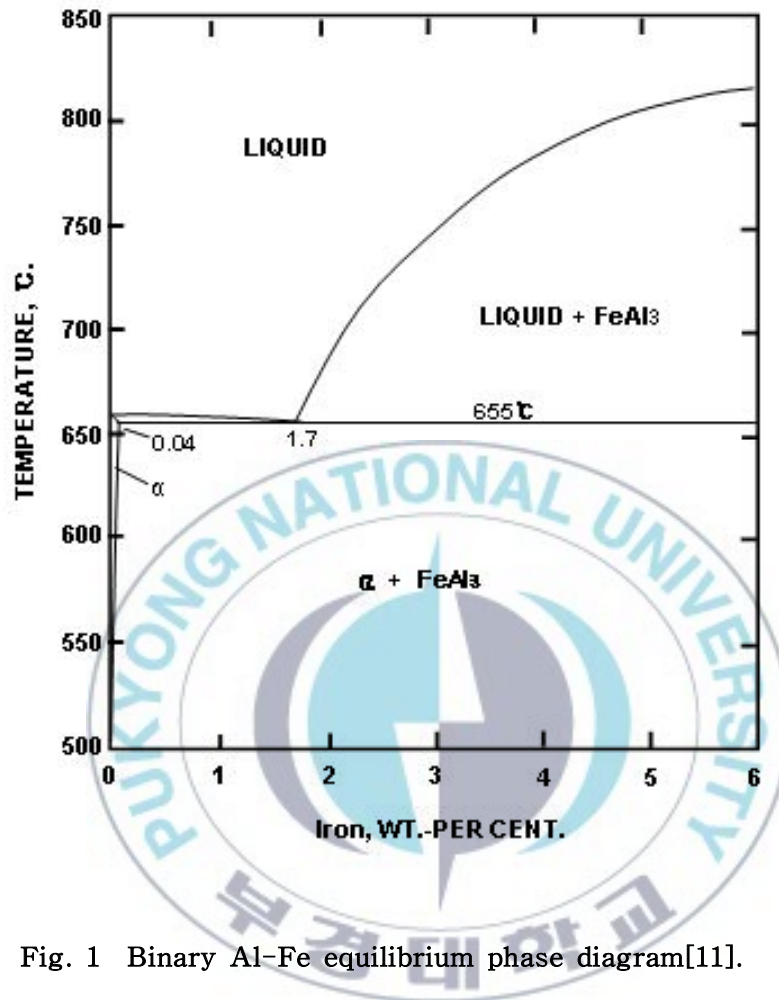


Fig. 1 Binary Al-Fe equilibrium phase diagram[11].

2. 2. Al 합금의 유동성

합금의 주조성이 우수하지 못할 경우 제품의 mis-run 및 제품내의 미세 기공, 미세 수축과 같은 결함을 발생시키기 때문에 매우 중요한 비중을 차지한다. 특히 알루미늄 산업에서 고압금형주조(High pressure die casting)의 비중이 증가함에 따라 높은 주조성을 가진 합금에 대한 관심이 증대되고 있다. 주조성이란 유동성과 급탕능력 등을 포함하며 유동성이란 용탕을 주형에 주입했을 때 얼마만큼 잘 충전 되는가를 의미하는 성질을 말한다.

일반적으로 합금의 유동성을 평가하기 위해 사용되는 방법으로는 Fig. 2와 같이 spiral 형태의 주형에 주입하는 방법(a)과 진공흡입(Vacuum suction) 방법(b)등이 있으며, spiral test의 경우 비교적 간단하게 측정할 수 있어 현장에서 많이 사용되지만 오차가 많기 때문에 연구소 및 실험실에서는 오차를 줄이기 위해 진공흡입법(b)을 많이 사용하고 있다[7-9]. 이외에 여러 개의 가지형으로 된 channel에 주입하여 평가하는 strip-test법도 행해지고 있다.

유동성을 측정하는 tube에서의 액상기구는 Feliu와 Fleming에 의해 제시되었으며, Fig. 3와 Fig. 4에 나타내었다. 이 기구에 따르면 순금속과 공정조성을 지닌 합금의 경우(fig. 3), tube의 벽면에서부터 응고가 columnar형태로 성장하고 최종적으로는 중심부에서 용탕 공급 통로가 막혀 유동이 정지된다. 하지만 응고 도중에서도 중심부로는 지속적인 유동이 될 수 있으므로 높은 유동성을 지닌다. 또한 합금의 경우(fig. 4)에는 tube벽면에서 결정의 성장과 동시에 선단부에서도 미세한 결정이 발생되며, 이러한 미세한 결정은 dendrite 형상을 지니며 용융금속의 유동시 분리 및 이동되어 용탕의 선단부에서 핵생성 site로 작용된다고 하였다. 따라서 순금속의 경우와는 다르게 용탕선단부에서 먼저 응고되어 유동이 정지되고, 이 경우 남은 액상금속은 미세한 결정으로 응고하고 선단부에 pipe형상의 수축이 형성된다고 보고하였다[15,17].

유동성에 영향을 미치는 가장 큰 인자는 주입온도와 주형의 예열 온도이다. 용탕의 주입온도가 높아 과열도가 클 경우 용탕의 점성을 감소시켜 유동성이

향상되며, 주형의 예열온도가 높을 경우에는 냉각속도가 저하되어 유동성이 향상된다[16].

Kolsgaard[17]는 spiral test(used sand mold)로 알루미늄 합금의 유동성에 미치는 과열도의 영향을 연구하였으며, 700~760℃ 사이의 온도범위에서 과열도를 1℃ 증가시키면 합금의 유동성이 1% 증가한다고 보고하였다. 그러나 이러한 주입조건과 관련된 온도인자들은 유동성의 향상 외에 제품내 기공 및 수축 결함 등을 유발할 수 있으며, 온도를 높이는 만큼 에너지의 소비가 증가하므로 상업적으로 고찰해볼 때, 바람직하지 않은 것으로 사료된다.

유동성에 미치는 다른 인자들로는 표면장력, 응고구간, 합금원소 그리고 용탕청정도 등이 있다. 표면장력은 표면적을 감소시키려는 장력을 말하며, 표면장력을 감소시키면 액상이 계면을 따라 퍼지려 하는 경향이 있기 때문에 유동성이 향상된다고 알려져 있다[16,17]. 또한 용탕이 주형의 cavity부를 채우며 이동할 때 주형과의 젖음(wetting)이 좋지 않다면 유동을 방해하는 역 압력(back pressure)이 발생하게 된다. 이와 같이 용탕의 표면장력에 의하여 발생하는 역 압력, P 는 $2\Gamma/r$ 의 식으로 나타낼 수 있으며 여기서 Γ 은 표면장력, r 은 용탕이 흐르는 tube의 반지름을 의미한다. Fleming[18]에 의하면 용탕이 이동하는 channel의 직경이 작을수록 표면장력의 영향을 크게 받으며 유동성에서 표면장력의 영향이 뚜렷해지는 유동채널의 직경을 약 2.5 mm이하로 제시하였다.

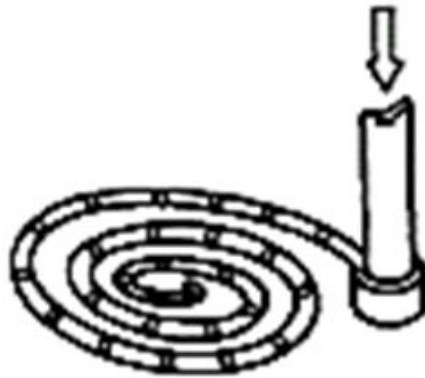
일반적으로 합금을 응고구간에 따라 두 가지 형태로 나누어 생각할 수 있는데, 하나는 skin forming type이고 다른 하나는 mushy type이다. skin forming type은 공정조성 또는 공정조성에 가까운 조성과 같이 고액 공존영역이 좁은 합금을 의미하며, mushy type은 고액 공존영역이 넓은 합금을 의미한다. skin forming type의 경우 순금속과 유사한 응고과정을 지니며 벽면에서부터 결정이 columnar 형태로 성장되어, 최종적으로는 중심부에서 용탕 공급 통로가 막혀 유동이 중지된다. 이 경우, 응고 도중에서도 channel의 중심부로는 계속적

인 유동이 진행될 수 있으므로 높은 유동성을 지닌다. 이와는 반대로 mushy type의 합금은 응고초기에 벽면으로부터 성장한 등축정 형태의 dendrite들 중 일부가 용탕의 흐름에 의해 분리되고 용탕의 선단부로 이동하여 성장을 하기 때문에 용탕의 유동을 방해하여 상대적으로 낮은 유동성을 지닌다[15-18].

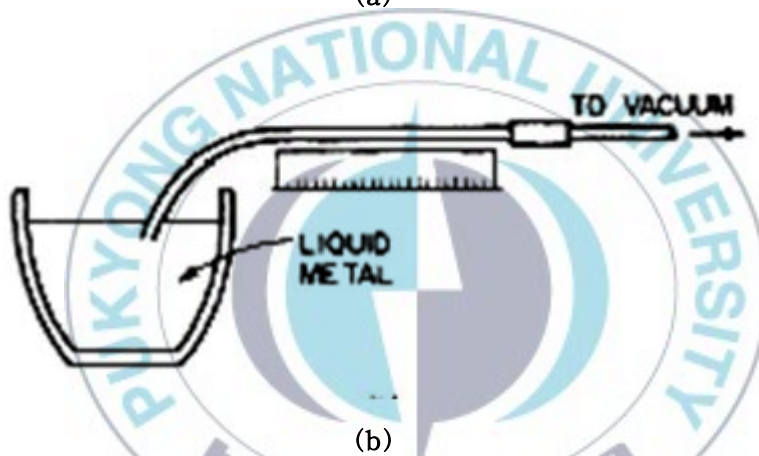
알루미늄 합금의 유동성에 미치는 합금원소의 영향은 합금의 응고구간 및 응고거동, 점성, 표면장력, 응고잠열 등을 변화시키기 때문으로 알려져 있다. 알루미늄에 가장 널리 첨가되고 있는 원소 중 Si의 경우, 순 알루미늄에 첨가 시 약 5~6wt.%까지는 응고거동을 skin forming type에서 mushy type으로 변화시키기 때문에 유동성이 저하되며, Al-Si 2원계에서 공정조성이 12wt.%인데 반하여 약 18wt.%까지는 유동성이 증가한다. 이것은 Si의 응고잠열이 타 첨가 원소들에 월등하게 높기 때문으로 잘 알려져 있다[16].

첨가원소 중 Mg의 경우, 순 알루미늄에 첨가하면 첨가량이 약 4.9wt.%까지는 유동성이 급격하게 감소하며, Al-Mg 2원계에서 약 38wt.%까지는 유동성이 증가한다.





(a)



(b)

Fig. 2 Schematic representation of typical fluidity tests (a) spiral-test (b) vacuum suction test.

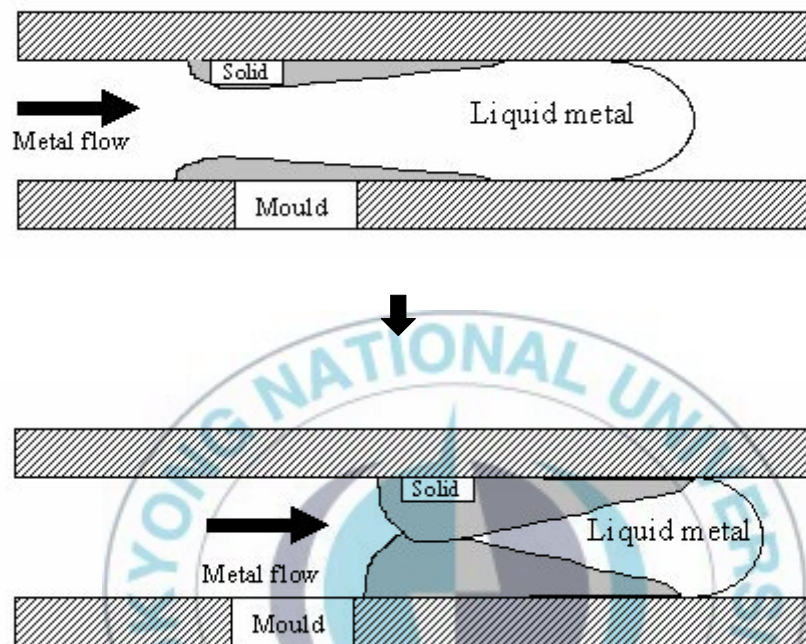


Fig. 3 Schematic representation of solidification in pure metals and eutectic alloys.

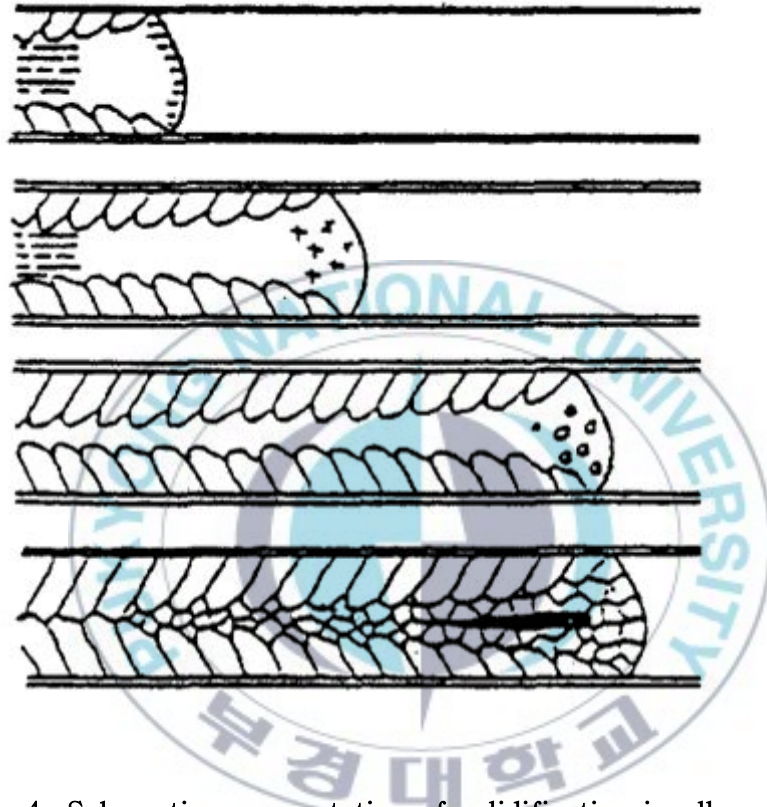


Fig. 4 Schematic representation of solidification in alloys.

2. 3. Sludge Factor

주조성 및 기계적 특성에 영향을 주는 인자로써 Jorstad는 “Sludge factor”를 고려해야한다는 연구 결과를 보고하였다[5]. “Sludge factor”란 용탕 온도와 유지시간에 따른 값으로, 알루미늄 용탕 내 Fe, Mn, Cr 함량이 증가하면 용탕내 금속간 화합물을 형성하게 되고 비중이 높은 이 화합물들은 용탕 바닥으로 침전하게 된다. 용탕내에서 sludge가 형성되면 용탕 내 Fe 함량이 감소하고 금형 표면에서 Fe 원자의 확산이 커지므로 금형 소착현상은 가속화되는 것으로 설명된다. 또한 주입시 혼입되면 sludge들이 용탕의 유동을 방해하여 합금의 유동성을 저하시키게 되며 알루미늄 기지조직과 결합력이 약한 sludge들로 인하여 합금의 기계적 특성을 감소시키는 문제점을 야기한다. 일반적으로 Sludge factor 값은 다음의 식으로 계산된다.

$$\text{Sludge Factor} = (1 \times \text{wt\%Fe}) + (2 \times \text{wt\%Mn}) + (3 \times \text{wt\%Cr}) \dots \dots \dots (2)$$

Jorstad는 온도와 “Sludge factor”값과의 관계를 그래프로 도시하였으며, 이 그래프는 Fig. 5와 같다. Fig. 5에서 직선의 왼쪽 영역은 용탕에서 Sludge 형성이 일어나지 않는 영역이고, 오른쪽 영역은 Sludge 형성이 일어나는 영역이다. 따라서 Fe, Mn, Cr 함량은 실제 현장에서 사용하는 보온로와 더불어 주입 온도 및 용해온도와도 연관되며, 실 주조 시 반드시 고려되어야하는 사항이다.

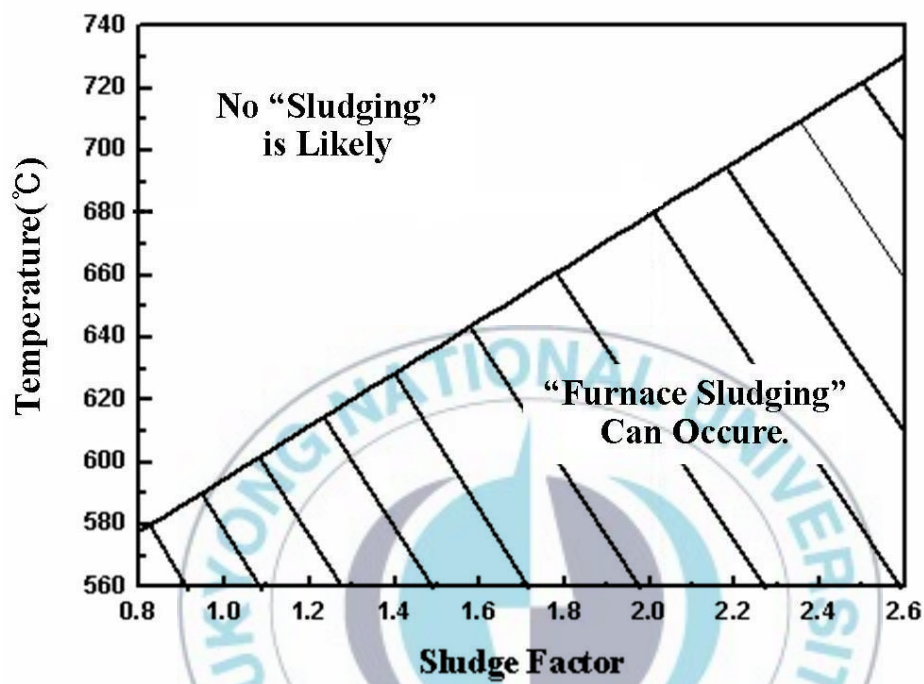


Fig. 5 Diagram of sludge factor vs. furnace temperature[5].

3. 실험방법

3. 1. 시료제조

본 실험에 사용된 ingot의 조성은 table 1과 같다. 용해 작업은 60호 흑연도가니를 사용하여 전기로에서 행하였으며 용해온도는 750℃로 하였다. 용락이 일어나는 시점에서 Mg의 산화를 방지하기 위하여 Ar gas를 주입하였다. Table 2는 실험조성을 나타내며 ingot가 완전히 용해된 후, Al-75%Fe, Al-75%Mn, pure Mg 순으로 모합금을 첨가하여 제조하였다. 합금화가 완료되면 발광분석기(spark emission)로 성분을 확인하고 Al-5Ti1B를 100ppm첨가하였으며 Ar gas로 30분간 G.B.F처리를 하였다. 탈가스 후, 용탕진정을 위해 20분간 유지시켰다. 용탕내 가스농도 측정은 감압응고장치를 이용한 밀도 측정법인 D.I(Density Index)법을 적용하였고 조성별 D.I값은 0.3이하로 하였다. Table 2의 1, 2, 3조성은 Fe함량에 따른 주조성 및 기계적 특성평가를 위해 제조하였으며, 2, 4, 5조성은 Mn함량에 따른 주조성 및 기계적 특성을 평가하기 위해 제조하였다. 이 때, 각 실험조성의 Fe, Mn성분은 sludge factor를 고려하여 설정되었다. Fig. 6은 실험과정의 모식도를 나타낸다.

Table 1 Initial compositions of Al-Mg based ingot.

(Wt.%)					
Mg	Si	Fe	Mn	Ti	Al
3.0	0.9	0.07	0.3	–	Rem.

Table 2 Experimental compositions for castability and mechanical properties tests.

(Wt.%)						
No.	Mg	Si	Fe	Mn	Ti	Al
1	4.0	0.9	0.1	0.3	0.01	Rem.
2	4.0	0.9	0.3	0.3	0.01	Rem.
3	4.0	0.9	0.4	0.3	0.01	Rem.
4	4.0	0.9	0.3	0.4	0.01	Rem.
5	4.0	0.9	0.3	0.5	0.01	Rem.

[Sludge factor = (1 × Fe%)+(2 × Mn%)+(3 × Cr%)]

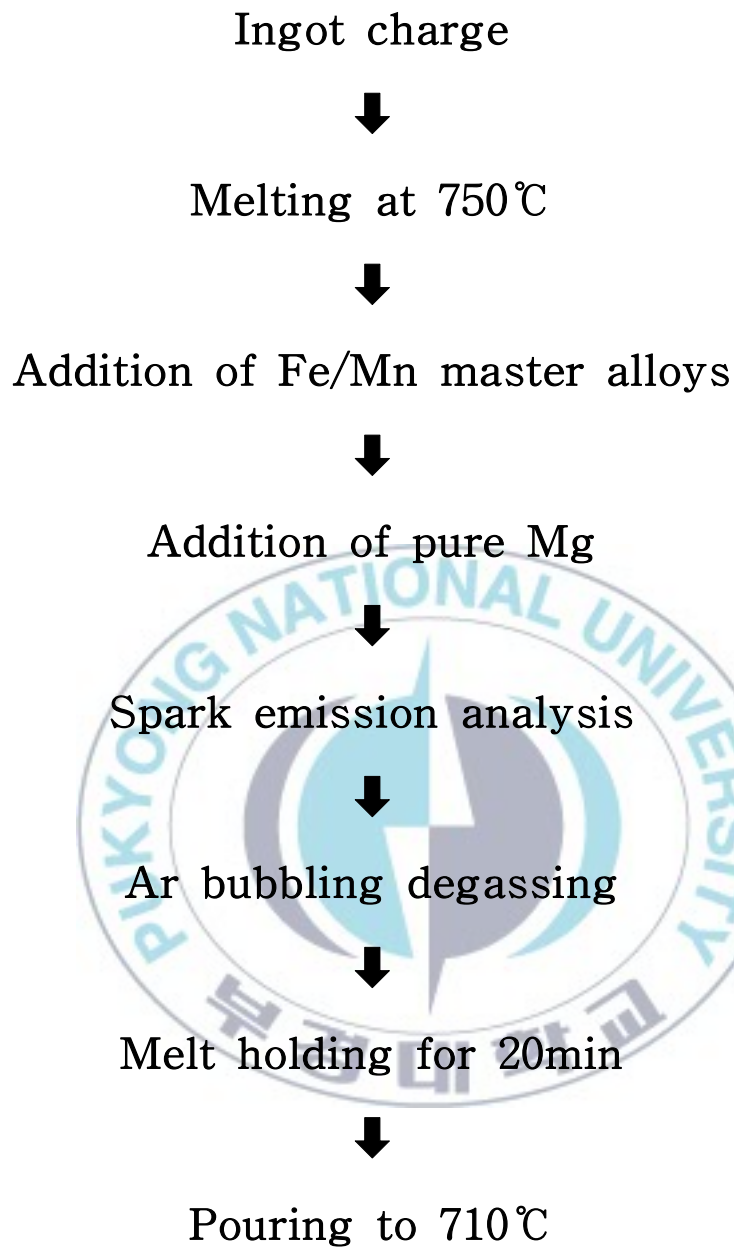
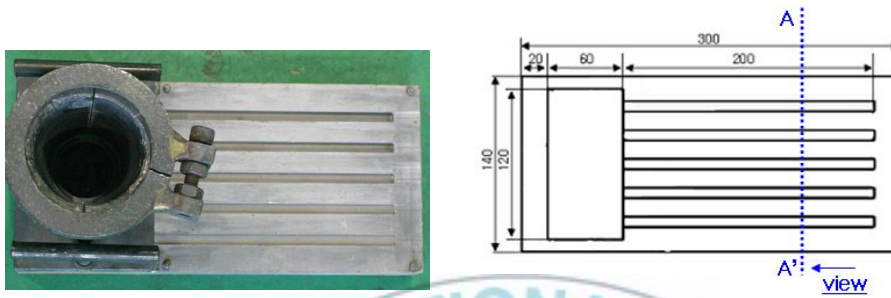


Fig. 6 Flow chart of melt processing.

3.2 주조성 평가

제조된 합금의 주조성은 Fe, Mn 함량에 따라 유동성과 수축성으로 나누어 평가하였다. 유동성은 알루미늄 합금의 주조에 있어서 mis-run과 같은 결함을 유발할 수 있는 큰 비중을 차지하는 특성으로써 Fig. 7에 유동성 평가를 위해 사용된 몰드를 도식적으로 나타내었다. 주입온도는 710도, 몰드에 열온도는 200도로 하였으며 길이 200mm의 사각홈을 파서 높이가 각각 6, 5, 4, 3, 2mm로 다른 5개의 가지에 충전된 총 길이로 조성별 유동성을 평가하였다.

Fig. 8(a)는 수축성 평가를 위해 사용된 몰드의 치수 및 형상을 나타낸다. 수축몰드는 200℃, 주입온도는 710℃로 하였다. 수축성 평가는 크게 macro shrinkage와 micro shrinkage로 나누어 측정하였으며, 측정방법을 Fig. 8(b)에 도식적으로 나타내었다. Macro shrinkage는 수축된 제품에 물을 주입하여 충전된 물의 무게와 전체 체적의 비로 계산하여 측정하였으며, micro shrinkage는 실험조성의 이론밀도와 실제밀도를 계산하여 측정하였다. 또한 macro 및 micro shrinkage를 합산하여 total shrinkage 또한 비교하였다.



(unit :mm)

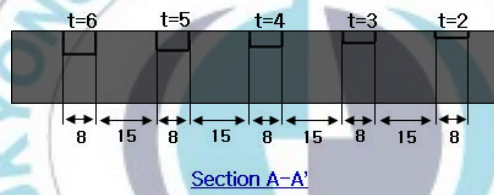


Fig. 7. Schematic drawing of fluidity test mold.

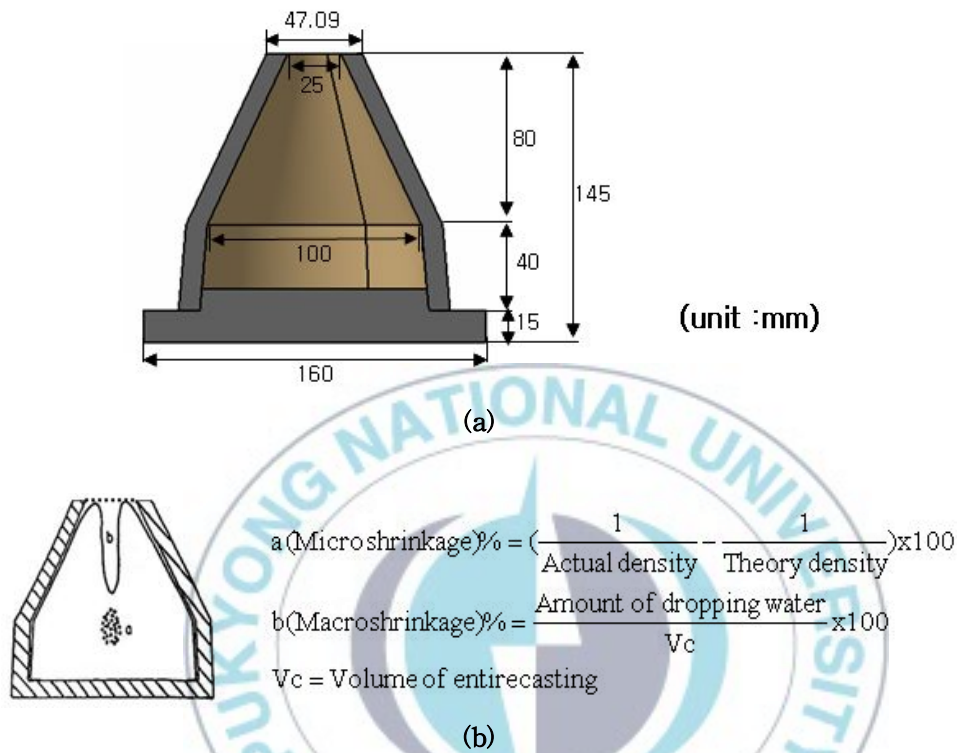


Fig. 8. Schematic drawing of shrinkage test (a) mold for test (b) method for shrinkage measurement.

3.3 기계적 특성 평가

제조된 합금의 기계적 특성은 as-cast 상태에서 인장시험을 통하여 Fe, Mn 함량에 따라 최대인장강도 및 연신율로 나누어 평가하였다.

Fig. 9는 기계적 특성을 평가하기 위해 사용된 인장몰드의 도식도이며 fig. 10은 인장시편에 대한 도식도이다. 인장시편의 제조는 인장몰드(fig. 9)에 주입 온도 710℃, 몰드 예열온도 200℃로 하였다. 판상으로 KS규격(sub size 13호)로 가공하였으며, 표면은 #2000A까지 조연마한 후, 다이아몬드 서스펜션으로 정연마하였다. As-cast시료의 미세조직은 광학현미경을 통하여 관찰하였으며, 인장시험 후, Fe 및 Mn 함량에 따른 인장강도 및 신율을 비교분석 하였다.



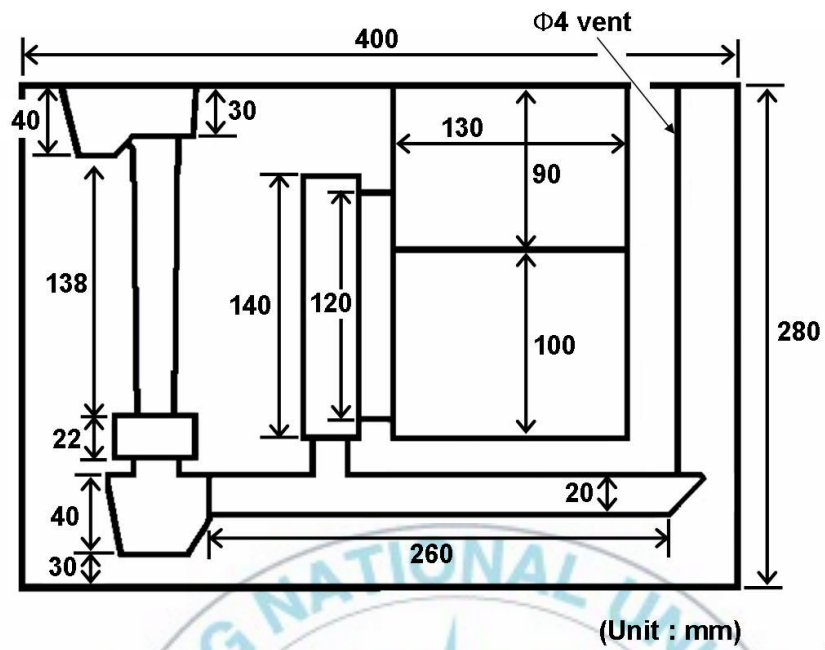


Fig. 9 Schematic drawing of tensile test mold.

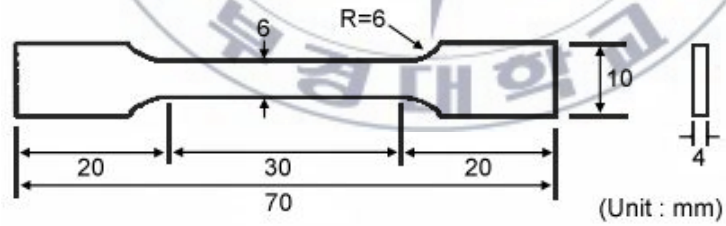


Fig. 10 Specimen for tension test.(KS-#13 sub-size)

4. 실험결과

4.1 미세조직 관찰

조성별 미세조직관찰은 광학 현미경 및 주사전자 현미경을 통하여 관찰하였다. Table 2의 모든 조성에서 α -Al, eutectic Mg_2Si , $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ 상이 공통적으로 관찰되었고, 2, 3번 조성에서는 판상의 화합물이 추가적으로 관찰되었다. Fig. 11은 Fe함량에 따른 현미경 조직사진을 나타낸다. Fe함량이 0.1wt.% 일 때 판상의 β 화합물은 관찰되지 않았으며 Fe함량이 증가함에 따라 β 화합물의 분율이 증가하였다.

Fig. 12는 Mn함량에 따른 현미경 조직사진을 나타낸다. Mn함량이 0.3wt.%에서 0.5wt.%로 증가함에 따라 소량으로 존재하는 β 화합물들이 α 화합물로 개량화 되었으며 α 화합물의 분율이 현저하게 증가되는 경향이 나타났다.

Fig. 13은 실험조성중 3번 조성(0.4Fe-0.3Mn)의 구성상에 대한 SEM/EDX 분석결과를 나타낸다. 분석결과, 3번 조성은 α -Al, eutectic Mg_2Si 그리고 소량의 α - $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ 및 β - Al_5FeSi 으로 구성되어 있음을 확인하였다. Fe는 Al 내에서 낮은 고용도를 가지기 때문에 응고하는 동안 수지상간 영역내의 액상에서 많은 양이 존재하게 되며 이 중 Si, Mn, Mg등과 함께 금속간화합물을 형성하는 원소이다. α - $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ 상이 형성되는 온도를 측정하기 위해 table 2의 2번과 5번 조성을 대상으로 냉각곡선 실험을 행하였으며 Fig. 14에 나타내었다. 냉각곡선 측정결과 α - $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ 상은 초정온도 약 630도 보다 다소 낮은 온도에서 정출되었으며 Mn함량이 0.3wt.%에서 0.5wt.%로 증가함에 따라 정출온도가 약 4도 가량 상승하였다. 그러므로 α - $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ 상은 공정 Mg_2Si 보다 우선적으로 형성되며 Mn함량이 증가함에 따라 α 상의 정출온도

가 증가되고 따라서 Mn함량에 따른 α 상의 크기 및 분율이 증가된 것으로 판단된다[10].

Fig. 15와 Fig. 16은 각각 Fe 함량에 따른 β 화합물의 분율과 Fe, Mn 함량에 따른 α 화합물의 분율을 화성분석 프로그램을 사용하여 측정한 결과이다. β 화합물은 형상에 의해 단면상에서 차지하는 면적이 작으므로 촬영한 현미경 사진에서 β 화합물들의 총 길이로 분율을 나타내었으며, Fe함량에 따른 β 화합물의 형상 변화를 관찰하기 위해 β 화합물 각각의 aspect ratio를 측정하고 산술평균하였다. Fig. 15에서와 같이 Fe함량이 증가함에 따라 β 화합물의 분율은 증가하였으며, 그 형상 또한 길이방향으로 증가하였다.

Fig. 16는 Fe, Mn함량에 따른 α 화합물의 분율을 측정한 결과이다. α 화합물의 분율은 현미경으로 촬영한 사진에서 α 화합물들이 차지하는 총 면적으로 비교하였으며, Fe함량이 증가할 때 α 화합물의 분율은 매우 소량으로 증가한 것에 반하여 Mn함량이 증가함에 따라 α 화합물의 분율은 현저하게 증가하였다.



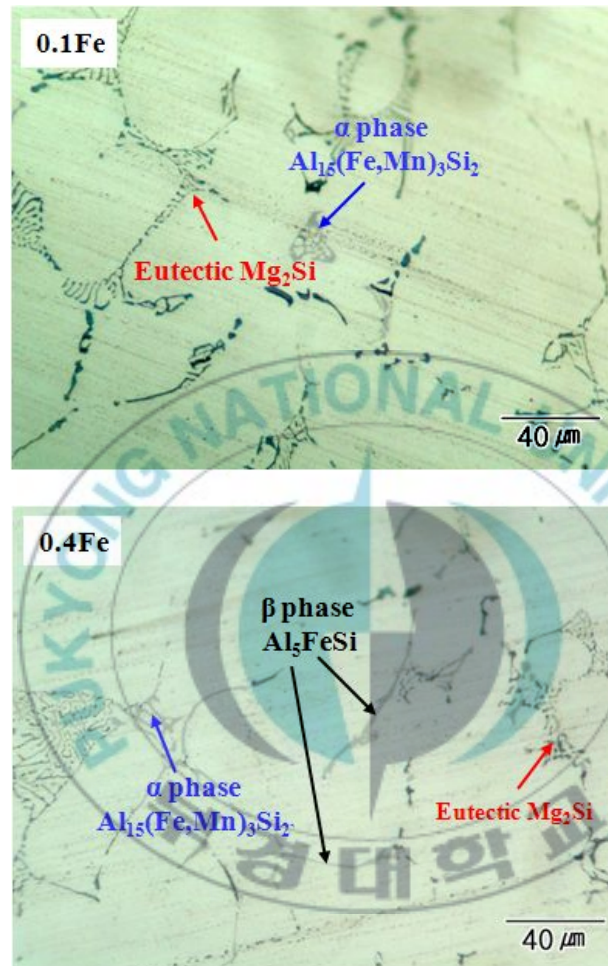


Fig. 11. Comparison of microstructures with the change of Fe content in Al-4Mg-0.9Si-0.3Mn alloys.

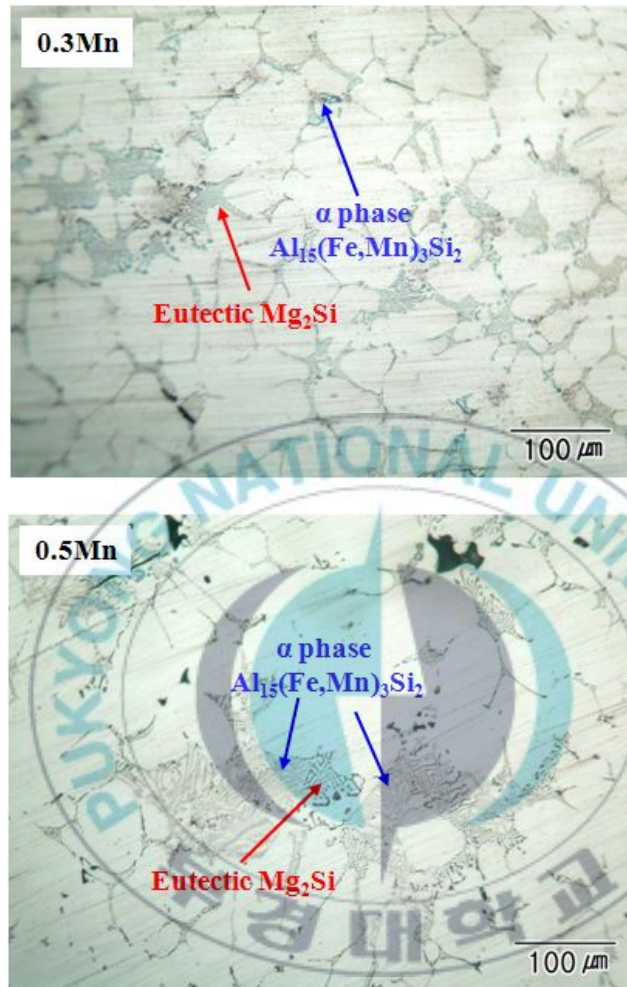


Fig. 12. Comparison of microstructures with different α phase fraction as Mn content change in Al-4Mg-0.9Si-0.3Fe alloys.

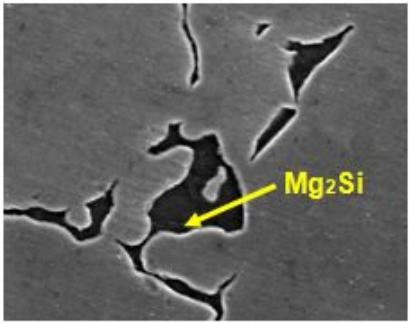
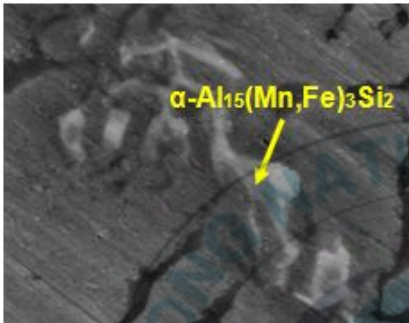
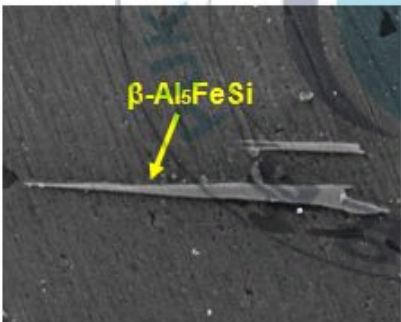
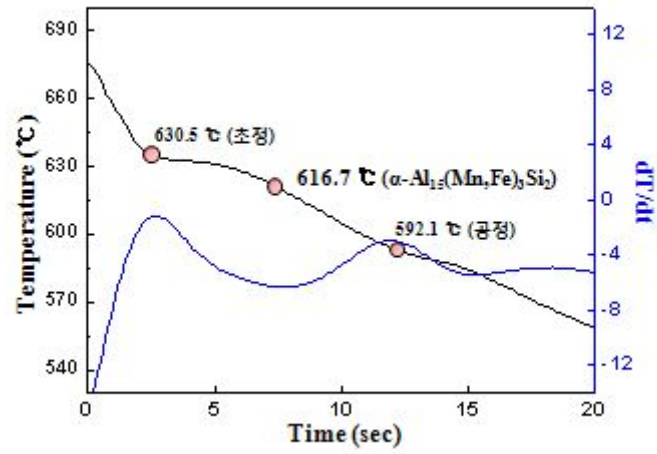
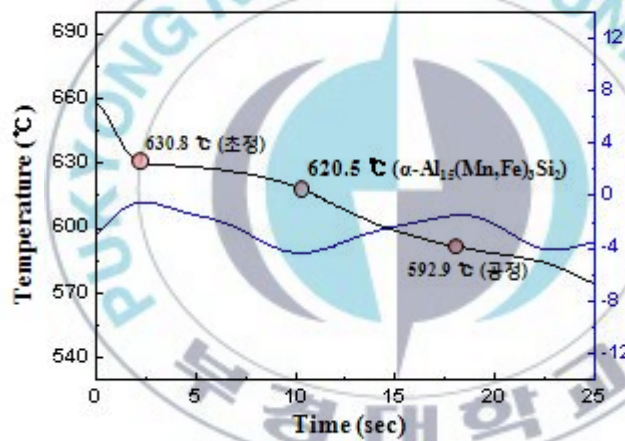
SEM Image	EDX Analysis	
	Element	at. %
	Mg	66.01
	Si	33.99
	Mg ₂ Si	
	Element	at. %
	Al	78.06
	Si	8.01
	Mn	4.39
	Fe	10.55
	α -Al ₁₅ (Mn,Fe) ₃ Si ₂	
	Element	at. %
	Al	73.08
	Si	7.06
	Mn	1.93
	Fe	17.93
	β -Al ₅ FeSi	

Fig. 13. SEM/EDX results of main phases in Al-4Mg-0.9Si-0.4Fe-0.3Mn alloys.



(a) 0.3Fe-0.3Mn



(b) 0.3Fe-0.5Mn

Fig. 14. Cooling curve with Mn contents for measurement of α -phase crystallization temperature in (a)0.3Fe-0.3Mn (b)0.3Fe-0.5Mn alloys.

Alloy	Total length of β phase (μm)	Avg. aspect ratio
0.3Fe-0.3Mn	76.61	22.47
0.4Fe-0.3Mn	130.5	35.4

➤ Area range for measurement: $260 \times 206 \mu\text{m}$ (5 times)

➤ Used software: Image pro v. 4.1

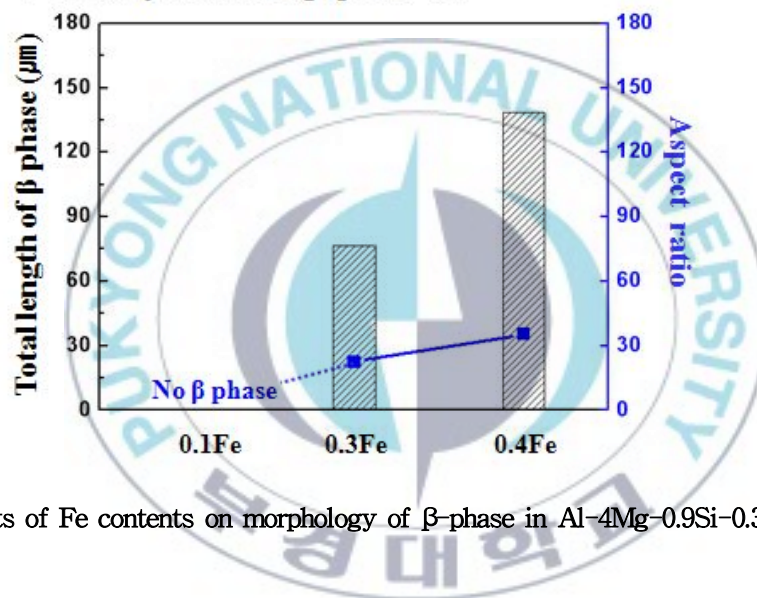


Fig. 15. Effects of Fe contents on morphology of β -phase in Al-4Mg-0.9Si-0.3Mn alloys.

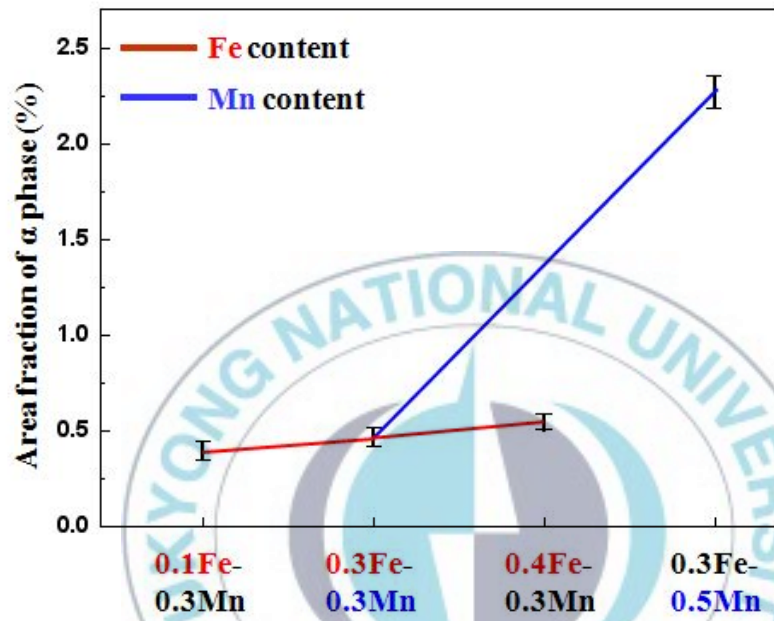


Fig. 16. Effect of Fe and Mn content on area fraction of α -phase in Al-4Mg-0.9Si alloys.

4.2 Fe, Mn함량에 따른 유동성

알루미늄 다이캐스팅용 합금에서 유동성 평가는 용탕의 주조성과 연관된다. 주조성이 좋은 용탕은 Mis-run과 같은 주조 결함을 방지한다. 본 실험은 합금 원소의 함량 변화에 따른 유동성의 차이를 살펴보기 위해 실시되어 졌으며, 그 결과는 Fig. 17과 같다.

유동성 평가 결과, table 2의 1번 조성($\text{Al-4Mg-0.9Si-0.1Fe-0.3Mn}$)이 충전 길이의 합이 468mm로 실험조성중 유동성이 가장 높았으며, Fe함량이 0.1wt.%에서 0.4wt.%로 증가함에 따라 충전길이의 합은 346mm로 유동성이 상대적으로 약 26%정도 감소하는 경향을 나타내었다. 또한, table 2의 2, 5번 조성의 경우, Mn함량이 0.3wt.%에서 0.5wt.%로 증가함에 따라 충전된 길이의 총합은 413mm에서 277mm로 약 33%정도 감소하는 경향을 나타내었다.

알루미늄 합금의 유동성에 미치는 변수로는 응고잠열, 용탕선단부의 표면장력 및 응고거동, 주입온도 등 여러 가지가 있으며[16], 합금원소들이 다량 첨가된 Al합금에서 다른 변수의 변화가 없다고 가정할 때, 합금의 유동성은 용탕선단부의 응고거동에 의해서 좌우되는 경향이 높다[18]. 먼저 첨가원소에 따른 응고잠열을 살펴보면 Si은 단위체적당 Al의 약 3.9배의 응고잠열을 방출하여 소량의 첨가에도 유동성을 뚜렷하게 증가시키는 원소로 알려져 있다[7-9,16].

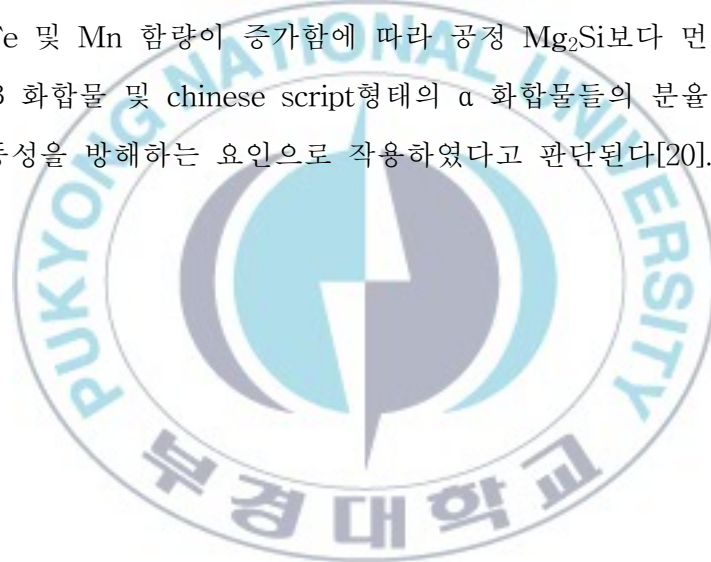
알루미늄합금에서 Fe, Mn이 유동성에 미치는 영향을 응고잠열로 비교하면 Fe는 응고잠열이 단위중량당 Al의 약 69%로 작지만 밀도차이를 고려해 환산하면 단위체적당 Al의 약 2배로 높다. 또한 Mn은 단위중량당으로는 Al의 약 67%로 낮지만 역시 밀도를 고려하여 단위체적당으로 환산하면 방출되는 응고잠열은 Al의 약 1.8배로 높다.

용탕선단부의 표면장력에 미치는 Fe, Mn의 영향을 비교하면, Fe, Mn은 각각 Al합금에서 표면장력을 증가시키는 원소로써 합금의 유동성을 저해하는 원소이나, 알루미늄합금 용탕의 표면장력에 미치는 영향은 서로 유사한 수준으로

알려져 있어 Fe와 Mn의 함량에 따른 영향을 각각 비교하기는 곤란하며[19], Flemings[15]가 제시한 channel에서 유동하는 금속액상에 대한 표면장력의 영향을 뚜렷하게 관찰할 수 있는 최소직경을 2.5mm로 제안하는 것에 비해, 본 실험의 channel은 가장 작은 표면적을 가지는 홈의 경우 너비8mm, 깊이 2mm로 원으로 환산하여도 약 5.1mm로 크기 때문에 표면장력의 영향은 다소 적을 것으로 추정된다.

Fig. 18 및 Fig. 19는 각각 Fe, Mn함량에 따른 유동성 및 β , α 화합물의 분율을 나타낸 그래프이다. 그래프에서 Fe, Mn함량이 증가함에 따라 화합물들의 분율이 증가하였으며 합금의 유동성은 감소하는 것을 알 수 있다.

따라서 Fe, Mn이 동시에 첨가된 Al-Mg-Si계 주조용 합금에서 유동성은 용탕선단부의 응고거동과 연관이 있으며 용탕선단부에서 응고가 시작될 때, 초정 Al이 정출되고 Fe 및 Mn 함량이 증가함에 따라 공정 Mg_2Si 보다 먼저 정출되는 plate형태의 β 화합물 및 chinese script형태의 α 화합물들의 분율이 증가하므로 합금의 유동성을 방해하는 요인으로 작용하였다고 판단된다[20].



No.	1					No.	2					No.	3				
Comp.	Al-4Mg-0.9Si-0.15Fe -0.3Mn					Comp.	Al-4Mg-0.9Si-0.3Fe -0.3Mn					Comp.	Al-4Mg-0.9Si-0.4Fe -0.3Mn				
Image						Image						Image					
Length (mm)	1	2	3	4	5	Length (mm)	1	2	3	4	5	Length (mm)	1	2	3	4	5
	158	133	74	64	39		134	117	100	55	7		119	109	78	30	10
Total	468					Total	413					Total	346				

No.	4					No.	5				
Comp.	Al-4Mg-0.9Si-0.3Fe -0.4Mn					Comp.	Al-4Mg-0.9Si-0.3Fe -0.5Mn				
Image						Image					
Length (mm)	1	2	3	4	5	Length (mm)	1	2	3	4	5
	116	85	72	28	7		93	80	57	25	22
Total	308					Total	277				

Fig. 17. Test results of fluidity with the change of Fe and Mn contents in Al-4Mg-0.9Si-Fe-Mn alloys.

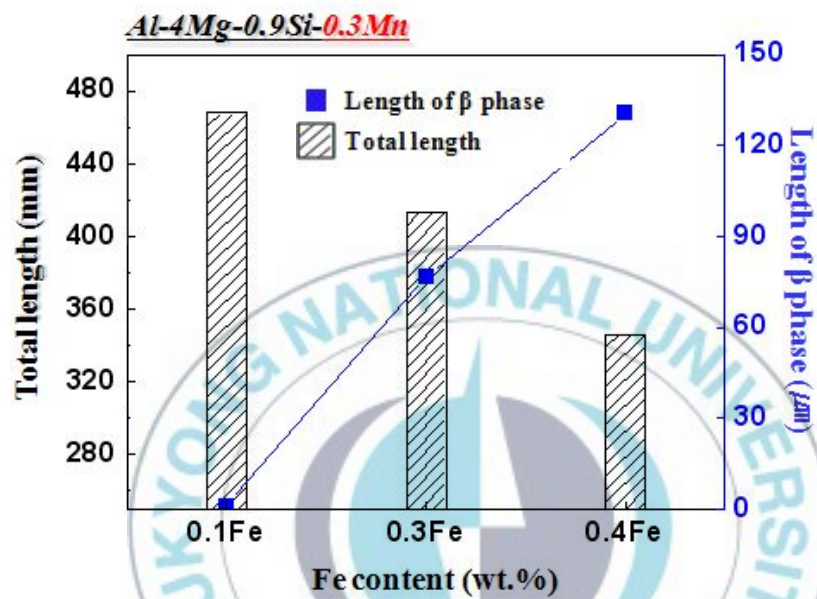


Fig. 18. Effect of Fe contents on melts fluidity of Al-4Mg-0.9Si-0.3Mn alloys.

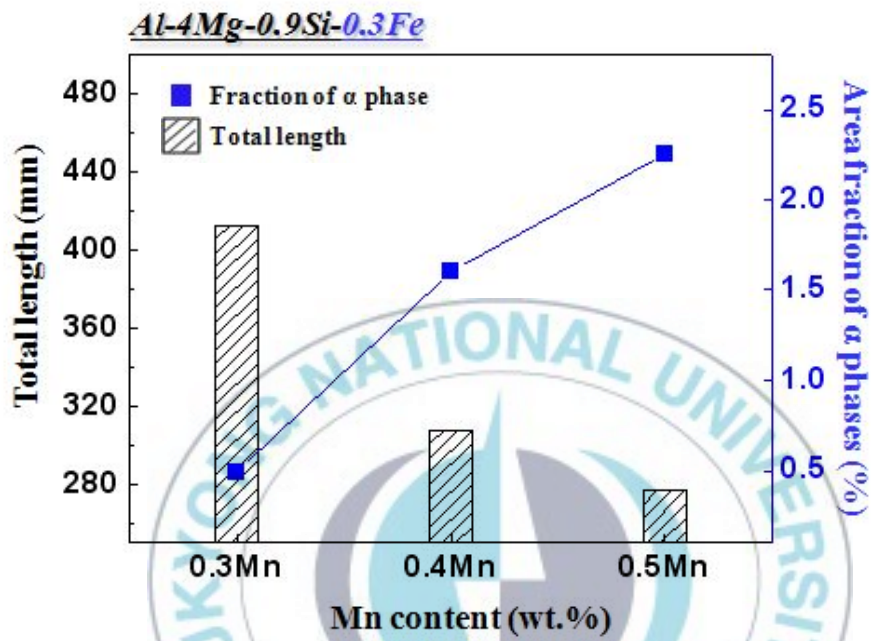


Fig. 19. Effect of Mn contents on melts fluidity of Al-4Mg-0.9Si-0.3Fe alloys.

4.3 Fe, Mn 함량에 따른 수축 특성

수축으로 인해 발생하는 porosity는 가장 일반적인 주조 결함으로, 이것은 기계적 성질의 감소로 이어진다. 대부분 합금의 상변태시 체적 감소로 인해 발생하는 응고 수축은 원활한 feeding이 일어나지 못할 경우 수축결함으로 나타난다[21,22].

순금속 혹은 공정합금의 경우, 준액상 온도범위가 작고, 응고가 평활한 계면으로 진행하므로 수축에 동반한 변형에 대하여 충분한 강도를 지니, pipe상 수축이 형성된다. Al-4Mg-0.9Si계 합금에서 Fe, Mn함량에 따른 수축실험을 행하여 pipe상 수축을 macro shrinkage로, 내부의 porosity 및 미세수축을 micro shrinkage로, 합을 total shrinkage로 표시하였으며 Fe 함량에 따른 실험결과를 Fig. 20에 나타내었다. Mn함량이 0.3wt.%로 일정할 때 Fe함량이 0.1wt.%에서 0.4wt.%로 증가함에 따라 macro-shrinkage는 23% 감소되고 micro-shrinkage는 19% 증가하였다. Fig. 21은 미세 수축에 미치는 β 상 화합물의 영향을 나타낸다. 초정다음으로 정출되는 β 상은 합금의 응고시 원활한 방향성 응고를 방해하는 요인으로 작용하여 제품내 미세 수축공을 형성시키는 것으로 판단된다[23].

Fig. 22는 Mn 함량에 따른 실험결과를 나타낸다. Fe 함량이 0.3wt.%로 일정할 때 Mn 함량이 0.3wt.%에서 0.5wt.%로 증가함에 따라 macro-shrinkage는 11% 감소되고 micro-shrinkage는 14% 증가하였다. Fig. 23은 미세 수축에 미치는 α 상 화합물의 영향을 나타낸다. 미세 조직적으로 고찰할 때 이러한 결과는 Fe, Mn함량이 증가할수록 합금내 판상 및 chinese script형상의 화합물들을 형성하며 이 화합물들이 응고시 원활한 feeding을 방해하고 내부에 미세 기공들을 형성함으로써 체적이 상대적으로 커지므로 micro-shrinkage는 증가하고 macro-shrinkage는 감소하는 것으로 판단된다[23].

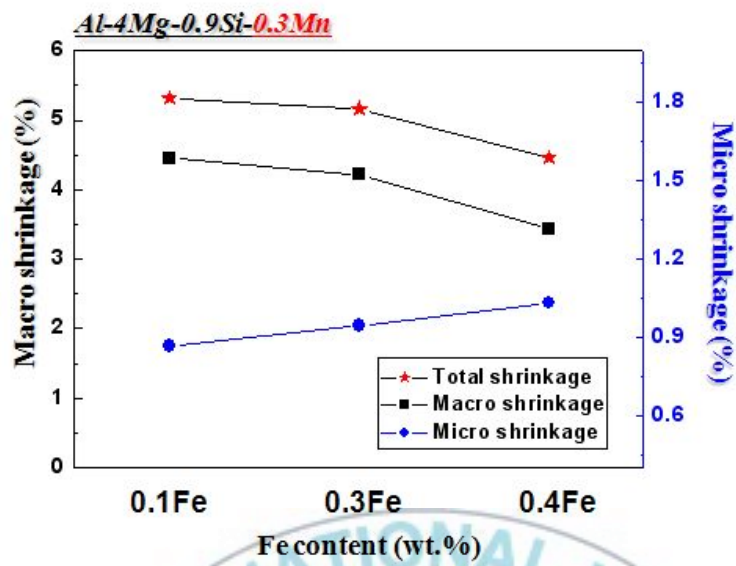


Fig. 20. Effect of Fe contents on shrinkage of Al-4Mg-0.9Si-0.3Fe alloys.

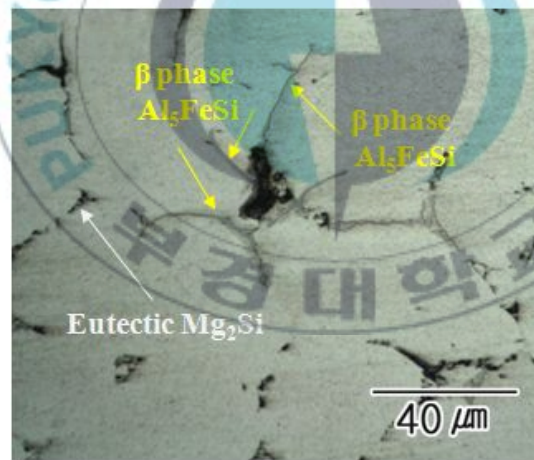


Fig. 21. Influence of β -phase on the formation of micro shrinkage in Al-4Mg-0.9Si-0.3Mn alloys.

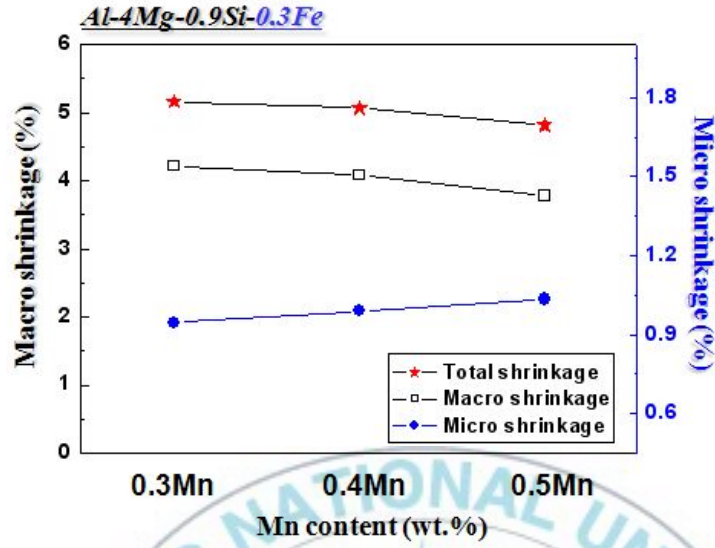


Fig. 22. Effect of Mn contents on shrinkage of Al-4Mg-0.9Si-0.3Fe alloys.

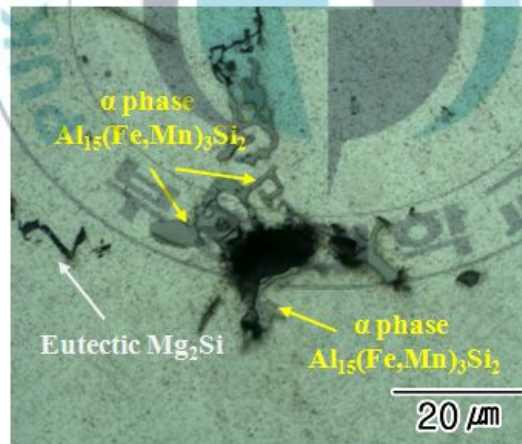


Fig. 23. Influence of α -phase on the formation of micro shrinkage in Al-4Mg-0.9Si-0.3Fe alloys.

4.4 Fe, Mn함량에 따른 기계적 특성

Al-4Mg-0.9Si계 주조용 합금에서 Fe함량에 따른 기계적 특성은 table 2의 1, 2, 3번 조성의 인장시험을 통하여 비교하였다. Table 2의 1, 3, 4, 5번 조성의 인장시료의 조직사진을 Fig. 24에 나타내었다.

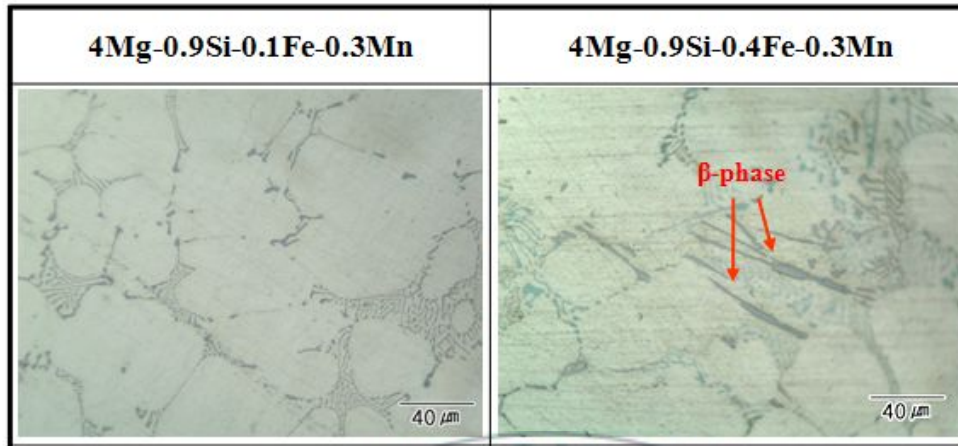
Fig. 24(a)는 Fe함량에 따른 인장시료의 조직사진을 나타낸다. Fe함량이 0.1wt.%에서 0.4wt.%로 증가함에 따라서 침상의 β 화합물이 형성되었다. Fig. 24(b)는 Mn함량에 따른 인장시료의 조직사진이며 Mn함량이 0.3wt.%에서 0.5wt.%로 증가함에 따라 소량으로 존재하던 β 화합물이 α 화합물로 개량되었고 α 화합물의 크기와 분율도 증가하였다.

Fig. 25는 Mn함량이 0.3wt.%로 동일할 때 Fe함량에 따른 인장시험 결과를 나타낸다. Fe함량이 증가함에 따라 인장강도 및 신율 모두 감소하였으며 특히, 신율의 경우 0.3wt.%의 함량 증가에도 불구하고 약 22.5% 가량의 신율저하를 나타내었다. 이러한 결과는 Fe함량의 증가에 따라 취약한 β 화합물들의 분율 및 크기가 증가하였기 때문으로 판단된다. β 화합물은 일반적으로 판상의 형태로 존재하며 응력에 의해 슬립(slip)이 발생할 경우 응력집중을 유발하여 제품의 기계적 특성을 저하시키는 것으로 설명된다[10].

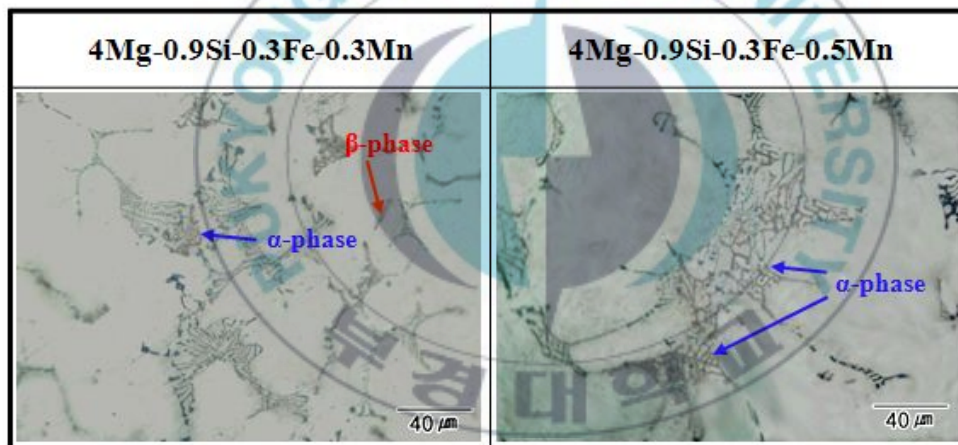
Fig. 26은 Fe함량이 0.3wt.%로 동일할 때 Mn함량에 따른 인장시험 결과이다. Mn함량이 증가함에 따라 인장강도는 약 7% 증가하였으며, 신율은 동등한 수준으로 나타났다. Mn은 알루미늄에 고용되는 원소중 단위 중량당 인장강도를 증가시키는 효과가 가장 높은 원소로 알려져 있으며[24] Fe에 의한 β 화합물을 α 화합물로 개량화 시켜 인성을 증가시킨다는 여러 연구결과도 있다 [12,13,25]. 따라서 인장강도의 증가는 Mn에 의한 고용강화 효과로 판단되며, 강도가 증가함에도 불구하고 신율의 저하가 뚜렷하게 나타나지 않고 동등한 수준으로 나타난 것은 Mn함량이 증가함에 따라 소량으로 존재하는 취약한 β 화합물들이 α 화합물로 개량화 되었기 때문으로 사료된다. α 화합물이 β 화합

물과 비교하여 응력에 의한 슬립이 발생할 때 응력집중이 일어나는 β 화합물
과는 달리 교차슬립(cross slip)을 가능하게 하기 때문이라는 연구발표도 있다
[10].





(a)



(b)

Fig. 24. Microstructures of tensile specimens in Al-4Mg-0.9Si-Fe-Mn alloys.

(a) with Fe content and (b) Mn content.

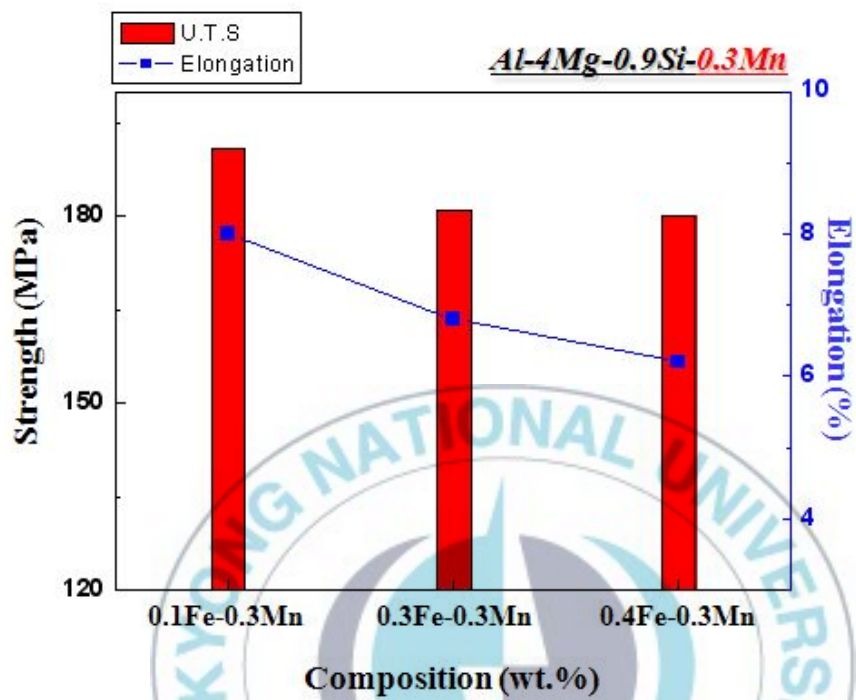


Fig. 25. Effect of Fe contents on tensile properties of Al-4Mg-0.9Si-0.3Mn alloys.

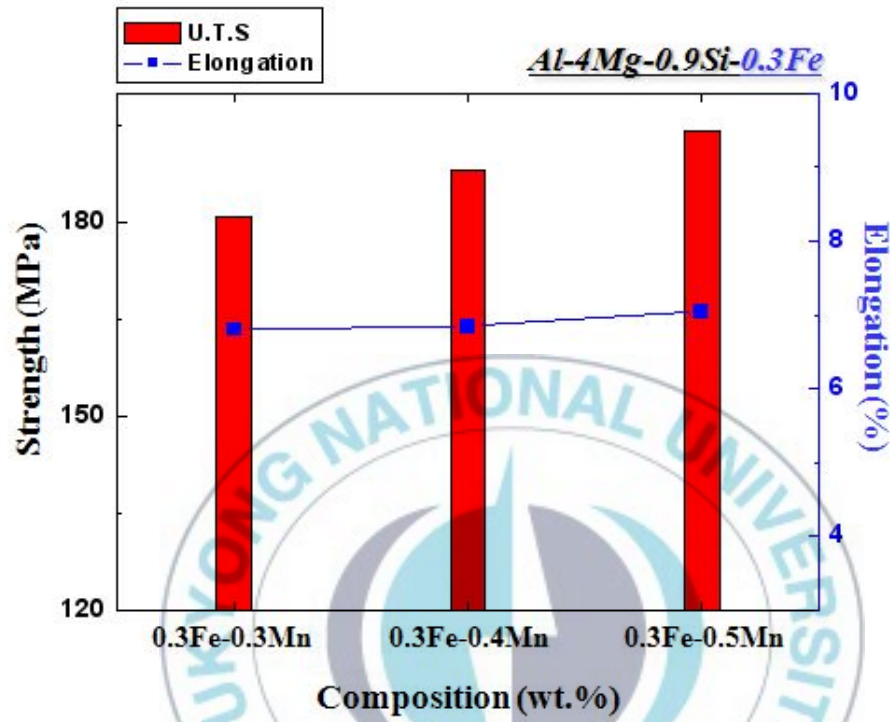


Fig. 26. Effect of Mn contents on tensile properties of Al-4Mg-0.9Si-0.3Fe alloys.

5. 결 론

주조용 Al-4Mg-0.9Si계 합금에서 주조성 및 기계적 특성에 미치는 Fe, Mn 함량에 대해 연구한 결과, 아래와 같은 결론을 얻었다.

(1) Mn함량이 0.3wt.%로 동일할 때, Fe함량이 0.1~0.4wt.%로 증가함에 따라 침상의 β 화합물이 형성되어 용탕의 유동과 미세수축을 포함한 주조성이 현저하게 감소되었다.

(2) Fe함량이 증가함에 따라 β 화합물의 크기와 분율이 증가하였으며 신율은 약 22.5%, 인장강도는 약 4.2% 감소하여 Fe함량의 증가는 기계적 특성을 저하시키는 것으로 나타났다.

(3) Fe함량이 0.3wt.%로 동일할 때, Mn함량이 0.3~0.5wt.%로 증가함에 따라 chinese script형상의 α 화합물들의 크기와 분율이 증가하여 용탕의 주조성을 감소시키는 것으로 나타났다.

(4) Mn함량이 증가함에 따라 β 화합물이 α 화합물로 개량화 되었으며 신율은 동등수준, 인장강도는 고용강화 효과로 인해 약 7% 증가하였다.

(5) Al-4Mg-0.9Si계 합금의 주조성과 인장특성의 관점에서 Fe, Mn함량이 낮은 0.15Fe-0.3Mn조성의 합금이 가장 우수한 것으로 나타났다.

참 고 문 헌

- [1] J. L. Jorstad (2006), Future technology in Aluminum die casting, Die Casting Engineer, Vol. 9, p.18-25
- [2] H. Koch, U. Hielsher, H. Sternau, A. J. Franke (1995), Silafont-36, the new low iron high-pressure die-casting alloy, TMS, p.1011-1018
- [3] M. Makhlouf, D. Apelian (2002), Casting characteristics of Aluminum die casting alloys, ACRC, Paper No. DEFC07-99ID13716
- [4] N. A. Belov, A. A. Aksenov and D. G. Eskin (2002), Iron in Aluminum alloys: Impurity and Alloying Element, Advances in Metallic Alloys, Taylor and Francis, Vol. 2, p.190-191
- [5] J. L. Jarstad (1987), Understanding Sludge, Proc. of the 14th SDCE International Die Casting Congress and Exposition, Toronto, Ont, Canada, May 11-14, paper no. G-T87-011
- [6] Shankar, S. and Apelian, D. (2002), Mechanism of the Interface Reaction between Molten Aluminum Alloy and Tool Steel, Metallurgical and Materials Transactions B, vol. 33B, p.465-476
- [7] J. M. Kim, K. D. Seong, J. H. Jun (2004), Variation of fluidity and mechanical properties of Al-Mg alloys with the addition of Si, Mn and Zn, Journal of the Korean Foundrymen's Society, Vol. 24, No.3, p.138-144
- [8] J. M. Kim, K. D. Seong, J. H. Jun (2005), Effects of Mn and Si contents on the castabilities and mechanical properties of Al-5%Mg base alloys, Journal of the Korean Foundrymen's Society, Vol. 25, No. 5, p. 216-220
- [9] W. S. Lee, B. J. Ye (1999), Variation of fluidity in Al alloys with the addition of Si, Mg and melt treatments, Journal of the Korean Foundrymen's Society, Vol. 19, No. 4, p.310-317
- [10] H. Y. Kim, S. W. Han and H. M. Lee (2005), The effects of Mn on the crystallization of α phase in 356 alloys, J. Kor. Inst. Met. and Mater., Vol. 43, No.6, p.413-417

- [11] Phillips H. W. L (1959), Annotated equilibrium diagrams of some aluminum alloy systems, Institute of Metals, p.8
- [12] H. Y. Kim, S. W. Han, H. M. Lee (2006), The influence of Mn and Cr on the tensile properties of A356-0.2Fe alloy, Materials Letters, Vl. 60, p. 1880-1883
- [13] O. Vorren, J. E. Evensen and T. B. Pedersen (1984), Micro structure and mechanical properties of AlSi(Mg) casting alloys, AFS trans, Vol. 92, p. 459
- [14] L. A. Narayanan, F. H. Samuel and J. E. Gruzleski (1994), Crystallization behavior of iron-containing intermetallic compounds in 319 Al alloy, Metall. and Mater. Trans. A, Vol. 26A, p.1195
- [15] S. Feliu, M. C. Fleming, H. F. Taylor (1960), The British Foundryman, p.413
- [16] K. R. Ravi, R. M. Pillai, K. R. Amaranathan, B. C. Pai, M. Chakraborty (2007), Fluidity of aluminum alloys and composites, Journal of Alloys and compounds, JALCOM-15778
- [17] J. Campbell (2003), Castings, Elsevier Science, p.74-98
- [18] M. C. Flemings (1974), Solidification Processing, McGraw-Hill, p.219-224
- [19] J. R. Davis (1993), ASM Specialty Hand book: Aluminum and aluminum alloys, ASM international, Materials Park, p.10
- [20] E. Taghaddos, M. M. Hejazi, R. Taghiabadi, S. G. Shabestari (2009), Effect of iron intermetallics on the fluidity of 413 Al alloy, Journal of Alloys and Compounds, Vol. 468, p.539-545
- [21] J. Campbell (2003), Castings, Elsevier Science, p.212-222
- [22] P. D. Lee, A. Chirazi, D. See (2001), Modeling microporosity in aluminum-silicon alloys, Journal of light metal, p.15-30
- [23] M. A. Moustafa (2009), Effect of iron content on the formation of β -Al₅FeSi and porosity in Al-Si eutectic alloys, Journal of materials processing technology, Vol. 209, p.605-610
- [24] J. R. Davis (1993), ASM Specialty Hand book: Aluminum and Al alloys, ASM international, Materials Park, p.32-33

- [25] S. A. Court, K. M. Gatenby, D. J. Lloyd (2001), Factors affecting the strength and formability of alloys based on Al-3wt.% Mg, Materials Sci. and Eng., A319-321, p.443-447

