

工學碩士 學位論文

고압 금형 주조용 Al-9%Si-0.3%Mg
합금의 Fe, Mn 함량이 인장특성 및
금형소착반응에 미치는 영향



2008年 7月

釜慶大學校 大學院

金屬工學科

趙 致 萬

工學碩士 學位論文

고압 금형 주조용 Al-9%Si-0.3%Mg
합금의 Fe, Mn 함량이 인장특성 및
금형소착반응에 미치는 영향

指導教授 金 憲 侏

이 論文을 工學碩士 學位論文으로 提出함



2008年 7月

釜慶大學校 大學院

金屬工學科

趙 致 萬

趙 致 萬의 工學碩士 學位論文을 認准함

2008年 7月



主 審 工學博士 金 漢 軍 (印)

委 員 工學博士 鄭 炳 琥 (印)

委 員 工學博士 金 憲 珠 (印)

목 차

Abstract

1. 서 론	1
2. 이론적 배경	3
2. 1. Al-Si계 합금에서 기계적 성질에 미치는 Fe의 영향	3
2. 2. 금형 소착반응의 일반적 이론	4
2. 3. Sludge Factor	9
3. 실험방법	11
3. 1. 시료제조	11
3. 2. 인장시험	14
3. 3. 소착시험	19
4. 실험결과 및 고찰	23
4. 1. 인장시험결과	23
4. 1. 1. 미세조직관찰	23
4. 1. 2. 알루미늄합금의 Fe 함량에 따른 인장특성	24
4. 1. 3. 알루미늄합금의 Mn 함량에 따른 인장특성	27
4. 2. 소착시험결과	29
4. 2. 1. 미세조직관찰	29
4. 2. 2. 알루미늄합금의 Fe 함량에 따른 소착 반응층 두께	35
4. 2. 3. 알루미늄합금의 Mn 함량에 따른 소착 반응층 두께	37
4. 3. 인장 특성 및 소착반응을 고려한 합금비교	40
5. 결 론	43
참 고 문 헌	44

Effect of Fe, Mn Content on the Tensile Property and Die Soldering Reaction in Al-9%Si-0.3%Mg Alloys for High Pressure Die Casting

Cho, Chi-Man

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

Abstract

Effect of iron and manganese contents on the tensile properties and die soldering reaction has been studied in Al-9wt%Si-0.3wt%Mg alloy.

As Fe content of Al-9wt%Si-0.3wt%Mg-0.5wt%Mn melts increased from 0.15wt% to 0.45wt%, tensile strength of each alloy was nearly same, 275 MPa but, elongation of each alloy decreased from 4.1% to 3.6%. However when Mn content of Al-9wt%Si-0.3wt%Mg-0.45wt%Fe melts increased from 0.3wt% to 0.5wt%, tensile strength of each alloy was 265 MPa and 275 MPa respectively and, elongation of each alloy increased from 2.3% to 3.6%.

Ternary α_{hcp} -Al₈Fe₂Si and α_{bcc} -Al₈Fe₂Si intermetallic compounds formed by interaction diffusion between Al-Si-Mg system alloy melt and SKD 61 die steel surface. Thickness of soldering reaction layer in die steel surface decreased as Fe and Mn contents of the melts increased : When Fe content of Al-9wt%Si-0.3wt%Mg melts at constant 0.5wt%Mn content was 0.15wt%, 0.45wt% and 0.6wt%, thickness of soldered layer of each alloy was 64.5 μm , 57.3 μm and 46.9 μm respectively. For Mn content of the alloy melts at constant 0.45wt%Fe content was 0.30wt%, 0.50wt% and 0.70wt%, thickness of soldered layer of each alloy was 66.1 μm , 57.3 μm and 48.3 μm respectively.

1. 서 론

최근 고유가 현상에 대한 자동차 연비 향상의 필요성과 환경 보전의 시대적 요청에 의해 자동차 경량화가 큰 이슈로 등장하고 있으며, 경량화에 필수적인 알루미늄 합금 부품의 개발 및 적용사례가 선진 자동차 메이커를 중심으로 급증하고 있다. 특히 알루미늄 합금의 고압 금형주조(High Pressure Die Casting)는 탁월한 생산성으로 높은 가격 경쟁력을 지닌 주조공정이며, 최근에는 추가적 진공기술의 적용으로 새로운 부품 개발 등에 고압금형 주조공정의 적용 범위가 확대되고 있다.

또한 고품질 부품 개발에 필요한 고압금형주조용 알루미늄 합금은 높은 강도와 신율을 동시에 요구하지만, 최근 자원고갈로 인한 스크랩 사용비율이 늘어남에 따라 합금성분 중 Fe 함량이 증가되어 β -상으로 일컫는 $AlFeSi$ 화합물을 형성하여 기계적 특성 및 인성을 크게 감소시키고 있다[1,2]. 또 Mn은 판상 β - $AlFeSi$ 상을 Chinese script 형태로 형상 개량화 하는 가장 일반적인 원소로 알려져 있으며, Fe가 첨가된 알루미늄 합금에서 Mn은 인성이 증가된다는 연구 보고도 있다[3].

그러나 알루미늄 합금 고압 금형주조 공정에서 금형의 소착현상은 주조제품의 결함을 야기하고, 제품 취출을 방해할 뿐만 아니라 금형 수명을 단축하는 주된 원인이 된다. 또한, 생산성 저하·금형 수명 단축으로 인한 금형 제작비용 증가 등의 문제를 제기하므로 금형강의 내소착성 향상에 대한 관심이 증대되고 있다[4]. G. B. WINKELMAN 등[5]은 Al-Si계 합금의 Fe 함량과 소착성 향상에 관한 연구를 수행하여 알루미늄합금 용탕에 함유된 Fe 원소가 고압 금형주조 공정에서 금형강의 내소착성 향상에 기여한다는 결과를 보고하였다.

알루미늄 합금에서 Mn 합금 원소는 조대 판상 Fe 화합물의 형상개량 효과뿐 아니라 Al에 대한 Fe 고용도에도 영향을 미치는 것으로 알려져 있어 알루미늄 합금성분 중 Fe와 Mn 원소의 금형소착 영향에 관한 실용적 연구가 필요하다.

본 연구는 실제 많이 사용되는 Al-Si-Mg계 합금에서 Fe/Mn 함량에 따른 인장특성 평

가와 더불어, 금형소착에도 직접적 영향을 주는 Fe와 Mn의 영향을 침적식 소착실험 방법으로 평가하여 고압 금형 주조용 Al-Si계 합금에서 Fe/Mn 함량이 기계적 성질 및 내소착성에 미치는 영향을 연구 목적으로 하였다.



2. 이론적 배경

2. 1. Al-Si계 합금에서 기계적 성질에 미치는 Fe의 영향

일반적으로 Al-Si계 합금에서 Fe의 존재는 Al 및 다른 합금 원소들과도 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[6]. 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)의 형태로 존재하므로 이들 상은 응력 집중을 야기하여 기계적 특성을 크게 저하시킨다[7,8].

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[3,7], (2)냉각속도 조절에 의한 방법[9] (3)용해 온도 조절에 의한 용탕과열 방법[7]이다.

합금원소 첨가법은 가장 일반적인 방법으로, β -AlFeSi상을 α -AlFe(Mn,Cr)Si상으로 개량화한다. α -AlFe(Mn,Cr)Si상의 형태는 chinese script 형상으로 판상 β -AlFeSi로 인한 응력 집중 현상을 완화시켜준다. 이 중 가장 많이 사용되는 Mn의 경우 Mn/Fe의 비를 1 : 4를 기준으로 하여 그 비가 1 : 4보다 적은 경우는 판상의 금속간화합물을 형성하고, Mn/Fe 비가 1 : 4에서 증가할수록 chinese script 및 star-like상의 금속간화합물이 형성되어 기계적 성질을 향상시킨다[7].

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[9]에 의하면 보통 Fe 함량에서 일반 중력주조 일 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[7]. 이 연구 결과에 따르면 낮은 과열온도(액상선에서 약 150 $^{\circ}\text{C}$ 정도 높은 온도)의 경우 Fe 화합물은 거의 모든 냉각 속도에서 판상의 β -phase로 결정화 되고, 또 높은 과열온도(액상선에서 약 250 $^{\circ}\text{C}$ -300 $^{\circ}\text{C}$ 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.

2. 2. 금형소착반응의 일반적 이론

금형 소착 반응은 알루미늄 용탕이 금형과 접촉할 때 용융 알루미늄이 금형 표면에 고착되어 발생하는 상호작용이다[10,11]. Fig 1은 용융 알루미늄과 금형 계면 사이 상호작용으로 인한 반응의 간단한 모식도를 보여준다. 즉, SKD61강이 알루미늄 용탕에 침적되는 초기에 Fig 1의 (a)와 같이 SKD 61 금형강 표면에서 Fe 원자의 확산이 일어나고, 동시에 SKD 61 금형강 표면 결정립계를 따라 알루미늄 용탕의 침투된다. Fe 원자 확산으로 인해 알루미늄 용탕의 Fe 농도는 증가되고 또 SKD 61 금형강 결정립계를 따라 침투되어진 알루미늄 용탕은 금형강 표면에 (Al,Fe,Si) 3원계 화합물을 형성한다(b). 형성되어진 (Al,Fe,Si) 3원계 화합물은 시간경과에 따라 금형강 내부로 성장된다.

S. Shankar등[10,11]은 소착 반응의 구동력을 확산으로 정의하였으며, 소착 반응을 다음의 5단계로 구분하였다.

- (i) 금형 표면 결정립계 부식
- (ii) 금형 표면 공식(Pitting)
- (iii) Al과 Fe 간의 화학적 반응
- (iv) 피라미드 형태의 Al-Fe 2원계 및 Al-Fe-Si 3원계 화합물의 정출
- (v) 형성된 금속간화합물상의 성장

이와 같이 Fe 확산은 소착 반응의 구동력으로 작용하므로 알루미늄 용탕 내의 Fe 함량은 금형 소착반응에서 가장 중요한 역할을 가지는 원소이다. 금형 표면에서 알루미늄 용탕으로 Fe 원자 확산이 일어날 때, 알루미늄 용탕내 Fe 함량은 계속 증가하고 이 때 Fe 확산은 알루미늄 용탕의 Fe 최대 고용도까지 일어난다.

일정 온도, 시간에서 확산 유속(량)은 농도차이에 비례하며 이것은 Fick 제 1 확산법칙으로 설명된다.

$$J = -D \frac{(C_1 - C_2)}{\Delta x} \dots \dots \dots (1)$$

여기서, J는 확산 유속(량), D는 확산계수, C_1 은 임계고용도, C_2 는 용탕내 Fe 함량, Δx 는 원자간 점프거리이다. 여기서 D와 Δx 는 온도에 의해 결정되고, 결정구조가 동일한 조건에서 같은 값을 가진다. 따라서 일정 온도, 시간 조건에서 확산 속도는 농도 차이에 비례하며, 금형 소착 현상에서 농도 차이는 알루미늄 용탕의 Fe 최대 고용도와 실제 알루미늄 용탕의 Fe 함량과의 차이를 나타낸다.

실제 알루미늄의 Fe 고용도는 온도가 증가함에 따라 증가한다. Fig 2의 Al-Fe 2원계 상태도에 의하면 알루미늄은 상온에서 약 0.04wt% Fe를 고용하고 온도 증가에 따라 고용도는 증가 하는데 650℃에서 약 1.8wt%, 680℃에서

약 2.2wt%, 그리고 700℃에서 약 3wt%의 Fe 고용도를 가진다[12].

그러나 Holz[13]는 0.8wt% Fe를 함유한 알루미늄 용탕의 소착 경향은 큰 반면, 1.1wt%를 함유한 알루미늄 용탕의 소착경향은 매우 낮음을 발견하였으며, 실제 실험에서 알루미늄 용탕에 Fe의 최대 고용도는 1.2wt%로 분석 결과를 발표하였다. 이것은 알루미늄 용탕의 Fe 함량이 증가됨에 따라 임계 Fe 고용도(약1.2wt%)와 알루미늄 용탕 중의 Fe 농도와의 차이가 감소하므로 Fe 원자 확산 구동력으로 작용하는 화학적 포텐셜의 기울기가 급격히 감소하여 반응층의 두께가 감소되는 것으로 설명하였다[14].

또한 금형 소착 현상과 용탕의 Fe 함량에 따른 확산속도와의 관계를 규명하기 위해 많은 연구가 이루어졌고, 연구 결과 금형소착 현상을 예방하기 위해서는 용탕 중 Fe 함량을 임계 고용도인 1.1wt%~1.2wt%정도 첨가 되어야 한다고 보고하였다[15].

따라서 금형 소착 반응은 알루미늄 합금과 금형 표면의 확산 현상에 의해 지배되며, 이 때 알루미늄 용탕의 임계 Fe 고용도까지 금형 표면에서 Fe 확산이 일어나고 또 Fe 확산은 알루미늄 용탕 내 Fe 함량과의 농도 차이에 비례한다.

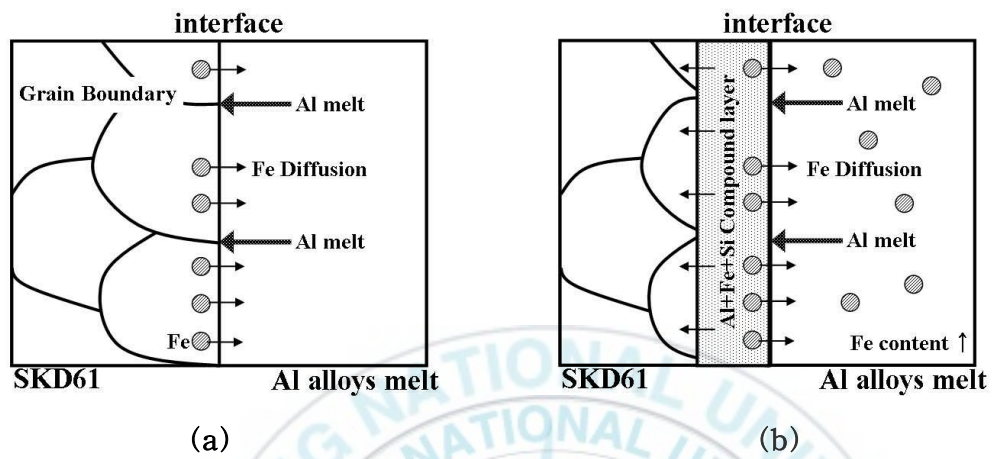


Fig. 1 The schematic drawing of soldering reaction. (a)Initial interface reaction (b)Later interface reaction

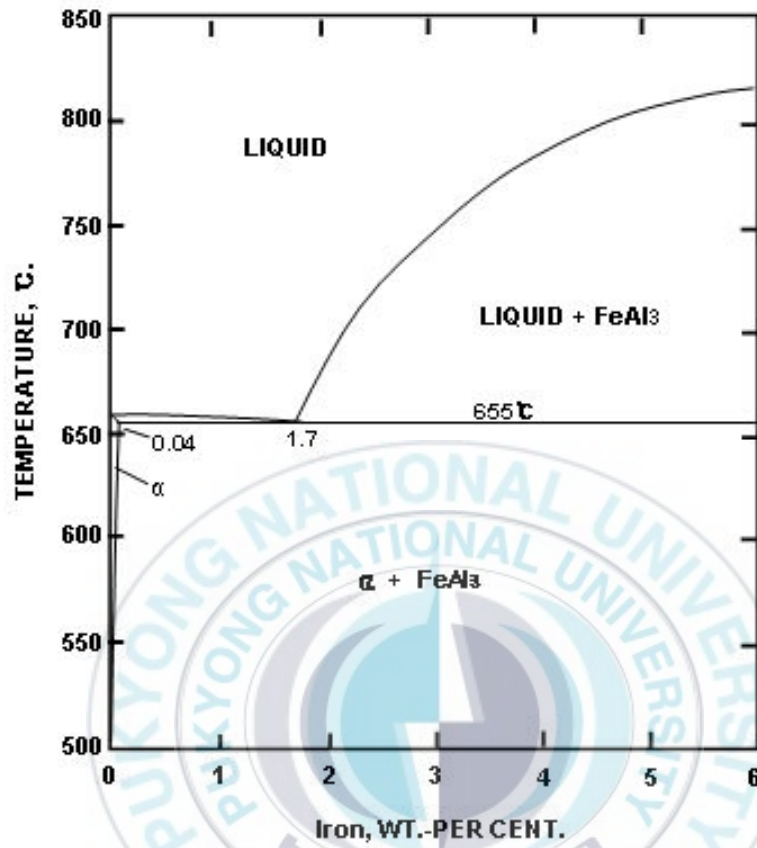


Fig. 2 Binary Al-Fe equilibrium phase diagram[16].

2. 3. Sludge Factor

소착현상에 영향을 주는 또 다른 인자로써 Jorstad[17]는 “Sludge factor”를 고려해야한다는 연구 결과를 보고하였다. “Sludge factor”란 용탕 온도와 유지 시간에 따른 값으로, 알루미늄 용탕 내 Fe, Mn, Cr 함량이 증가하면 용탕내 hardspot을 형성하여 이들이 용탕 바닥으로 침전되는 현상을 말한다. 용탕내 hardspot이 형성되면 주조품의 결함 생성, 주조성 감소 및 소착반응 촉진의 3가지 문제점을 야기한다. 일반적으로 Sludge factor 값은 다음의 식으로 계산된다.

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

용탕 중 Sludge가 형성되면, 용탕 내 Fe 함량이 감소하고 금형 표면에서 Fe 원자의 확산이 커지므로 금형 소착현상은 가속화된다. 또한 Jorstad는 온도와 “Sludge factor”값과의 관계를 그래프로 도시하였으며, 이 그래프는 Fig. 3과 같다. Fig. 3에서 직선의 왼쪽 영역은 용탕에서 Sludge 형성이 일어나지 않는 영역이고, 오른쪽 영역은 Sludge 형성이 일어나는 영역이다. 따라서 Fe, Mn, Cr 함량은 주입 용탕의 온도와 연관되며, 실 주조 시 주입 온도 설정에 고려되어야 한다.

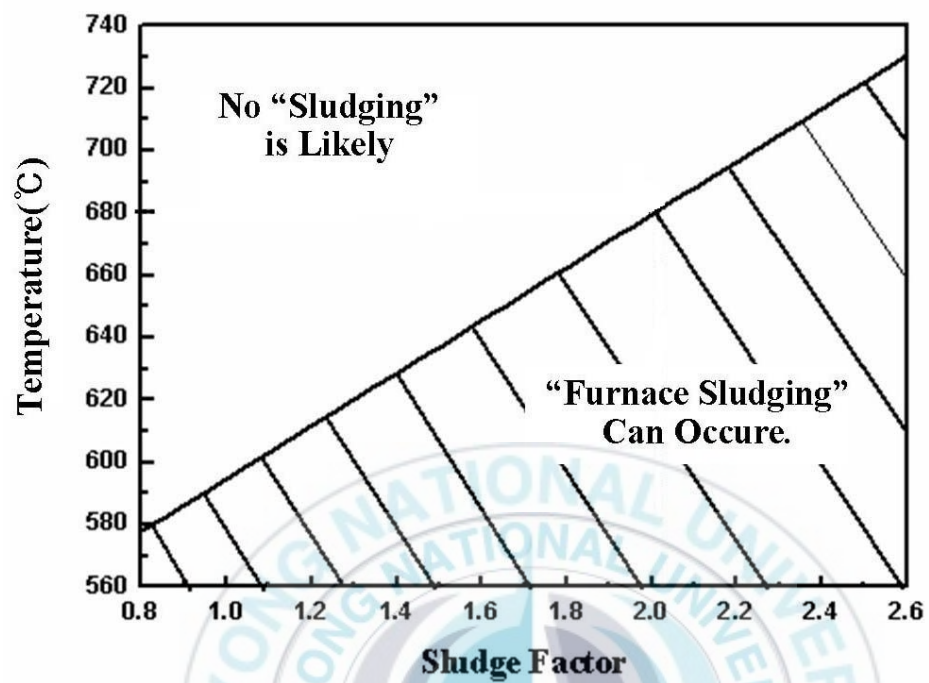


Fig. 3 Sludge factor vs. furnace temperature[17].

3. 실험방법

3. 1. 시료제조

본 실험에 사용된 초기 Ingot 조성은 Table 1과 같다. 인장실험은 Table 2에 명기된 3가지 조성에서 실시하였고, 소착 실험은 Table 3의 5가지 조성에서 이루어졌다. 이 때, 각 시료의 Fe, Mn 성분은 Sludge factor를 고려하여 설정되었다. 제조된 시료의 성분분석은 발광분석기(Spark emission analyzer)로 행하였으며, 오차 범위는 0.03%로 제한하였다. Table 2, 3의 1번 시료는 상용 Al-9wt%Si-0.3wt%Mg HPDC용 합금조성으로 개발합금의 조성, 미세조직 및 기계적 특성 비교/평가를 위해 제조되었다. Table 2의 1, 2 조성은 동일 조성에서 Fe 함량에 따른 인장 특성을 알아보기 위해 실시하였고, 2, 3 조성은 Mn 함량에 따른 인장 특성을 비교하기 위해 실시하였다. 또한 Table 3의 1, 2, 3 조성은 동일 조성에서 Fe 함량에 따른 소착성을 알아보기 위해 실시하였고, 2, 4, 5조성은 Mn 함량에 따른 소착성을 비교하기 위해 실시하였다.

용해 작업은 60호 흑연 도가니를 사용하여 실리코니트 발열체 전기로에서 행하였으며, 780℃ 온도에서 완전 용해 후, Al-25wt%Fe, Al-25wt%Mn 모합금을 첨가하여 성분 분석을 한 후, 직경 30mm 흑연튜브를 사용하여 20분간 질소 Bubbling 탈가스 하였다. 용탕 내 가스 농도 측정은 감압장치를 이용한 밀도 측정 방법인 D. I(density index)법을 이용하였고, 이 때 각 조성별 D. I 값은 1.0 이하로 제한하였다. 질소 Bubbling 탈가스 후, 미세화 처리제 Al-10%Sr, Al-5%TiB를 각각 200ppm, 100ppm 첨가하였다. 그 후 최종적으로 성분 분석을 하고 용탕 진정을 위해 20분 유지한 뒤 주입하였다. Fig. 4는 실험 과정의 모식도를 보여준다.

Table 1 Initial compositions of Al-Si based ingot.

(Wt.%)							
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Sr	Al
9.0	0.15	0.001	0.3	0.3	–	–	Rem.

Table 2 Experimental compositions of tensile test.

								(Wt.%)
No.	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Sr	Al
1	9.0	0.15	0.001	0.5	0.3	0.15	0.025	Rem.
2	9.0	0.45	0.001	0.3	0.3	0.15	0.025	Rem.
3	9.0	0.45	0.001	0.5	0.3	0.15	0.025	Rem.

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

Table 3 Experimental compositions of soldering test.

								(Wt.%)
No.	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Sr	Al
1	9.0	0.15	0.001	0.5	0.3	0.15	0.025	Rem.
2	9.0	0.45	0.001	0.5	0.3	0.15	0.025	Rem.
3	9.0	0.60	0.001	0.5	0.3	0.15	0.025	Rem.
4	9.0	0.45	0.001	0.3	0.3	0.15	0.025	Rem.
5	9.0	0.45	0.001	0.7	0.3	0.15	0.025	Rem.

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

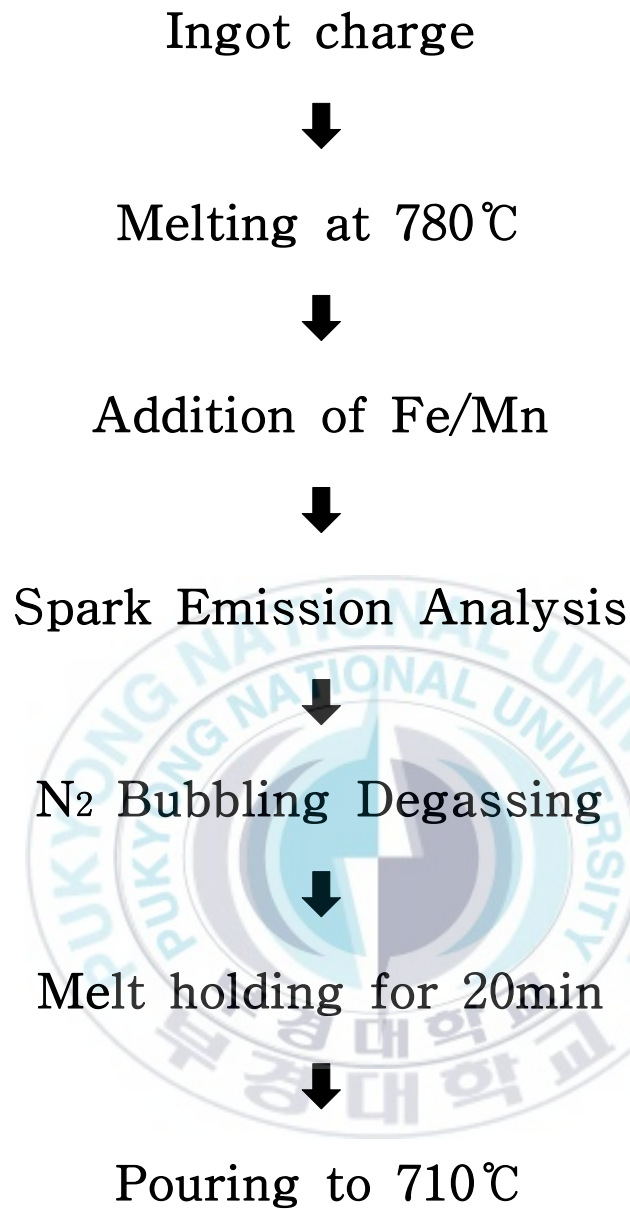


Fig. 4 Flow chart of melting and modification procedure.

3. 2. 인장 시험(Tensile Test)

인장 실험은 Table 2의 3가지 조성에서 이루어졌으며, 각 조성별 As-cast와 T6 열처리 상태로 구분하여 실시하였다. 열처리 조건은 비슷한 조성의 상용합금과 비교하였으며 용체화 온도를 결정하기 위해 온도별 조직 관찰을 하였다. 시효온도 및 시간은 시간별 조직 관찰 및 경도 측정을 통해 이루어졌다. Table 4는 상용 Al-9wt%Si-0.3wt%Mg 합금의 열처리 조건 및 실험 조건을 비교하여 나타내고, Fig. 5는 열처리 조건 예비 실험 결과를 보여준다. 열처리는 T6 조건으로 하였으며, 용체화 온도 및 시간은 조직 관찰을 통해 용체화 온도 530℃/10hr으로 하였다. 시효 온도는 160, 180℃ 두 조건에서 이루어 졌으며, 시효 최종 조건은 160℃/6.5hr의 peak aging으로 하였다.

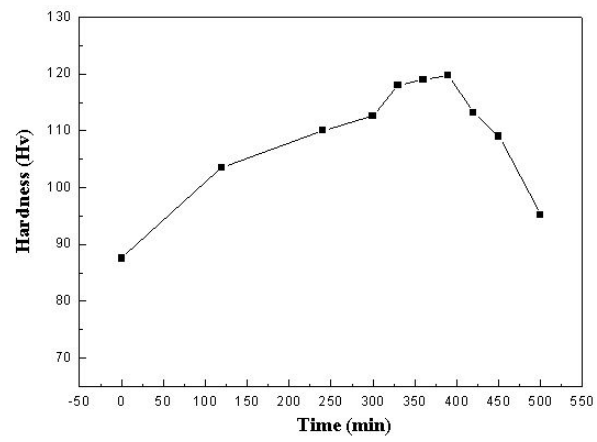
또한 인장 시료는 평행부 거리 30mm, 표점거리 25mm, 두께 4mm인 KS-13 sub size 판상으로 제작 하였으며, 인장시편의 규격 및 치수는 Fig 6에 나타내었다. 인장 시료는 중력 주조로 제작하였고 인장 시료 제작 몰드의 치수 및 형상은 Fig 7과 같다. 인장 몰드 주입시 몰드 온도는 200℃로 하였다.

마지막으로 인장 시험 후 주사 전자 현미경(Scanning Electron Microscope)을 이용, 파단면을 관찰하여 시료의 이상 유·무를 확인하였다.

Table 4 Heat-treatment condition for Al-9% Si alloys.

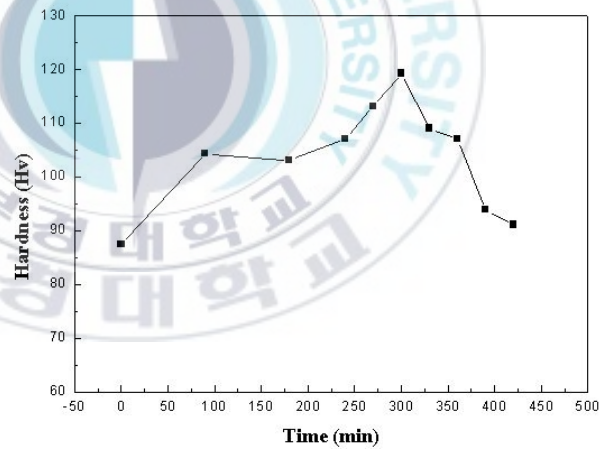
Alloy	Composition(wt.%)					Solution treatment		Cool -ing	Aging	
	Si	Mg	Mn	Fe	Cu	Temp. (°C)	Time (hr)		Temp. (°C)	Time (hr)
AC4C	9	0.6	0.6	0.5	0.25	515	6-12	water	170	10
AC4B	9	0.5	0.5	1.0	3.0	500	6-12	water	160	6
A359	9	0.5	0.1	0.2	0.2	538	10-14	water	154	10
Used specimen	9	0.3 -0.4	0.3 -0.7	0.15 -0.6	-	530	10	water	160	6.5

Temp.	Condition	Time(min.)	Hv
160°C	As-cast		61.5
	Solution	0	87.5
	Aging	120	103.5
		240	110
		300	112.6
		330	117.9
		360	119
		390	119.8
		420	113.2
		450	109
		500	95.2



(a)

Temp.	Condition	Time(min.)	Hv
180°C	As-cast		61.5
	Solution	0	87.5
	Aging	90	104.3
		180	103
		240	107
		270	113
		300	119.2
		330	109
		360	107
		390	93.9
		420	91.1



(b)

Fig. 5 The result of pre-testing for heat-treatment. (a) 160°C aging (b) 180°C aging

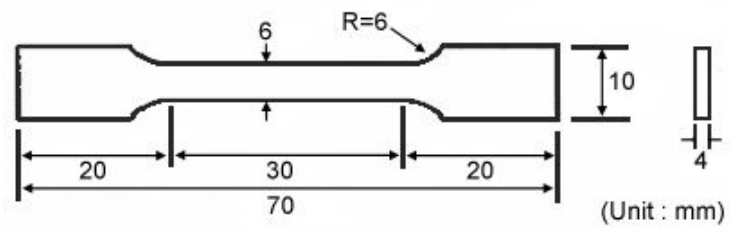


Fig. 6 Tension testing specimen.(KS-#13 sub-size)



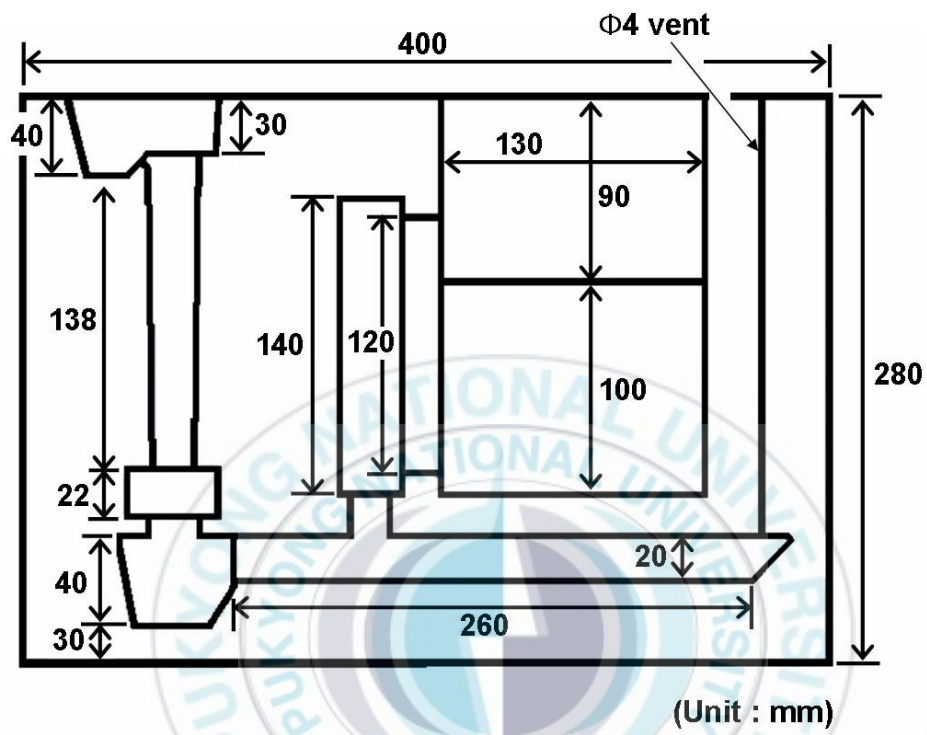


Fig. 7 Schematic drawing of tensile test mold.

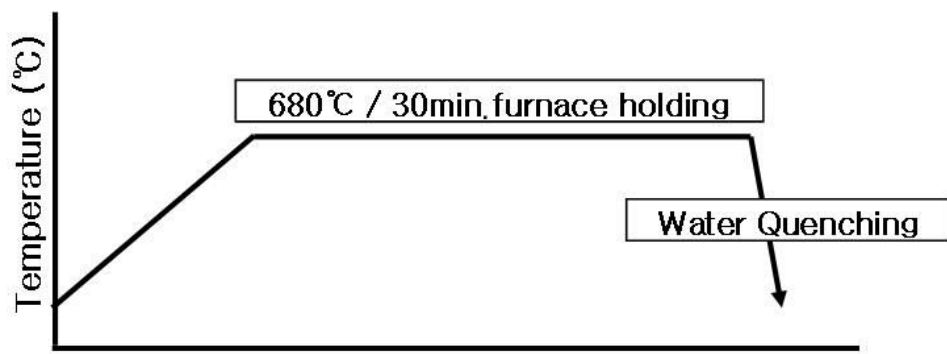
3. 3. 소착시험(Soldering Test)

Al-9wt%Si-0.3wt%Mg 합금과 SKD 61 금형강 사이의 소착성 평가는 실제 고압금형주조(HPDC) 공정에서 행하지 않고 금형강을 알루미늄 합금 용탕내 침적시키는 침적식 소착실험으로 행하였다. 각 실험 조성의 합금 잉고트는 4호 흑연도가니에 미리 제조되어진 목적 합금조성의 잉고트를 각각 1Kg 장입하여 실리콘이트 발열체 전기로에서 용해하였다. 로 내의 알루미늄 용탕 온도가 680℃에 이르면 준비된 SKD 61 금형강($\phi 16\text{mm} \times L65\text{mm}$)을 상온에서 40mm 장입한 뒤 30분 유지시킨 후 수냉하였다. 용탕온도 설정에서 본 연구는 Fe, Mn 조성에 따른 소착현상의 관계 규명이 목적이므로 Sludge factor가 고려되지 않는 조건이 필요하다. 따라서 Table 3의 각 조성당 S/F 값은 1.15, 1.45, 1.60, 1.05, 1.85이며, Fig 3에서 680℃에서 S/F 값이 약 2.0이므로, 실험 온도는 680℃로 하였다. 이 때 Sludge factor에 의한 영향은 없으며 단지 조성과 확산에 의한 화합물 형성만이 고려된다. 사용된 SKD 61 금형강은 600 grit로 표면연마 되었으며 장입 전 15분간 초음파 세척하였다. Table 5는 SKD 61 금형강의 화학 조성을 나타내고, Fig 8은 침적식 소착실험의 시료 형상과 간략한 모식도를 나타내었다.

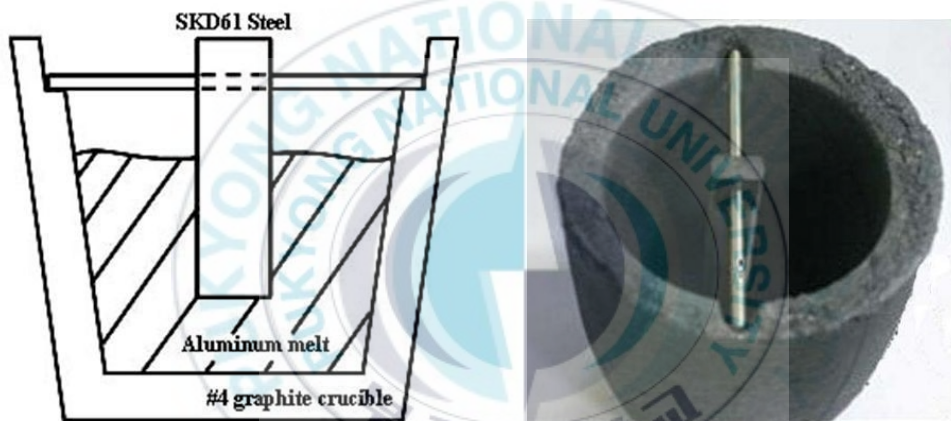
Table 5 Chemical composition of SKD 61 specimen.

Steel	Cr	C	Mo	V	Fe
SKD61	5.3	0.38	1.4	1.0	remainder

(Wt.%)



(a)



(b)

(c)

Fig. 8 The schematic drawing of soldering test. (a)Heat treatment cycle of soldering procedure (b)Sectional image (c)Actual image

SKD 61 강에 형성된 소착 반응층의 두께측정을 위해 시료 하단 20mm 지점을 단면절단하고 마운팅 한 후 연마, 에칭하여 관찰하였다. 80℃의 증류수 100ml, 피크린산 9g, 계면활성제 9g 조성 용액을 사용하였다. 소착 반응층의 두께는 원래 SKD 61 봉강의 표면을 기준으로 내부로 진행된 반응층의 두께로 환산하였다. 반응층 두께측정은 500배 배율의 광학 현미경 사진을 촬영하여 Image Pro ver.4.1 화상 해석 프로그램을 사용하여 각 실험 조건별 시료의 16군데 부위를 측정하여 평균값을 계산하였다. 형성된 화합물의 상분석을 위해 주사전자 현미경(Scanning Electron Microscope/Energy Dispersive X-ray spectrometer)과 X-선 회절 분석기(X-Ray Diffractometer)를 사용하였다. Fig 9는 SKD 61 강으로 제조된 시료의 단면절단 및 두께측정 위치를 나타낸다.



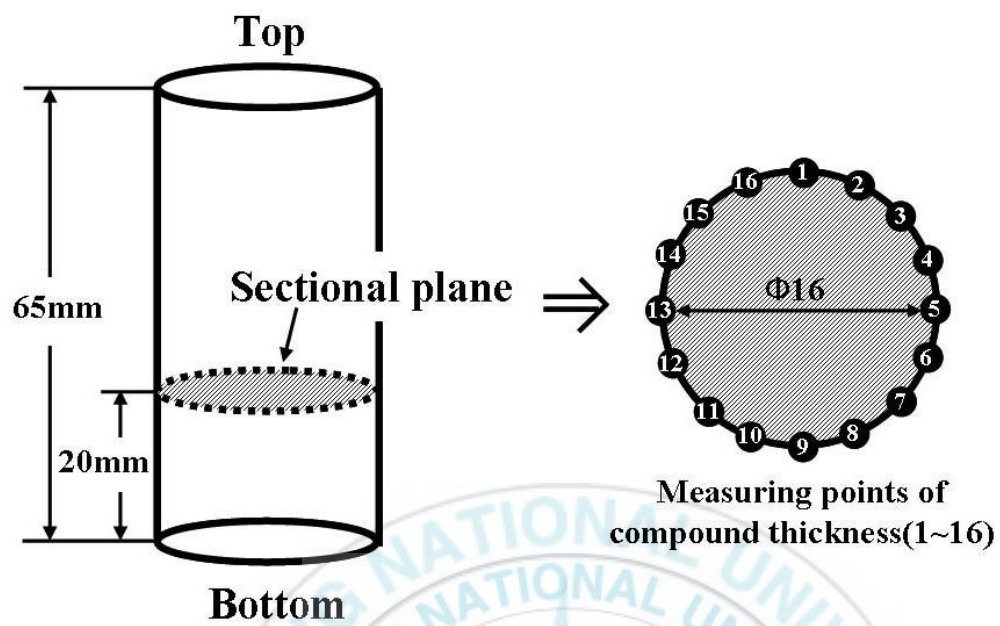


Fig. 9 Positions of compound thickness measurement.

4. 실험결과 및 고찰

4. 1. 인장시험 결과

4. 1. 1. 미세조직 관찰

인장시험 조성별 미세조직관찰은 광학 현미경 및 주사전자 현미경을 통하여 관찰한 결과 Fe, Mn 함량에 따라 조직적 차이가 나타났다. Fig 10은 인장 실험 조성별 전형적인 광학 현미경 및 주사전자 현미경(Scanning Electron Microscope) 조직 사진을 보여준다.

Fig 10의 (a)는 비교 대상 합금인 Al-9%Si-0.3%Mg-0.15%Fe-0.5%Mn 조성의 조직 사진으로써 광학 현미경 및 파단면 주사전자 현미경 관찰 결과 α -Al상 및 공정 Si상 이외의 상은 관찰되지 않았다. 이것은 낮은 Fe 함량으로 인한 결과로 판단된다. (b)는 Al-9%Si-0.3%Mg-0.45%Fe-0.3%Mn 조성으로 광학 현미경 및 파단면 주사전자 현미경 관찰 결과 α -Al상 및 공정 Si상 이외에 관찰의 β -AlFeSi 화합물이 관찰 되었다. 이것은 (a)와 비교할 때, 알루미늄 합금 내 Fe 함량이 증가하고, Mn의 함량이 감소한 결과로 해석된다. (c)는 Al-9%Si-0.3%Mg-0.45%Fe-0.5%Mn 조성으로 광학 현미경 및 파단면 주사전자 현미경 관찰 결과 chinese-script 형상의 AlFeMnSi 상이 관찰되었다. 이것은 (b)와 비교할 때 Mn 함량이 증가하여 β -AlFeSi 화합물이 AlFeMnSi 화합물로 형상 개량되었기 때문으로 판단된다.

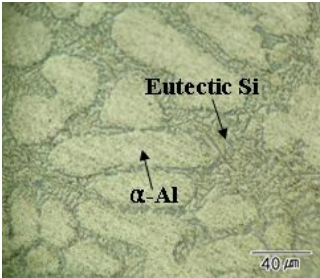
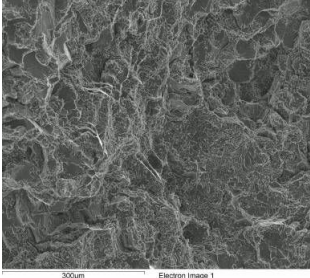
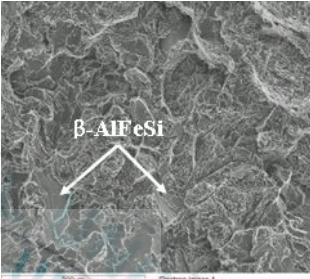
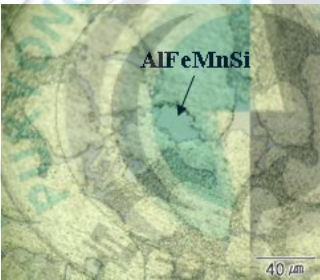
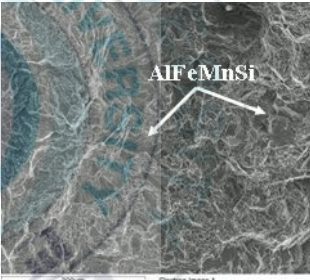
	Compositions	Optical Image	SEM Image
(a)	Al-9.0Si-0.3Mg -0.15Fe-0.5Mn		
(b)	Al-9.0Si-0.3Mg -0.45Fe-0.3Mn		
(c)	Al-9.0Si-0.3Mg -0.45Fe-0.5Mn		

Fig. 10 Typical micrographs of tensile specimens of Al-9.0Si-0.3Mg system alloys.

4. 1. 2. 알루미늄 합금의 Fe 함량에 따른 인장특성

고압 금형 주조용 Al-9wt%Si-0.3wt%Mg 합금에서 Fe 함량에 따른 인장특성은 Table 2의 1, 2의 조성 비교를 통해 조사되었다.

Fig 11은 0.5wt% 동일 Mn 조성에서 Fe 함량이 0.15wt%에서 0.45wt%로 증가할 때 As-cast 및 T6 열처리 상태에서 최대 인장강도(U.T.S) 및 신율(Elongation)을 그래프로 나타내었다. As-cast 상태에서 Fe 함량이 0.15wt%에서 0.45wt%로 증가하면, 최대 인장강도는 192 MPa에서 174 MPa로, 신율은 4.8%에서 4.2%로 다소 감소되었다. 그리고 T6 열처리 상태에서 Fe 함량이 0.15wt%에서 0.45wt%로 증가하면, 최대 인장강도는 275 MPa로 동일 수준이 되며, 신율은 4.1%에서 3.6%로 감소하였다. 이것은 4.1.1.절에서 본 조직 관찰 결과에서 0.15wt%Fe/0.5wt%Mn 조성과 비교할 때 0.45wt%Fe/0.5wt%Mn 조성에서 AlFeMnSi 상이 형성되어 강도 및 신율이 다소 감소하는 것으로 판단된다. 그러나 T6 열처리를 하게 되면 최대 인장 강도는 비슷한 값을 가지는데, 이것은 열처리로 인한 효과로 판단되며 신율은 여전히 감소함을 알 수 있다.

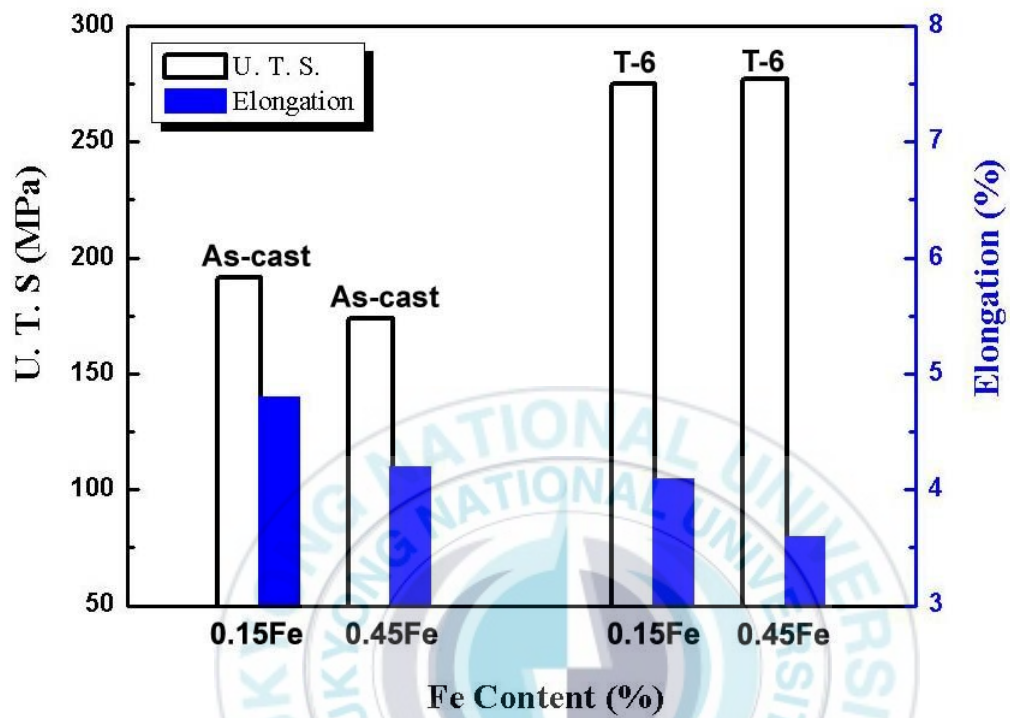


Fig. 11 Effect of Fe contents on tensile properties of Al-9Si-0.3Mg-0.5Mn alloys.

4. 1. 3. 알루미늄 합금의 Mn 함량에 따른 인장특성

고압 금형 주조용 Al-9wt%Si-0.3wt%Mg 합금에서 Mn 함량에 따른 인장특성은 Table 2의 2, 3의 조성 비교를 통해 조사 되었다.

Fig 12는 0.45wt% 동일 Fe 조성에서 Mn 함량이 0.3wt%에서 0.5wt%로 증가할 때 As-cast 및 T6 열처리 상태에서 최대 인장강도 및 신율을 그래프로 나타내었다. As-cast 상태에서 Mn 함량이 0.3wt%에서 0.5wt%로 증가하면 최대 인장 강도는 170 MPa에서 174 MPa로 다소 증가하고 신율은 2.3%에서 3.6%로 크게 향상된다. 그리고 T6 열처리 상태에서도 Mn 함량이 0.3wt%에서 0.5wt%로 증가하면, 최대 인장강도는 265 MPa에서 275 MPa로 다소 증가되며 신율은 2.3%에서 3.6%로 크게 향상되었다. 이것은 0.45wt%Fe/0.3wt%Mn 조성일 때 판상의 Fe 화합물이 형성되어 응력 집중을 유발하기 때문에 신율이 감소되는 것으로 판단된다. 그리고 0.45wt%Fe/0.5wt%Mn 조성에서는 판상의 Fe 화합물이 Mn의 증가로 인해 AlFeMnSi 상으로 형상 개량되어 신율이 향상됨을 알 수 있다. 또한 Mn이 증가할 때 최대 인장 강도가 약간 증가되는 것은 Mn이 고용되어 나타나는 고용강화 효과인 것으로 예측된다.

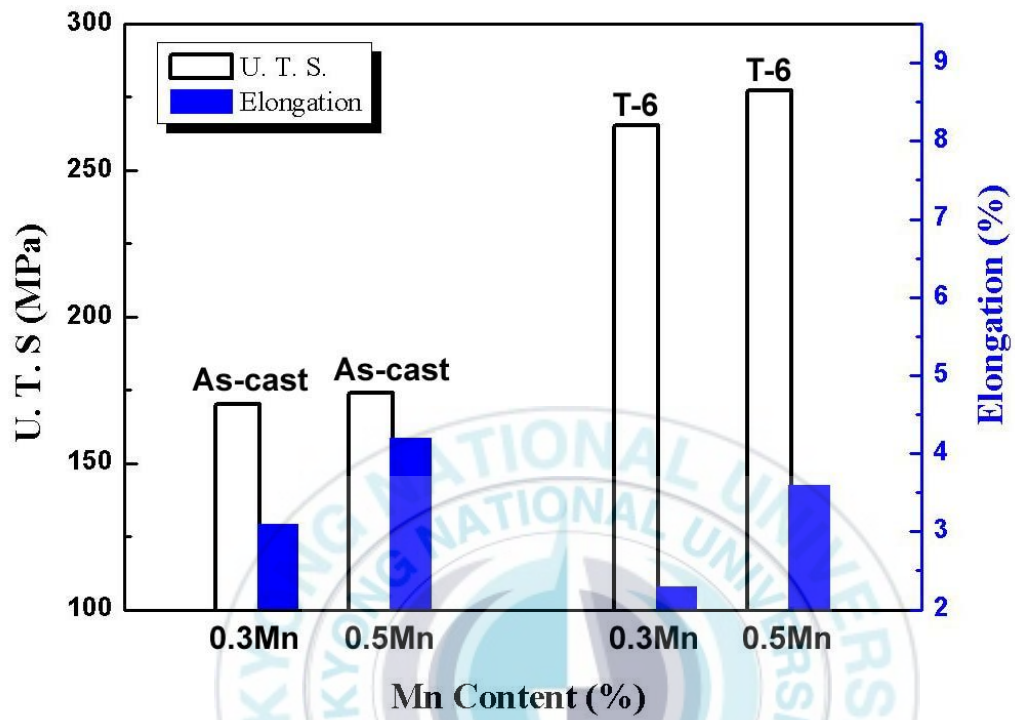


Fig. 12 Effect of Mn contents on tensile properties of Al-9Si-0.3Mg-0.45Fe alloys.

4. 2. 소착시험 결과

4. 2. 1. 미세조직 관찰

금형 표면이 알루미늄합금 용탕에 노출될 때 알루미늄 용탕과 금형 표면에서 확산에 의한 반응생성물이 형성된다. 금형 표면이 알루미늄합금 용탕과 접촉하면 우선적으로 결정립계를 따라 알루미늄 성분의 확산이 일어나고, 이 과정에서 Al과 Fe 사이의 화학적 반응이 일어난다. 그 결과 알루미늄합금 용탕과 금형 사이에 Al-Fe 2원계 또는 Al-Si-Fe 3원계 화합물이 생성된다[10].

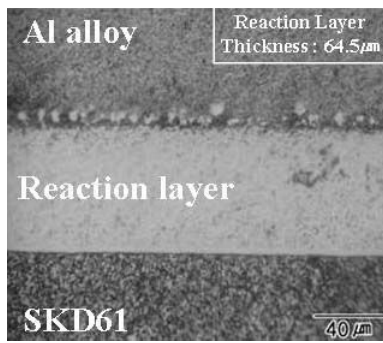
Fig 13은 각 실험조성의 알루미늄합금 용탕에 침적된 SKD 61 금형강 표면에 형성된 소착 반응층의 조직사진으로, 알루미늄합금 용탕의 조성에 따른 조직적 차이는 없었으며 소착 반응층 두께의 차이만 나타났다. Fig 13 (a)는 알루미늄합금 용탕의 조성별 광학현미경 사진을 나타내며, 모든 조성에서 3층의 조직이 관찰되었다. 각 조직사진의 아랫부분은 금형강의 기지조직이며 그 위로 형성된 흰색 층은 알루미늄합금 용탕과 금형강의 소착반응으로 형성된 화합물 층이다. 최상부에 형성된 것은 금형 표면에 알루미늄합금 용탕이 고착된 층이다. 여기서 반응층/Al용탕 경계면이 금형강 표면인 Al 용탕과 접촉면이었다. Fig 13 (b)는 Al-9wt%Si-0.3wt%Mg-0.45wt%Fe-0.5wt%Mn 조성의 알루미늄합금 용탕과 SKD 61 금형강 사이의 소착반응에 의해 형성된 층의 Al, Fe 선분석 결과로, 반응층은 원래 금형강의 표면 인접부로, 소착반응에 의해 Fe 성분은 Al 용탕쪽으로 확산이 일어나며, 반대로 Al 용탕측으로부터 Al 성분이 확산해 들어오는 상호확산이 진행된 영역임을 알 수 있다.

Fig 14는 SEM 사진에서 밝은상[Fig 15 (b)-2]과 어두운상[Fig 15 (b)-3]의 XRD 분석 결과로 SKD 61 금형강 표면에 형성된 소착 반응층은 bcc 결정구조의 α -Al₈Fe₂Si 상과 hexagonal 결정구조의 α -Al₈Fe₂Si 상으로 분석되었다.

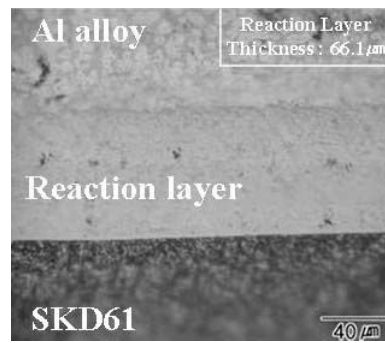
Fig 15는 소착 반응층의 SEM/EDX 성분분석 결과를 나타내며 (a)는 SKD 61 금형강과 반응층 사이의 SEM 사진, (b)는 반응층의 SEM 사진을 보여준

다. 계면(1), 밝은 영역(2) 및 어두운 영역(3)의 SEM/EDX를 통해 점분석한 결과, 계면(1)에서 Fe 함량이 약 29wt%로 가장 높게 나타났으며, 어두운 영역(3)에서 Fe 함량이 약 22wt%로 가장 낮게 나타났다. SKD 61 금형강에서 소착 반응층의 계면을 통과하여 Fe원자의 확산이 진행되므로, α -Al₈Fe₂Si 화합물의 결정구조를 결정하는 주요원소인 Fe원소의 농도가 높은 계면(1)에서 α_{hcp} -Al₈Fe₂Si 화합물이 우선적으로 형성된다. 소착 반응층 내부로 진행되면서 Fe 원소의 농도가 감소하므로[18], α_{hcp} -Al₈Fe₂Si 화합물이 α_{bcc} -Al₈Fe₂Si 화합물로 상변화가 일어난다. 따라서, 소착 반응층 내부에서는 α_{hcp} -Al₈Fe₂Si 화합물과 α_{bcc} -Al₈Fe₂Si 화합물이 부분적으로 혼재되어 있으며, Fig 15 (b) 3영역에서 α_{bcc} -Al₈Fe₂Si 화합물을 더욱 안정화되는 Mn, Cr 농도가 높아 α_{hcp} 구조에서 α_{bcc} 구조로 상변화가 촉진된 것으로 설명된다[19,20].

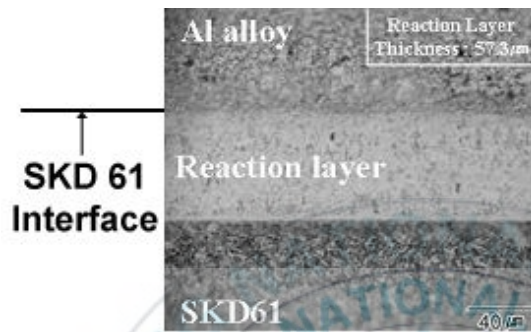
이상의 분석 결과로부터 680℃ 알루미늄 용탕에 SKD 61 금형강을 30분간 침적시켰을 때, SKD 61 금형강과 알루미늄 용탕간의 상호 확산으로 금형강 표면에 형성되는 반응층 조직 관찰 결과, hexagonal 구조의 α -Al₈Fe₂Si 상 및 bcc 구조의 α -Al₈Fe₂Si 상이 형성되며, 알루미늄 합금의 조성에 따라 그 두께는 각각 다르게 나타났다. 그리고 hexagonal 구조의 α -Al₈Fe₂Si 상에 비해 bcc 구조의 α -Al₈Fe₂Si 상에서 Fe 함량은 낮고 Mn, Cr 함량은 높게 나타났다.



(1) Al-9%Si-0.15%Fe-0.5%Mn



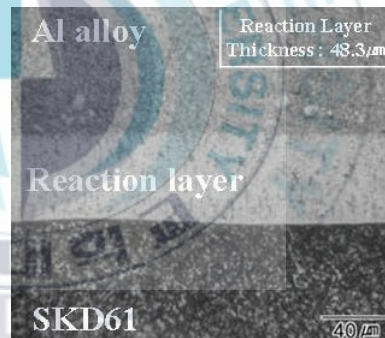
(2) Al-9%Si-0.45%Fe-0.3%Mn



(3) Al-9%Si-0.45%Fe-0.5%Mn

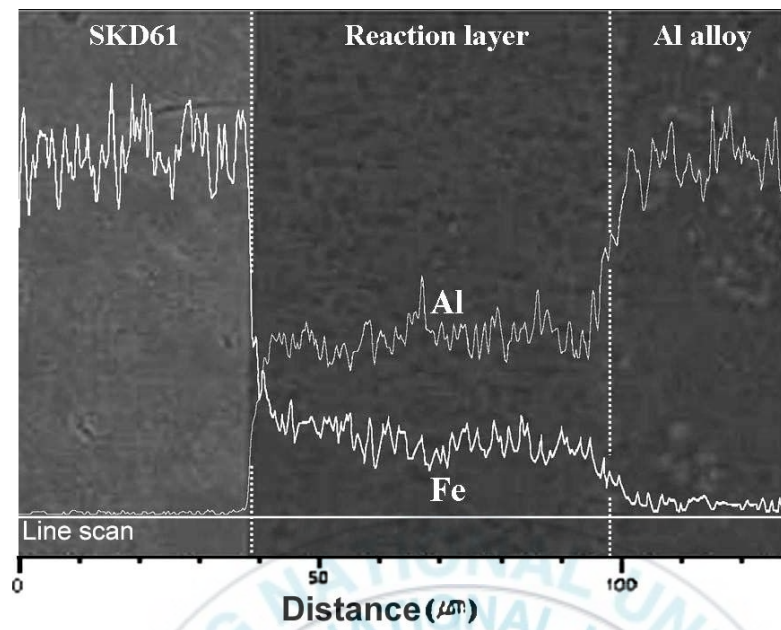


(4) Al-9%Si-0.60%Fe-0.5%Mn



(5) Al-9%Si-0.45%Fe-0.7%Mn

(a)



(b)

Fig. 13 Micrographs of soldering reaction layer. (a)The micrographs of reaction layer for various aluminum alloys. (b)Line analysis result of reaction layer of Al-9Si-0.3Mg-0.45Fe -0.5Mn alloy.

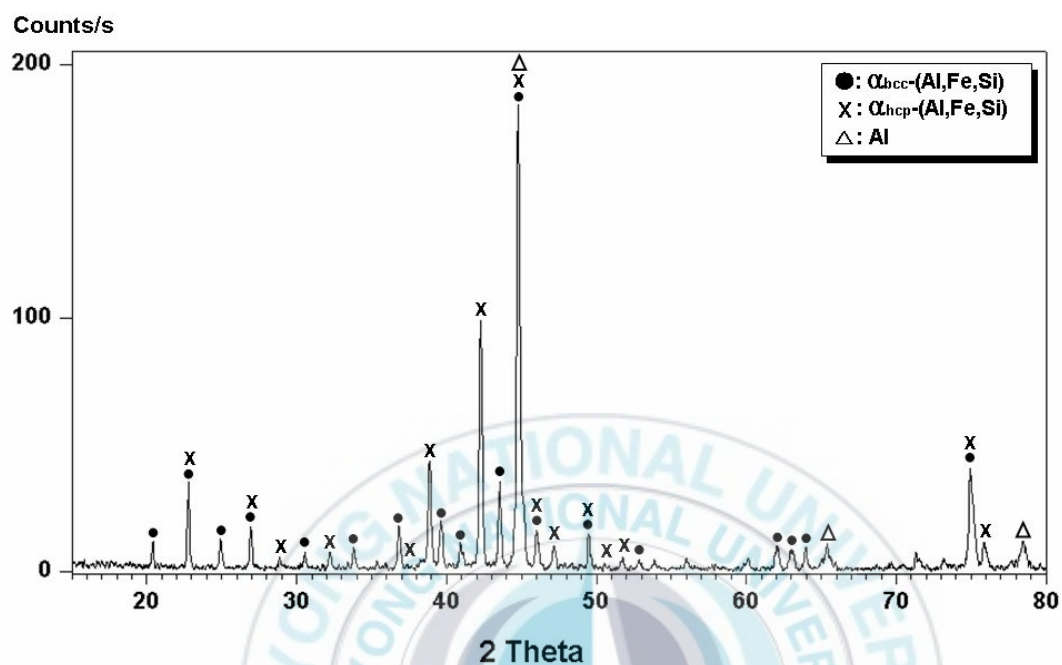
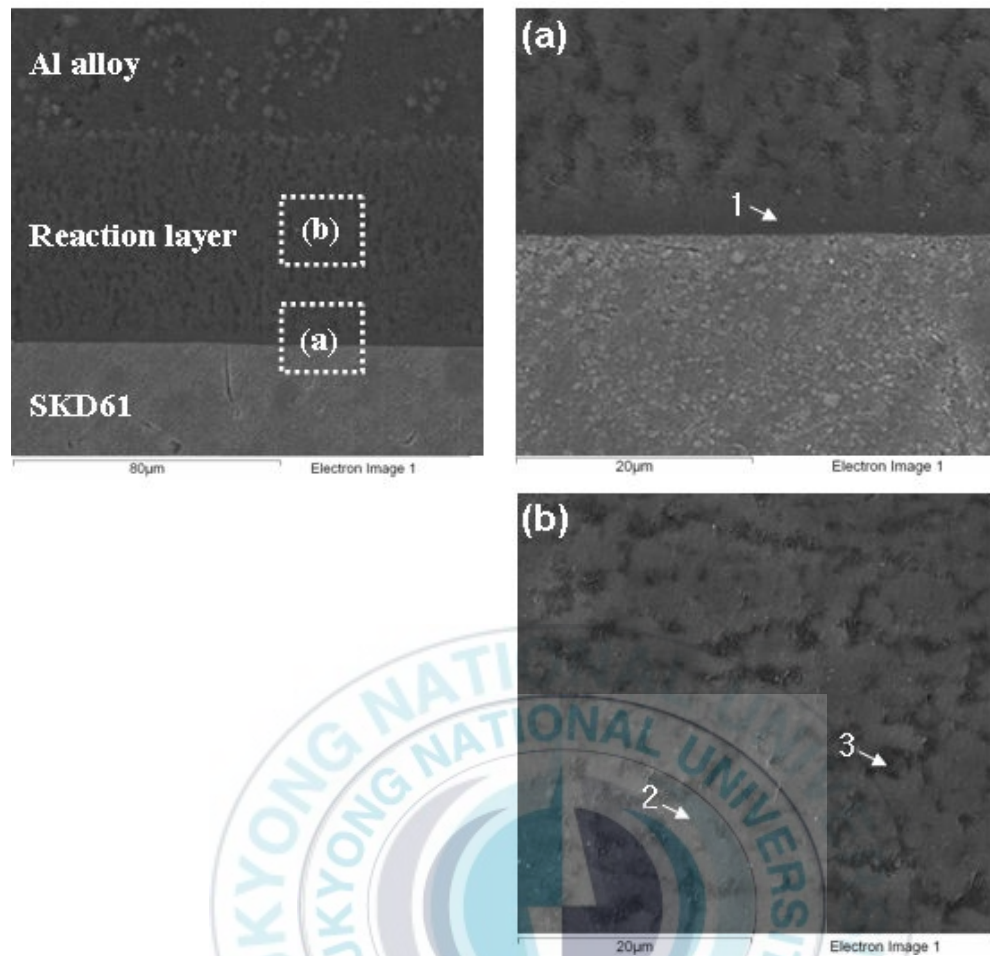


Fig. 14 XRD result of reaction layer of Al-9Si-0.3Mg-0.45Fe-0.5Mn alloy.



		Al	Si	Fe	Mn	Cr
1	At.%	68.81	12.94	17.12	0.84	0.29
	Wt.%	57.84	11.19	29.13	1.35	0.84
2	At.%	66.84	11.55	16.65	1.50	2.16
	Wt.%	57.66	11.30	27.12	2.44	1.48
3	At.%	69.68	12.68	12.95	1.53	3.16
	Wt.%	58.38	11.21	22.52	4.40	3.49

Fig. 15 SEM/EDX result of reaction layer of Al-9Si-0.3Mg-0.45Fe-0.5Mn alloy. (a) Between SKD61 die steel and reaction layer and (b) Reaction layer

4. 2. 2. 알루미늄 합금의 Fe 함량에 따른 소착 반응층 두께

알루미늄합금 용탕에 함유된 Fe 함량은 금형소착 현상에 가장 큰 역할을 하며 알루미늄 합금의 Fe 고용도와 알루미늄합금 용탕 중의 Fe 농도와의 차이에 의해 반응속도가 결정된다.

Fig 16은 알루미늄합금 용탕의 Fe 함량 변화에 따른 SKD 61 금형강 표면의 소착 반응층의 두께 측정 결과를 나타낸 것이다. Fig 13의 (1), (3), (4)의 반응층 사진에 나타난 것처럼, 0.5wt% 동일 Mn 조성에서 알루미늄합금 용탕 내 Fe 함량이 0.15wt%, 0.45wt%, 0.60wt%로 증가될 때, 반응층 두께는 각각 64.5 μm , 57.3 μm , 46.9 μm 로 감소하였다.

G.B. WINKELMAN과 Z. W. CHEN[5]은 Al-11wt%Si-2.5wt%Cu 주조용 합금에서 Fe 함량이 0.15wt%-0.60wt%일 때, 610℃ 알루미늄합금 용탕에 H13 강을 500초 침적한 후 두 조성의 반응층 두께를 조사한 실험 결과를 발표하였는데, 그 결과 Fe 함량이 0.15wt%에서 0.60wt%로 증가할 때 소착 반응층 두께는 25 μm 에서 9 μm 로 감소함을 보고하였다.

본 실험에서도 Fe 함량이 0.15%에서 0.60%로 증가되면 금형강 표면에 형성된 소착 반응층의 두께는 약 17.6 μm 정도 감소되어 알루미늄합금 용탕에 함유된 Fe 함량이 증가될 때, 소착 반응층의 두께가 감소되는 경향을 나타내었다.

따라서, 알루미늄합금 용탕 내의 Fe 함량의 증가는 알루미늄 합금의 Fe 최대 고용도와 Fe 함량 차이를 감소시켜 반응층의 두께를 감소시킴으로써 내소착성을 향상시키는 것으로 추정된다.

그러나, 알루미늄 합금의 내소착성을 향상하기 위한 과도한 Fe 첨가는 동시에 합금의 인장강도 및 인성을 감소[1,2]시키므로 적절한 Fe 함량 설정이 이루어져야 한다.

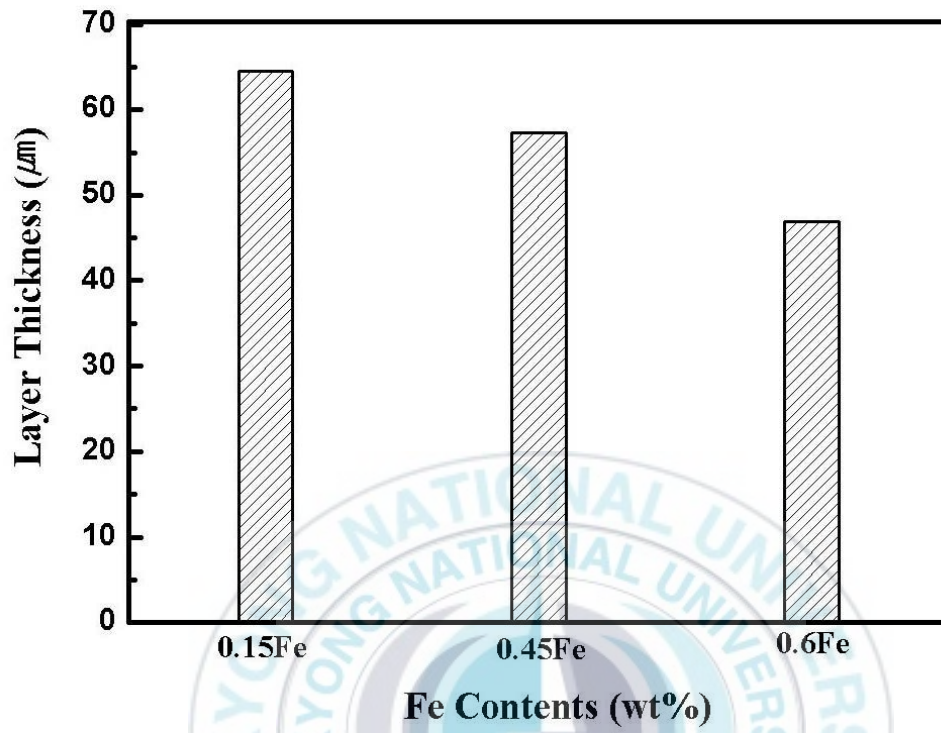


Fig. 16 Comparison of soldering layer thickness according to the change of Fe contents at constant 0.5wt% Mn contents.

4. 2. 3. 알루미늄 합금의 Mn 함량에 따른 소착 반응층 두께

알루미늄합금의 고압 금형주조 공정에서 발생하는 소착반응을 조사한 연구 결과들을 살펴보면, 알루미늄 합금에서 Mn 원소는 Al에 대한 Fe 고용도에도 영향을 미치는 것으로 알려져 있다.

Al-Fe-Mn계 3원 상태도에 의하면, 654℃에서 Mn이 첨가되지 않을 때 Al에 Fe 최대 고용도는 1.88wt%였으며, Mn 함량이 0.3wt%와 0.6wt%일 때 Fe 고용도는 각각 1.82wt%로, Mn 함량 증가에 따라 Fe의 고용도는 감소한다.

Fig 17은 본 실험에서 알루미늄합금 용탕의 Mn 함량 변화에 따른 SKD 61 금형강 표면의 소착 반응층의 두께 측정 결과를 나타낸 것이다. Fig 13의 (2), (3), (5)의 반응층 사진에 나타낸 것처럼 0.45wt% 동일 Fe 조성에서 알루미늄 합금 용탕 내의 Mn 함량이 0.30wt%, 0.50wt%, 0.70wt%로 증가될 때 반응층 두께는 각각 66.1 μ m, 57.3 μ m, 48.3 μ m로 감소하였다.

Makhlouf M. Maklouf와 D. Apelian[21]의 실험 결과에서도 Al-7%Si-1%Cu-0.7%Fe 합금에서 Mn 함량이 0.25wt%에서 0.50wt%로 증가할 때 H13 금형강 표면의 소착 반응층 두께가 14.0 μ m에서 11.5 μ m로 감소하는 내소착성 개선에 대한 Mn 원소의 영향을 보고하였다.

그러나, Sandhya Gopal, Anup Lakare 등[22]은 실제 실험에서 알루미늄합금에 Fe가 1.2wt% 고용되면 더 이상 Fe 고용이 일어나지 않으므로[13] 용탕의 Mn 함량 증가는 Fe 고용도를 감소하여 소착부 두께를 감소시킨다는 설명은 부족하다고 하였다. 그리고 Sandhya 등은 Mn 함량과 소착부 두께의 관계는 Fe보다 Mn 원소의 용융열이 낮으므로 알루미늄 합금 내의 Mn 증가는 합금의 용융열을 감소시켜 결과적으로 내소착성이 향상된다고 설명하고 있다.

본 실험조건에서 Mn 함량이 0.30%에서 0.70%로 증가될 때, 금형 표면에 형성된 소착 반응층의 두께는 약 17.8 μ m정도 감소되었으며, SKD 61 금형강과 침적식 소착 실험 후 회수된 알루미늄합금 용탕의 성분분석 결과, 알루미늄 합

금 내의 Fe 함량은 최대 1.08wt%로 분석되었다.

즉, 알루미늄합금 용탕 내의 Mn 함량의 증가는 알루미늄 합금의 Fe 고용도 감소와 합금의 용융열을 감소시켜 내소착성을 향상시키는 것으로 추정된다.

알루미늄 합금에서 Mn의 첨가는 기계적 성질을 감소시키는 Fe 금속간화합물의 형상 개량 효과[23,24] 뿐 아니라, 금형 소착현상을 방지하는 원소로써 내소착성을 향상시킨다. 그러나 내소착성 향상만을 고려한 과도한 Mn 함량의 설정은 용탕 내의 Sludge 형성[17]을 유발하여 알루미늄 합금의 신율 부족을 일으키므로 Sludge 형성을 막기 위한 Fe/Mn성분의 적절한 함량 설정이 이루어져야 한다.



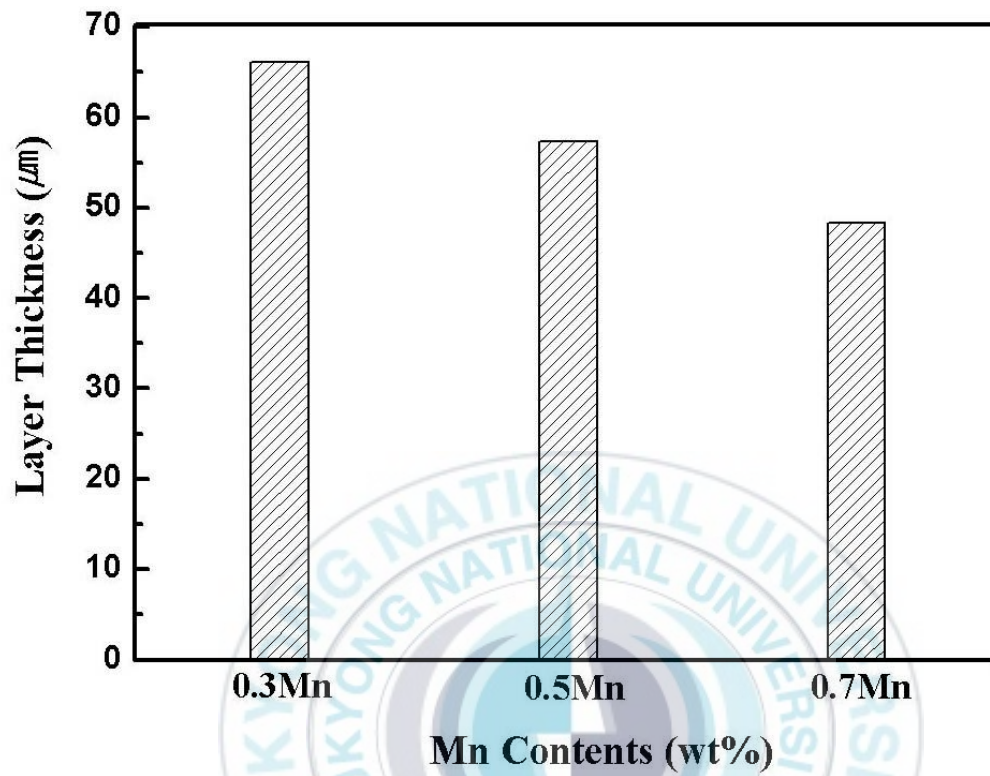
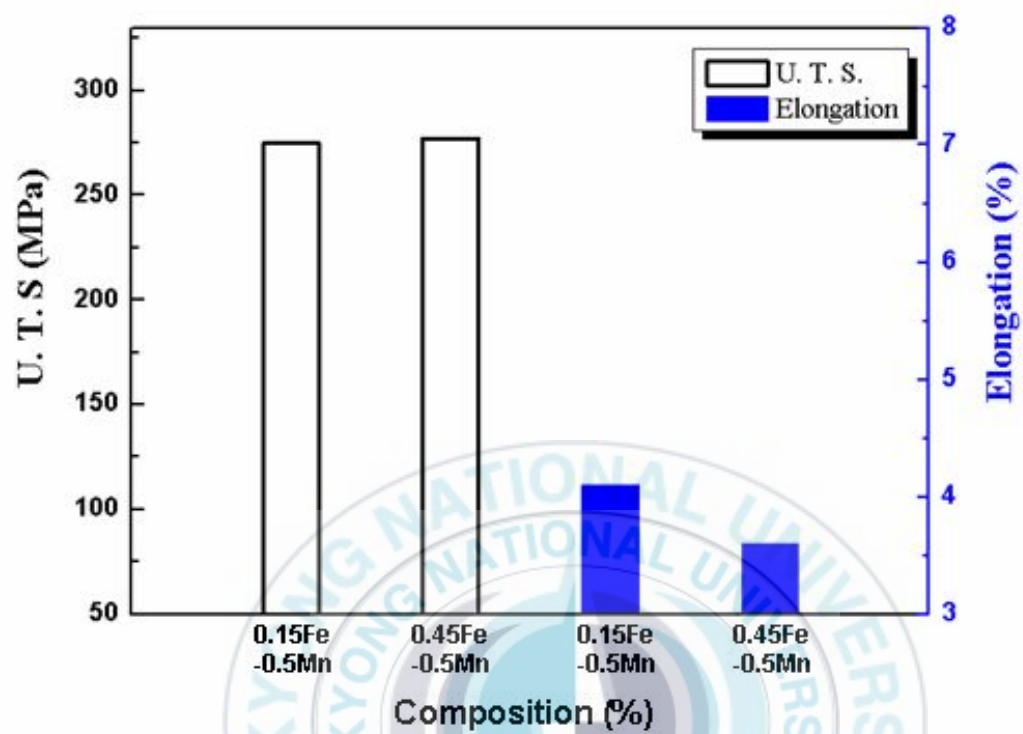


Fig. 17 Comparison of soldering layer thickness according to the change of Mn contents at constant 0.45wt%Fe contents.

4. 3. 인장특성 및 소착반응을 고려한 합금 비교

Fig 18은 Al-9wt%Si-0.3wt%Mg-0.15wt%Fe-0.5wt%Mn 조성과 Al-9wt%Si-0.3wt%Mg-0.45wt%Fe-0.5wt%Mn 조성에서 인장 특성 및 금형 소착 반응으로 형성된 화합물 두께를 비교하여 나타내었다. Fig 18 (a)에서 두 조성의 최대 인장강도는 275 MPa로 동일하게 나타났으며, 신율은 4.1%에서 3.6%로 0.15wt%Fe-0.5wt%Mn조성과 비교하여 0.45wt%Fe-0.5wt%Mn 조성에서 12% 감소하였다. 그리고, (b)는 두 조성의 소착 반응층 두께를 보여주며 0.15wt%Fe-0.5wt%Mn 조성과 비교할 때 0.45wt%Fe-0.5wt%Mn 조성에서 SKD 61 금형강 표면에 형성된 반응층 두께는 $64.5\mu\text{m}$ 에서 $57.3\mu\text{m}$ 로 12% 감소하여 내소착성은 더 우수한 것으로 나타났다. 즉, 비교 대상합금인 0.15wt%Fe-0.5wt%Mn조성에 비해 0.45wt%Fe-0.5wt%Mn조성 에서 신율은 감소되지만 내소착성은 향상되었다.





(a)

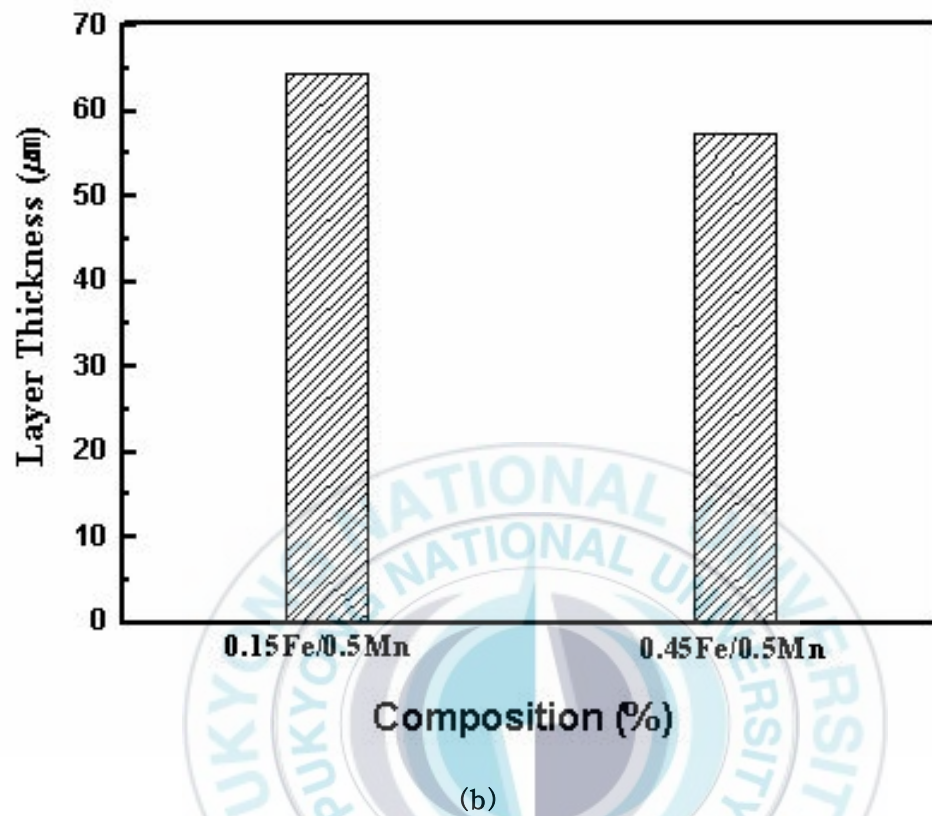


Fig. 18 Comparison of Al-9Si-0.3Mg-0.15Fe-0.5Mn and Al-9Si-0.3Mg-0.45Fe-0.5Mn alloys. (a)Tensile properties and (b)Soldering layer thickness

5. 결 론

고압 금형 주조용 Al-9wt%Si-0.3wt%Mg계 합금의 Fe, Mn 함량이 인장 특성 및 금형 소착 반응에 미치는 영향을 연구한 결과는 다음과 같다.

1. 고압 금형 주조용 Al-9wt%Si-0.3wt%Mg계 합금의 미세조직 및 파단면을 관찰한 결과, 0.45wt%Fe/0.3wt%Mn 조성에서는 판상의 β -AlFeSi 상이 관찰되었으며, 0.45wt%Fe/0.5wt%Mn 조성에서 chinese-script 형상의 AlFeMnSi 상이 관찰되었다.
2. T6 열처리 시료가 As-cast 시료보다 인장강도는 높고 신율은 낮게 나타났다 즉 Fe 함량이 0.15%에서 0.45%로 증가할 때 인장강도는 비슷하고, 신율은 12% 감소하였으며, Mn 함량이 0.3%에서 0.5%로 증가할 때 인장강도는 4.4% 증가되었고, 신율은 36% 증가되었다.
3. 고압 금형 주조용 Al-9wt%Si-0.3wt%Mg계 합금의 침적식 소착시험 결과 SKD 61 강 표면의 계면에 hexagonal α -Al₈Fe₂Si상, 소착 반응층 내부에 hexagonal α -Al₈Fe₂Si상과 bcc α -Al₈Fe₂Si상이 형성되었다.
4. 동일온도 및 시간 조건일 때 조성에 따른 반응층 두께는 다르게 나타났다. 0.5%의 동일 Mn 조성에서 Fe 함량이 0.15%에서 0.6%로 증가될 때 반응층 두께는 64.5 μ m에서 46.9 μ m로 27.3% 감소하였으며, 0.45%의 동일 Fe 조성에서 Mn 함량이 0.3%에서 0.7%로 증가될 때 반응층 두께는 66.1 μ m에서 48.3 μ m로 26.9% 감소하였다.
5. 고압 금형 주조용 Al-9wt%Si-0.3wt%Mg계 합금에서 0.15%Fe/0.5%Mn 조성과 비교할 때, 0.45%Fe/0.5%Mn 조성에서 인장강도는 비슷하고 신율은 12% 감소되었으나 소착 반응층 두께는 12% 감소하여 내소착성이 향상되었다.

참 고 문 헌

- [1] L. A. Naraynan, F. H. Samuel and J. E. Gruzleski, Dissolution of iron intermetallics in Al-Si alloys through nonequilibrium heat treatment, *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 26A (1995), p.2161
- [2] Mascré, C., Influence of iron and manganese on type A-S13 (Alpax) alloys, *Founderie 108* (1995), p.4330-4336
- [3] Couture, A., Iron in aluminum casting alloys-A literature survey, *AFS Int. Cast. Metals Journal* 6 (1981), p.9-17
- [4] K. VENKATESAN and R. SHIVPURI, An Investigation of the Effect of Process Parameters on the Washout in Die Casting Dies, *Transactions of the 18th International Casting Congress and Exposition, Indianapolis, NADCA, Rosemont*(1995), p.106
- [5] G. B. WINKELMAN, Z. W. CHEN, D. H. stJOHN and M. Z. JAHEDI, Morphological features of interfacial intermetallics and interfacial intermetallics and interfacial reaction rate in Al-11Si-2.5Cu-(0.15/0.60)Fe cast alloy/die steel couples, *J. Master. Sci. Lett.*, vol39(2004), p.519-528
- [6] L. A. Naraynan, F. H. Samuel and J. E. Gruzleski, Dissolution of iron intermetallics in Al-Si alloys through nonequilibrium heat treatment, *Metall. Mater. Trans. A*, 26A(1995), p.2161
- [7] L. A. Narayanan, F. H. Samuel and J. E. Gruzleski, Crystallization behavior of iron-containing intermetallic compounds in 319 aluminum alloy, *Metall. and Mater. Trans. A*, 25A(1994), p.1761
- [8] Y. H. Tan, S. L. Lee and Y. L. Lin , Effects of Be and Fe additions on the micro- structure and mechanical properties of A357.0 alloys, *Metall. and Mater. Trans. A*, Vol. 26A(1995), p.1195
- [9] Vorren O, Evensen J E and Pedersen T B , Microstructure and mechanical properties of AlSi(Mg) casting alloys, *AFS trans.*, 92(1984), p.459
- [10] Shankar, S. and Apelian, D., The role of aluminum alloy chemistry and die material in die soldering, *NADCA transactions*

- Paper No. 83(1999), p.281-290
- [11] S. Shankar, D. Apelian, Mechanism and preventive measures for die soldering during Al casting in a ferrous mold, Aluminum, August(2002), p.47-54
 - [12] L.A. Norstrom and B. Klarenfiord, Transactions of the North American Die casting Association(NADCA) Congr. and Exp., NADCA, Rosemont, IL(1993), p.75
 - [13] Earl K. Holz, Trouble-Shooting Aluminum Die Casting Quality Problems, Proc. of the 7th SDCE International Die Casting Congress and Exposition, Chicago. October 16-19(1972), Paper No. 4372
 - [14] Shankar, S. and Apelian, D., Die Soldering: Mechanism of the Interface Reaction between Molten Aluminum Alloy and Tool Steel, Matallurgical and Materials Transactions B, vol. 33B(2002), p.465-476
 - [15] Adam Kopper and Dr. Raymond Donahue, Solder Resistance Mechanisms of Novel Al-Sr-Si Die Casting Alloys, TMS, p.801-805
 - [16] Phillips H W L (1959), annotated equilibrium diagrams of some aluminum alloy systems, Institute of Metals, London(2006), p.8
 - [17] J. L. Jarstad, Understanding Sludge, Proc. of the 14th SDCE International Die Casting Congress and Exposition, Toronto, Ont, Canada, May 11-14(1987), paper no. G-T87-011
 - [18] D.T. Fraser, Z.W. Chen, M.Z. Jahedi, Structures of intermetallic phases formed during immersion of H13 tool steel in Al-11Si 3Cu die casting alloy melt, J. Master. Sci. Eng., A260(1999), p.188-196
 - [19] V. G. Rivlin, G. V. Raynor, Al-Cr-Fe" in Phase. Equilibria in Iron Ternary Alloys, Int. Met. Rev. 26 (1991), p.133-153
 - [20] L. F. Mondolfo, Aluminium Alloys, structure, and properties, Butterworths, London (1976)
 - [21] Makhlof M. Makhlof, D. Apelian , Casting Characteristics of Aluminum Die Casting Alloys, ACRC, Feb(2002), Paper No. DEFC07-99ID13716
 - [22] Sandhya Gopal, Anup Lakare and Rajiv Shivpuri, Soldering in Die Casting: Aluminum Alloy and Die Steel Interactions, Die Casting

- Engineer,, May/June(2000), p.70-79
- [23] L. Anantha Narayanan, F.H. Samuel, and J.E. Gruzleski,
Crystallization Behavior of Iron-Containing Intermetallic Compounds in
319 Aluminum Alloy, Metall. Mater. Trans. A, vol. 25A(1994),
p.1761-1773
- [24] Malgorzata Warmuzek, Wiktor Ratuszek, Grazyna Sek-Sas,
Chemical inhomogeneity of intermetallic phases precipitates formed
during solidification of Al-Si alloys, Materials Characterization, vol.
54(2005), p.31-40



감사의 글

어려서부터 지금까지 30여년이란 세월을 살아오면서 무엇 하나 제 힘으로 할 수 없었던 그런 삶의 연속이었습니다. 대학원이란 진학을 결정하고, 2년이란 과정을 지나오면서 많은 부분들을 배울 수 있었고, 무엇보다 학문의 참 뜻을 알 수 있었던 소중한 시간이었던 생각이 듭니다.

먼저, 학문적 지식 뿐 아니라 참된 사람의 길로 인도하여 주시고, 부족한 부분이 많은 저에게 공부할 수 있도록 많은 도움을 주신 김현주 지도교수님께 우선 고개 숙여 감사드립니다. 아울러, 석사과정 동안 많은 학문적 지식과 조언을 아끼지 않으셨던, 김창규 교수님, 오이식 교수님, 김무길 교수님, 김한군 교수님, 정병호 교수님, 이종문 교수님, 강창룡 교수님께 감사드립니다.

또한, 항상 많은 조언과 힘이 되어주신 박정욱 선배님께 고마움을 표하며, 따뜻한 격려를 아끼지 않았던 배유명 선배님께도 감사드립니다. 항상 좋은 벗으로 저랑 동거동락 했던 구상모 동기에게 깊은 감사를 드립니다. 뿐만 아니라 항상 도움을 아끼지 않았으며 부족한 절 잘 따라와 준 이종주, 옥민철, 임정민, 황순욱, 도영준, 정영하 실험실 후배님들께도 감사드리며, 진홍수, 박근식, 이기원 후배들에게도 감사의 마음을 전합니다.

마지막으로 못난 큰아들을 격려하시고 믿어주신 저희 소중하고 사랑하는 부모님께 이 작은 영광을 돌립니다.

2008년 7월

조 치 만