

논문

불순 Fe 를 함유한 A356 주조합금에서 미세조직 형성에 관한 Mn 과 Cr 의 효과

한상원[†]

한국과학기술원 응용과학연구소

The Effects of Mn and Cr Additions on the Microstructure of A356 Alloys Containing Impure Fe

Sang Won Han[†]

Applied Science Research Institute, Korea Advanced Institute of Science and Technology, Daejeon Korea

Abstract

The effects of Mn and Cr on the crystallization behaviors of Fe-bearing intermetallics in A356 alloy were studied. Coarse and acicular β -Al₃FeSi phase in A356-0.20wt.%Fe alloy was modified into small α -Al(Fe,Mn)Si and α -Al(Fe,Cr)Si phases in response to Mn and Cr addition, respectively. Increasing of Mn addition amount elevates the crystallizing temperature of α -Al(Fe,Mn)Si and the Mn/Fe ratio in the α -Al(Fe,Mn)Si. Cr is more effective to modify β -Al₃FeSi in comparison with Mn. α -Al(Fe,Mn)Si phase had BCC/SC dual structure.

Key words : A356 cast alloy, Solidification sequence, Impurity Fe, α -Al(Mn,Fe)Si, Crystal structure.

(Received April 28, 2005; Accepted June 10, 2005)

1. 서 론

Al-Si-Mg주조합금에서 가장 해로운 원소 중 하나인 Fe는 공정 중에 사용하는 steel 도구나 secondary 합금의 혼용 또는 낮은 품질의 원료 합금을 사용하는 과정에서 알루미늄합금에 불순물로 함유된다. Al 합금에서 천이 원소는 재결정 억제, 부식 방지, 용접성 향상, 석출상 형성 등의 목적으로 첨가되어 왔으나, 본 연구에서는 β -Al₃FeSi의 형상을 개량하기 위하여 사용하였다.

Al-Si-Mg합금에 Fe가 미량으로 함유되어 있을지라도, Fe의 대부분은 응고과정에서 β -Al₃FeSi으로 정출하게 되고 합금의 동적 파괴인성과 피로강도는 현저히 감소하게 된다[1,2]. β -Al₃FeSi의 미세화는 용탕의 냉각속도에 주로 의존하므로 β -Al₃FeSi를 개량하기 위해 냉각속도가 빠른 금형주조 또는 고압 다이캐스팅 등이 선호되고 있다. β -Al₃FeSi를 개량하기 위한 화학적 방법도 주조공정의 개발과 함께 실행되고 있는데, Mn, Cr, Mo 및 Be 등이 개량화 합금으로 사용되고 있으며 주로 Mn과 Cr이 생산현장에서 적용되고 있다. 이와 같은 첨가원소들은 침상의 β -Al₃FeSi을 봉상이나 입상의 다른 금속간 화합물로 변형시킨다. 예를 들면, Mn을 첨가할 경우 β -Al₃FeSi의 양은 현저히 감소하고 α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ 및 α -Al₁₂(Fe,Mn)₃Si₂으로 대표되는 α -Al(Mn,Fe)Si이 응고도중에 정출한다. 또한 Cr을 첨가할 경우 α -Al₁₃Cr₄Si₄로 대표되는 α -

Al(Cr,Fe)Si가 정출한다. 이들 Mn과 Cr계 α -금속간화합물은 β -Al₃FeSi의 생성온도보다 높은 온도에서 우선 생성되면서 Fe를 소진하게 함으로서, 잔류액상에 남아있는 Fe의 함량을 줄여 응고말기에 생성되는 β -Al₃FeSi의 분율의 감소 및 미세화에 기여한다[3]. Mn의 첨가량이 증가할수록 또는 냉각속도가 느릴수록 α -Al(Mn,Fe)Si의 형상은 갈비뼈모양이나 한자모양으로 변화하며, β -Al₃FeSi의 생성을 억제할 수 있는 첨가원소의 함량은 대략 합금 내 Fe양의 1/2 정도로 알려져 있다[1,3]. 지금까지의 연구결과는 주로 Mn이나 Cr등의 합금을 첨가한 후 얻어진 미세조직 인자에 대한 성분조사들을 통해 상의 존재여부 등을 밝히는 데 중점을 두었으며, Mn과 Cr의 첨가량에 따른 상태도의 변화와 α -Al(Mn,Fe)Si 등의 응고 esquence 및 결정 구조 등을 설명하는 것에는 미진하였다. 따라서 본 연구에서는 A356.2합금에 0.20 wt%Fe를 첨가하고, 이때 생성되는 침상의 β -Al₃FeSi을 개량화하기 위해 Mn과 Cr을 미량으로 첨가하고, α -Al(Mn,Fe)Si 및 α -Al(Cr,Fe)Si의 정출 현상을 thermo-calc. 시뮬레이션 프로그램을 사용하여 예상한 후 실제 미세조직과 비교하였으며 α -Al(Mn,Fe)Si의 결정구조를 조사하였다.

2. 실험 방법

A356(Al-7.0Si-0.38Mg-0.12Ti-0.02Sr in wt%)-0.20wt%Fe

[†]E-mail : hsw33@kaist.ac.kr

합금을 기본합금으로 하고, 0.07, 0.20wt%Mn 및 0.07wt%Cr 이 되도록 기본합금에 첨가 하였다. 합금첨가는 Fe의 경우 Al-50wt%Fe, Mn과 Cr의 경우는 Al-20wt%Mn, Al-20wt%Cr의 모합금을 사용하여 740°C에서 첨가하였다. 모든 합금은 전기 저항로를 사용하여 750~760°C에서 용해하였다. Ar을 이용한 탈 가스는 약 15분간 행하였으며, 용탕의 냉각속도를 일정하게 하기 위해서 280°C로 예열된 금형에 용탕을 주입하여 합금의 화학조성 이외의 다른 인자의 영향을 최소화하였으며 냉각속도는 약 5°C/sec로 측정되었다. 합금의 미세조직은 T6처리 이후에 관찰하였으며, 열처리는 535°C에서 10시간 용체화한 후 160°C에서 6시간 시효처리를 하였다. 미세조직 관찰을 위해 시험편을 cold mounting한 후 2400 grid까지 polishing 하였으며 최종적으로 0.1 μmAl₂O₃ suspension을 사용하여 경면 연마하였다. 조직관찰을 위한 시편의 부식은 0.5% HF 수용액을 사용하였고 부식시간은 10초로 유지하였다. Thermo-Calc 프로그램과 Al data base를 사용하여 합금의 평형 및 비평형 응고에서 얻어진 상변화를 실험결과와 비교하였다. β-Al₃FeSi상, α-Al(Mn,Fe)Si상 및 α-Al(Cr,Fe)Si상의 형상과 조성 및 결정구조에 대한 정보는 주사전자현미경(SEM, scanning electron microscope)과 EDS (energy dispersed X-ray spectrometer) 및 투과전자현미경(TEM, transmission electron microscope)을 이용하여 얻었다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 응고미세조직

Fe는 약 700°C에서 액체 Al에 대해 약 $2.76 \times 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ 의 높은 확산계수 값을 가지며[4], 응고 초기 혹은 응고 말미에 β-Al₃FeSi나 π-Al₈Mg₃FeSi₆의 금속간 화합물을 생성하여 UTS와 인성을 감소시킨다[5-7]. 따라서 Fe의 함량과 그 제어가 순 Al 및 Al합금의 품질을 결정하는 중요한 인자가 되고 있다. π-Al₈Mg₃FeSi₆의 경우 Mg함량이 0.5wt.% 이내일 경우 열처리 도중에 대부분 기지내로 용해해 들어가지만[8], β-Al₃FeSi의 경우 오랜 열처리 시간에도 부분적인 길이 감소가 있을 뿐, 기지내로 용해해 들어가지 않는다[9]. 이러한 β-Al₃FeSi의 길이와 성장속도, 생성 온도는 냉각속도와 Fe함량에 의해 결정된다[2]. Mn의 첨가에 의하여 β-Al₃FeSi이 α-Al(Mn,Fe)Si으로 변화하며, Cr을 첨가 한 경우 정출한 금속간화합물은 α-Al(Cr,Fe)Si이어야 하지만, Cr이 Mn과 자유롭게 치환되어 α-Al(Cr,Mn,Fe)Si로도 나타난다[1].

Fig. 1(a-d)은 A356-0.20Fe합금에 Mn을 각각 0.07wt%와 0.20wt% 첨가한 합금과 Cr을 0.07wt%첨가한 합금의 응고조직을 나타낸 것이다. Fig. 1(a)의 β-Al₃FeSi상은 A356-0.20wt%Fe합금의 응고말기에서 잔류액상에 존재하는 Fe의 농도가 증가된 후 정출하는 상으로, 주로 공정Si영역이나 dendrite arm 경계 등에서 존재한다. β-Al₃FeSi은 단면상으로는 5~15 μm 정도의 침상으로 관찰되지만 실제 3차원공간을 고려한다면 판상에 가까운 취성의 금속간 화합물이다. 0.07 wt%Mn을 첨가한 경우, α-Al(Mn,Fe)Si의 정출 위치는 β-Al₃FeSi과 비교하여 크게 변하지 않았으나 그 크기는 현저히 미세화 되었으며, 미세

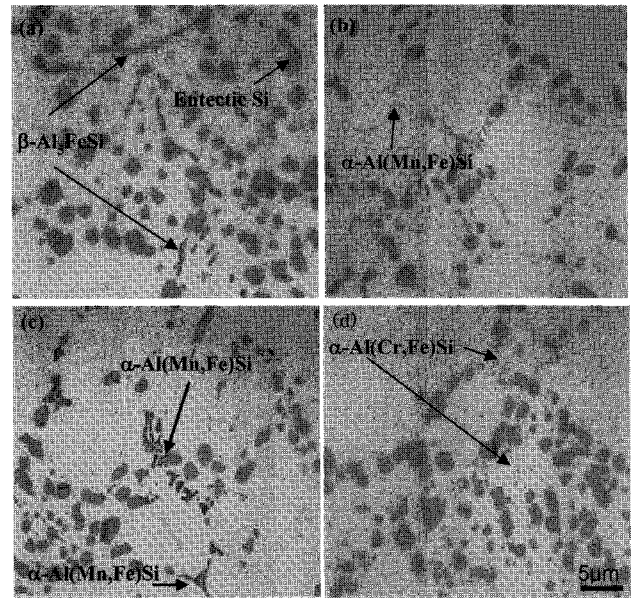


Fig. 1. The morphology of the intermetallic compounds depending on Mn, Cr addition. (a) β-Al₃FeSi at no Mn and Cr addition, (b) α-Al(Mn,Fe)Si at 0.07Mn and (c) at 0.20wt.%Mn addition alloys. (d) α-Al(Cr,Fe)Si at 0.07wt.%Cr addition

한 침상이나 봉상이다. 한편, 0.20wt%Mn을 첨가하면 α-Al(Mn,Fe)Si은 갈비뼈 모양을 하는 조대한 형태를 가지는 것이 특징이지만 공정Si영역 등에 아주 미세한 입상의 α-Al(Mn,Fe)Si도 여전히 존재한다. 즉, 응고 중에 정출하는 α-Al(Mn,Fe)Si의 형상은 Mn의 첨가량에 따라 달라진다. 한편, Cr을 첨가할 경우 침상의 조대한 β-Al₃FeSi은 Mn을 첨가할 경우보다도 더욱 개량되며, α-Al(Cr,Fe)Si은 미세하게 기지 및 공정Si영역에 정출한다. 이들 α-Al(Cr,Fe)Si들은 α-Al(Mn,Fe)Si보다 더욱 미세할 뿐 만 아니라 입상에 가까운 형상을 가지고 있다. 이것은 630°C에서 Fe의 확산계수는 1.58×10^{-13} 으로 높으며, Cr의 확산계수(약 7.94×10^{-16})가 Mn의 확산계수(약 10⁻¹⁴)의 8%에 불과할 만큼 작다는 것을 감안하면[4], 각 상의 미세화도는 핵생성 이후에 일어나는 확산에 의한 성장속도의 차이에 기인한 것이라 생각된다. 즉, Mn과 Cr을 포함하는 합금에서 α상의 초기생성 후 낮은 확산계수로 인하여 성장하지 못하여 미세한 상으로 남으며, 확산계수가 가장 낮은 α-Al(Cr,Fe)Si에서 이런 현상이 심화되어 더욱 미세화 되는 것으로 판단된다. 즉, Cr이나 Mn이 Fe보다 월등히 느린 확산속도를 갖는다는 것은, 다수의 α상의 핵생성 후 성장에 필요한 원자를 α상 주위의 기지나 이웃하는 다른 α상으로부터 받아들이는 속도가 느리다는 것을 의미하며, Fig. 1에 나타난 것처럼 α-Al(Mn,Fe)Si, 특히 α-Al(Cr,Fe)Si은 β-Al₃FeSi에 비하여 현저하게 미세화 된다.

3.2 α-Al(Mn,Fe)Si의 정출과정

Fig. 2(a-e)는 Mn을 각각 0.07wt%와 0.20wt% 첨가한 합금의 상변태도를 Thermo-Calc 프로그램을 이용하여 도안한 것이다. 우선 Fig. 2(a)에서 Mn의 양의 감소와 함께 α-

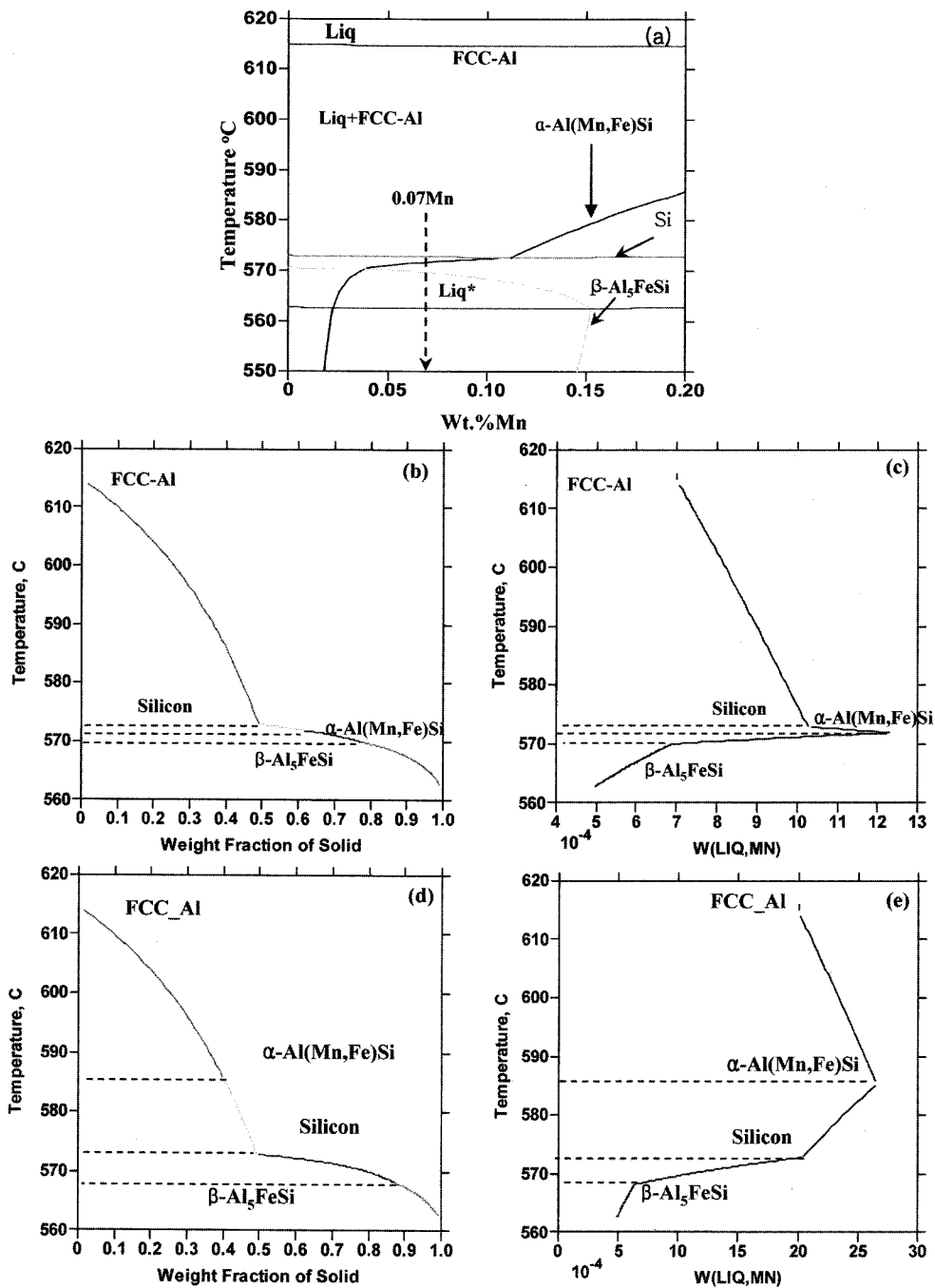


Fig. 2. Solidification characteristics in Mn addition alloys. (a) Equilibrium phase diagram. (b) solidification sequence and (c) Mn content change in the retained liquid at 0.07wt.%Mn addition. (d) solidification sequence and (e) Mn content change in the retained liquid at 0.20wt.%Mn addition.

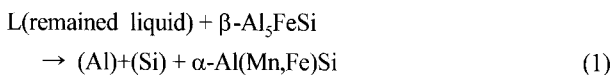
Al(Mn,Fe)Si 의 정출온도가 감소하며, 이것은 α -Mn상의 생성 온도와 생성구간이 Mn의 첨가량이 감소와 더불어 상승한다는 Backerud 등의 결과와 일치한다[10]. 본 연구에서 첨가한 0.07wt%Mn 조성에서는 primary FCC-Al이 가장 먼저 생성된 후 공정 Si와 α -Al(Mn,Fe)Si 순서로 정출한다. α -Al(Mn,Fe)Si 가 Si생성을 위한 공정반응 후 생성된다면 많은 분률의 α -Al(Mn,Fe)Si는 공정Si 영역 내에서 정출되어 편석되지 용이하다. 약 0.12wt%Mn 이상의 조성에서는 각 상의 정출순서가

바뀌어 공정 Si 보다 α -Al(Mn,Fe)Si 상이 먼저 생성된다. 즉 α -Al(Mn,Fe)Si은 공정Si보다 먼저 정출한 것과 나중에 정출한 것으로 나눌 수 있다. 그러나 모든 경우에서 FCC-Al이 초정으로 정출했다. 실제 응고과정에서는 Sr과 Ti 등의 첨가와 빠른 냉각속도로 인해 공정 Si의 생성온도가 낮아질 수 있고, α -Al(Mn,Fe)Si상의 형상과 생성온도에도 영향을 미칠 수 있다는 보고가 있으나[2,8], 본 실험에서 모든 합금에 대하여 같은 정도로 영향이 미치는 것으로 가정하여, 본 시뮬레이션에서는

비평형 응고를 유발시키는 인자에 대한 고려는 무시하였다. 그럼에도 불구하고 비평형 응고를 고려한 Fig. 2(b)의 scheil mode를 참고할 때 0.07wt%Mn에서 Fig. 2(a)의 상태도에서 나타나는 상들의 생성순서에는 변함이 없는 것이 확인되었다. Fig. 2(c)를 보면, 공정Si반응의 개시로 인해 액상의 양이 감소하여 잔류액상 내에서 Mn의 양은 α -Al(Mn,Fe)Si이 정출되기 전까지 1.2×10^3 로 계속 증가하다가 573°C 부근에서 공정 Si이 생성되고 572°C에서 α -Al(Mn,Fe)Si이 정출되면서 잔류액상 내의 Mn량은 급격히 감소한다. 이 때 형성된 α -Al(Mn,Fe)Si에서의 Mn/Fe는 EDS결과 약 0.11이었다.

한편, 0.20wt%Mn을 첨가할 경우 0.07wt%를 첨가한 합금보다 훨씬 높은 온도인 586°C부근에서 공정 Si보다 먼저 α -Al(Mn,Fe)Si이 정출되면서 잔류액체 내의 Mn함량이 줄어든다. 응고가 진행되는 동안 잔류액상으로부터 Mn이 지속적으로 유입되면서 α -Al(Mn,Fe)Si은 조대하게 Fig. 1(c)에 나타낸 것처럼 성장할 것이며, α -Al(Mn,Fe)Si내의 Mn의 양은 높아지게 된다. EDS결과 α -Al(Mn,Fe)Si내의 Mn/Fe는 약 5.1로 증가하였다. 또한 thermo-calc. 프로그램을 사용하여 예측한 결과 0.07 및 0.20wt%Mn을 첨가할 때 α -Al(Mn,Fe)Si의 정출온도 구간에서 최대 상분률은 각각 2.4 및 7.1×10^3 로 Mn의 첨가량의 증가와 함께 증가하였다. 따라서 α -Al(Mn,Fe)Si가 공정 Si보다 높은 온도에서 정출할 때 Mn/Fe 및 그 상분률은 증가하는 것으로 나타났다.

α -Al(Mn,Fe)Si의 생성과정에서 상당량의 Fe가 소진되고, 잔류하고 있는 Fe의 양은 감소됨에 따라 최종적으로 잔존하는 β -Al₃FeSi의 양도 감소되어 존재하여야 한다. 그러나 광학, EDS 및 SADP를 이용하여 금속간 화합물의 대부분을 조사했음에도 불구하고 β -Al₃FeSi의 존재는 확인되지 않았다. 따라서 응고의 최종 말기에 생성되었던 β -Al₃FeSi이 2차 반응을 하여 변태했을 것으로 추정된다. 즉, 식(1)과 같은 반응에 의하여 β -Al₃FeSi이 분해될 수 있다.



위와 같은 반응에 의해 β -Al₃FeSi가 α -Al(Mn,Fe)Si로 변태되므로 최종적으로 합금에 존재하는 β -Al₃FeSi의 극히 적거나 없었던 것으로 생각된다. 이 반응에서도 Mn은 계속 소진되며, 이것은 β -Al₃FeSi이 생성된 이후에 Mn이 지속적으로 감소하는 Fig. 2(c)의 결과와 동일하다. Al-Mn-Fe-Si합금에서 α -Al(Mn,Fe)Si상의 일종인 Al₁₅(Mn,Fe)₃Si₂의 변태가 식 (1)과 같은 반응으로 575~565°C에서 발생한다고 Mondolfo 등에 의해 보고된 결과도 있다[11].

3.3 α -Al(Cr,Fe)Si의 정출

β -Al₃FeSi을 개량하기 위하여 0.07wt%Cr을 첨가한 경우, 각 상들의 정출하는 순서는 Mn 첨가의 경우와는 구별되며, 그 평형상태도와 scheil mode를 Fig. 3(a~b)에 나타내었다. 즉 primary FCC-Al, α -Al(Cr,Fe)Si 및 공정Si의 순서로 각 상들이 정출하였다. Fig. 3(a)의 평형 상태도를 보면, Cr의 함량이 약 0.11wt%이상에서는 α -Al(Cr,Fe)Si이 초정으로 되며, 그 이하에서는 FCC-Al이 초정이 된 후 공정Si 생성온도 부근까지 α -Al(Cr,Fe)Si이 생성된다. 0.07wt%Mn을 첨가한 경우 α -Al(Mn,Fe)Si 내에서 Mn은 0.58at%, Mn/Fe 원자비는 0.11이었으나, 동일한 양의 0.07wt%Cr을 첨가한 경우는 각각 1.03at%과 3.6으로 동일한 첨가량에서 α -Al(Cr,Fe)Si은 상대적으로 많은 양의 Cr을 함유하고 있는 것으로 나타났다. Mn의 경우 첨가량에 따라, 예를 들면 0.12wt%Mn에서, α -Al(Mn,Fe)Si 과 공정Si의 정출순서가 바뀌었다. 그러나 Cr을 첨가할 경우 대부분의 조성에서 α -Al(Cr,Fe)Si은 Si보다 먼저 정출한다. 공정Si보다 먼저 정출한 α -Al(Cr,Fe)Si이 액상 내에서 부유하여 다니면서 응고완료와 함께 최종적으로 편석되는 현상이 공정Si 반응 후 잔류액상 내에서 정출하는 α -Al(Mn,Fe)Si의 편석현상보다 심하지 않다면, α -Al(Cr,Fe)Si이 α -Al(Mn,Fe)Si보다 편석 되는 현상은 덜 할 것이다. Fig. 1(a, b)과 비교하여 볼 때, α -Al(Cr,Fe)Si는 특정 부위에 편석되어 있는 현상이 적었으며, 이것은 Fig. 2와 Fig. 3에서 설명한 각 상들의 정출순서에 영향을 받은 것으로 판단된다. 또한, 시물레

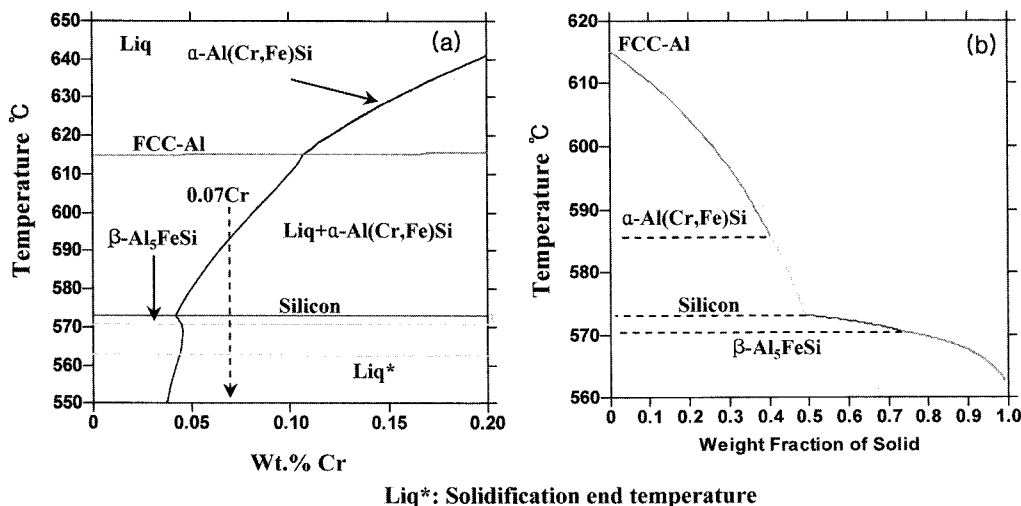


Fig. 3. Solidification characteristics in Cr addition alloys. (a) Equilibrium phase diagram. (b) solidification sequence

이션을 통하여, 같은 양의 0.07wt%의 Cr과 Mn을 첨가 했을 지라도 생성되는 α -Al(Cr,Fe)Si와 α -Al(Mn,Fe)Si의 분율은 0.11×10^{-3} 과 2.4×10^{-3} 으로 α -Al(Cr,Fe)Si이 α -Al(Mn,Fe)Si에 비해 약 1/20로 적었으며, 이것은 Fig. 1(b, d)의 광학사진에서도 확인되는데, Fig. 1(b)의 경우 dendrite arm 경계를 따라 α -Al(Mn,Fe)Si이 봉상형태로 존재하나 (d)의 경우는 미세한 입상형태로 기지에 보다 균일하게 분포되어 있다.

3.4 금속간화합물의 결정구조

Fig. 4(a, b)에 β -Al₃FeSi 및 α -Al(Mn,Fe)Si의 투과전자현미경 사진 및 Selected Area Diffraction Pattern(이하 SADP) 분석의 결과를 나타내었다. β -Al₃FeSi는 SADP분석 결과와 JCPDS #20-0031에 따라 a=b=6.12Å, c=41.5Å, $\gamma=91^\circ$ 를 가지는 monoclinic 결정구조를 가지고 있다[12].

Fig. 5(a-c)의 0.07wt%Mn을 첨가한 합금에서 나타난 막대형의 α -Al(Mn,Fe)Si의 SADP결과를 보면 작은 직사각형 모양의 SADP는 약 12.550.2Å의 격자 상수를 가지는 BCC(Body Centered Cubic)구조에 의한 회절점이며, 육각형 꼴의 SADP는 격자 상수 12.0~12.2Å의 SC(Simple Cubic)구조를 가지는 회절점이다[1,13-14]. Anne Lisa Dons는 2XXX계 합금에서 Mn이 유발한 α -Al(Mn,Fe)Si 석출상이 BCC와 SC의 이중 구조를 가지는 현상을 보고하였으며, 석출상에서는 TEM시편 제조시 부식용액에 대한 반응도의 차이에 따라 줄무늬나 domain 이 나타난다고 보고한 적이 있었다[15]. 본 연구결과에는 정출

상인 α -Al(Mn,Fe)Si에서 방향성을 가지는 줄무늬가 관찰되었다. 따라서 α -Al(Mn,Fe)Si에 대한 SADP 및 줄무늬 형상의 결과를 종합해 볼 때, 0.07wt%Mn이 첨가된 합금의 응고 말기에 Si의 공정점 부근에서 생성된 α -Al(Mn,Fe)Si는 BCC/SC의 이중 구조를 가지고 있다고 판단된다. α -Al(Mn,Fe)Si가 Fig. 5에 나타난 것처럼 모두 막대형의 형상을 가지는 것은 아니며, 입상도 상당수 존재하였으며 입상도 이중결정구조를 갖는 것으로 확인되었다. 3원계 금속간화합물인 β -Al₃FeSi이 α -Al(Mn,Fe)Si로 정출되면서 그 결정구조가 좀 더 복잡한 BCC/SC 이중구조로 된 것은 결국 Mn의 유입으로 인해 발생한 것이다. 한편, α -Al(Cr,Mn,Fe)Si 및 α -Al(Cr,Fe)Si 등의 결정구조는 α -Al(Mn,Fe)Si보다 더욱 복잡한 결정구조를 가지고 있어 그 해석이 난해하였으며, α -Al(Cr,Fe)Si이 α -Al(Mn, Fe)Si보다 미세화 된 형상이라는 결과와 관련하여 그 결정구조는 차후로 연구되어야 할 것이다.

4. 결 론

0.20wt%Fe불순물을 함유하고 있는 A356합금에 동일한 양의 0.07, 0.20wt%Mn 및 0.07wt%Cr을 각각 첨가한 후 응고과정에서 발생하는 상들의 변화를 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

조대하고 침상의 β -Al₃FeSi은 Mn과 Cr의 첨가에 의하여 각각 봉상과 입상의 α -Al(Mn,Fe)Si과 α -Al(Cr,Fe)Si로 개량되었으며, β -Al₃FeSi을 개량하는 효과는 Mn보다 Cr이 우수하다. Cr의 낮은 확산속도로 인해 α -Al(Cr,Fe)Si의 상분율은 α -Al(Mn,Fe)Si의 상분율의 1/20 정도에 불과하며, α -Al(Cr,Fe)Si는 α -Al(Mn,Fe)Si에 비해 미세하고 균질하게 분포한다.

Monoclinic 결정구조인 β -Al₃FeSi 내에 Mn이나 Cr의 흡입되어 Body Centered Cubic/Simple Cubic 이중구조 등의 복잡한 결정구조를 갖는 α -Al(Mn(Cr),Fe)Si로 변화한다.

감사의 글

이 논문은 2004년도 한국학술진흥재단의 지원에 의하여 연구되었으며 이에 감사드립니다. (KRF-2004-050-D0005)

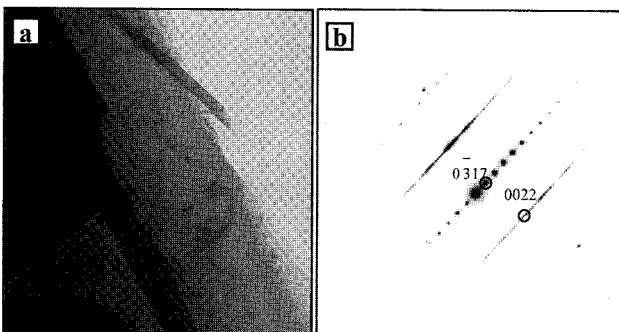


Fig. 4. Morphology and crystal structure crystallized β -Al₃FeSi.

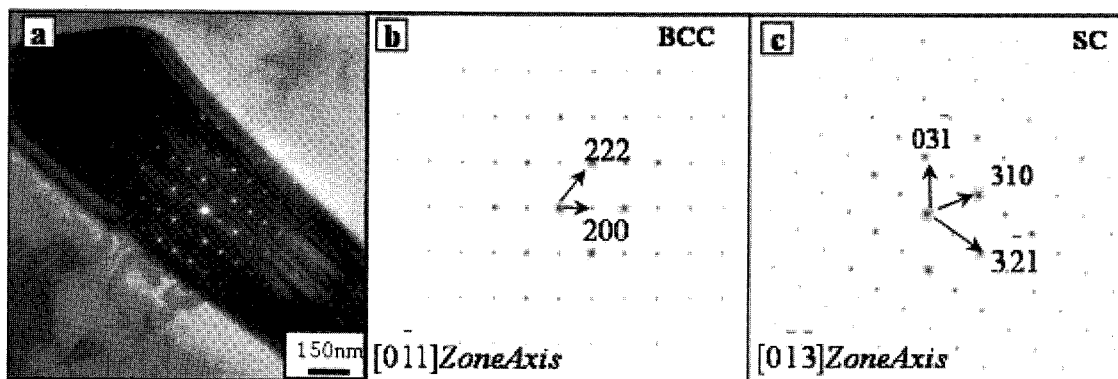


Fig. 5. TEM BF image(a) and SADP(b, c) showing BCC/SC dual crystal structure in a rod-like α -Al(Mn,Fe)Si observed in A356-0.20Fe-0.07Mn alloy.

참 고 문 헌

- [1] G. Gustafsson, T. Thorvaldsson, and G. L. Dunlop: Metall. Trans., "The influence of Fe and Cr on the microstructure of cast Al-Si-Mg alloy", 17A (1986) 45-52.
- [2] L. A. Narayanan, F. H. Samuel, and J. E. Gruzleski: Metall. Mater. Trans., Crystallization behavior of iron-containing intermetallic compounds in 319 aluminum alloy", 25A (1994) 1761-1773.
- [3] A. Flores, M. Sukiennik, A. H. Castillejos-E, F. A. Acosta-G, and J. C. Escobedo-B: Intermetallics, "A kinetic study on the nucleation and growth of the $Al_8FeMnSi_2$ intermetallic compound for aluminum scrap purification", 6 (1998) 217-227.
- [4] Young Du and Y. A. Chang: Mater. Sci. Eng., "Diffusion coefficients of some solutes in fcc and liquid Al: critical evaluation and correlation", A363 (2003) 140-151.
- [5] P. N. Crepeau: AFS Transactions, "Effect of iron in Al-Si casting Alloys: A Critical Review", 103 (1995) 361-366.
- [6] S. Murali, K. S. Raman, and K. S. S. Murthy: Mater. Sci. Eng., "Effect of magnesium, iron (impurity) and solidification rates on the fracture toughness of Al-7Si-0.3Mg casting alloy", A151 (1992) 1-10.
- [7] J. A. Taylor, D. H. St John, J. Barresi, and M. J. Couper: Mater. Sci. Forum, Influence of Mg content on the microstructure and solid solution chemistry of Al-7%Si-Mg casting alloys during solution treatment", 331-337 (2000) 277-282.
- [8] Q. G. Wang and C. J. Davidson: J. Mater. Sci., "Solidification and precipitation behaviour of Al-Si-Mg casting alloys" 36 (2001) 739-750.
- [9] L. A. Narayanan, F. H. Samuel, and J. E. Gruzleski: Metall. Mater. Trans., "Dissolution of iron intermetallic in Al-Si alloy through nonequilibrium heat treatment", 26A (1995) 2161-2174.
- [10] L. Arnberg and L. Backerud: Solidification Characteristics of Aluminum Alloys 3 Dendrite Coherency AFS Inc. (1996).
- [11] L. F. Mondolfo: Aluminum Alloy and Structure and properties, Butterworths, (1976).
- [12] Malcolm Cooper: Acta Crystal, "The crystal structure of the ternary alloy $\alpha(AlFeSi)$ ", 23 (1967) 1106-1107.
- [13] P. Villars and L. D. Calvert: Pearson's Handbook of crystallographic Data for Intermetallic Phases 1, 2nd edition, ASM (1991).
- [14] M. V. Kral, H. R. McIntyre, and M. J. Smillie: Scripta Mater., "Identification of intermetallic phases in a eutectic Al/Si casting alloy using electron backscatter diffraction pattern analysis", 51 (2004) 215-219.
- [15] Anne Lise Dons: Z. Metallkde, "Superstructure in $\alpha-Al(Mn,Fe,Cr)Si$ ", 76 (1985) 151-153.