 논문

방열소재용 알루미늄 주조합금 설계 및 특성평가

신제식[†] · 김기태 · 고세현 · 안동진^{*} · 김명호^{*}

한국생산기술연구원 주조공정연구그룹, ^{*}인하대학교 신소재공학부

Design and Evaluation of Aluminum Casting Alloys for Thermal Managing Application

Je-sik Shin[†], Ki-tae Kim, Se-hyun Ko, Dong-jin An^{*} and Myung-ho Kim^{*}

Liquid Processing & Casting Technology R/D Group, Korea Institute of Industrial Technology, Incheon 406-800, Korea

^{*}Department of Materials Science & Technology, Inha University, Incheon 402-751, Korea

Abstract

In order to develop an aluminum alloy, that can combine high thermal conductivity and good castability and anodizability, aluminum alloys with low Si content, such as Al-(0.5~1.5)Mg-1Fe-0.5Si and Al-(1.0~1.5)Si-1Fe-1Zn, were designed. The developed aluminum alloys exhibited 170~190% thermal conductivity (160~180 W/mK), 60~85% fluidity, and equal or higher ultimate tensile strength compared with those of the ADC12 alloy. In each developed alloy system, the thermal conductivity decreased and the strength increased with the increment of Mg and Si, which are the significant alloying elements. The fluidity was in reverse proportion to the Mg content and in proportion to the Si content. The Al-(0.5~1.5)Mg-1Fe-0.5Si alloys exhibited better fluidity in thick-wall castings, while the Al-(1.0~1.5)Si-1Fe-1Zn alloys were better in thin-wall castability due to their lower surface energies. The fluidity behavior was complexly affected by the heat release for the solidification, viscosity, solidification range, and the type, quantity, and formation juncture of the main secondary phase.

Key words: Alloy design, Low-Si aluminum casting alloy, Thermal conductivity, Castability.

1. 서 론

최근 전기전자기기의 고출력화 추세에 따라 제품의 효율 및 신뢰성을 뒷받침할 수 있는 방열부품의 중요성이 증대되고 있는 상황이다. 특히 p-n 접합 반도체 발광 방식인 LED 조명의 경우는 충분한 방열능이 확보되지 못할 경우에는 전광효율 및 사용수명이 급속하게 저하되기 때문에[1], LED 조명의 고출력화를 위해서는 방열능 개선이 필수적이다. 또한 LED 조명의 출력이 증가하는 경우에도 기존의 등기구를 그대로 사용하고 또한 작업자의 설치작업을 용이하게 하려면 방열부품의 경량화가 동시에 달성되어야만 한다.

방열특성이 우수하기 위해서는 우선 열원으로부터 열을 방열 핀까지 빠르게 도달하게 하기 위해 소재의 열전도도가 높아야

하고, 다음으로는 방열 핀으로부터 대기에 열을 잘 방출하여야 축열 현상을 방지할 수 있으므로 방열 핀이 열전달에 유리한 형상과 배열로 만들어져야만 한다. 즉, 방열에 유리한 3차원의 복잡형상 부품을 경제적인 방법으로 제조하기 위해서는 소재가 우수한 주조성을 확보하여야 한다. 또한 방열전용 소재로 사용되기 위해서는 우수한 열전도 및 열전달 특성 이외에도 전자 패키징에 필요한 내전압 특성, 고가의 이미지에 걸맞은 심미성을 확보하기 위한 우수한 표면처리 특성을 동시에 보유하여야 할 필요성이 요구되고 있다. 그러나 현재 LED 조명용 방열부품 소재로 사용되고 있는 일반 다이캐스팅용 알루미늄 합금은 열전도도가 100 W/mK 이하로 고출력화에 한계가 있고, 또한 10% 이상 함유된 높은 실리콘 성분으로 인하여 아노다이징이 불가능한 문제점이 있다[2-5].

Received: November 15, 2012 ; Accepted: February 7, 2013

[†]Corresponding author: Je-sik Shin (KITECH)

Tel: +82-32-850-0441, Fax: +82-32-850-0430

E-mail: jsshin@kitech.re.kr

Journal of Korea Foundry Society

2013. Vol. 33 No. 1, pp. 022~031

<http://dx.doi.org/10.7777/jkfs.2013.33.1.022>

ISSN 1598-706X

© Korea Foundry Society, All rights reserved.

This is an Open-Access article distributed under the terms of the Creative Commons Attribution Non-Commercial License (<http://creativecommons.org/licenses/by-nc/3.0>) which permits unrestricted non-commercial use, distribution, and reproduction in any medium, provided the original work is properly cited.

따라서 본 연구에서는 열전도도, 주조성 및 표면처리 특성을 고려한 방열전용 알루미늄 합금을 개발하고자 한다. 이를 위해 우선 알루미늄의 주요 합금원소 가운데 전도도 저하에 작은 영향을 미치는 원소들 중 주조성, 기지 강화 및 금형 소착 방지에 효과적인 합금원소인 Mg, Si, Zn, Fe를 합금원소로 선별하여 합금설계하였다. 특히 160 W/mK 이상의 높은 열전도도 및 주조성을 확보하기 위해서 전체 합금 용질량은 2~3.5% 사이로 유지하였다. 또한 경질 양극산화처리가 가능하도록 Si의 첨가량은 상용 전신재 합금 내의 최대 Si 함유량인 1.5% 이하로 유지하였다. 이를 바탕으로 합금설계된 Al-xMg-1Fe-0.5Si 및 Al-xSi-1Fe-1Zn 합금에 대해 Mg 및 Si 함량을 변화시키며 열전도도, 주조성 및 기계적 특성 평가를 실시하였다.

2. 실험 방법

2.1 개발합금 설계안

열전도도를 획기적으로 향상시키면서도 우수한 주조성, 양극산화능, 기계적 강도를 얻기 위하여, 우선 문헌에 보고되고 있는 알루미늄의 열물리적 특성에 미치는 주요 합금원소의 영향을 조사하여 저 Si계의 4원 합금계 2개를 선정 한 후, 다음 각 합금계의 화학조성을 설계하는 방식으로 합금설계를 진행하였다.

방열용 주조부품 소재로 사용되기 위해서는 열전도도와 주조성이 가장 핵심이 되는 인자이기 때문에 Table 1에 정리한 것처럼 전기비저항[6], 응고에너지[7], 용탕점도[6,8] 변화에 미치는 영향을 고려하여 Mg과 Si을 주 합금원소로 선정하였다. 어닐링 처리한 알루미늄 합금의 전기전도도와 열전도도는 선형적인 관계가 있으므로[6,9] 본 연구에서와 같이 합금 첨가량이 작을 경우에는 주방상태의 열전도도 예측에도 전기전도도를 비

교적 유용하게 활용할 수 있다. 합금원소 첨가에 따른 전기비저항 영향은 고용도 이내와 초과하는 경우가 확연히 다르게 나타난다. 따라서 알루미늄의 전기비저항 증가를 최소화하려면, 즉 알루미늄의 열전도도 감소를 최소화하려면 고용도가 낮거나 (Fe, Ni) 고용도 내에서의 전기비저항 증가 효과가 작은(Cu, Mg, Ni, Si, Zn) 원소를 합금원소로 선택하는 것이 유리하다. 응고에너지는 응고잠열(H)에 비열(c')을 이용하여 과열도(ΔT) 100°C를 가정하여 구한 에너지 증분($c'\Delta T$)을 더한 값으로 정의하여 사용하였다. Table 1에 정리된 합금화에 따른 알루미늄의 응고에너지 변화 효과는 합금원소별로 계산된 응고에너지를 단순 혼합법칙(Simple rule of mixture)을 이용하여 구한 값들이다. 이렇게 정의된 응고에너지는 클수록 주형 내에서의 응고시간을 늘려 유동도를 증가시키는 효과를 기대할 수 있는데, 대부분의 원소가 알루미늄에 첨가됨에 따라 응고에너지를 감소시키는 효과를 야기하였고 Si, Li, Mg 만이 순 알루미늄 대비 응고에너지를 증가시키거나 동등 수준을 유지하는 효과가 기대되었다. 또한 용탕의 점도가 낮을수록 유동도는 증가하게 되는데, Mg과 Si은 알루미늄의 용탕 점도를 감소시키는 효과가 있으며 Zn의 경우에는 별 영향이 없는 것으로 보고되고 있다. 나머지 원소들은 대부분 알루미늄 용탕의 점도를 증가시키는 효과가 있다. 즉, 전기비저항과 점도는 감소할수록 열전도도와 유동도가 향상되고 응고에너지는 증가할수록 주조성이 향상될 것으로 기대할 수 있다. 이러한 관점에서 Table 1에 열전도도와 주조성에 유리한 영향을 미칠 것으로 생각되는 합금원소에 * 표시를 하였다. 알루미늄의 주요 합금원소들 중 Mg과 Si만이 전기비저항, 응고에너지, 점도 3가지 경우에 모두 해당하는 원소임을 알 수 있다. 이러한 이유로 Mg과 Si을 주 합금원소로 선정하였다. 한편 다이캐스팅과 같은 금형주조용 소재로 사

Table 1. Effects of alloying elements on electrical resistivity [6], energy release for solidification [7], and viscosity of aluminum [6,8] (Calculation was done for ΔT of 100°C).

Element	Resistivity			Energy release for solidification			Viscosity variation of Al with alloying
	Maximum solubility in Al (wt%)	Resistivity increment of Al per wt% ($\mu\Omega\text{cm}$)		Latent heat, H of pure elements (kJ/kg)	Specific heat, c' of pure elements (kJ/kg)	H + c'\Delta T increment of Al per wt% (kJ/kg)	
		In solution	Out of solution				
Cr	0.77	4.00	0.180	402	0.66	−0.3	(+)
Cu	5.65	*0.34	0.030	205	0.45	−2.5	(+)
Fe	*0.05	2.56	0.058	272	0.78	−1.5	(+)
Li	4.00	3.31	0.680	422	4.46	*3.7	
Mg	14.90	*0.54	0.220	362	1.34	*0.0	*(−)
Mn	1.82	2.94	0.340	268	0.70	−1.6	(+)
Ni	*0.05	*0.81	0.061	292	0.56	−1.5	(+)
Si	1.65	*1.02	0.088	1,804	0.93	*14.0	*(−)
Ti	1.00	2.88	0.120	366	0.68	−0.6	(+)
V	0.50	3.58	0.280	329	0.62	−1.1	
Zn	82.80	*0.09	0.023	111	0.48	−3.4	*(0)
Zr	0.28	1.74	0.044	212	0.37	−2.5	

Table 2. Chemical composition of the developed low-Si aluminum alloys, Al-xMg-Fe-Si (Alloy 1 series) and Al-xSi-Fe-Zn (Alloy 2 series) alloys (wt.%).

Alloy		Major element		Anti-die-sticking element	Supplementary element		Base element	Thermal conductivity (W/mK)
		Mg	Si	Fe	Zn	Si	Al	
1	1-1	0.5	-	1.0	-	0.5	98.0	186
	1-2	1.0	-	1.0	-	0.5	97.5	175
	1-3	1.5	-	1.0	-	0.5	97.0	160
2	2-1	-	1.0	1.0	1.0	-	97.0	171
	2-2	-	1.2	1.0	1.0	-	96.8	163
	2-3	-	1.5	1.0	1.0	-	96.5	153

용되기 위해서는 금형 소착 현상을 방지하여야 하므로, 내소착성 향상에 효과적이면서 알루미늄 내 고용도가 낮아 열전도도 관점에서도 유리할 것으로 판단되는 Fe를 금형 소착 방지 합금원소로 추가하였다. 마지막으로 각 합금계의 주조성이나 기계적 강도 등 부족한 물성을 보완하기 위하여 보충 합금원소로서 Si와 Zn를 각각 활용하였다.

위와 같은 이유로 선정된 4원 알루미늄 합금계 Al-Mg-Fe-Si(합금 시리즈 Alloy 1)과 Al-Si-Fe-Zn(합금 시리즈 Alloy 2) 합금의 화학조성을 Table 2에 정리하였다. 열전도도와 주조성에 미치는 주 합금원소의 영향을 체계적으로 조사해 보기 위해 Mg와 Si의 합금량을 0.5~1.5%로 변화시켜가며 실험을 진행하였다. 특히 Si의 최대 합금량은 양극산화능이 우수한 것으로 알려진 상용 전신재 알루미늄 합금들의 최대 Si 함유량인 1.5%로 설정하였다. 금형 소착 방지 원소 Fe의 함량은 대표적 다이캐스팅 합금인 ADC12 합금과 동일 수준인 1%로 설정하였다. 주 합금원소가 Mg인 Al-Mg-Fe-Si계 합금에서는 Al-Si-Fe-Zn 합금 대비 낮을 수 있는 용고에너지를 보완하기 위하여 보충 합금원소로서 Si를 0.5% 추가하였다. Al-Si-Fe-Zn계 합금에서는 Si이 Mg보다 알루미늄 기지 강화에 효과적이지 못한 것으로 알려져 있기 때문에[6], 보충 합금원소 Zn를 1% 첨가하였다. 방열부품은 일반적인 구조용 부품과 달리 높은 기계적 강도를 요하지는 않지만 탈형과 같은 주조공정 단계에서 적힘 불량(Indentation defects)의 발생을 방지하고 운송 취급을 용이하게 하기 위해 적정 수준의 강도는 필요하다. 따라서 기지 강화를 위하여 열전도도 감소 효과가 작고 용탕 점도에 영향을 미치지 않는 원소인 Zn를 적극 활용하였다. Table 2에 조성과 함께 제시된 열전도도는 합금원소별 전기비저항 영향 데이터와 단순 혼합물 법칙을 이용하여 전기전도도를 계산하고 Wiedemann-Franz식[9]을 이용하여 열전도도도로 환산한 것이다.

2.2. 개발합금의 유동성 및 특성 평가

개발 합금의 유동도는 Fig. 1과 같은 나선형 채널 금형을 이용하여 평가하였는데, 유동 채널의 폭은 10 mm, 높이는 4 mm, 길이는 1,200 mm 였다. 주입실험은 용탕 과열도 100°C, 금형 예열온도 200°C 조건에서 수행하였으며 3회 반복 실험

Fig. 1. Spiral mold for fluidity test.

후 그 평균값을 사용하였다.

아울러 용탕 과열온도, 주입압력, 금형 예열온도, 용탕 산화 등 주조 공정상의 변수로 인한 산란을 최대한 억제하면서 정밀평가하기 위해 Fig. 2와 같이 다수의 유동도 채널이 있는 금형이 장착된 저압주조기를 이용하여 유동성 평가를 수행하였다. 용탕의 산화를 방지하기 위하여 불활성 가스 하에서 챔버 내부에 로와 용탕 도가니를 위치시켜 과열 온도를 일정하게 유지하고, 반복 주입에 따른 용탕 정수압 감소를 보상하며 서보(Servo) 방식에 의해 주입 압력을 일정하게 유지하도록 하였

Fig. 2. (a) Low pressure casting equipment and (b) multi-channel mold for fluidity test.

으며, 유동도 금형 내부에 발열체를 삽입하고 주입간격을 일정하게 유지하여 금형 예열온도가 일정하게 유지되도록 하였다. 용탕 과열도는 100°C, 주입 압력은 15,000 Pa, 금형 예열온도는 190°C였다. 유동도 금형의 채널 직경은 8, 4, 2, 1 mm이며 채널의 최대 길이는 100 mm이고 채널의 끝 부분에는 공기가 빠져나갈 수 있도록 배기구를 가공하였다. 직경 1, 2 mm 채널의 수는 4개, 직경 4, 8 mm 채널의 수는 2개이다. 각 채널 직경별 용탕 흐름 길이의 평균값을 유동도로 사용하였다. 또한 재현성 확보를 위해서는 8~10회 반복실험을 수행하고 통계적으로 이상치를 보이는 데이터는 제외하고 얻어진 평균값들을 최종 유동도로 하여 합금별로 비교하였다. 용탕 과열 온도 설정은 TG/DTA 열분석기(SDT Q600 모델)를 이용하였다.

기계적 특성 평가는 200 mm × 150 mm × 25 mm 크기의 Y-블록 주편으로부터 채취한 시편을 이용하여 ASTM B 557M 규격에 맞추어 인장실험을 수행하였으며, 4회 측정 후 평균값들을 인장강도로 비교하였다. 비교재는 상용 ADC12 합금 (Al-10%Si-2.5%Cu-1%Fe-0.2%Mg)을 사용하였다.

개발합금의 주조성과 관련이 있는 열물리적 특성의 변화 거동을 살펴보기 위해서는 상용 프로그램 JMatPro 5.0을 이용하여 열물리 모델링을 수행하였다. 생성 상 규명 등 미세조직 분석을 위해서는 EDS가 장착된 전계방출 주사전자현미경 (FESEM, FEI Quanta 200F 모델)을 이용하여 유동도 채널 시편의 단면을 조사하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 개발합금 열전도도 특성

Fig. 3에는 개발합금 Al-xMg-1Fe-0.5Si과 Al-xSi-1Fe-1Zn의

열전도도를 측정하여 상용 다이캐스팅 합금인 ADC12 합금의 측정값들과 함께 비교하여 정리하였다. 열전도도는 합금의 특성들 중 측정 편차가 매우 작아 주 합금원소인 Mg 및 Si의 조성함수로서 경향을 명확히 파악할 수 있었다. 두 개발합금의 열전도도는 ADC12 합금의 170~190% 수준으로서 160~180 W/mK 범위의 아주 높은 열전도도를 나타낸다. 각 합금계 내에서는 주 합금원소인 Mg와 Si이 증가함에 따라 열전도도가 감소하는 경향이다. 또한 2원계 시스템에서의 알루미늄의 전도도에 미치는 합금원소의 영향에 관한 데이터부터 단순 혼합물 법칙을 이용하여 계산했던 Table 2의 열전도도에서는 Al-xMg-1Fe-0.5Si 합금의 열전도도가 Al-xSi-1Fe-1Zn 합금보다 15 W/

Fig. 3. Measured thermal conductivity of Al-(0.5~1.5)Mg-1Fe-0.5Si and Al-(1.0~1.5)Si-1Fe-1Zn alloys.

mK 정도 다소 높을 것으로 예측되었으나, 측정 결과 두 합금 계 사이의 열전도도 차이는 4 W/mK 수준으로 그리 크지 않았다. 실제 4원계 합금에서는 합금원소들 간의 다양한 금속간 화합물이 생성될 수 있으며 2원계 합금 대비 합금원소의 고용 한도가 변하기 때문에, 예측 열전도도와 실제 측정 열전도도에 차이가 발생할 수 있다. Mg과 Si의 합금량이 증가할수록 예측 값과 비교하여 실험값이 증가하는 경향이 있었지만, 저합금 구간에서 열전도도를 예측하는데 단순 혼합물 법칙을 이용한 계산법이 유용하게 활용될 수 있을 것으로 보인다.

3.2 개발합금의 유동성

3.2.1 개발합금의 유동성 평가

Fig. 4에는 Fig. 1의 나선형 채널 금형을 이용하여 측정된 개발합금 Al-xMg-1Fe-0.5Si과 Al-xSi-1Fe-1Zn의 유동도를 상용 다이캐스팅 합금인 ADC12 합금의 측정값들과 함께 비교하여 정리하였다. 두 합금계 모두 ADC12 합금과 비교하여 동등 이상의 높은 유동도를 보이고 있다. 거시적으로 살펴보면 Al-xMg-1Fe-0.5Si 합금의 유동도가 Al-xSi-1Fe-1Zn 보다 다소 높게 나타나고 있음을 알 수 있다. 하지만 주 합금원소인 Mg 및 Si 함량에 따른 유동도 변화 경향을 판단하기에는 평균 유동도 값을 구하는데 사용된 측정값들의 편차가 다소 컸다(평균 유동도 값 대비 편차 범위 24~55%).

주조공정 상 발생할 수 있는 주조조건의 산란을 최대한 억제하며 합금조성 변화에 따른 변화를 파악하고자 Fig. 2a의 장비를 활용하여 유동도 재평가실험을 수행하였으며, 그 결과를 Fig. 5~6에 정리하였다. 이 때 다수의 유동 채널을 갖는 금형(Fig. 2b)을 이용하여 반복실험을 수행하고 통계적인 기법을 적용하여 측정값들의 신뢰성을 확보하고자 하였다. Fig. 5에는 이와 같이 얻어진 유동시험편들로부터 간단한 통계적 처리기법을 이용하여 유동도의 평균값을 얻는 과정을 정리하였다. 우선 Fig. 5a의 런-차트로부터 채널 직경별 유동 길이의 산포와 평

Fig. 4. Measured fluidity of Al-(0.5~1.5)Mg-1Fe-0.5Si and Al-(1.0~1.5)Si-1Fe-1Zn alloys.

균 유동 길이의 변화 추이를 파악할 수 있다. Fig. 5b에는 런-차트 상에서 평균 유동 길이가 2 표준편차를 벗어났던 첫 번째 값을 버리고 나머지 8개의 평균 유동 길이들에 대해 정규성(Normality) 검증을 수행한 결과를 도시하였다. 일반적인 공정은 목표치를 맞추는 특성을 가지기 때문에 정규성 검증을 통해 실험값들이 안정된 공정에서 얻어졌는지의 여부를 파악할

Fig. 5. (a) Run chart and (b) cumulative probability plot of fluidity.

Fig. 6. Measured fluidity of Al-(0.5~1.5)Mg-1Fe-0.5Si and Al-(1.0~1.5)Si-1Fe-1Zn alloys using the multi-channel mold attached low pressure casting equipment.

수 있다. 본 실험의 경우 실험값들이 정규 분포도 상에서 직선 형태의 분포를 보이고 있어 정규분포를 잘 따른다고 할 수 있으며, 또한 $p\text{-값} > 0.1$ 으로서 유의수준 0.05과 비교하여 크므로 정규분포를 잘 따른다고 추정할 수 있었다. 이와 같은 방법으로 튀는 데이터를 제거하고 평균 유동도를 구하였을 경우 평균 유동도 대비 10% 미만의 표준편차를 갖는 안정된 값들을 얻을 수 있었다.

Fig. 6에는 위와 같은 방법으로 얻어진 직경 1, 2 mm의 채널에 대한 유동도를 정리하였다. 직경 4, 8 mm 채널의 경우에는 모든 합금에 있어 완전 충전 거동을 보였으므로 그래프 상에 따로 도시하지 않았다. Fig. 6의 결과를 살펴보면 개발 합금들은 직경 2 mm 채널을 기준으로 ADC12 합금 대비 60~85%의 유동도를 보였다. 주 합금원소의 조성 변화에 따라서는 두 합금계가 서로 반대되는 유동도 변화 거동을 보였다. 즉 Al-xMg-1Fe-0.5Si 합금은 Mg 함량이 증가함에 따라 유동도가 감소하였으며, Al-xSi-1Fe-1Zn 합금은 Si 함량이 증가함에 따라 유동도가 증가하였다. 한 가지 더 흥미로운 결과는 두 합금계 사이의 유동도가 채널 직경별로 다른 경향이 나타났음을 알 수 있다. 즉 직경 2 mm 채널의 경우에는 Al-xMg-1Fe-0.5Si 합금의 유동도가 상대적으로 더 컸던 반면, 채널 직경이 1 mm로 감소하면 반대로 Al-xSi-1Fe-1Zn 합금의 유동도가 더

크게 나타났다.

3.2.2 주조성과 관련된 열·물리적 물성 분석 결과

열전도도 및 인장강도와는 달리 다소 복잡한 거동을 보인 유동도 변화 거동을 이해하기 위해 상용 프로그램인 JMatPro를 이용하여 주조성과 관련된 주요 열물리적 물성(용융점, 응고에너지, 용탕 점도, 표면에너지)에 관한 계산을 수행하고, 그 결과를 Fig. 7에 정리하였다. 참고로 유동도에 관한 Flemings의 이론식[10]을 살펴보면(식 1), 액상 금속 합금의 유동도 L_f 는 용탕의 밀도 ρ , 응고잠열 H , 비열 c' 와 함께 유동 채널 직경 a , 용탕 주입속도 v , 용탕 과열도 ΔT 에 비례하고, 계면열전달계수 h 및 합금의 용융점과 금형온도의 차이 $T_M - T_o$ 에 반비례한다. 또한 층류 유체의 속도에 관한 식 2[11]를 살펴보면 유동도 채널 내 용탕의 평균 주입속도 $\bar{v}$ 는 주입압력 ΔP 에 비례하고 용탕 점도 η 에 반비례하는 관계에 있다.

$$L_f \approx \frac{\rho a v}{2h(T_M - T_o)}(H + c'\Delta T) \quad (1)$$

$$\bar{v} \propto \frac{a^2 \Delta P}{L \eta} \quad (2)$$

본 유동도 측정 실험은 일정 용탕 과열도 조건에서 수행되

Fig. 7. (a) Melting point, (b) heat release for solidification, (c) viscosity, and (d) surface energy of Al-(0.5~1.5)Mg-1Fe-0.5Si and Al-(1.0~1.5)Si-1Fe-1Zn alloys calculated by JMatPro.

었으며 금형 예열온도와 주입압력이 일정하게 유지되었으므로, 유동도 채널의 직경이나 길이 등 동일한 조건을 제외하고 나면 개발합금의 유동도에는 용탕의 밀도, 점도, 응고잠열, 비열, 용융점이 영향을 미치는 인자이다. 이 중 용탕의 밀도 같은 경우에는 조성 변화에 따른 밀도 변화 정도가 0.1% 수준으로 작아 본 실험의 경우 유동도 변화에 큰 영향을 미치는 인자가 아닌 것으로 판단되었다. 한편 용탕의 표면에너지는 모세관압 효과에 의해 유동도 채널 내에서 배압(Back pressure)으로 작용 유동도를 감소시키는 영향을 미칠 수 있으므로 분석하였다.

Fig. 7a의 용융점(합금의 액상선 온도) 그래프에서 Al-xMg-1Fe-0.5Si 합금은 Mg 함량이 0.5%에서 1.5%로 증가함에 따라 용융점이 5°C 감소하였고, Al-xSi-1Fe-1Zn 합금은 Si 함량이 1.0%에서 1.5%로 증가함에 따라 용융점이 3°C 감소하였다. 식 1로부터 금형 예열온도는 모든 경우 일정하게 유지되었으므로 합금원소 첨가량 증가에 따른 용융점 감소는 유동도를 증가시키는 효과를 야기하게 되는데, 이는 Al-xSi-1Fe-1Zn 합금계의 유동도 변화와 일치하는 것이다. 하지만 Al-xMg-1Fe-0.5Si 합금계의 유동도 변화와는 반대되는 경향이다. 즉 본 실험합금 조성 구간에서는 용융점 변화가 유동도에 결정적인 영향을 미치지 않았을 것으로 판단된다.

Fig. 7b의 응고에너지 그래프에서 두 합금계가 비슷한 수준의 응고에너지를 보이고 있다. 각 합금계 내에서 주 합금원소 조성에 따른 응고에너지 변화를 살펴보면, Al-xMg-1Fe-0.5Si 합금의 경우는 Mg 함량이 1.0%까지는 응고에너지에 변화가 거의 없다가 그 이상에서는 감소하는 결과를 보였다. Table 1을 보면 Mg은 Al 기지에 대한 응고에너지 변화 효과가 작은 원소였음을 감안하면, Mg 함량이 1.0%에서 1.5%로 증가함에 따라 합금계의 응고경로 및 생성상이 변화하였음을 추측할 수 있다. Al-xSi-1Fe-1Zn 합금의 경우에는 Si 조성이 증가함에 따라 응고에너지가 비례하여 증가하였다. 즉 주 합금원소 조성에 따른 거시적인 응고에너지 변화 경향은 유동도 변화 거동과 잘 일치하고 있다. 하지만 유동도의 변동량을 설명하기에 응고에너지 계산 값들의 변화량이 너무 작은 것으로 보인다. 추후 실험적인 측정방법을 통해 응고잠열 및 비열을 확인할 필요성이 있다.

Fig. 7c의 용탕 점도 결과를 살펴보면, 두 개발합금계 모두 주 합금원소의 조성이 증가함에 따라 점도가 비례하여 증가하고 있다. 이는 Al-xSi-1Fe-1Zn 합금의 유동도 변화와 배치되는 결과이다. 즉 용탕 점도 역시 본 실험합금 조성 구간에서는 유동도에 큰 영향을 미치지 않았을 것으로 판단된다. 참고로 문헌상에서는 Al 합금 용탕의 점도가 Mg과 Si 함량이 증가함에 따라 감소하는 것으로 보고되고 있는데[6,8], 이는 본 연구와 달리 일정 과열도 조건이 아니라 일정 주입온도 조건에서 계산되어 합금조성 증가에 따른 용융점 감소효과(즉 과열도 증가)가 나타났기 때문이다.

한편 Fig. 7d의 계면에너지를 살펴보면 다른 열물성 값들과 달리 두 합금계 사이의 차이가 매우 큰 것이 흥미롭다. 표면

에너지로 인한 모세관 효과는 채널 내부를 흐르는 용탕의 흐름에 반대되는 배압으로 작용하게 되는데 유동 채널이 박육화됨에 따라 그 효과는 더욱 증가하게 된다. 따라서 본 실험의 경우 모세관 효과로 인한 배압이 Al-xMg-1Fe-0.5Si 합금이 직경 1mm 채널에서 더 낮은 유동도를 보인 원인이 되었을 것으로 판단된다(즉, 두 합금계의 응고에너지는 비슷한 수준이고 용탕점도는 오히려 Al-xSi-1Fe-1Zn 합금이 오히려 다소 높은 것으로 조사된 반면, Al-xSi-1Fe-1Zn 합금의 용탕 점도는 Al-xMg-1Fe-0.5Si 합금의 절반 수준이었던 것을 감안하면 이러한 결론을 도출할 수 있다). 참고적으로 본 저압주조 공정 상에서의 계면에너지로 인한 배압 효과를 용탕-금형간 젖음성이 전혀 없다고 가정하고 계산해 보면, 직경 1mm 채널 내의 Al-0.5Mg-1Fe-0.5Si 합금 용탕에 작용하는 배압의 크기는 용탕 정수압을 제외한 실효 주입압력의 약 80%에 달하는 수준이었다.

3.2.3 상평형 및 미세조직 분석 결과

Flemings의 이론을 중심으로 살펴본 인자 이외에도 액상선 온도와 고상선 온도의 차이인 응고구간 및 제2상들 역시 금속 합금의 유동도에 영향을 미치는 것으로 보고되고 있다[12-14]. 일반적으로 응고구간이 크면 유동도가 감소하고 형상 이방성이 큰 제2상이 응고공정 중 정출하면 유동성에 부정적인 영향을 미치게 된다. 따라서 상평형 계산과 병행하여 미세조직을 분석하였다. 제2상의 상 분율이 낮아 X-선 회절법에 의해서는 상 종류 규명이 어려워, JMatPro를 이용하여 응고 공정의 상평형 계산을 먼저 수행하고, 상평형 정보를 바탕으로 EDS 분석을 수행하였다. Fig. 8에는 Scheil 응고모델을 사용하여 계산한 응고공정 중 상평형 계산 결과를 정리하였다. Al-xMg-1Fe-0.5Si 합금의 경우에는 Mg 함량이 증가함에 따라 판형이나 침상형인 Al_3Fe 상의 생성량은 증가하고, 응고구간은 크게 감소하였다(Fig. 8a-b). 응고구간 감소는 Mg 함량 증가에 따라 4원 공정점(불변반응 온도)이 변하였기 때문이다(4원 공정점이 0.5~1.0%Mg 구간에서는 557°C, 1.5%Mg에서는 585°C로 계산됨). Al-xSi-1Fe-1Zn 합금의 경우에는 Si 함량이 증가함에 따라 첫 번째 일변수 공정반응에 의해 생성되는 Al_3Fe 생성량이 감소하다가 Si 함량이 1.5%로 증가하면 두 번째 일변수 공정반응의 정출상인 $\alpha-AlFeSi$ 상보다 정출량이 더 작아짐을 볼 수 있다(Fig. 8c-d). 응고구간은 Si 함량이 증가함에 따라 액상선 온도는 완만히 감소한 반면 4원 공정점은 변화가 없어 결과적으로 응고구간은 소폭 감소하는 결과를 보였다.

Fig. 9의 응고조직 사진을 보면, 셀-수지상 혼합조직이 관찰되고 있으며 동일 조건에서 Al-1.5Mg-1Fe-0.5Si 합금이 Al-1.5Si-1Fe-1Zn 합금보다 상대적으로 미세하다(Al-1.5Si-1Fe-1Zn 합금의 수지상 간격은 약 10 μm 로 Al-1.5Mg-1Fe-0.5Si 합금보다 30~40% 조대하였음). 일반적으로 즉 응고(Mushy type solidification) 경향이 증가할수록 유동도는 감소하는데, 채널 직경이 작아 응고속도가 증가함에 따라 조성적 과냉도가 커져 Al-1.5Mg-1Fe-0.5Si 합금에 유동도 감소 효과가 더 크게 나타났을 수 있다.

Fig. 8. Phase equilibria calculated by JMatPro: (a) Al-0.5Mg-1Fe-0.5Si, (b) Al-1.5Mg-1Fe-0.5Si, (c) Al-1.0Si-1Fe-1Zn, and (d) Al-1.5Si-1Fe-1Zn alloys.

Fig. 9. SEM photographs of the cross section of the fluidity test channels: (a) Al-1.5Mg-1Fe-0.5Si, and (d) Al-1.5Si-1Fe-1Zn alloys.

Fig. 10에는 전계방출 주사전자현미경에 장착된 EDS를 이용한 상 분석 결과를 도시하였다. Fig. 10a의 Al-1.5Mg-1Fe-0.5Si 합금에서는 대부분의 공정상이 Al_3Fe 상인 것을 확인할 수 있었으며, Fig. 10b의 Al-1.5Si-1Fe-1Zn 합금의 경우에는 대부분의 공정상이 AlFeSi 상인 것으로 관찰되었다. 참고로, Al_3Fe 상의 경우는 냉각속도가 증가하게 되면 준안정상인 Al_6Fe 상이 대신 정출되는 것으로 보고되고 있는데[15], EDS 분석법만으로는 판별이 어려워 정밀 분석연구가 추가적으로 이루어질 필요성이 있다. 한편, Al-1.5Mg-1Fe-0.5Si 합금과 Al-1.5Si-

1Fe-1Zn 합금에서 각각 아주 일부 Mg_2Si 상과 Si 상이 관찰되었으며, 그 외의 상평형 계산상에서 나타났던 다른 제2상들은 생성량이 작아 전계방출 주사전자현미경을 이용한 미세조직 실험에서는 확인하기 어려웠다.

상평형 계산과 미세조직 조사를 통하여 볼 때 Al_3Fe 상과 개발합금의 유동도가 매우 긴밀한 상관관계에 놓여 있음을 추론할 수 있다. 즉 두 합금계 모두 Al_3Fe 상의 양이 큰 경우 낮은 유동도를 보였다. 또한 Al-xMg-1Fe-0.5Si 합금계에 있어서는 용고구간의 감소가 일반적인 경우[12]와는 달리 유동도를

Fig. 10. SEM-EDS analysis results for the cross section of the fluidity test channels: (a) Al-1.5Mg-1Fe-0.5Si, and (d) Al-1.5Si-1Fe-1Zn alloys.

증가시키지 않고 Al_3Fe 상의 유동도에 대한 부정적 효과를 더욱 조장한 역할을 한 것으로 보인다. 즉 Mg 함량 증가에 따른 응고구간의 감소는 Al_3Fe 상이 생성되는 시점의 잔류 액상의 양을 증가시키는 결과로 이어지고(Mg 함량이 0.5%에서 1.5%로 증가함에 따라 잔류 액상의 양은 50%에서 60%로 증가하였음), 그 결과 형상 이방성이 큰 Al_3Fe 상이 조대화될 수 있는 가능성이 커지며, 결국은 좁은 채널 내부의 Al-xMg-1Fe-0.5Si 합금 용탕의 흐름을 가로막아 유동도 저하 결과를 야기하였을 것으로 사료된다. 이러한 응고구간 변화와 Al_3Fe 상으로 인한 유동도에 미치는 효과는 채널 직경이 작은 경우

에 더욱 효과적으로 나타나는 것으로 보인다.

이상 유동도 이론, 열역학 모델링 결과 및 미세조직 분석 결과를 종합적으로 분석하여 보면, Al-(0.5~1.5)Mg-1Fe-0.5Si 합금이 채널 직경 2 mm 이상에서 Al-(1.0~1.5)Si-1Fe-1Zn 합금보다 우수한 유동도를 보인 것은 낮은 용탕 점도와 좁은 응고 구간에 기인하며, 채널 직경 1 mm 이하에서 낮은 유동도를 보인 것은 높은 표면에너지와 함께 형상 이방성이 큰 Al_3Fe 상이 액상분율이 높은 시점에서부터 생성되는 것에 관련이 있는 것으로 사료된다.

3.3 개발합금의 강도

Fig. 11에는 개발합금 Al-xMg-1Fe-0.5Si와 Al-xSi-1Fe-1Zn의 인장강도의 측정값들을 정리한 것으로서 측정 편차가 다소 컸으나 합금원소의 조성 변화에 따른 인장강도 증가 효과가 더 커서 조성에 따른 인장강도 변화 경향을 파악하기에는 무리가 없다. 두 개발합금 모두 인장강도는 주 합금원소인 Mg와 Si의 합금량이 증가함에 따라 증가하는 경향을 보인 결과, Al-xMg-1Fe-0.5Si 합금은 Mg 함량이 1% 이상에서는 ADC12 합금의 인장강도를 상회하는 인장강도를 보였으며, Al-xSi-1Fe-1Zn 합금은 Si 함량이 1.5%인 경우 ADC12 합금과 유사한 인장강도를 보였다.

4. 결 론

본 연구에서는 표면처리 가능형 경량 방열부품 전용 알루미늄 주조재를 개발하고자, 저 Si계 Al-(0.5~1.5)Mg-1Fe-0.5Si 및 Al-(1.0~1.5)Si-1Fe-1Zn 합금을 설계하고, 주 합금원소인

Fig. 11. Measured ultimate tensile strength of Al-(0.5~1.5)Mg-1Fe-0.5Si and Al-(1.0~1.5)Si-1Fe-1Zn alloys.

Mg과 Si이 개발합금의 열전도도, 유동도 및 기계적 강도에 미치는 영향을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 개발합금은 ADC12 합금 대비 열전도도는 170~190% (160~180 W/mK), 유동도는 단면적 10 mm × 4 mm 채널 기준으로는 100% 그리고 직경 2 mm 채널 기준으로는 60~85% 수준의 값을, 인장강도는 동등 이상의 값을 보였다.

2) 각 개발합금계 내에서는 주 합금원소인 Mg과 Si의 합금량이 증가함에 따라 열전도도는 감소하고 인장강도는 증가하는 경향을 보였다.

3) 각 개발합금계 내에서 유동도는 Mg 합금량이 증가함에 따라 감소하고 Si 합금량이 증가함에 따라 증가하였다. 두 개발합금계 사이의 서로 반대되는 유동도 변화 거동은 Mg과 Si의 조성 변화에 따라 서로 반대의 변화 거동을 보인 응고에너지, 주요 제2상의 종류, 양 및 생성 시점이 달랐던 것에 기인하였다.

4) Al-(0.5~1.5)Mg-1Fe-0.5Si 합금이 채널 직경 2 mm 이상에서 Al-(1.0~1.5)Si-1Fe-1Zn 합금보다 우수한 유동도를 보인 것은 낮은 용탕 점도와 좁은 응고 구간 때문이었으며, 채널 직경 1 mm 이하에서 Al-(1.0~1.5)Si-1Fe-1Zn 합금보다 낮은 유동도를 보인 것은 높은 표면에너지와 함께 형상 이방성이 큰 Al₃Fe 상이 액상분율이 높은 시점에서부터 생성되었기 때문이다.

5) 일반적인 방열 주물부품에는 비교적 높은 기계적 강도와 함께 채널 직경 2 mm 이상에서 우수한 유동도를 보인 Al-Mg-Fe-Si계 알루미늄 합금이, 박육부를 포함하는 방열 주물부품에는 채널 직경 1 mm 이하에서 상대적으로 높은 유동도를 보인 Al-Si-Fe-Zn계 알루미늄 합금이 유력한 후보 소재가 될 것으로 판단되었다.

감사의 글

본 연구는 지식경제부 산업융합원천기술개발사업의 연구비 지원에 의해 수행되었으며 이에 감사드립니다.

참고문헌

- [1] Jang DS, Yu SH and Lee KS, Int. J. Heat & Mass Trans., "Multidisciplinary optimization of a pin-fin radial heat sink for LED lighting applications", **55** (2012) 515-521.
- [2] Reddy GP and Gupta N, Materials and Design, "Material selection for microelectronic heat sinks", **31** (2010) 113-117.
- [3] Keller KP, Proc. of Inter. Electronic Packaging Conf., "Efficiency and cost tradeoffs between aluminum and zinc die cast heatsinks", (1997).
- [4] Keller KP, Proc. of 1998 IEMT-Europe Symposium, "Low cost, high performance, high volume heatsinks", Berlin (1998).
- [5] Ferlini S, Morri A, Ferri E, Merlin M and Giacomozzi G, Proc. of the 3rd Iner. Conf. on High Tech Die Casting, "Effect of silicon particles and roughness on the surface treatments of cast aluminum alloys", Vicenza (2006).
- [6] Hatch JE, "Aluminum-Properties and Physical Metallurgy", 10th ed., ASM, Ohio (2005).
- [7] Gale WF, Totemeier TC, "Smithells Metals Reference Book", 8th ed., ASM, Oxford (2004).
- [8] Dinsdale AT, Quested PN, Journal of Materials Science, "The viscosity of aluminum and its alloys-A review of data and models", **39** (2004) 7221-7228.
- [9] Woodcraft AL, Cryogenics, "Recommended values for the thermal conductivity of aluminium of different purities in the cryogenic to room temperature range, and a comparison with copper", **45** (2005) 626-636.
- [10] Flemings MC, "Solidification processing", McGRAW-HILL (1974).
- [11] Poirier DR and Geiger GH, "Transport Phenomena in Materials Processing", TMS (1994).
- [12] Bastien P, Armbruster JC and Azov P, AFS Trans., "Flowability and viscosity", **70** (1962) 400-409.
- [13] Han Y, Ban C, Guo S, Liu X, Ba Q and Cui J, Materials Letters, "Alignment behavior of primary Al₃Fe phase in Al-Fe alloy under a high magnetic field", **61** (2007) 983-986.
- [14] Taghaddos E, Hejazi MM, Taghiabadi R and Shabestari SG, Journal of Alloys and Compounds, "Effect of iron-intermetallics on the fluidity of 413 aluminum alloy", **468** (2009) 539-545.
- [15] Darvishi A, Maleki A, Atabaki MM and Zargami M, MJoM, "The mutual effect of iron and manganese on microstructure and mechanical properties of aluminum-silicon alloy", **16** (2010) 11-24.