
 논문

B390 알루미늄 합금의 초정 Si 입자분포에 미치는 원심주조 공정인자의 영향

박정욱 · 김현주[†]

부경대학교 신소재공학부 금속시스템공학과

Effect of Centrifugal Casting Parameters on The Distribution of Primary Si Particles of B390 Aluminum Alloy.

Jeong-Wook Park and Heon-Joo Kim[†]

Dept. of Metallurgical System Eng., Pukyong National Univ., Busan 608-739, Korea

Abstract

To develop a functionally graded microstructure of cylindrical liner, effect of centrifugal casting parameters such as pouring temperature of hyper-eutectic Al-Si alloy melt, mold pre-heating temperature, and rotational frequency of mold on distribution of primary Si particles across wall thickness were investigated. Segregation tendency of Si particles toward inner side of cylindrical liner increased as the increase of rotational frequency of mold, pouring temperature of melt and mold pre-heating temperature. Especially, distribution density of primary Si particles within 1.5 mm from inner surface of cylindrical liner was above 35% under the centrifugal casting condition of 750°C melt pouring temperature, 300°C mold pre-heating temperature, and 2500 rpm mold rotational frequency.

Key words : B390 aluminum alloy, Functionally graded material, Centrifugal casting, Graded distribution of primary Si particles

(Received December 15, 2007 ; Accepted January 19, 2008)

1. 서 론

과공정 Al-Si 합금은 공정 기지조직 내에 높은 경도를 갖는 초정Si이 분산되어, 우수한 내마모성과 고온강도특성을 나타내며, 열팽창계수가 적고 높은 탄성계수와 비강도, 그리고 우수한 주조성을 가진 경량 주물재료로써[1-2], 자동차 실린더 블록, 실린더 라이너, 피스톤, 브레이크 로터, 펌프부품 등의 소재에 많이 사용되고 있다[3-4]. 또한, 금속기 복합재료로써 알루미늄 기지와 비금속 Si의 두 가지 다른 성질의 재료를 단순히 혼합하지 않고 재료의 조성을 변화시켜 물성이 연속적으로 변화되도록 설계한 경사기능재료(Functionally Graded Materials, FGM)로 사용될 수 있다[5]. Fig. 1은 내부조성을 연속적으로 변화시킨 과공정 Al-Si 합금의 경사기능재료 모식도이다. 과공정 Al-Si 합금의 경사기능재료는 원통상의 시료에서 내면에는 내마모성이 우수한 초정Si과, 외면에는 높은 열전도성을 갖는 Al을 경사조성시킴으로써, 마찰운동면에서 요구되는 내마모성과 내열성을 향상시키기 위한 열전도특성을 한 재료에서 동시에 만족시킬 수 있다.

원심주조법은 고속 회전하는 주형에 용융금속을 주입하고, 원심력에 의해 주형벽면에 밀착, 응고시키는 방법으로써 구조용 강관, 복합물, 베어링, 실린더 라이너, 복합재료 등의 개발에

응용된다[6-7]. 또한, 원심주조법은 용융금속과 분산입자와의 밀도차이를 원심력을 부과하여 조성경사를 제어함으로써 경사기능 재료를 비교적싼 가격에 용이하게 제작할 수 있는 이점이 있다[8-11].

본 연구는 B390 알루미늄 합금을 대상으로 하여, 알루미늄과 초정Si 입자의 밀도차이에 기인한 원심력 차이를 이용하여 원통형상 내면에 상대적으로 낮은 비중의 초정Si 입자를 분포시켜 내열내마모 특성이 우수한 조직을 구성하고, 외면에는 높은 비중의 알루미늄 기지를 형성시켜 높은 열전도 특성을 동시에 갖는 경사기능재료 개발을 목표로 하였다. 따라서, B390 알루미늄 합금을 원심주조하여 주조공정 주요인자 변화에 따른 초정Si 입자의 경사기능분포를 유도하고 미세조직 분석을 통해 확인하고자 한다.

2. 실험방법

2.1. 이론적 중력배수 산출

원심주조시 사용되는 제조인자인 중력배수 G 는 원심력과 중력의 비를 의미한다. 회전체의 원심력은 mv^2/r 로 정의할 수 있으며, 여기서 m 은 질량(kg), v 는 외주면의 속도(m/s), r 은 회전체의 반경(m)이다. 중력은 mg 로 나타낼 수 있으며, 여기서

[†]E-mail : metjoo@pknu.ac.kr

| Materials | Properties | FGM | non-FGM |
|-----------------------|--|-----|---------|
| Function/ property | ①Wear Resistance ②Thermal Conductivity | | |
| Structure/ Texture | Constituent Elements: Aluminum (●) Silicon (○) | | |

Fig. 1. Characteristics of FGM microstructure of hypereutectic Al-Si alloy[5].

g 는 중력가속도(m/s^2)이다. 그러므로, 중력배수 G 는 식 (1)과 같이 정의할 수 있다.

$$G = \frac{\text{원심력} / \text{중력}}{rmg} = \frac{mv^2}{rmg} = \frac{v^2}{rg} \quad (1)$$

$$v = r\omega, \omega = \frac{2\pi N}{60} \quad (2)$$

식 (2)에서 ω 는 각속도이며, 식 (1)과 (2)로부터 회전속도 N (rpm)과 직경 D (m)에 관하여 다음의 관계식을 구했다[12].

$$N = 42.3 \sqrt{\frac{G}{D}} \quad (3)$$

식 (3)을 중력배수 G 로 정리하면,

$$G = \frac{DN^2}{1789} \quad (4)$$

이 된다.

실제의 원심주조에서는 중력배수를 보통 사형(sand mold)의 경우 60~75 G, 금형(metal mold)의 경우 40~50 G로 결정하여 회전속도를 구하고 있으며 목적에 따라서는 130 G 범위까지 높게 할 수 있다[13]. 본 실험에서는 내경 100 mm의 금형몰드를 사용하였으며, 금형회전수(rpm)는 1500, 2000, 2500으로 구분하였다. 식 (4)를 적용하여 본 실험 조건의 이론적 중력배수(G)를 구해 Fig. 2에 나타내었다.

2.2. 시료제조

본 실험에 사용된 재료는 Aluminum Association (AA) B390 합금이며, 발광분석기(Spark emission analyzer)로 측정된 화학 조성은 Table 1과 같다.

용해작업은 10호 흑연도가니를 사용한 실리코니트 전기로에서 행하였으며, 잉고트 용라키 일어나는 온도에서 플럭스를 도포하고 800°C까지 승온한 후, $CuCl_2$ 로 미세화 처리를 행하고 750°C에서 30분간 진정시켰다.

Table 1. Chemical composition of B390 aluminum alloy.

| | Si | Cu | Mg | Zn | Mn | Fe | Al |
|---------------|------|-----|------|------|------|------|------|
| B390 Standard | 17.0 | 4.5 | 0.55 | <1.5 | <0.5 | <1.3 | Rem. |
| B390 Used | 17.0 | 4.1 | 0.62 | 0.95 | 0.12 | 0.7 | Rem. |

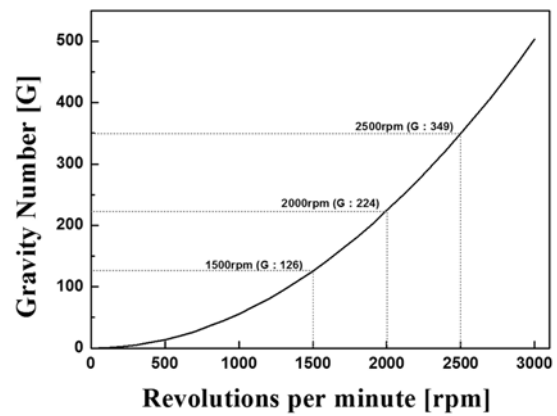


Fig. 2. Calculation of theoretical gravity number of experimental condition.

주조 준비작업으로 몰드 및 주입용 슈트의 내면을 흑연계 도형체로 도형하였고, 목표온도까지 예열하였다. 주입직전 목표 금형회전속도 도달 시점에 준비된 용탕을 슈트를 통해 몰드로 주입하여, Table 2에 표기된 실험조건으로 두께 약 4 mm의 시료를 원심주조 하였다.

2.3. 조직관찰

원심주조시편의 미세조직을 관찰하기 위하여 원통형 시료를 길이방향(150 mm)으로 절단하여 Fig. 3과 같이 상단에서부터 30 mm × 10 mm × 4 mm 크기의 5개 시료를 채취하였다.

Table 2. Experimental conditions of centrifugal casting process.

| Classification | Condition | | |
|---------------------|-----------|---------|---------|
| Pouring Temperature | ① 750°C | ② 800°C | |
| Mold Temperature | ① 200°C | ② 250°C | ③ 300°C |
| rpm | ① 1500 | ② 2000 | ③ 2500 |

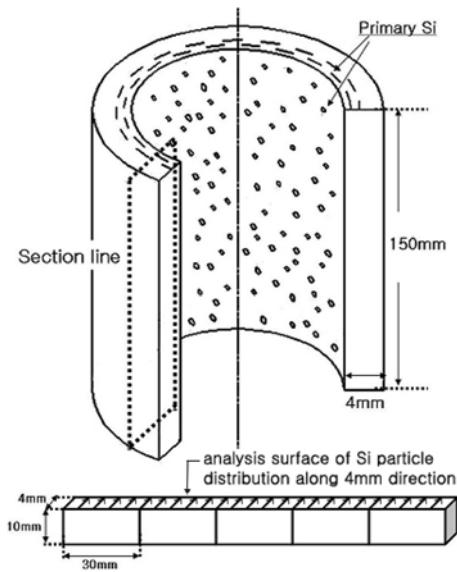


Fig. 3. Arrangement of analysis samples in cylindrical centrifugal castings.

절단 후, SiC연마지로 #2000까지 조연마하고, 1.0 μm 다이아몬드 연마액으로 정연마를 하였다. 그리고 0.5% HF 용액에 10초간 부식시켜 준비된 시편을 관찰하였다. 주조조건 변화에 따른 초정Si 입자분포는 50배율의 광학현미경으로 5개 시료의 절단면을 촬영한 후, 원통 내벽으로부터 두께방향을 따라 0.5 mm 간격으로 화상해석 프로그램(Image Pro Ver. 4.1)으로 처리하여 측정하였다. 각 미세조직 사진은 150 mm 길이방향 시료의 75 mm 지점에서 4 mm 두께 전체의 조직을 50배의 배율로 촬영하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1. 용탕 주입온도와 금형 예열온도 변화에 따른 초정Si 입자분포

Fig. 4는 주입온도 변화에 따른 초정Si 입자분포 경향을 관

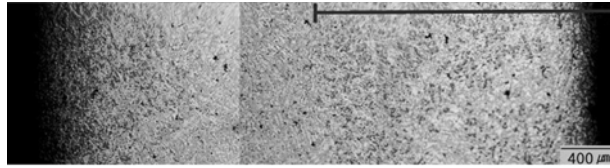
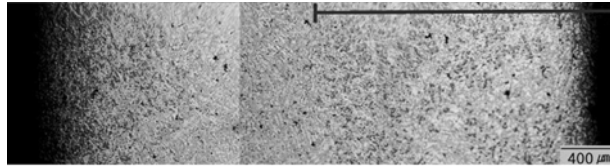
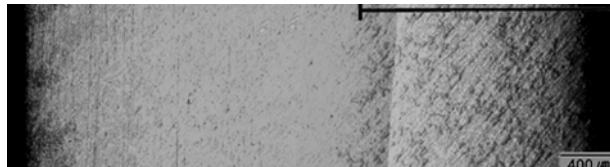
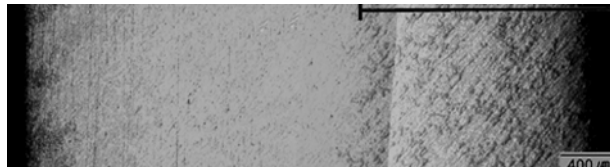
| Pouring Temp. (°C) | Mold Temp. (°C) | rpm | G | Distribution of Primary Si Particles | |
|--------------------|-----------------|------|-----|--|--|
| | | | | Out-Side | In-Side |
| 750 | 300 | 2000 | 224 |  |  |
| 800 | 300 | 2000 | 224 |  |  |

Fig. 4. Optical micrographs of sectional samples for various pouring temperatures of melts.

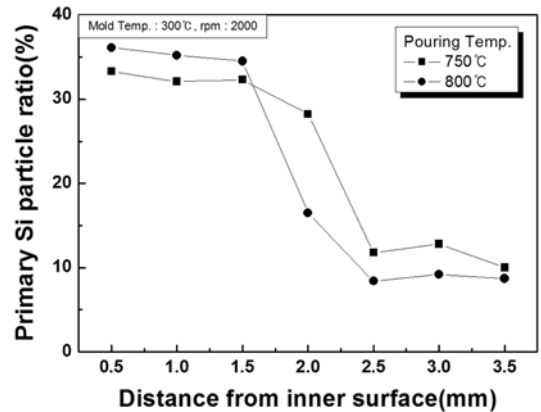


Fig. 5. Primary Si distribution across wall thickness of samples for various pouring temperatures of melts.

찰한 결과이며, Fig. 5는 동일 시료의 초정Si 입자분포율 그래프이다. 금형 예열온도 300°C, 금형 분당회전수 2000, 중력배수 G가 224인 동일조건에서 용탕 주입온도를 750°C, 800°C로 구분하여 4 mm 두께 원통형 시료를 제작하였다. 시료의 초정Si 입자분포 경향을 관찰한 결과, 용탕 주입온도 800°C 시료가 750°C 시료보다 시료 내면의 초정Si 입자분포 현상이 다소 증가함을 확인할 수 있다. 그래프에서 용탕 주입온도가 750°C인 시료의 원통 내측에서 1.5 mm 이내 입자분포율을 보면 약 32~33%의 분포율을 나타내고 있다. 반면, 용탕 주입온도 800°C 입자분포율에서는 원통 내측 1.5 mm이내 구간의 초정Si 입자분포율은 35% 이상의 분포율을 나타내고 있으며, 원통 내측 1.5 mm 이상 구간에서 초정Si 입자분포율이 급격히 감소하여 8~10% 분포밀도를 확인할 수 있다.

Fig. 6은 금형 예열온도 변화에 따른 초정Si 입자분포 경향을 관찰한 것이며, 동일 시료의 초정Si 입자분포율을 Fig. 7에 나타내었다. 용탕주입온도 750°C, 금형 분당회전수 2000, 중력배수 G가 224인 동일조건에서 금형 예열온도를 200°C, 250°C, 300°C로 구분하여 시료를 제작하였다. 시료의 초정Si 입자분포율을 관찰한 결과, 금형 예열온도 300°C 시료가 200°C 시료

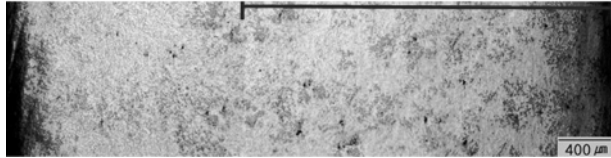
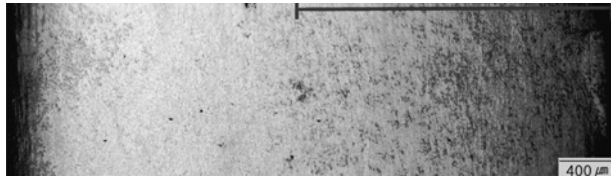
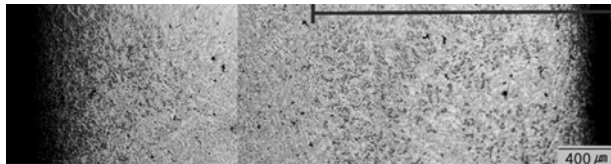
| Pouring Temp. (°C) | Mold Temp. (°C) | rpm | G | Distribution of Primary Si Particles | |
|--------------------|-----------------|------|-----|--|---------|
| | | | | Out-Side | In-Side |
| 750 | 200 | 2000 | 224 |  | |
| 750 | 250 | 2000 | 224 |  | |
| 750 | 300 | 2000 | 224 |  | |

Fig. 6. Optical micrographs of sectional samples for various mold temperatures.

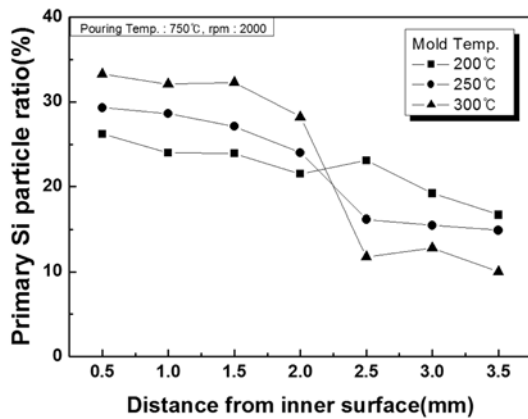


Fig. 7. Primary Si distribution across wall thickness of samples for various mold temperatures.

보다 시료 내면의 입자분리 현상이 뚜렷하게 나타났으며, 금형 예열온도가 증가할수록 내면층의 조성경사가 증가함을 확인할 수 있다. Fig. 7에서 금형 예열온도 200°C의 입자분포율을 보면 약 20~27%의 분포율을 가지며, 원통 내측과 외측에 걸쳐 초정Si 입자분포가 고르게 나타남을 확인할 수 있다. 금형 예열온도 250°C 입자분포율에서는 원통 내측 2.0 mm 이내 구간의 초정Si 입자분포율이 26~29%이고 원통 내측 2.0 mm 이상 구간에서 초정Si 입자분포율이 약 17%임을 확인할 수 있다. 금형 예열온도 300°C 입자분포율에서는 원통 내측 1.7 mm 이내 구간의 초정Si 입자분포율이 30% 이상이고 원통 내측 1.7 mm 이상 구간에서 급격히 감소하여 15%미만의 분포밀도를 확인할 수 있다. 따라서, 금형 예열온도가 증가할수록 초정Si 입자분리 현상이 증가함을 알 수 있다.

각각의 용탕 주입온도와 금형 예열온도에서 원심주조시 응고 과정에 있는 용탕내 초정Si 입자의 거동은 원심가속력, 초정Si 입자의 크기, 용탕의 점성계수가 입자의 이동에 영향을 미친다. 초정Si 입자의 이동은 원심력과 용탕내 저항력의 합산에 의해 결정되며, 용탕내 입자 이동속도 v 와 입자가 받는 저항 R 사이에는 식 (5)와 같은 관계가 성립된다[14]. 구형의 비금속 입자가 용탕내에서 갖는 원심력은 입자가 받는 저항력과 동일하다. 따라서,

$$R = 6\pi\eta r v = \frac{4}{3}\pi r^3 (\sigma - \rho)\alpha \quad (5)$$

여기서, R 은 비금속 입자가 받는 응력, η 는 용탕의 점성, r 은 비금속 입자의 반경, v 는 비금속 입자의 이동속도, σ 는 용탕의 밀도, ρ 는 비금속 입자의 밀도, α 는 원심력의 가속도이다. 식 (5)를 용탕내 비금속 입자의 이동속도 v 로 정리하면,

$$v = \frac{2}{9} \cdot \frac{r^2 (\sigma - \rho)\alpha}{\eta} \quad (6)$$

이 된다. 비금속 입자의 이동속도는 용탕의 점성계수의 영향을 받게 되며, 각 온도에 따른 용탕의 점성계수는 식 (7)에서 구할 수 있다.

$$\eta = \eta_0 \exp(E/RT) \quad (7)$$

여기서, 용탕을 순수 알루미늄으로 가정하면 η_0 (순수 알루미늄의 점성계수는 0.1492[mN·s/m²], E(분자결합 에너지)는 16.5 [kJ/mol], R(기체 상수)은 8.3144[J/Kmol], T는 온도[K]이다 [15]. 식 (7)에 1023K(750°C)과 1073K(800°C) 온도에서 용탕의 점성계수를 구해보면, 1023K(750°C)일 때 1.0382[mN·s/

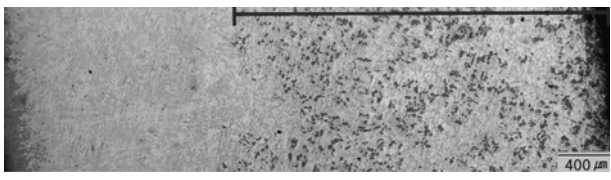
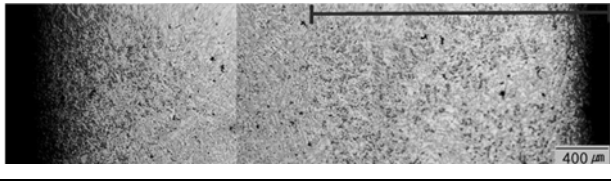
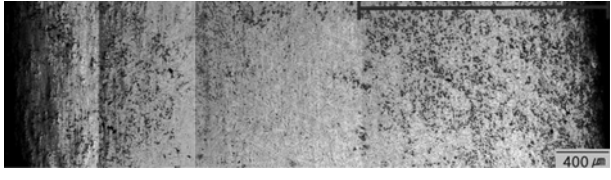
| Pouring Temp. (°C) | Mold Temp. (°C) | rpm | G | Distribution of Primary Si Particles | |
|--------------------|-----------------|------|-----|--|---------|
| | | | | Out-Side | In-Side |
| 750 | 300 | 1500 | 126 |  | |
| 750 | 300 | 2000 | 224 |  | |
| 750 | 300 | 2500 | 349 |  | |

Fig. 8. Optical micrographs of sectional samples for various rotational frequencies of molds.

m²]이고, 1073K(800°C)의 경우 0.9489[mN·s/m²]로 온도가 높을수록 용탕의 점성계수는 낮아지게 되고, 이에 따라 용탕내 비금속 입자의 이동속도는 증가하게 된다. 또한, 금형 예열온도가 높을수록 비금속 입자의 이동속도는 증가하게 되는데, 동일 주입온도에서 용탕의 응고시간이 상대적으로 긴 높은 금형온도에서 낮은 점성계수를 유지하는 시간이 길어지기 때문에 용탕내 비금속 입자의 이동거리는 증가하게 되는 것이다. 즉, 동일 온도에서 응고시간이 길수록 비금속 입자 분리거동은 뚜렷해진다.

Zhang은 비금속 입자의 분리경향에 대한 금형냉각속도의 영향을 연구하였다[14]. 흑연 몰드와 구리 몰드를 사용한 1600 rpm의 동일 금형회전속도에서 알루미늄 튜브 제조시 금형냉각속도가 느린 흑연 몰드의 원통 내측에서 Mg₂Si 입자분포율이 높은 것으로 나타났다. 즉, Zhang은 원심주조에서 용탕의 점성이 높을수록 비금속 입자 이동의 방해요소로 작용하기 때문에 급격한 냉각속도는 원통 내측의 초정 입자분포율을 저하시키는 요인이 된다고 설명하고 있다.

본 실험에서 용탕 주입온도와 금형 예열온도를 변화시킨 조건이 용탕의 점성에 영향을 끼친 것으로 해석된다. 즉, 용탕 주입온도 800°C, 금형 예열온도 300°C 조건이 다른 조건보다 용탕 점성을 상대적으로 낮추어, 원심주조된 원형 내면으로 응고도중 초정Si 입자의 분리 이동을 용이하게 하였다.

3.2. 금형회전수 변화에 따른 초정Si 입자분포

금형회전수가 증가 될수록 용탕에 원심력이 배가되어 용탕내에서 정출되는 초정Si이 원심력에 의해 쓸림 현상을 나타낸다. 비중 2.71의 알루미늄보다 낮은 2.33 비중의 초정Si은 금형회전수가 증가되면 원통 내측으로 분포되는 경향을 나타낸다.

Fig. 8은 금형회전수 변화에 따른 시료 단면의 초정Si 입자

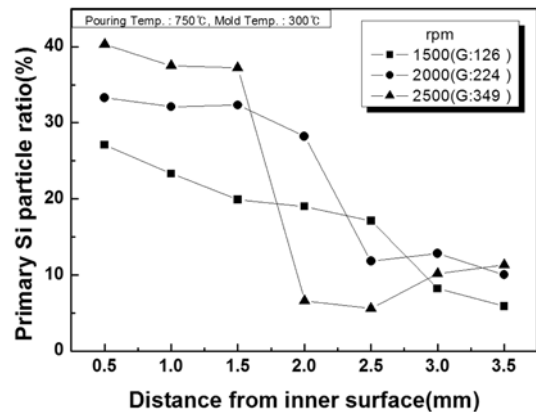


Fig. 9. Primary Si distribution across wall thickness for various rotational frequencies of molds.

분포 경향을 관찰한 것이며, 동일 시료의 초정Si 입자분포율을 Fig. 9에 나타내었다. 용탕 주입온도 750°C, 금형 예열온도 300°C인 동일조건에서 금형회전수가 1500, 2000, 2500 rpm일 때, 시편의 초정Si 입자분포 경향을 관찰하였다. 금형회전수에 따라 초정Si의 분포형태가 달라지며, 각 금형회전수에서 초정Si 분포밀도가 높은 원통 내측과 낮은 분포밀도의 원통 외측을 구분하는 특정 위치가 존재한다. 금형회전수가 2500 rpm일 때 1500 rpm 시료보다 시편 내측으로 입자분리 현상이 뚜렷하게 나타난다. Fig. 9에서 금형회전수 1500 rpm 시료의 입자분포율을 보면 원통 내측 2.5 mm 이내 구간의 초정Si 입자분포율이 30%미만이고 원통 내측 2.5 mm를 경계로 원통 외측은 초정Si 입자분포가 다소 떨어져 8% 미만으로 측정되었다. 금형회전수 2000 rpm 입자분포율에서는 원통 내측 2.0 mm를 경계로 초정Si

입자분포율이 30~33%이고 원통 내측 2.0 mm 이상 구간에서 12~13%임을 확인할 수 있다. 본 실험에서 금형회전수가 가장 높은 금형회전수 2500 rpm에서 원통 내측 1.5 mm 이내 구간은 초정Si 입자분포율이 35%이상이고 원통 내측 1.5 mm 이상 구간에서 급격히 감소하여 낮은 분포밀도를 확인할 수 있다.

동일 조성의 용탕이므로 Si 함량이 일정한 조건에서, 금형회전수 증가에 따른 중력배수 상승에 따라 시료 두께방향에서 나타난 초정Si이 원통 내측으로 이동되어 초정Si 쏠림 현상이 심화되는 것을 알 수 있다.

Zhang의 보고[14]에 의하면, 지름 90 mm의 금형으로 용탕 주입온도 800°C, 흑연 몰드, 금형회전수 800 rpm, 1200 rpm, 1600 rpm의 실험조건에서 Al-15Mg₂Si 합금의 금형회전속도에 따른 비중 1.88의 초정Mg₂Si 입자분포율을 관찰한 결과, 금형회전수 증가에 따라 원통 내측에 초정Mg₂Si 입자밀도가 증가되었으며, 1600 rpm(G: 115)에서 원통 내측의 초정Mg₂Si 입자분포율은 30%미만의 결과를 나타내었다. 이러한 결과는 본 실험의 1500 rpm(G: 126)의 실험결과와 유사하였다.

액상의 알루미늄합금 용탕으로부터 응고도중 초정Si 입자가 정출하는 합금계에 금형회전수를 높여 중력배수를 증가시킨 원심주조공정을 적용하면, 용탕보다 밀도가 낮은 초정Si 입자를 원통 내측에 원하는 두께에 걸쳐 입자를 분포시키는 경사기능형 복합재료를 용이하게 제조할 수 있다.

4. 결 론

B390 알루미늄합금을 재료로 대기압에서 원심주조공정으로 경사기능재료를 제조하고, 초정Si 입자분포 관찰을 위해 미세조직분석 결과, 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. B390 알루미늄합금의 원심주조공정에서 용탕 주입온도, 금형 예열온도, 금형회전속도가 높을수록 응고과정중의 용탕내 초정Si 입자의 원통 외면으로부터 내면으로 이동거리는 커져 초정Si 입자의 분리경향이 뚜렷하였다.

2. 용탕 주입온도가 높을수록, 원통 내측으로 초정Si 입자분리 경향이 증가하였으며, 금형회전수 2000 rpm, 금형 예열온도 300°C, 용탕 주입온도 800°C 원심주조 조건에서 원통 내측 1.5 mm 이내 구간의 초정Si 분포밀도가 35% 이상이었다.

3. 금형 예열온도가 높을수록, 원통 내측으로 초정Si 입자분리 경향이 증가하였으며, 금형회전수 2000 rpm, 금형 예열온도 300°C, 용탕 주입온도 750°C 원심주조 조건에서 원통 내측 1.7 mm 이내 구간의 초정Si 분포밀도가 30% 이상이었다.

4. 금형회전속도가 증가할수록, 원통 내측으로 초정Si 입자분리 경향이 증가하였으며, 금형회전수 2500 rpm, 금형 예열온도 300°C, 용탕 주입온도 750°C 원심주조 조건에서 원통 내측 1.5 mm 이내 구간의 초정Si 분포밀도가 35% 이상이었다.

참 고 문 헌

- [1] D. Y. Maeng, J. H. Lee, C. W. Won, S. S. Cho, B. S. Chun : J. Mater. Pro. Tech., "The effect of processing parameters on the microstructure and mechanical properties of modified B390 alloy in direct squeeze casting", 105, (2000) 198.
- [2] D. Lu, Y. Jiang, G. Guan, R. Zhou, Z. Li, R. Zhou : J. Mater. Pro. Tech., "Refinement of primary Si in hypereutectic Al-Si alloy by electromagnetic stirring", 189, (2007) 13.
- [3] H. R. Ammar, A. M. Samuel, F. H. Samuel : Mater. Sci. Eng.(A), "Effect of surface porosity on fatigue strength of AE425 and PM390 hypereutectic Al-Si casting alloys at medium and elevated temperatures", 473, (2008) 58.
- [4] P. Kapranos, D. H. Kirkwood, H. V. Atkinson, J. T. Rheinlander, J. J. Bentzen, P. T. Toft, C. P. Debel, G. Laslaz, L. Maenner, S. Blais, J. M. Rodriguez-Ibabe, L. Lasa, P. Giordano, G. Chiarmetta, A. Giese : J. Mater. Pro. Tech., "Thixoforming of an automotive part in A390 hypereutectic Al-Si alloy", 135, (2003) 271.
- [5] M. Kozumi : Composites Part B, "FGM activities in Japan", 28B, (1997) 1-2.
- [6] Y. Watanabe and Y. Fukui: J. Japan Ins. Light Metals., "Fabrication of aluminum based functionally graded materials by centrifugal method and their physical properties", 46, (1996) 395.
- [7] J. W. Gao and C. Y. Wang : Mater. Sci. Eng.(A), "Modeling the solidification of functionally graded materials by centrifugal casting", 292, (2000) 207.
- [8] Y. Watanabe, N. Yamanaka and Y. Fukui : Composites Part A, "Control of compositions gradient in a metal-ceramic functionally graded material manufactured by the centrifugal method", 29A, (1998) 595.
- [9] Y. O. Seimiya, T. Shinida, Y. Fukui, N. Yamaguchi, T. Saitou, T. Yamada and K. Minegishi : J. Japan Inst. Metals, "Silicon particle distribution in the in-situ Al-Si base functionally gradient material fabrication by centrifugal casting", 64, 2000, 315.
- [10] Varuan Kevorkijand : American Ceramic Society, "Functionally graded aluminum-matrix composites", 82, (2003) No. 2.
- [11] Y. Watanabe, N. Yamanaka, Y. Oya-Seimiya, Y. Fukui : Z. Metallkd., "Micro-hardness measurements to evaluate composition gradient in metal-based functionally graded materials", 92, (2001) 53.
- [12] T. Watmough and J. T. Berry : Foundry, 89(12), (1961) 80-85.
- [13] Imono Handbook, Nippon Imono Kyokai, (1961) 1184.
- [14] J. Zhang, Z. Fan, Y. Wang, B. Zhou. : Materials & Design, "Hypereutectic aluminum alloy tubes with graded distribution of Mg₂Si particles prepared by centrifugal casting", 21, (2000) 149-153.
- [15] E. A. Brandes and G. B. Brook : Smithells Metals Reference Book(7th Edition), 14-7.