(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2018-0060269
(43) 공개일자 2018년06월07일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
*C22C 21/02* (2006.01) *C22C 21/08* (2006.01)
*C22F 1/043* (2006.01) *C22F 1/047* (2006.01)
*C22F 1/05* (2006.01)
(52) CPC특허분류
*C22C 21/02* (2013.01)
*C22C 21/08* (2013.01)
(21) 출원번호 10-2016-0159571
(22) 출원일자 2016년11월28일
심사청구일자 2016년11월28일

(71) 출원인
**한국기계연구원**
대전광역시 유성구 가정북로 156 (장동)
(72) 발명자
**김형욱**
경상남도 창원시 성산구 대암로 253, 104동 402호
**조영희**
경상남도 창원시 성산구 삼정자로 79, 112동 701호
*(뒷면에 계속)*
(74) 대리인
**이인행**

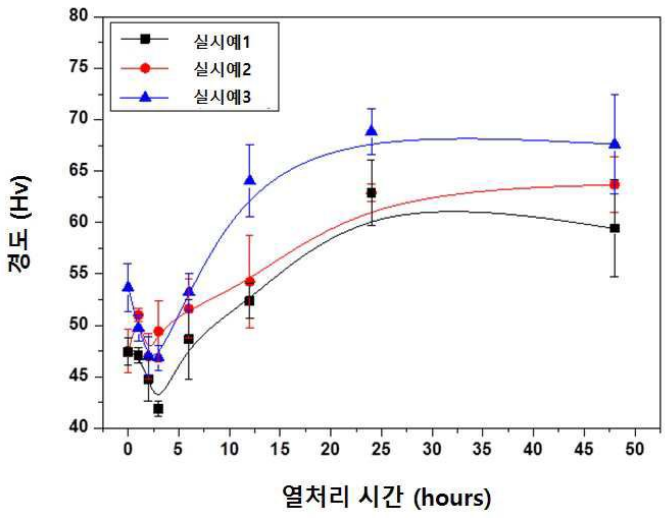
전체 청구항 수 : 총 11 항

(54) 발명의 명칭 **고열전도도 고강도 알루미늄 합금 및 이를 포함하는 알루미늄 합금 주조재**

## (57) 요 약

본 발명은, 고열전도도 고강도 알루미늄 합금 주조재를 제공한다. 본 발명의 일실시예에 따른 고열전도도 고강도 알루미늄 합금 주조재는, 0.8 중량% 이상 내지 2.0 중량% 이하의 실리콘(Si); 0.5 중량% 이상 내지 1.0 중량% 이하의 철(Fe); 0.4 중량% 이상 내지 1.0 중량% 이하의 니켈(Ni); 0.3 중량% 이상 내지 1.2 중량% 이하의 마그네슘(Mg); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 불가피한 불순물;을 포함하고, 상기 실리콘과 상기 마그네슘에 의하여 형성된 석출상을 포함하고, 상기 석출상의 상기 실리콘에 대한 상기 마그네슘의 질량 비율(Mg/Si)은 1.0 이상 내지 1.73 이하이다.

*대 표 도* - 도2



(52) CPC특허분류
*C22F 1/043* (2013.01)
*C22F 1/047* (2013.01)
*C22F 1/05* (2013.01)

(72) 발명자
**김민석**
경상남도 창원시 성산구 원이대로 449, 114동 501호

**이정무**
경상남도 창원시 성산구 삼정자로 79, 115동 502호

이 발명을 지원한 국가연구개발사업
과제고유번호 10040100
부처명 산업통상자원부
연구관리전문기관 한국산업기술평가관리원
연구사업명 산업원천기술개발사업
연구과제명 30W/kg급 고출력 복잡형상 경량 방열 부품 제조 기술개발(4/5)
기 여 율 1/1
주관기관 한국생산기술연구원
연구기간 2014.06.01 ~ 2015.05.31

# 명 세 서

## 청구범위

### 청구항 1

0.8 중량% 이상 내지 2.0 중량% 이하의 실리콘(Si);

0.5 중량% 이상 내지 1.0 중량% 이하의 철(Fe);

0.4 중량% 이상 내지 1.0 중량% 이하의 니켈(Ni);

0.3 중량% 이상 내지 1.2 중량% 이하의 마그네슘(Mg); 및

잔부는 알루미늄(Al) 및 불가피한 불순물;

을 포함하고,

상기 실리콘과 상기 마그네슘에 의하여 형성된 석출상을 포함하고, 상기 석출상의 상기 실리콘에 대한 상기 마그네슘의 질량 비율(Mg/Si)은 1.0 이상 내지 1.73 이하인, 고열전도도 고강도 알루미늄 합금 주조재.

### 청구항 2

제 1 항에 있어서,

상기 석출상은 $Mg_2Si$ 석출상을 포함하는, 고열전도도 고강도 알루미늄 합금 주조재.

### 청구항 3

제 1 항에 있어서,

상기 알루미늄 합금 주조재가 용해된 용탕은, ADC12 합금에 대하여 63 퍼센트 내지 75 퍼센트의 유동도 길이를 가지는, 고열전도도 고강도 알루미늄 합금 주조재.

### 청구항 4

제 1 항에 있어서,

상기 알루미늄 합금 주조재는, 80 MPa 내지 120 MPa 범위의 항복강도, 160 MPa 내지 200 MPa 범위의 최대인장강도, 6% 내지 16% 범위의 연신율, 및 190 W/mK 내지 210 W/mK 범위의 열전도도를 가지는, 고열전도도 고강도 알루미늄 합금 주조재.

### 청구항 5

제 1 항에 있어서,

상기 알루미늄 합금 주조재는, 150 ℃ 내지 160 ℃의 범위의 온도에서 3 시간 내지 48 시간의 범위의 시간 동안의 열처리에 의하여 시효 경화가 발생하고, 이에 따라 알루미늄 기지로부터 상기 석출상이 생성되는, 고열전도도 고강도 알루미늄 합금 주조재.

### 청구항 6

제 5 항에 있어서,

상기 석출상의 생성에 의하여 경도값의 증가가 나타나는, 고열전도도 고강도 알루미늄 합금 주조재.

### 청구항 7

제 5 항에 있어서,

상기 석출상의 생성에 의하여 열전도도 값의 증가가 나타나는, 고열전도도 고강도 알루미늄 합금 주조재.

**청구항 8**

제 1 항에 있어서,

상기 알루미늄 합금 주조재는, 냉각 속도가 증가됨에 따라 열전도도의 증가가 나타나는, 고열전도도 고강도 알루미늄 합금 주조재.

**청구항 9**

제 1 항에 있어서,

상기 알루미늄 합금 주조재는, SDAS 크기가 증가될수록 열전도도는 선형적으로 감소되는, 고열전도도 고강도 알루미늄 합금 주조재.

**청구항 10**

제 1 항에 있어서,

상기 알루미늄 합금 주조재는, 120 MPa내지 180 MPa 범위의 항복강도, 190 MPa 내지 240 MPa 범위의 최대인장강도, 4 % 내지 10 % 범위의 연신율, 및 190 W/mK 내지 220 W/mK 범위의 열전도도를 가지는, 고열전도도 고강도 알루미늄 합금 주조재.

**청구항 11**

0.8 중량% 이상 내지 2.0 중량% 이하의 실리콘(Si);

0.5 중량% 이상 내지 1.0 중량% 이하의 철(Fe);

0.4 중량% 이상 내지 1.0 중량% 이하의 니켈(Ni);

0.3 중량% 이상 내지 1.2 중량% 이하의 마그네슘(Mg); 및

잔부는 알루미늄(Al) 및 불가피한 불순물;

을 포함하고,

상기 실리콘과 상기 마그네슘에 의하여 형성된 석출상을 포함하고, 상기 석출상의 상기 실리콘에 대한 상기 마그네슘의 질량 비율(Mg/Si)은 1.0 이상 내지 1.73 이하인, 고열전도도 고강도 알루미늄 합금.

## *발명의 설명*

### *기 술 분 야*

[0001] 본 발명의 기술적 사상은 알루미늄 합금에 관한 것으로서, 더욱 상세하게는, 고열전도도 고강도 알루미늄 합금 및 이를 포함하는 알루미늄 합금 주조재에 관한 것이다.

### *배 경 기 술*

[0002] 최근에 고출력 발광 다이오드(LED) 조명 시장 및 반도체 기반의 소형 집적 부품시장이 급속하게 팽창하고 있다. 이러한 고출력 발광 다이오드의 사용의 증가에 따라, 방열 부품에 대한 원가 비중이 2009년의 30% 수준에서 2015년에는 54%로 증가되고 있다. 구체적으로 기존의 10 내지 15 W/Kg 수준의 비방열능에 비하여 30 W/kg 수준의 고출력 방열재의 개발이 요구되고 있다.

[0003] 고출력 및 경량의 방열 부품이 요구되는 LED의 경우, 열에 의한 칩의 온도 상승은 단기적으로는 광효율의 저하를 초래하며, 장기적으로는 칩의 수명을 감소하게 하는 요인이 된다. LED 칩의 경우 작동 온도를 10℃ 정도만 낮추어도 수명이 2배로 증가될 수 있다. 고출력형 방열 부품에 요구되는 특성은 열전도도, 경량, 및 방열능을 극대화시키는 것이며, 이를 위하여 복잡한 형상이나 박육(thin wall) 등의 최적의 외형 구조를 요구한다. 따라서, 경량의 특성을 가지면서 동시에 고열전도도 및 고강도 특성을 가지는 알루미늄 합금의 요구가 증대되고 있다.

### *발명의 내용*

## 해결하려는 과제

[0004] 본 발명의 기술적 사상이 이루고자 하는 기술적 과제는 고열전도도 고강도 알루미늄 합금을 제공하는 것이다.

[0005] 본 발명의 기술적 사상이 이루고자 하는 기술적 과제는 고열전도도 고강도 알루미늄 합금을 포함하는 알루미늄 합금 주조재를 제공하는 것이다.

[0006] 그러나 이러한 과제는 예시적인 것으로, 본 발명의 기술적 사상은 이에 한정되는 것은 아니다.

## 과제의 해결 수단

[0007] 상기 기술적 과제를 달성하기 위한 본 발명의 기술적 사상에 따른 고열전도도 고강도 알루미늄 합금 주조재는, 0.8 중량% 이상 내지 2.0 중량% 이하의 실리콘(Si); 0.5 중량% 이상 내지 1.0 중량% 이하의 철(Fe); 0.4 중량% 이상 내지 1.0 중량% 이하의 니켈(Ni); 0.3 중량% 이상 내지 1.2 중량% 이하의 마그네슘(Mg); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 불가피한 불순물;을 포함하고, 상기 실리콘과 상기 마그네슘에 의하여 형성된 석출상을 포함하고, 상기 석출상의 상기 실리콘에 대한 상기 마그네슘의 질량 비율(Mg/Si)은 1.0 이상 내지 1.73 이하이다.

[0008] 본 발명의 일부 실시예들에 있어서, 상기 알루미늄 합금 주조재가 용해된 용탕은, ADC12 합금에 대하여 63 퍼센트 내지 75 퍼센트 범위의 유동도 길이를 가질 수 있다.

[0009] 본 발명의 일부 실시예들에 있어서, 상기 알루미늄 합금 주조재는, 80 MPa 내지 120 MPa 범위의 항복강도, 160 MPa 내지 200 MPa 범위의 최대인장강도, 6% 내지 16% 범위의 연신율, 및 190 W/mK 내지 210 W/mK 범위의 열전도도를 가질 수 있다.

[0010] 본 발명의 일부 실시예들에 있어서, 상기 알루미늄 합금 주조재는, 150 ℃ 내지 160 ℃의 범위의 온도에서 3 시간 내지 48 시간의 범위의 시간 동안의 열처리에 의하여 시효 경화가 발생하고, 이에 따라 알루미늄 기지로부터 석출상이 생성될 수 있다.

[0011] 본 발명의 일부 실시예들에 있어서, 상기 석출상의 생성에 의하여 경도값의 증가가 나타날 수 있다.

[0012] 본 발명의 일부 실시예들에 있어서, 상기 석출상의 생성에 의하여 열전도도 값의 증가가 나타날 수 있다.

[0013] 본 발명의 일부 실시예들에 있어서, 상기 알루미늄 합금 주조재는, 냉각 속도가 증가됨에 따라 열전도도의 증가가 나타날 수 있다.

[0014] 본 발명의 일부 실시예들에 있어서, 상기 알루미늄 합금 주조재는, SDAS 크기가 증가될수록 열전도도는 선형적으로 감소될 수 있다.

[0015] 상기 기술적 과제를 달성하기 위한 본 발명의 기술적 사상에 따른 고열전도도 고강도 알루미늄 합금은, 0.8 중량% 이상 내지 2.0 중량% 이하의 실리콘(Si); 0.5 중량% 이상 내지 1.0 중량% 이하의 철(Fe); 0.4 중량% 이상 내지 1.0 중량% 이하의 니켈(Ni); 0.3 중량% 이상 내지 1.2 중량% 이하의 마그네슘(Mg); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 불가피한 불순물;을 포함하고, 상기 실리콘과 상기 마그네슘에 의하여 형성된 석출상을 포함하고, 상기 석출상의 상기 실리콘에 대한 상기 마그네슘의 질량 비율(Mg/Si)은 1.0 이상 내지 1.73 이하이다.

## 발명의 효과

[0016] 본 발명의 기술적 사상에 따른 고열전도도 고강도 알루미늄 합금 주조재는, 방열특성을 증가시키도록 실리콘을 대신하여 니켈을 첨가하여 실리콘의 함량을 감소시키고, 이와 더불어 실리콘과 시효 경화에 의한 석출상을 생성하는 마그네슘을 포함한다.

[0017] 이러한 고열전도도 고강도 알루미늄 합금은 주조성을 위한 유동성을 확보할 수 있고, 높은 강도를 제공할 수 있으며, 특히 180 W/mK 이상의 높은 열전도도를 제공할 수 있다. 또한, 마그네슘 함량이 증가됨에 따라 시효 경화 효과를 최대화하여 더 높은 강도와 열전도도를 가지는 알루미늄 합금 주조재를 제공할 수 있다.

[0018] 상술한 본 발명의 효과들은 예시적으로 기재되었고, 이러한 효과들에 의해 본 발명의 범위가 한정되는 것은 아니다.

## 도면의 간단한 설명

[0019] 도 1은 본 발명의 일 실시예들에 따른 알루미늄 합금 주조재를 형성하기 위하여 사용된 스텝 몰드를 도시하는

개략도이다.

도 2은 본 발명의 일실시예들에 따른 알루미늄 합금 주조재의 열처리 시간에 따른 경도 변화를 나타내는 그래프이다.

도 3은 본 발명의 일실시예들에 따른 알루미늄 합금 주조재의 냉각 속도에 따른 열전도도 변화를 나타내는 그래프이다.

도 4는 본 발명의 일실시예들에 따른 알루미늄 합금 주조재의 SDAS의 크기에 따른 열전도도 변화를 나타내는 그래프이다.

## *발명을 실시하기 위한 구체적인 내용*

[0020] 이하, 첨부된 도면을 참조하여 본 발명의 바람직한 실시예를 상세히 설명하기로 한다. 본 발명의 실시예들은 당해 기술 분야에서 통상의 지식을 가진 자에게 본 발명의 기술적 사상을 더욱 완전하게 설명하기 위하여 제공되는 것이며, 하기 실시예는 여러 가지 다른 형태로 변형될 수 있으며, 본 발명의 기술적 사상의 범위가 하기 실시예에 한정되는 것은 아니다. 오히려, 이들 실시예는 본 개시를 더욱 충실하고 완전하게 하고, 당업자에게 본 발명의 기술적 사상을 완전하게 전달하기 위하여 제공되는 것이다. 본 명세서에서 사용된 바와 같이, 용어 "및/또는"은 해당 열거된 항목 중 어느 하나 및 하나 이상의 모든 조합을 포함한다. 동일한 부호는 시종 동일한 요소를 의미한다. 나아가, 도면에서의 다양한 요소와 영역은 개략적으로 그려진 것이다. 따라서, 본 발명의 기술적 사상은 첨부한 도면에 그려진 상대적인 크기나 간격에 의해 제한되지 않는다.

[0022] 본 발명의 기술적 사상은 경량의 특성을 가지면서 동시에 고열전도도 및 고강도 특성을 가지는 알루미늄 합금 및 상기 알루미늄 합금으로 형성된 주조재를 제공하는 것이다. 또한, 상기 알루미늄 합금은 우수한 주조성을 요구한다.

[0023] 높은 방열 특성을 가지도록 복잡한 형상을 구현하거나 대량 생산을 위하여 금형 주조용 방열 경량 소재의 개발 및 다이캐스팅 공정과 같은 정형 제조 공정의 확보가 필수적이다.

[0024] 기존의 방열 부품에 사용되는 A6061 합금이나 A6063 합금 등의 가공재 알루미늄 합금은 열전도도 특성이 약 180 W/mK의 높은 수준을 보이고 있으나, 주조성이 낮아 소형의 부품 제조 또는 단순한 형상의 부품 제조로만 그 용도가 제한적이다. 반면, 상용 금형주조용 ADC12(A383) 합금 혹은 중력주조용 A356 합금은 주조성이 우수하지만 열전도도가 낮은 한계가 있다. 주조성의 향상(즉, 용탕의 유동성 향상)을 위하여 Si을 8wt% 이상 첨가한 알루미늄 합금의 경우에는, 열전도도가 낮아 방열특성이 좋지 않으며, 이에 따라 방열 향상을 위한 표면 처리 공정 등의 추가 공정을 요구하는 한계가 있다.

[0025] 출원인들의 이전 연구에서는, A6061 합금 수준의 높은 방열 특성과 함께 우수한 주조성을 구현하기 위하여, 실리콘의 함량은 3 wt% 이하로 낮추고, 실리콘을 대신하여 니켈을 최대 2 wt% 로 첨가한 합금을 개발하였다. 또한, 금형 소착성 방지를 위하여 최대 1 wt%의 철을 추가로 첨가하였다. 그러나, 상기 합금은 열전도성이 좋아 방열 특성이 우수한 반면, 강도가 저하되는 한계가 있다.

[0026] 따라서, 본 발명의 기술적 사상은 주조성을 위한 유동성 확보, 180 W/mK 이상의 높은 열전도도, 및 높은 강도를 가지는 고열전도도 고강도 주조용 알루미늄 합금을 제공하는 것이다.

[0027] 본 발명의 일실시예에 따른 고열전도도 고강도 알루미늄 합금은, 0.8 중량% 이상 내지 2.0 중량% 이하의 실리콘(Si); 0.5 중량% 이상 내지 1.0 중량% 이하의 철(Fe); 0.4 중량% 이상 내지 1.0 중량% 이하의 니켈(Ni); 0.3 중량% 이상 내지 1.2 중량% 이하의 마그네슘(Mg); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 불가피한 불순물;을 포함한다. 상기 고열전도도 고강도 알루미늄 합금은 상기 실리콘과 상기 마그네슘에 의하여 형성된 석출상을 포함하고, 상기 석출상의 상기 실리콘에 대한 상기 마그네슘의 질량 비율(Mg/Si)은 1.0 이상 내지 1.73 이하일 수 있다.

[0028] 본 발명의 일실시예에 따른 고열전도도 고강도 알루미늄 합금 주조재는, 0.8 중량% 이상 내지 2.0 중량% 이하의 실리콘(Si); 0.5 중량% 이상 내지 1.0 중량% 이하의 철(Fe); 0.4 중량% 이상 내지 1.0 중량% 이하의 니켈(Ni); 0.3 중량% 이상 내지 1.2 중량% 이하의 마그네슘(Mg); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 불가피한 불순물;을 포함한다. 상기 고열전도도 고강도 알루미늄 합금 주조재는 상기 실리콘과 상기 마그네슘에 의하여 형성된 석출상을 포함하고, 상기 석출상의 상기 실리콘에 대한 상기 마그네슘의 질량 비율(Mg/Si)은 1.0 이상 내지 1.73 이하일 수 있다.

[0030] 상기 알루미늄 합금 주조재에 있어서, 각각의 조성의 수치 한정은 하기와 같이 설명된다.

[0031] 실리콘의 경우, 0.8 중량% 미만에서는 유동도가 저하되어 원하는 주조성을 확보하기 어려워질 수 있다. 반면, 2.0 중량% 초과에서는 열전도도가 감소될 수 있다.

[0032] 철의 경우, 0.5 중량% 미만에서는 금형으로부터 주조재가 분리되기 어려워지는 특성인 금형 소착성이 증가될 수 있다. 반면, 1.0 중량% 초과에서는 유동도와 열전도도가 감소될 수 있고, 열간균열의 발생이 증가될 수 있다.

[0033] 니켈의 경우, 0.4 중량% 미만에서는, 유동도와 열전도도가 감소될 수 있다. 반면, 1.0 중량% 초과에서는 열간균열 발생이 증가될 수 있다.

[0034] 마그네슘의 경우, 0.3 중량% 미만에서는 시효 경화능이 저하되어 강도가 감소될 수 있다. 반면, 1.2 중량% 초과에서는 연성이 감소될 수 있다. 또한, 1.0 중량% 초과에서도 연성의 감소가 나타날 수 있다.

[0035] 참고로, 알루미늄 기지 내에 고용된 마그네슘 및 실리콘을 포함하는 용질 원소가 다양한 석출상을 형성할 수 있고, 예를 들어 $Mg_2Si$ 석출상을 형성할 수 있다. 이러한 석출상의 상기 실리콘에 대한 상기 마그네슘의 질량 비율(Mg/Si)은 1 이상 내지 1.73 이하일 수 있다. 예를 들어, 원자량이 28인 실리콘과 원자량이 24.3인 마그네슘이 정량적으로 결합하여 형성한 $Mg_2Si$ 석출상의 경우에는, 상기 질량 비율(Mg/Si)의 값은 24.3x2/28 = 1.73이 된다. 그러나, 실리콘이 마그네슘에 비하여 상대적으로 많아 초과되는 경우에는, 석출되는 석출상에서 실리콘의 함량이 상대적으로 증가되게 되고, 이에 따라, 상기 질량 비율(Mg/Si)이 감소되어, 1.0의 수치까지 가질 수 있다. 이러한 석출상의 질량 비율(Mg/Si)의 감소는 열역학적 계산에 의하여 산출되는 고용도 계산에서도 마그네슘 함량에 비하여 실리콘 함량이 증가될수록 Mg/Si가 감소되는 것이 확인되었다. 알루미늄 기지 내에 고용된 실리콘과 마그네슘의 용질 원소가 열처리 과정 중에 석출상을 형성하면서 상기 알루미늄 기지를 빠져 나오게 되면 강도의 향상과 더불어 열전도도를 증가시킨다. 이와 같이 상기 석출상을 형성하게 되면 상기 알루미늄 기지 내에 고용된 실리콘의 함량이 감소된다. 그러나, 이러한 열전도도의 증가를 감소시키거나 제거하지 않는 범위에서, 기존 조성의 한정 범위에 비하여 실리콘의 첨가량을 추가로 더 첨가하는 것이 가능하다. 이때, 추가되는 실리콘의 첨가량의 범위는 $Mg/1.73 \leq Si \leq Mg$ 로 제안될 수 있고, 상기 관계식에서 $Mg \leq 0.35$의 범위일 수 있다. 그러나, 이러한 범위는 예시적이며 본 발명의 기술적 사상은 이에 한정되는 것은 아니다.

[0036] 상기 알루미늄 합금 주조재가 용해된 용탕은, ADC12 합금에 대하여 63 퍼센트 내지 75 퍼센트 범위의 유동도 길이를 가질 수 있다.

[0037] 상기 알루미늄 합금 주조재는, 80 MPa 내지 120 MPa 범위의 항복강도, 160 MPa 내지 200 MPa 범위의 최대인장강도, 6% 내지 16% 범위의 연신율, 및 190 W/mK 내지 210 W/mK 범위의 열전도도를 가질 수 있다.

[0038] 상기 알루미늄 합금 주조재는, 150 ℃ 내지 160 ℃의 범위의 온도에서 3 시간 내지 48 시간의 범위의 시간 동안의 열처리에 의하여 시효 경화가 발생하고, 이에 따라 알루미늄 기지로부터 상기 실리콘과 상기 마그네슘에 의하여 형성된 석출상이 형성될 수 있고, 예를 들어 $Mg_2Si$ 과 같은 석출상이 생성될 수 있다. 상기 석출상의 생성에 의하여 경도값의 증가 및 열전도도 값의 증가가 나타날 수 있다.

[0039] 상기 알루미늄 합금 주조재는, 냉각 속도가 증가됨에 따라 열전도도의 증가가 나타날 수 있다. 상기 알루미늄 합금 주조재의 SDAS 크기가 증가될수록 열전도도는 선형적으로 감소될 수 있다.

[0040] 상기 알루미늄 합금 주조재는, 가압주조 및 시효 열처리에 의하여 120 MPa내지 180 MPa 범위의 항복강도, 190 MPa 내지 240 MPa 범위의 최대인장강도, 4 % 내지 10 % 범위의 연신율, 및 190 W/mK 내지 220 W/mK 범위의 열전도도를 가질 수 있다.

[0042] 이하에서는, 본 발명의 기술적 사상에 따른 고열전도도 고강도 알루미늄 합금 주조재를 실험예를 통하여 상세하게 설명하기로 한다.

[0044] 알루미늄 합금 주조재의 조성 설계

[0045] 합금 성분을 구성하는 금속들을 하기의 표 1의 함량에 따라 정량하고, 전기 저항식 용해로를 이용하여 약 700℃

의 용탕 온도에서 용해시켜 용탕을 형성하였다. 상기 용탕을 몰드에 투입하여 알루미늄 합금 주조재를 형성하였다. 상기 주조재의 형성 방법은 하기에 상세하게 설명하기로 한다.

[0046] 표 1은 본 발명의 일실시예들에 따른 알루미늄 합금의 조성을 나타낸다.

표 1

[0048]

| | 조성 | Si (wt%) | Fe (wt%) | Ni (wt%) | Mg (wt%) | Al (wt%) | Mg/Si |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 실시예1 | Al-1.0Si-0.5Fe-0.5Ni-0.3Mg | 1.08 | 0.60 | 0.53 | 0.34 | 잔부 | 0.315 |
| 실시예2 | Al-1.0Si-0.5Fe-0.5Ni-0.5Mg | 1.08 | 0.58 | 0.52 | 0.55 | 잔부 | 0.509 |
| 실시예3 | Al-1.0Si-0.5Fe-0.5Ni-1.0Mg | 0.84 | 0.58 | 0.51 | 1.12 | 잔부 | 1.33 |
| 비교예1 | Al-1.0Si-0.5Fe-0.5Ni | 0.94 | 0.52 | 0.45 | - | 잔부 | - |
| 비교예2 | Al-1.0Si-0.5Fe-1.0Ni | 0.98 | 0.53 | 0.92 | - | 잔부 | - |
| 비교예3 | Al-2.0Si-0.5Fe-0.5Ni | 1.92 | 0.55 | 0.48 | - | 잔부 | - |

[0050] 표 1에서는, 본 발명의 실시예들로서 마그네슘을 더 포함하는 합금들과 비교예들로서 마그네슘을 포함하지 않는 합금들이 표시되어 있다. 표 1에서, "Mg/Si"은 "Mg의 중량%/Si의 중량%"로 산출하였다.

[0051] 상기 실시예들의 합금 조성에서, 실리콘 첨가량은 2 wt% 이하로 감소시킨 반면, 열전도도 개선 및 주조성 개선을 위하여 Ni을 0.5 wt% 수준으로 첨가하고, 금형과의 소착성 방지를 위하여 철을 0.5 wt% 수준으로 참가하였으며, 실리콘과 함께 석출상을 형성함으로써 시효 경화를 발생시킬 수 있는 마그네슘을 약 1% 수준으로 첨가하였다.

[0053] 알루미늄 합금의 주조성 평가

[0054] 본 발명의 기술적 사상에 따른 알루미늄 합금의 주조성을 평가하였다. 주조성 평가는 나선형 몰드 시험(spiral mould test)를 이용하여 수행되었다. 알루미늄 합금 용탕의 유동도에 민감하게 영향을 주는 변수의 영향을 최소화하기 위하여, 모든 실험 대상 합금들에 대하여, 용탕 온도는 750 ℃, 용탕량은 1.5 kg, 및 몰드 예열온도는 200 ℃로 동일하게 제어하였다. 또한, 주조성 평가의 정확성, 경향성 및 재현성을 신뢰할 수 있도록, 합금 각각에 대하여 최소한 3회 이상의 실험을 실시하였다. 유동도 길이는 이러한 실험에서 얻은 수치의 평균값을 채택하였다. ADC12 합금의 유동도 길이를 100으로 산정하고, 이에 대한 상대적인 값을 퍼센트로 환산하였다.

[0055] 표 2는 본 발명의 일실시예들에 따른 알루미늄 합금의 유동도를 나타낸다.

표 2

[0057]

| | 실시예1 | 실시예2 | 실시예3 | 비교예1 | 비교예2 | 비교예3 |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 유동도(%) | 63.60 | 77.91 | 74.51 | 72.67 | 83.00 | 75.57 |

[0059] 표 2를 참조하면, 본 발명의 실시예들에 따른 알루미늄 합금들은 ADC12 합금 대비 약 60% 내지 약 75% 범위의 유동도를 나타낸다. 비교예들의 합금은 약 70% 내지 약 80% 범위의 유동도를 나타내므로, 본 발명의 실시예들에 따른 알루미늄 합금들은 유동도의 감소가 있다. 그러나, 본 발명의 실시예들에 따른 알루미늄 합금들은 A356 합금에 상응하는 유동도, 즉 ADC12 합금에 대비하면 약 70% 수준의 유동도를 가지므로, 원하는 수준 이상의 주조성을 보유하는 것으로 분석된다.

[0061] 스텝 몰드로 주조된 알루미늄 합금 주조재의 물리적 특성

[0062] 본 발명의 일실시예들에 따른 알루미늄 합금을 스텝 몰드를 이용하여 다른 냉각 속도로 형성된 조직을 함께 포함하는 알루미늄 합금 주조재를 형성하였다.

[0063] 도 1은 본 발명의 일실시예들에 따른 알루미늄 합금 주조재를 형성하기 위하여 사용된 스텝 몰드를 도시하는 개략도이다.

[0064] 도 1을 참조하면, 스텝 몰드는 하측으로 내려갈수록 내부 공간의 폭이 작아지는 내부 형상을 가지며, 폭이 작아짐에 따라 냉각 속도가 증가된다. 상기 스텝 몰드는 냉각 속도를 1.5 ℃/초로부터 최대 46.33 ℃/초 까지 변화시킬 수 있다.

[0065] 구체적으로, 알루미늄 합금 용탕이 주입되는 부분인 영역 1은 40 mm의 폭을 가지며, 냉각 속도는 최대 1.5 ℃/초이다. 상기 영역 1의 하측에 위치하는 영역 2는 20 mm의 폭을 가지며, 냉각 속도는 상기 영역 1의 냉각 속도에 비하여 클 수 있고, 최대 6.63 ℃/초이다. 상기 영역 2의 하측에 위치하는 영역 3은 10 mm의 폭을 가지며, 냉각 속도는 상기 영역 2의 냉각 속도에 비하여 클 수 있고, 최대 12.7 ℃/초이다. 상기 영역 3의 하측에 위치하는 영역 4는 4 mm의 폭을 가지며, 냉각 속도는 상기 영역 3의 냉각 속도에 비하여 클 수 있고, 최대 46.33 ℃/초이다. 그러나, 상기 스텝 몰드의 치수 및 냉각 속도는 예시적이며, 본 발명의 기술적 사상은 이에 한정되는 것은 아니다.

[0067] 표 3은 본 발명의 일실시예들에 따른 스텝몰드로 주조된 알루미늄 합금 주조재의 물리적 특성들을 나타낸다.

*표 3*

[0069]

| | 경도 (Hv, 0.5kg) | 항복강도 (MPa) | 최대인장강도 (MPa) | 연신율 (%) | 열전도도 (W/mK) |
|---|---|---|---|---|---|
| 실시예1 | 38.97 | 87.3 | 168.0 | 10.2 | 209.44 |
| 실시예2 | 43.67 | 97.0 | 182.7 | 15.7 | 205.81 |
| 실시예3 | 48.37 | 111.0 | 191.0 | 6.7 | 194.75 |
| 비교예1 | 33.63 | 52.0 | 124.6 | 24.4 | 196.84 |
| 비교예2 | 34.40 | 53.6 | 132.3 | 15.6 | 208.51 |
| 비교예3 | 35.58 | 51.8 | 120.0 | 11.0 | 181.56 |

[0071] 표 3에서, 경도(hardness), 항복강도(yield strength), 최대 인장강도(ultimate tensile strength) 및 연신율(elongation)은 상온에서 영역 1의 주조재를 이용하여 측정한 값들이다. 상기 열전도도는 영역 4의 주조재를 상온에서 레이저 플래쉬 방법(ASTM E1461)을 이용하여 측정한 값들이다.

[0073] 표 3을 참조하면, 본 발명의 실시예들은 비교예들에 비하여 기계적 성질 및 열전도도가 개선됨을 알 수 있다.

[0074] 항복강도는 비교예들에 비하여 본 발명의 실시예들이 높은 값을 나타내었다. 항복강도는 비교예들의 약 50 MPa 내지 약 55 MPa 수준에서 약 85 MPa 내지 약 115 MPa로 증가되었다. 구체적으로, 비교예1은 52 MPa의 항복강도를 나타내는 반면, 비교예1보다 0.34 중량%의 마그네슘이 더 첨가된 실시예1은 87.3 MPa, 0.55 중량%의 마그네슘이 더 첨가된 실시예2는 97.0 MPa, 1.12 중량%의 마그네슘이 더 첨가된 실시예3은 111 MPa의 항복강도를 나타내었다. 마그네슘 함량이 증가됨에 따라 항복강도가 증가되는 경향을 나타내었다.

[0075] 최대 인장강도는 비교예들에 비하여 본 발명의 실시예들이 높은 값을 나타내었다. 최대 인장강도는 비교예들의 약 120 MPa 내지 약 135 MPa 수준에서 약 165 MPa 내지 약 195 MPa로 증가되었다. 구체적으로, 비교예1은 124.6 MPa의 최대 인장강도를 나타내는 반면, 비교예1보다 0.34 중량%의 마그네슘이 더 첨가된 실시예1은 168.0 MPa, 0.55 중량%의 마그네슘이 더 첨가된 실시예2는 182.7 MPa, 1.12 중량%의 마그네슘이 더 첨가된 실시예3은 191.0 MPa의 최대 인장강도를 나타내었으며, 마그네슘 함량이 증가됨에 따라 최대 인장강도가 증가되는 경향을 나타내었다.

[0076] 반면, 연신율은 비교예들에 비하여 본 발명의 실시예들이 낮은 값을 나타내었다. 연신율은 비교예들의 약 11.0 % 내지 약 25 % 수준에서 약 6 % 내지 약 11 %로 감소되었다. 구체적으로, 비교예1은 24.4 %의 연신율을 나타내는 반면, 비교예1보다 0.34 중량%의 마그네슘이 더 첨가된 실시예1은 10.2 %, 0.55 중량%의 마그네슘이 더 첨가된 실시예2는 15.7 %, 1.12 중량%의 마그네슘이 더 첨가된 실시예3은 6.7 %의 연신율을 나타내었으며, 마그네슘 함량이 0.5 중량%에서 가장 높은 값을 나타내었다.

[0077] 열전도도는 비교예들에 비하여 본 발명의 실시예들이 높은 값을 나타내었다. 열전도도는 비교예들의 약 180 W/mK 내지 약 210 W/mK 수준에서 약 190 W/mK 내지 약 210 W/mK로 증가되었다. 구체적으로, 비교예1은 196.4 W/mK의 열전도도를 나타내는 반면, 비교예1보다 0.34 중량%의 마그네슘이 더 첨가된 실시예1은 209.44 W/mK, 0.55 중량%의 마그네슘이 더 첨가된 실시예2는 205.81 W/mK, 1.12 중량%의 마그네슘이 더 첨가된 실시예3은 194.75 W/mK의 열전도도를 나타내었으며, 마그네슘 함량이 증가됨에 따라 감소되는 경향을 나타내었다. 실시예 1 내지 실시예3는 190 W/mK 내지 210 W/mK 범위의 열전도도를 나타내었고, 따라서 실시예1 내지 실시예3 모두는 목표 수치인 180 W/mK 이상의 열전도도를 나타내었다.

[0079] 스텝 몰드로 주조된 알루미늄 합금 주조재의 열처리 영향

[0080] 스텝몰드에 주조한 후, 냉각속도가 최대 46.33 ℃/초로서 가장 빠른 영역인 상기 영역 4에서 형성된 실시예1 내지 실시예3의 합금을, 용체화 처리를 수행하지 않고, 약 155 ℃에서 최대 48시간 까지 시효 처리하는 T5 시효 열처리를 수행하였다. 상기 시효 처리를 위한 시효 열처리 온도는, 예를 들어 140 ℃ 내지 170 ℃의 범위일 수 있고, 예를 들어 150 ℃ 내지 160 ℃의 범위일 수 있다. 시효 열처리 시간은, 예를 들어 1 분 내지 48 시간의 범위일 수 있고, 예를 들어 3 시간 내지 48 시간의 범위일 수 있다.

[0081] 도 2은 본 발명의 일실시예들에 따른 알루미늄 합금 주조재의 열처리 시간에 따른 경도 변화를 나타내는 그래프이다. 도 2에 나타난 경도 값은 알루미늄 합금 주조재의 알루미늄 기지의 경도값을 나타낸다.

[0082] 도 2를 참조하면, 실시예1 내지 실시예3 모두 약 3시간까지의 열처리를 수행하면 경도 값이 감소하였으나, 3 시간 이상에서는 경도 값의 급격한 증가가 나타났다. 155℃의 온도에서 약 24 시간의 열처리에서 경도 값의 최대 값을 나타내었다. 24 시간 이상의 열처리에서는 경도 값이 변화가 없거나 다소 감소되는 경향을 나타내었다. 경도 값은 전체적으로 실시예3이 가장 높게 나타났으며, 이어서 실시예2 , 실시예1의 순서로 나타났다. 따라서, 마그네슘 함량이 증가됨에 따라 열처리에 따른 경도 값이 커지게 되고, 증가 경향도 크게 나타났다. 이러한 시효처리에 따른 경도의 상승은, 주조에 따른 응고에 의하여 알루미늄 기지 내에 실리콘과 마그네슘과 같은 용질원소가 과포화되고, 상기 용질원소가 시효처리에 의하여 상기 기지로부터 빠져나오면서 서로 결합되어 미세한 구조를 가지는 석출상을 형성하기 때문으로 분석된다. 이러한 석출상에 의하여 전위의 이동이 방해되는 등의 원인으로 경도가 증가되는 것으로 분석된다. 상기 석출상은, 예를 들어 1.73의 질량 비율(Mg/Si)을 가지는 β상($Mg_2Si$)을 포함할 수 있고, 실리콘의 함량이 마그네슘에 비하여 상대적으로 증가되는 경우에는 질량 비율(Mg/Si)이 1.0 까지 감소된 석출상들을 포함할 수 있다. 이와 같이, 과포화된 상기 용질 원소들이 석출상을 형성하면, 경도 증가 외에도 열전도도 또한 증가시킬 것으로 예상된다.

[0083] 표 4는 본 발명의 일실시예들에 따른 알루미늄 합금 주조재의 열처리 시간에 따른 열전도도 변화를 나타내는 표이다.

표 4

[0085]

| 열전도도 (W/mK) | 주조 직후 (영역 4) | 155℃ 에서 24시간 열처리후 | 155℃ 에서 48시간 열처리후 |
|---|---|---|---|
| 실시예1 | 209.44 | 210.07 | 201.95 |
| 실시예2 | 205.81 | 205.78 | 205.35 |
| 실시예3 | 194.75 | 193.62 | 204.83 |

[0087] 표 4를 참조하면, 실시예1 및 실시예2의 경우에는, 주조 직후의 열전도도 값과 155℃ 에서 24시간 열처리후의

열전도도 값이 거의 변화하지 않았다. 155℃ 에서 48시간 열처리후에는 실시예1은 열전도도 값이 다소 감소되는 경향을 나타냈고, 실시예2는 열전도도 값이 거의 변화하지 않았다.

[0088] 그러나, 실시예3의 경우에는, 주조 직후의 열전도도 값과 155℃ 에서 24시간 열처리후의 열전도도 값이 거의 변화하지 않았으나, 155℃ 에서 48시간 열처리후에는 열전도도 값이 증가되어 실시예1 및 실시예2의 수준으로 나타났다.

[0089] 따라서, 상기 경도 변화와 열전도도 변화를 함께 고려하면, 마그네슘 함량이 높은 실시예3이 열처리에 따른 경도 증가와 열전도도 증가를 두드러지게 나타내었고, 이는 $Mg_2Si$와 같은 실리콘-마그네슘 석출상이 마그네슘 함량의 증가에 따라 활발하게 이루어진 것으로 분석된다.

[0091] 스텝 몰드로 주조된 알루미늄 합금 주조재의 냉각 속도 영향

[0092] 도 3은 본 발명의 일실시예들에 따른 알루미늄 합금 주조재의 냉각 속도에 따른 열전도도 변화를 나타내는 그래프이다.

[0093] 도 3을 참조하면, 실시예1 내지 실시예 3 모두 냉각 속도가 증가함에 따라 열전도도가 증가되는 경향을 나타내었다. 그래프에 나타난 냉각 속도 전체 범위에 걸쳐서, 실시예1이 가장 높은 열전도도를 나타내었고, 이어서 실시예2 및 실시예3의 순서로 열전도도가 저하되었다. 마그네슘 함량이 높은 실시예3은 가장 낮은 열전도도를 나타내고 있으나, 표 4를 참조하여 상술한 바와 같이 시효처리에 의하여 실시예1 및 실시예2와 거의 동등한 수준의 열전도도를 가질 수 있다.

[0094] 도 4는 본 발명의 일실시예들에 따른 알루미늄 합금 주조재의 SDAS(secondary dendrite arm spacing)의 크기에 따른 열전도도 변화를 나타내는 그래프이다.

[0095] 도 4를 참조하면, 실시예1 내지 실시예3의 알루미늄 합금 주조재들을 현미경 관찰 등을 통하여 SDAS의 크기를 측정하고, 상기 SDAS 크기에 따른 열전도도의 변화를 나타낸다. 이어서, 하기와 같이 SDAS 크기에 따른 열전도도의 변화에 대한 상관 관계식을 수립할 수 있다.

[0096] [실시예1에 대한 상관 관계식]

[0097] Y (열전도도) = -0.10387 X (SDAS 크기) + 212.0171

[0098] [실시예2에 대한 상관 관계식]

[0099] Y (열전도도) = -0.18155 X (SDAS 크기) + 207.29889

[0100] [실시예3에 대한 상관 관계식]

[0101] Y (열전도도) = -0.14509 X (SDAS 크기) + 196.52742

[0103] 상기 관계식들로부터 SDAS 크기가 증가될수록 열전도도는 선형적으로 감소되는 선형적 비례관계를 가짐을 알 수 있다. 여기에서, 상기 SDAS 크기는 냉각속도가 빠를수록 감소되는 경향을 나타내므로, 냉각 속도가 증가됨에 따라 열전도도는 선형적으로 증가되는 선형적 비례관계를 가짐을 예상할 수 있다.

[0105] 가압 주조 방식으로 주조된 알루미늄 합금 주조재의 물리적 특성

[0106] 본 발명의 일실시예들에 따른 알루미늄 합금을 가압 주조 방식을 이용하여 알루미늄 합금 주조재를 형성하였다. 상기 가압 주조 방식은 피스톤의 이동속도가 약 36.25 ㎜/sec인 수평 피스톤 이동방식을 이용하였다. 가압 주조 시의 알루미늄 합금의 용탕온도는 640 ℃의 합금 액상선을 고려하여, 약 680 ℃로 설정하였고, 몰드 예열온도는 200 ℃로 동일하게 제어하였다. 샷 슬리브(shot sleeve) 내로 용탕을 주입시킨 후, 약 4초 후에 10 MPa의 최대 용탕 주입 압력을 가압주조를 수행하였다. 주조된 알루미늄 합금 주조재를 155℃ 에서 24시간 열처리를 수행하였다. 주조 직후의 알루미늄 합금 주조재와 열처리 후의 알루미늄 합금 주조재의 물리적 특성들을 측정하였다.

[0107] 표 5는 본 발명의 일실시예들에 따른 가압주조 방식으로 주조된 알루미늄 합금 주조재의 물리적 특성들을 나타

낸다. 표 5에서, 열전도도는 상술한 SDAS 크기와 열전도도의 상관 관계식에 의하여 예측한 값이다.

표 5

[0109]

| | 열처리조건 | 항복강도 (MPa) | 인장강도 (MPa) | 연신율 (%) | 열전도도 (W/mK) |
|---|---|---|---|---|---|
| 실시예1 | 주조 직후 | 81.3 | 164.0 | 15.7 | 211.26 |
| | 155℃ 에서 24시간 열처리후 | 125.0 | 196.7 | 6.5 | |
| 실시예2 | 주조 직후 | 89.0 | 163.0 | 11.0 | 205.96 |
| | 155℃ 에서 24시간 열처리후 | 127.0 | 200.7 | 9.9 | |
| 실시예3 | 주조 직후 | 103.7 | 193.7 | 10.3 | 195.44 |
| | 155℃ 에서 24시간 열처리후 | 174.3 | 230.3 | 4.4 | |

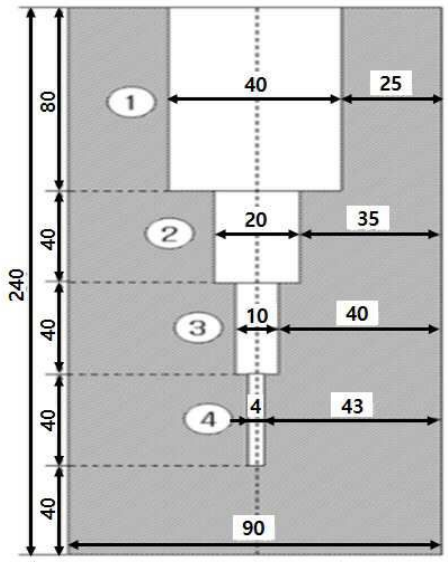
[0111] 표 5를 참조하면, 실시예 1 내지 실시예 3 모두 열처리 후 항복강도와 인장강도가 증가되었고, 연신율은 저하됨을 알 수 있다. 이러한 결과는 표 3을 참조하여 설명한 바와 같이, 스텝 몰드를 이용하여 형성한 알루미늄 합금 주조재와 동일하다.

[0112] 또한, 열전도도는 표 3에 나타난 열전도도와 거의 동일한 경향을 나타낸다. 즉, 표 5의 실시예1의 열전도도는 211.26 W/mK로서 표 3의 실시예1의 209.44 W/mK와 거의 동일한 수치를 나타내고, 표 5의 실시예2의 열전도도는 205.96 W/mK로서 표 3의 실시예2의 205.81 W/mK와 거의 동일한 수치를 나타내고, 표 5의 실시예3의 열전도도는 195.44 W/mK로서 표 3의 실시예3의 194.75 W/mK와 거의 동일한 수치를 나타내었다. 따라서, 가압주조로 형성된 알루미늄 합금 주조재에 대한 열처리 영향이 상술한 바와 같이 스텝 몰드로 주조된 알루미늄 합금 주조재에 대한 열처리 영향과 유사한 경향을 가질 것임을 예측할 수 있다.

[0114] 이상에서 설명한 본 발명의 기술적 사상이 전술한 실시예 및 첨부된 도면에 한정되지 않으며, 본 발명의 기술적 사상을 벗어나지 않는 범위 내에서 여러 가지 치환, 변형 및 변경이 가능하다는 것은, 본 발명의 기술적 사상이 속하는 기술분야에서 통상의 지식을 가진 자에게 있어 명백할 것이다.

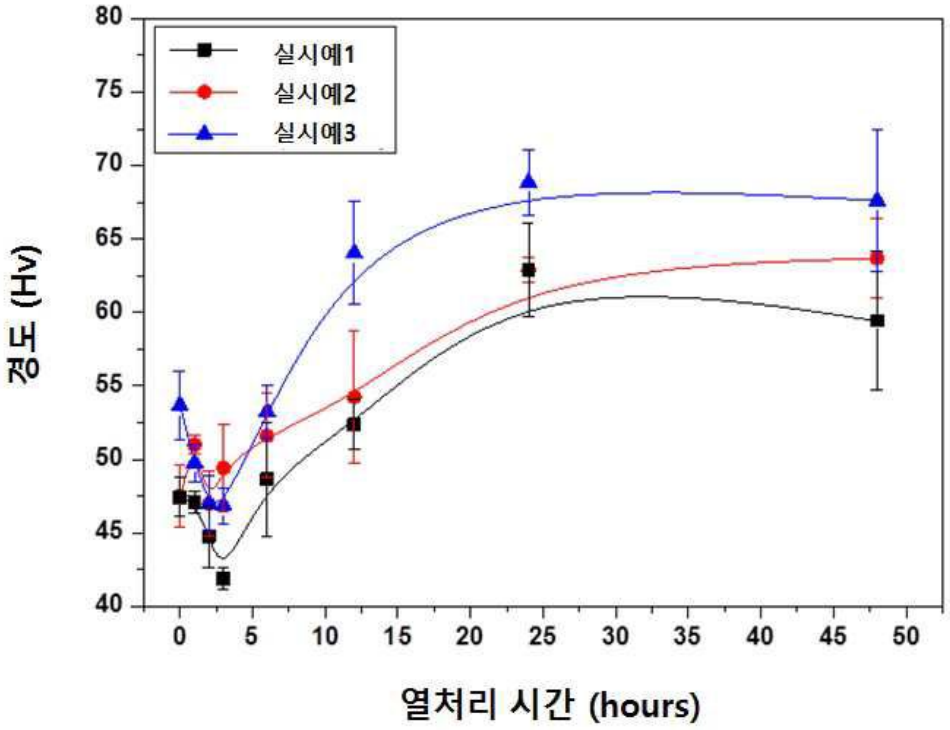
## 도면

### 도면1

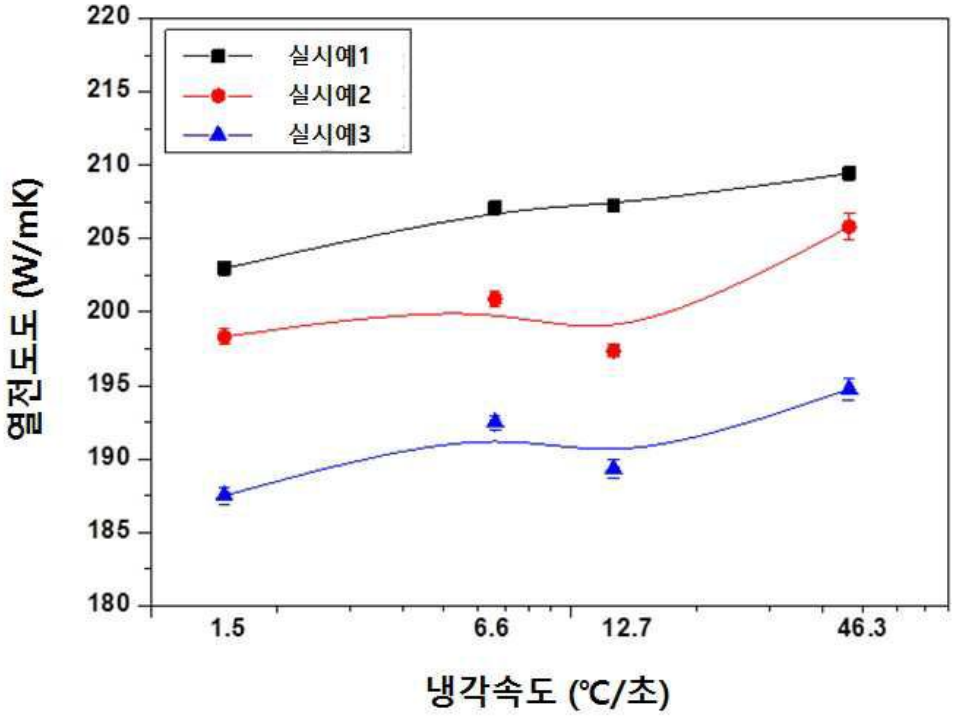



| 영역 | 폭 (mm) | 냉각속도 (℃/초) |
|---|---|---|
| 1 | 40 | ~1.5 |
| 2 | 20 | ~6.63 |
| 3 | 10 | ~12.7 |
| 4 | 4 | ~46.33 |

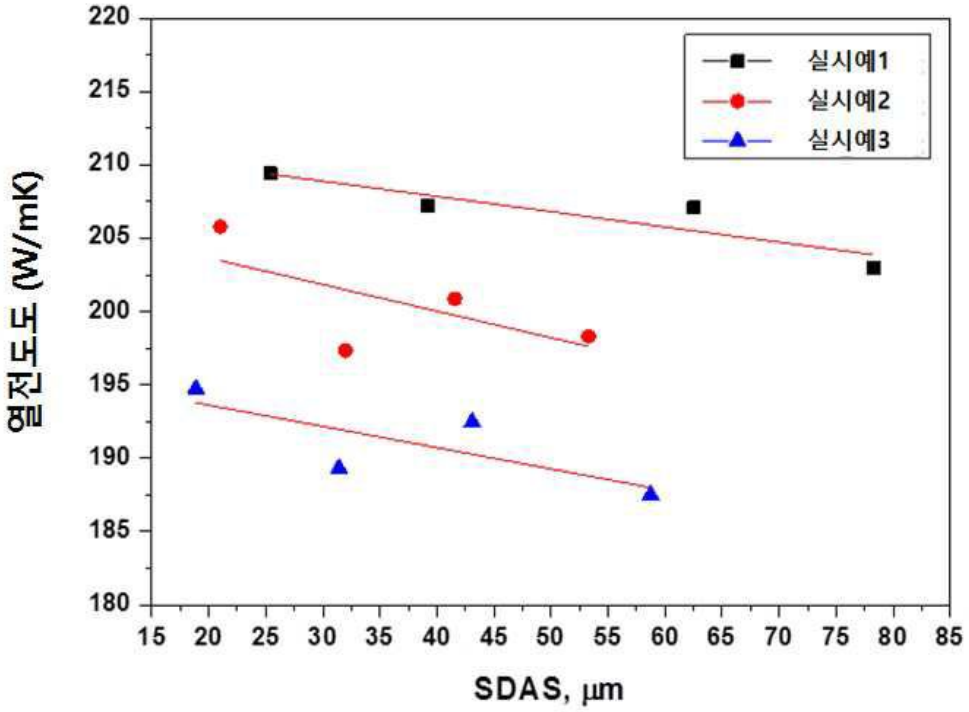
도면2


실시예1
실시예2
실시예3
경도 (Hv)
열처리 시간 (hours)

도면3


실시예1
실시예2
실시예3
열전도도 (W/mK)
냉각속도 (℃/초)

도면4


220
215
210
205
200
195
190
185
180
15
20
25
30
35
40
45
50
55
60
65
70
75
80
85
열전도도 (W/mK)
SDAS, μm
실시예1
실시예2
실시예3