(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2024-0138889
(43) 공개일자 2024년09월20일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 21/08 (2006.01) *B22D 21/04* (2006.01)
C22C 1/02 (2006.01) *C22F 1/047* (2006.01)
(52) CPC특허분류
C22C 21/08 (2013.01)
B22D 21/04 (2013.01)
(21) 출원번호 10-2023-0032760
(22) 출원일자 2023년03월13일
심사청구일자 2023년03월13일

(71) 출원인
한국재료연구원
경상남도 창원시 성산구 창원대로 797 (상남동)
(72) 발명자
조영희
경상남도 창원시 성산구 토월로27번길 18, 107동 1003호
이정무
경상남도 창원시 성산구 삼정자로 79, 115동 502호
구태민
울산광역시 남구 월평로91번길 29
(74) 대리인
이인행

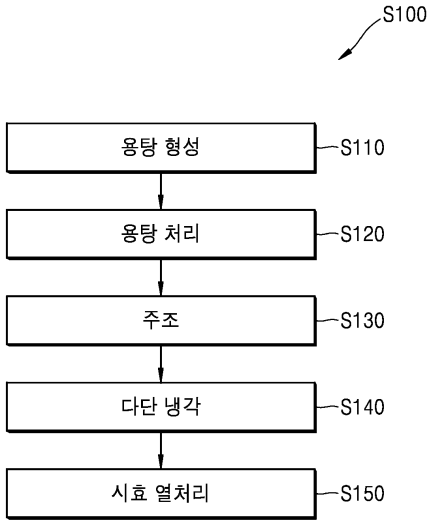
전체 청구항 수 : 총 10 항

(54) 발명의 명칭 **고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재 및 그 제조방법**

(57) 요 약

본 발명은, 용체화 처리를 하지 않더라도 우수한 기계적 특성을 나타내는 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재 및 그 제조방법을 제공한다. 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재는, 3.6 중량% 내지 4.4 중량%의 마그네슘(Mg); 1 중량% 내지 2 중량% 미만의 철(Fe); 0.5 중량% 내지 2 중량%의 실리콘(Si); 0.01 중량% 내지 0.1 중량%의 티타늄(Ti); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 기타 불가피한 불순물을 포함한다.

대 표 도 - 도1



(52) CPC특허분류
C22C 1/026 (2013.01)
C22F 1/047 (2013.01)

이 발명을 지원한 국가연구개발사업
과제고유번호 1711157563
과제번호 PNCC100
부처명 과학기술정보통신부
과제관리(전문)기관명 한국연구재단
연구사업명 나노소재기술개발
연구과제명 대용량 고전압 제너레이터 전장 쉴드 경량금속 핵심소재기술 개발(1단계)(3/3)
기 여 율 1/2
과제수행기관명 한국재료연구원
연구기간 2022.01.01 ~ 2022.12.31
이 발명을 지원한 국가연구개발사업
과제고유번호 1415178953
과제번호 PGMD710
부처명 산업통상자원부
과제관리(전문)기관명 한국산업기술평가관리원
연구사업명 소재부품기술개발
연구과제명 진공가압 하이브리드 주조를 이용한 인장강도 380MPa 연신율 10% 이상 고인성 차체 섀시용 알루미늄 주조 소재부품 개발(3/3)
기 여 율 1/2
과제수행기관명 명화공업(주)
연구기간 2022.01.01 ~ 2022.12.31

명 세 서

청구범위

청구항 1

3.6 중량% 내지 4.4 중량%의 마그네슘(Mg);

1 중량% 내지 2 중량% 미만의 철(Fe);

0.5 중량% 내지 2 중량%의 실리콘(Si);

0.01 중량% 내지 0.1 중량%의 티타늄(Ti); 및

잔부는 알루미늄(Al) 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고,

최대인장강도(UTS): 200 MPa 이상, 항복강도(YS): 130 MPa 이상, 및 연신율(EL): 2% 이상을 만족하는,

고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재.

청구항 2

제 1 항에 있어서,

3.6 중량% 내지 4.4 중량%의 마그네슘(Mg);

1.5 중량% 내지 1.9 중량%의 철(Fe);

1 중량% 내지 1.4 중량%의 실리콘(Si);

0.01 중량% 내지 0.1 중량%의 티타늄(Ti); 및

잔부는 알루미늄(Al) 및 기타 불가피한 불순물을 포함하는,

고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재.

청구항 3

제 1 항에 있어서,

0 중량% 초과 내지 1.0 중량%의 세륨(Ce)을 더 포함하는,

고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재.

청구항 4

제 1 항에 있어서,

20 μm 내지 30 μm 범위의 2차 수지상 간격을 가지는,

고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재.

청구항 5

제 1 항에 있어서,

알루미늄 기지 내에 Mg-Si계 석출상인 β"상과 β'상 및 실리콘(Si) 상 중에서 적어도 어느 하나를 가지는,

고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재.

청구항 6

제 1 항에 있어서,

수지상정 내의 시효 석출상은 20 nm 내지 40 nm 범위의 평균 길이를 가지고, 5×10^{14} #/m^2 내지 15×10^{14} #/m^2

범위의 갯수 밀도를 가지는,

고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재.

청구항 7

3.6 중량% 내지 4.4 중량%의 마그네슘(Mg); 1 중량% 내지 2 중량% 미만의 철(Fe); 0.5 중량% 내지 2 중량%의 실리콘(Si); 0.01 중량% 내지 0.1 중량%의 티타늄(Ti); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 기타 불가피한 불순물을 포함하는 알루미늄 용탕을 형성하는 단계;

상기 알루미늄 용탕을 몰드에 주입하여 알루미늄 합금 주조재를 형성하는 주조 단계;

상기 알루미늄 합금 주조재를 공랭하는 1차 냉각과 250℃ 내지 350℃ 범위의 온도에서 상기 알루미늄 합금 주조재를 수냉하는 2차 냉각을 포함하는 다단 냉각 단계; 및

상기 알루미늄 합금 주조재를 180℃ 내지 220℃ 범위의 온도에서 열처리하는 시효 열처리 단계;를 포함하는,

고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 제조방법.

청구항 8

제 7 항에 있어서,

상기 알루미늄 용탕을 형성하는 단계를 수행한 후에,

상기 알루미늄 용탕을 750℃ 내지 850℃ 범위의 온도로 가열하여 30 분 내지 2 시간 동안 유지하는 TR(thermal rate) 용탕 처리단계를 더 포함하는,

고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 제조방법.

청구항 9

제 7 항에 있어서,

상기 알루미늄 용탕을 형성하는 단계를 수행한 후에,

상기 알루미늄 용탕을 750℃ 내지 850℃ 범위의 온도로 가열하여 유지하면서, 30초 내지 5분 동안 초음파를 인가하는 초음파 용탕 처리단계를 더 포함하는,

고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 제조방법.

청구항 10

3.6 중량% 내지 4.4 중량%의 마그네슘(Mg); 1 중량% 내지 2 중량% 미만의 철(Fe); 0.5 중량% 내지 2 중량%의 실리콘(Si); 0.01 중량% 내지 0.1 중량%의 티타늄(Ti); 0% 초과 ~ 1.0%의 세륨(Ce); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 기타 불가피한 불순물을 포함하는 알루미늄 용탕을 형성하는 단계;

상기 알루미늄 용탕을 몰드에 주입하여 알루미늄 합금 주조재를 형성하는 주조 단계;

상기 알루미늄 합금 주조재를 공랭하는 1차 냉각과 250℃ 내지 350℃ 범위의 온도에서 상기 알루미늄 합금 주조재를 수냉하는 2차 냉각을 포함하는 다단 냉각 단계; 및

상기 알루미늄 합금 주조재를 180℃ 내지 240℃ 범위의 온도에서, 예를 들어 20 시간 내지 30 시간 동안 열처리하는 시효 열처리 단계;를 포함하는,

고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 제조방법.

발명의 설명

기 술 분 야

[0001] 본 발명의 기술적 사상은 알루미늄 합금에 관한 것으로서, 보다 상세하게는 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재 및 그 제조방법에 관한 것이다.

배 경 기 술

[0002] 이산화탄소 배출 저감 등 환경 규제 강화에 따라 친환경차의 수요 및 경량화 요구가 급증하고 있다. 친환경 자동차의 경량화는 경량 금속소재의 적용과 더불어 부품의 두께 감소로 달성될 수 있다. 따라서, 부품의 경량화 및 원가 절감을 위해 박육 대형 부품의 주조기술이 요구되며, 두께 감소에 따른 강도를 보충할 수 있는 소재 및 공정 개발이 요구되고 있다. 대형 박육 일체형 부품제조는 주물의 충진을 위한 주조기술뿐만 아니라, 이와 관련된 소재개발이 요구되고 있다.

[0003] 알루미늄은 우수한 경량성과 물성에 의해 자동차 분야에서 이미 널리 사용되고 있으며, 특히 알루미늄 중에 알루미늄 합금 주조재는 약 60% 정도를 차지하는 등 다양한 자동차 부품에 사용되고 있다. 특히, 친환경 자동차의 경량화 및 부품의 제조 원가 절감을 위해, 알루미늄 합금 주조재의 사용량은 지속적으로 증가할 것으로 전망되고 있다.

[0004] 알루미늄 합금 주조재는 일반적으로 용체화처리-급냉-시효처리로 구성된 열처리 공정(T6)을 통하여 제품의 기계적 물성을 충족시킨다. 그러나 대형 박육 형상 부품의 경우에는 용체화처리 및 급냉 공정에 의해 치수 변형이 유발되는 우려가 있다. 따라서, 대형 박육 형상의 부품 적용을 위한 전용 소재개발에 대한 수요는 급증하는 상황에서, 전용 소재의 부재로 인하여 용체화 처리를 수행하지 않는 비열처리 알루미늄 합금 주조재에 대한 개발 요구가 높은 상황이다. 비열처리 알루미늄 주조용 합금은 알루미늄 합금의 통상적인 열처리인 용체화 처리 후 급냉처리를 수행하지 않고, 대신에 주조 직후 고용강화 혹은 인공시효를 통한 강화를 통하여 강도를 구현한 합금이다. 이러한 비열처리 알루미늄 합금은 열처리 알루미늄 합금에 비해 물성이 저하되는 한계가 있으므로, 물성을 증가시키는 요구가 증가되고 있다.

선행기술문헌

특허문헌

[0005] (특허문헌 0001) 일본등록특허번호 제6340893호

발명의 내용

해결하려는 과제

[0006] 본 발명의 기술적 사상이 이루고자 하는 기술적 과제는 용체화 처리를 하지 않더라도 우수한 기계적 특성을 나타내는 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재 및 그 제조방법을 제공하는 것이다.

[0007] 그러나 이러한 과제는 예시적인 것으로, 본 발명의 기술적 사상은 이에 한정되는 것은 아니다.

과제의 해결 수단

[0008] 상기 기술적 과제를 달성하기 위한 본 발명의 기술적 사상에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재는, 3.6 중량% 내지 4.4 중량%의 마그네슘(Mg); 1 중량% 내지 2 중량% 미만의 철(Fe); 0.5 중량% 내지 2 중량%의 실리콘(Si); 0.01 중량% 내지 0.1 중량%의 티타늄(Ti); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 최대인장강도(UTS): 200 MPa 이상, 항복강도(YS): 130 MPa 이상, 및 연신율(EL): 2% 이상을 만족할 수 있다.

[0009] 본 발명의 일실시예에 의하면, 3.6 중량% 내지 4.4 중량%의 마그네슘(Mg); 1.5 중량% 내지 1.9 중량%의 철(Fe); 1 중량% 내지 1.4 중량%의 실리콘(Si); 0.01 중량% 내지 0.1 중량%의 티타늄(Ti); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 기타 불가피한 불순물을 포함할 수 있다.

[0010] 본 발명의 일실시예에 의하면, 0 중량% 초과 내지 1.0 중량%의 세륨(Ce)을 더 포함할 수 있다.

[0011] 본 발명의 일실시예에 의하면, 20 μm 내지 30 μm 범위의 2차 수지상 간격을 가질 수 있다.

[0012] 본 발명의 일실시예에 의하면, 알루미늄 기지 내에 Mg-Si계 석출상인 β"상과 β'상 및 실리콘(Si) 상 중에서 적어도 어느 하나를 가질 수 있다.

[0013] 본 발명의 일실시예에 의하면, 수지상정 내의 시효 석출상은 20 nm 내지 40 nm 범위의 평균 길이를 가지고, 5 x

10^{14} #/m^2 내지 15 x 10^{14} #/m^2 범위의 갯수 밀도를 가질 수 있다.

[0014] 상기 기술적 과제를 달성하기 위한 본 발명의 기술적 사상에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 제조방법은, 3.6 중량% 내지 4.4 중량%의 마그네슘(Mg); 1 중량% 내지 2 중량% 미만의 철(Fe); 0.5 중량% 내지 2 중량%의 실리콘(Si); 0.01 중량% 내지 0.1 중량%의 티타늄(Ti); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 기타 불가피한 불순물을 포함하는 알루미늄 용탕을 형성하는 단계; 상기 알루미늄 용탕을 몰드에 주입하여 알루미늄 합금 주조재를 형성하는 주조 단계; 상기 알루미늄 합금 주조재를 공랭하는 1차 냉각과 250℃ 내지 350℃ 범위의 온도에서 상기 알루미늄 합금 주조재를 수냉하는 2차 냉각을 포함하는 다단 냉각 단계; 및 상기 알루미늄 합금 주조재를 180℃ 내지 220℃ 범위의 온도에서 열처리하는 시효 열처리 단계;를 포함할 수 있다.

[0015] 본 발명의 일실시예에 의하면, 상기 알루미늄 용탕을 형성하는 단계를 수행한 후에, 상기 알루미늄 용탕을 750℃ 내지 850℃ 범위의 온도로 가열하여 30 분 내지 2 시간 동안 유지하는 TR(thermal rate) 용탕 처리단계를 더 포함할 수 있다.

[0016] 본 발명의 일실시예에 의하면, 상기 알루미늄 용탕을 형성하는 단계를 수행한 후에, 상기 알루미늄 용탕을 750℃ 내지 850℃ 범위의 온도로 가열하여 유지하면서, 30초 내지 5분 동안 초음파를 인가하는 초음파 용탕 처리단계를 더 포함할 수 있다,

[0017] 상기 기술적 과제를 달성하기 위한 본 발명의 기술적 사상에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 제조방법은, 3.6 중량% 내지 4.4 중량%의 마그네슘(Mg); 1 중량% 내지 2 중량% 미만의 철(Fe); 0.5 중량% 내지 2 중량%의 실리콘(Si); 0.01 중량% 내지 0.1 중량%의 티타늄(Ti); 0% 초과 ~ 1.0%의 세륨(Ce); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 기타 불가피한 불순물을 포함하는 알루미늄 용탕을 형성하는 단계; 상기 알루미늄 용탕을 몰드에 주입하여 알루미늄 합금 주조재를 형성하는 주조 단계; 상기 알루미늄 합금 주조재를 공랭하는 1차 냉각과 250℃ 내지 350℃ 범위의 온도에서 상기 알루미늄 합금 주조재를 수냉하는 2차 냉각을 포함하는 다단 냉각 단계; 및 상기 알루미늄 합금 주조재를 180℃ 내지 240℃ 범위의 온도에서, 예를 들어 20 시간 내지 30 시간 동안 열처리하는 시효 열처리 단계;를 포함할 수 있다.

발명의 효과

[0018] 본 발명의 기술적 사상에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재는, 종래의 비열처리형 알루미늄 주조재에 비해 합금 조성의 최적화 및 용탕처리를 통하여 최대인장강도, 항복강도 및 연신율을 향상시킬 수 있다.

[0019] 본 발명에 따르면, 대형 자동차 부품을 생산하기 위해 Al-Mg-Fe 합금에 실리콘을 첨가한 T5 열처리형 신합금을 개발하였다. 알루미늄 합금의 최대인장강도, 연신율, 항복강도를 고려하여 철과 실리콘의 첨가량 수준을 선정하여 최적 합금설계를 제공할 수 있다.

[0020] Al-Mg-Fe 합금에 실리콘을 첨가하면, 취성이 강한 공정 Mg_2Si 상을 형성시켜 연신율을 감소시킬 수 있으나, T5 시효 열처리에 의하여 Mg_2Si 석출물을 알루미늄 기지 내에 생성시키게 되어 항복강도가 실리콘이 첨가되지 않은 경우에 비하여 50 MPa 내지 100 MPa 정도 증가됨을 확인하였다. Mg_2Si상은 취성이 강하고 응력집중부로 작용할 수 있어 미세화 및 개량화가 필요하며, 이를 위하여 본 발명에 따르면 TR(thermal rate) 용탕 처리, 초음파 용탕처리와 같은 액상 용탕처리 공정을 적용하거나 세륨(Ce)과 같은 화학적 개량화제를 첨가하는 방법을 제안하였다. 이러한 용탕처리 공정이나 화학적 계량화제 첨가는 공정 Mg_2Si를 미세화하고, 이에 따라 Al-Mg-Fe-Si계 합금의 최대인장강도, 항복강도 및 연신율을 크게 향상시킬 수 있다. 특히, TR 용탕처리는 연신율 증가뿐만 아니라 수지상정 내부에 용질원소를 균일하게 분포시켜, 시효 열처리 동안 다수의 β"이 동시에 석출되도록 하였고 이로 인해 최대인장강도 및 연신율 향상과 더불어 항복강도를 증가에 효과가 있음을 확인하였다.

[0021] 상술한 본 발명의 효과들은 예시적으로 기재되었고, 이러한 효과들에 의해 본 발명의 범위가 한정되는 것은 아니다.

도면의 간단한 설명

[0022] 도 1은 본 발명의 일실시예에 의한 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 제조방법을 개략적으로 나타낸 공정 순서도이다.

도 2 및 도 3은 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 합금 설계를 위한 열역학 전

산 계산을 통해 얻은 상태도들이다.

도 4는 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재를 형성할 때에 냉각 속도를 변화시킬 수 있는 스텝 몰드를 도시하는 개략도이다.

도 5는 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 실리콘 첨가에 따른 항복강도의 변화를 나타내는 그래프이다.

도 6은 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 주조 후 냉각조건에 대한 최대인장강도 및 연신율의 변화를 나타내는 그래프이다.

도 7은 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 실리콘 함량에 따른 항복강도의 변화를 나타내는 그래프이다.

도 8은 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 철 함량에 따른 인장강도, 항복강도, 및 연신율의 변화를 나타내는 그래프이다.

도 9는 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 시효 열처리 시간에 따른 기지 경도 변화를 나타내는 그래프이다.

도 10은 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 미세조직을 나타내는 광학현미경 사진들이다.

도 11은 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 미세조직을 나타내는 투과전자현미경 사진들이다.

도 12는 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 알루미늄 수지상정의 미세조직을 나타내는 투과전자현미경 사진들이다.

도 13은 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 표 5의 수지상정의 시효 석출상의 정량분석 결과를 나타내는 그래프이다.

도 14는 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 미세조직을 나타내는 광학현미경 사진이다.

도 15는 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 Mg_2Si 상의 최대 길이를 나타내는 그래프이다.

도 16은 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 응고 중 냉각곡선을 나타내는 그래프이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0023] 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 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.

[0024] 본 발명의 기술적 사상에 따르면, 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재 및 그 제조방법을 제공한다.

[0025] 종래의 Mg이 4 중량%, Fe가 2 중량%를 포함하는 Al-4Mg-2Fe 합금을 용체화 처리를 수행하지 않고도 고강도 및 고연신 특성을 가지도록 하기 위하여, 실리콘을 첨가하는 방법을 고려할 수 있다. 그러나, 실리콘은 응고 시에 응고 정출상으로서 공정(eutectic, 共晶) Mg_2Si 상을 형성한다. 상기 공정 Mg_2Si 상은 응력 집중부로 작용하고 균열 전파가 용이한 네트워크 구조를 가지므로, 파괴가 용이하게 발생하여 연신율을 상당히 저하시키는 한계가 있다. 따라서, 종래의 Al-4Mg-2Fe 합금에서는 실리콘을 첨가하지 않을 뿐만 아니라 불순물로서도 실리콘의 함량을 최소화하였다.

[0026] 본 발명의 기술적 사상에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재에서는 고강도 및 고연신 특성을 가지기 위하여 실리콘을 의도적으로 첨가시키고, 실리콘 첨가에 따른 단점을 극복하기 위하여 최적 합금 설계안을 도출하고, 용탕에 열이나 초음파와 같은 에너지를 인가하는 용탕 처리 등의 새로운 제조방법을 모색하였다.

[0027] 이하, 본 발명의 일 측면인 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재에 대하여 설명한다.

[0028] 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재

[0029] 본 발명의 일 측면인 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재는, 3.6 중량% 내지 4.4 중량%의 마그네슘(Mg); 1 중량% 내지 2 중량% 미만의 철(Fe); 0.5 중량% 내지 2 중량%의 실리콘(Si); 0.01 중량% 내지 0.1 중량%의 티타늄(Ti); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 기타 불가피한 불순물을 포함한다.

[0030] 바람직하게는, 상기 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재는, 3.6 중량% 내지 4.4 중량%의 마그네슘(Mg); 1.5 중량% 내지 1.9 중량%의 철(Fe); 1 중량% 내지 1.4 중량%의 실리콘(Si); 0.01 중량% 내지 0.1 중량%의 티타늄(Ti); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 기타 불가피한 불순물을 포함한다.

[0031] 상기 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재는, 0 중량% 초과 내지 1.0 중량%의 세륨(Ce)을 더 포함할 수 있다.

[0032] 상기 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재는, 0 중량% 초과 내지 0.8 중량%의 니켈(Ni)을 더 포함할 수 있다.

[0033] 전술한 합금 조성의 구체적인 성분 및 이들의 함량 범위를 제어하고, 후술하는 제조 방법을 통해 제조된 상기 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재는, 최대인장강도(UTS): 210 MPa 이상, 항복강도(YS): 130 MPa 이상, 및 연신율(EL): 2% 이상을 만족할 수 있다. 예를 들어, 상기 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재는, 최대인장강도(UTS): 210 MPa ~ 250 MPa, 항복강도(YS): 130 MPa ~ 170 MPa, 및 연신율(EL): 2% ~ 6%를 만족할 수 있다. 예를 들어, 상기 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재는, 최대인장강도(UTS): 230 MPa ~ 250 MPa, 항복강도(YS): 145 MPa ~ 170 MPa, 및 연신율(EL): 3% ~ 5%를 만족할 수 있다.

[0034] 상기 최대인장강도, 상기 항복강도, 및 상기 연신율은 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재를 주형 주입 후 10~20 K/S의 냉각속도로 300℃까지 냉각하고 이어서 수냉하여 구현할 수 있다. 상기 주조는 중력주조로 이루어질 수 있다.

[0035] 상기 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재는 20 μm 내지 30 μm 범위의 2차 수지상 간격을 가질 수 있다.

[0036] 상기 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재는 알루미늄 기지 내에 Mg-Si계 석출상인 β"상과 β'상 및 실리콘(Si) 상 중에서 적어도 어느 하나를 가지거나 이들 전부를 가질 수 있다.

[0037] 상기 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재에서, 수지상정 내의 시효 석출상은 20 nm 내지 40 nm 범위의 평균 길이를 가지고, 5×10^{14} #/m^2 내지 15×10^{14} #/m^2 범위의 갯수 밀도를 가질 수 있다.

[0038] 이하, 본 발명에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재에 포함되는 각 성분의 역할 및 그 함량에 대하여 설명하면 다음과 같다. 이때, 성분 원소의 함유량은 모두 중량%를 의미한다.

[0039] 마그네슘(Mg): 3.6% ~ 4.4%

[0040] 마그네슘은 고용강화 원소로서 알루미늄 합금 주조재의 기지에 고용되어 강도를 향상시키는 원소이다. 마그네슘의 함량이 3.6% 미만인 경우에는, 강도 확보가 어려울 수 있다. 마그네슘의 함량이 4.4%를 초과하는 경우에는, 연신율이 현저하게 저하되므로 연신율 확보가 어려울 수 있다. 따라서, 마그네슘은 주조재 전체 중량의 3.6% ~ 4.4%로 첨가될 수 있다.

[0041] 철(Fe): 1% ~ 2% 미만

[0042] 철은 응고 중에 Al-Al_3Fe 공정상을 형성하여 유동성을 증가시키므로 주조성을 향상시키는 원소이다. 철의 함량이 1% 미만인 경우에는, 주조성 향상이 어려울 수 있다. 철의 함량이 2%를 이상인 경우에는, 조대한 판상 혹은 침상의 Al-Fe계 금속간화합물을 형성하고, 특히 응고 중에 형성된 공정 Al_3Fe은 침상의 미세조직을 가지므로, 주조재의 연신율을 감소시킬 수 있다. 따라서, 철은 주조재 전체 중량의 1% ~ 2% 미만으로 첨가될 수 있다. 바람직하게는, 철은 주조재 전체 중량의 1.5% ~ 1.9% 로 첨가될 수 있다.

[0043] 실리콘(Si): 0.5% ~ 2%

[0044] 실리콘은 마그네슘과 함께 시효 석출상을 형성하는 원소로서 항복강도를 증가시킬 수 있는 원소이다. 실리콘의

함량이 0.5% 미만인 경우에는, 시효 열처리에 의한 항복강도 상승이 어려울 수 있다. 실리콘의 함량이 2%를 초과하는 경우에는, β-AlFeSi 또는 Mg_2Si 와 같은 금속간화합물을 다량 생성하여 연신율을 감소시킬 수 있다. 따라서, 실리콘은 주조재 전체 중량의 0.5% ~ 2%로 첨가될 수 있다. 바람직하게는, 실리콘은 주조재 전체 중량의 1% ~ 1.4% 로 첨가될 수 있다.

[0045] 티타늄(Ti): 0.01% ~ 0.1%

[0046] 티타늄은 결정화 미세화제로 첨가되며, 고용강화 원소로서 알루미늄 합금 주조재의 기지에 고용되어 강도를 향상시키는 원소이다. 티타늄의 함량이 0.01% 미만인 경우에는, 강도 확보가 어려울 수 있다. 티타늄의 함량이 0.1%를 초과하는 경우에는, 연신율 확보가 어려울 수 있다. 따라서, 티타늄은 주조재 전체 중량의 0.01% ~ 0.1%로 첨가될 수 있다.

[0047] 세륨(Ce): 0% 초과 ~ 1.0%

[0048] 세륨은 알루미늄 합금에서 형성되는 석출물을 미세화하는 미세화제의 기능을 수행하는 원소이다. 세륨의 함량이 1.0%를 초과하는 경우에는, 미세화 기능이 저하될 수 있다. 따라서, 세륨은, 첨가되는 경우, 주조재 전체 중량의 0% 초과 ~ 1.0%로 첨가될 수 있다.

[0049] 니켈(Ni): 0% 초과 ~ 0.8%

[0050] 니켈은 응고구간을 크게 확장하지 않으면서 공정 Al_3Fe상의 조성을 변경하거나 더 미세한 크기의 Al_9FeNi 상을 형성하는 등 생성상의 미세화를 통해 최대 인장강도 및 연신율을 증가시킬 수 있다. 니켈의 함량이 0.8%를 초과하는 경우에는, 최대인장강도와 연신율이 감소될 수 있다. 따라서, 니켈은, 첨가되는 경우, 주조재 전체 중량의 0% 초과 ~ 0.8%로 첨가될 수 있다.

[0051] 상기 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 나머지 성분은 알루미늄(Al)이다. 다만, 통상의 제조과정에서는 원료 또는 주위 환경으로부터 의도되지 않은 불순물들이 불가피하게 혼입될 수 있으므로, 이를 배제할 수는 없다. 이들 불순물들은 통상의 제조과정의 기술자라면 누구라도 알 수 있는 것이기 때문에 그 모든 내용을 본 명세서에서 특별히 언급하지는 않는다.

[0052] 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 제조방법

[0053] 이하에서는 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 제조방법에 대하여 상세하게 설명하기로 한다.

[0054] 도 1은 본 발명의 일실시예에 의한 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 제조방법을 개략적으로 나타낸 공정 순서도이다.

[0055] 도 1을 참조하면, 상기 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 제조방법(S100)은, 알루미늄 용탕 형성단계(S110); 용탕 처리단계(S120); 주조 단계(S130); 다단 냉각 단계(S140); 및 시효 열처리 단계(S150);를 포함한다.

[0056] 상기 알루미늄 용탕 형성단계(S110)에서는, 알루미늄 합금 주조재를 구성하는 합금원소들을 용해하여 용탕을 형성한다. 상기 합금원소들은 고주파 유도 용해로를 이용하여 흑연 도가니 내에서 용해될 수 있다. 상기 용탕 형성단계(S10)는 상기 합금원소들이 완전히 용해되는 온도에서 수행될 수 있다. 상기 합금원소들을 각각 개별적으로 첨가하거나, 또는 상기 합금원소 전체 또는 일부를 모합금의 형태로서 첨가하여 수행될 수 있다. 예를 들어, 마그네슘을 각각 순수한 원소상태로서 알루미늄 용탕에 첨가하거나 또는 마그네슘의 함량이 높은 알루미늄-마그네슘 모합금으로서 알루미늄 용탕에 첨가할 수 있다. 이러한 방식은 다른 첨가원소들인 철, 실리콘, 티타늄, 니켈 등에도 적용될 수 있다.

[0057] 상기 용탕 처리단계(S120)는 상기 알루미늄 용탕에 열에너지 또는 초음파 에너지 등과 같은 외부 에너지를 인가하여 수행될 수 있다. 상기 용탕 처리단계(S120)는 선택적이며 생략될 수 있다.

[0058] 상기 용탕 처리단계(S120)는 상기 알루미늄 용탕을, 예를 들어 750℃ 내지 850℃ 범위의 온도로 가열하여, 예를 들어 30 분 내지 2 시간 동안 유지하는 TR(Thermal rate) 용탕 처리단계를 포함할 수 있다. 즉, 상기 TR 용탕 처리는 상기 알루미늄 용탕을 과열시킨 상태로 일정시간 유지하는 처리 방법을 의미한다. 상기 TR 용탕 처리에 의하여 상기 알루미늄 용탕은 외부에너지로서 열에너지를 더 받게 되므로 응고 정출상의 형성이 지연되거나 또는 더 미세하게 형성될 수 있다. 또한, 상기 열에너지에 의하여 용탕 내의 용질이 더 균일하게 혼합될 수 있고, 이에 따라 미세화에 기여할 수 있다.

[0059] 또는, 상기 용탕 처리단계(S120)는 상기 알루미늄 용탕을, 예를 들어 750℃ 내지 850℃ 범위의 온도로 가열하여 유지하면서, 예를 들어 30초 내지 5분 동안 초음파를 인가하는 초음파(Ultrasonic treatment, UST) 용탕 처리단계를 포함할 수 있다. 상기 초음파는 700℃ 내지 750℃ 범위의 온도로 유지되는 액상의 용탕에 인가될 수 있다. 상기 초음파 용탕 처리에 의하여 상기 알루미늄 용탕은 외부에너지로서 진동 에너지를 더 받게 되므로 응고 정출상의 형성이 지연되거나 또는 더 미세하게 형성될 수 있다. 또한, 상기 진동 에너지에 의하여 용탕 내의 용질이 더 균일하게 혼합될 수 있고, 이에 따라 미세화에 기여할 수 있다.

[0060] 상기 초음파는 18.5 kHz 내지 19.5 kHz 범위의 주파수와 250 W 내지 450 W 범위의 출력으로 인가될 수 있다. 그러나, 이는 예시적이며 본 발명의 기술적 사상은 이에 한정되는 것은 아니다. 예를 들어 상기 초음파를 인가하기 위한 장치는 외부 펄스 발생 장치와 외부 펄스 발생 장치에서 발생한 전자펄스를 용탕의 내부까지 전달하기 위한 혼(horn) 형태의 웨이브 가이드를 포함할 수 있다. 또한, 본 발명의 기술적 사상은 상기 초음파에 한정되는 것이 아니라 펄스파 등과 같은 어떠한 형태의 진동에너지를 인가하는 것을 포함한다.

[0061] 본 발명의 기술 사상에 따르면, 상술한 TR 처리 및 초음파 처리에 의해 알루미늄 기지 내로의 마그네슘, 철, 실리콘의 고용도가 증가될 수 있으며, 2차상의 크기 및 분포를 더 미세하고 균일하게 할 수 있다. 이러한 합금 원소의 고용도가 증가하는 효과는 다음과 같이 설명할 수 있다.

[0062] 알루미늄 합금 용탕에는 합금계에 따라 Al-Al, Al-Mg, Al-Fe, Al-Si, Mg-Fe, Mg-Si, Fe-Si 등의 본드(bond)들이 존재할 수 있는데, 열에너지 또는 진동에너지에 의하여 강한 진동을 부여함으로써 이러한 본드들의 결합력에 영향을 주어 오더링(ordering)을 감소시키며, Mg_2Si 등의 응고 석출상의 형성이 방지되고, 알루미늄 기지 내부에 마그네슘, 철, 실리콘의 고용도가 증가될 수 있다. 또한, 열에너지 또는 진동에너지는 용탕의 내부에 국부적인 압력을 증가시키는 효과를 가지며, 용탕의 압력 증가로 알루미늄 기지 내부에 구리, 마그네슘, 실리콘 등의 고용도가 증가될 수 있다.

[0063] 이와 같이, 합금 원소들의 고용도가 증가됨에 따라 그만큼 2차상의 형성에 기여하는 합금 원소의 함량이 감소하게 된다. 일반적으로, 알루미늄 합금의 경우, 용탕이 냉각되어 응고되는 과정 중에 2차상들이 주조 기지 상에 조대한 형태로 정출되게 된다. 특히 이러한 정출된 2차상들은 주조립 경계부분에 국부적으로 뭉친 형태를 나타내는 경우가 많으며 이러한 국부적으로 정출된 조대한 2차상들은 국부 부식(pitting corrosion)의 원인으로 작용하게 된다. 그러나, 완전 용해 상태의 용탕에 TR 처리 또는 초음파 처리를 하는 경우, 응고 시 기지 내 합금 원소의 고용도가 증가함에 따라 그 만큼 2차상의 형성에 참여하는 합금 원소의 함량이 감소하게 되며, 따라서 정출되는 2차상의 크기 및 분포 분율이 감소하게 된다. 또한 초음파 처리의 효과로서 정출되는 2차상이 주조립 경계부분뿐만 아니라 주조립 내부에도 형성되어 전체적으로 분포가 균일화되는 효과가 나타나게 된다. 즉, TR 처리 또는 초음파 처리가 적용됨에 따라 응고된 알루미늄 합금 주조재는 정출된 2차상의 크기가 미세하게 되고, 기지에서 차지하는 부피 분율도 감소하게 되며, 또한 그 분포도 기지 전체에 걸쳐 균일성이 증가하게 된다. 또한, 이러한 TR 처리 또는 초음파 처리의 효과는 주조재를 시효처리하는 단계에서의 석출되는 2차상에도 영향을 줄 수 있다. 즉, TR 처리 또는 초음파 처리에 의해 응고 과정에서 합금 원소가 기지 내에 기지 전체에 걸쳐 균일하게 고용됨에 따라 시효 처리 과정에서 석출되는 2차상도 기지 전체에 걸쳐 더 균일하게 석출될 수 있다.

[0064] 상기 주조 단계(S130)는 상기 알루미늄 용탕을 몰드에 주입하여 알루미늄 합금 주조재를 형성한다. 구체적으로, 상기 주조 단계(S130)에서는 상기 알루미늄 용탕을 GBF(gas bubbling filtration) 방식으로 탈가스 처리하여 수소 가스를 제거하고, 탈가스 처리 후 약 15분 정도 진정시킨 후 몰드에 주입하여 알루미늄 합금 주조재를 형성한다. 상기 주조 단계(S130)는 상기 알루미늄 용탕을, 예를 들어 670℃ 내지 730℃ 범위의 온도로 상기 몰드에 주입될 수 있다. 상기 알루미늄 합금 주조재는 금형, 사형, 다이캐스팅, 원심주조 등의 다양한 주조방법으로 구현될 수 있다.

[0065] 상기 다단 냉각 단계(S140)는 상기 알루미늄 합금 주조재를 공랭하는 1차 냉각과, 예를 들어 250℃ 내지 350℃ 범위의 온도에서 상기 알루미늄 합금 주조재를 수냉하는 2차 냉각을 포함한다. 상기 1차 냉각은 상기 알루미늄 합금 주조재를 상기 몰드 내에 수용한 상태로 수행될 수 있고, 상기 2차 냉각은 상기 알루미늄 합금 주조재를 상기 몰드에서 꺼내어 수행될 수 있다. 상기 2차 냉각에 의하여 상기 알루미늄 합금 주조재는 상온으로, 예를 들어 0℃ 내지 40℃ 범위의 온도로 냉각될 수 있다.

[0066] 상기 시효 열처리 단계(S150)는, 상기 알루미늄 합금 주조재를, 예를 들어 180℃ 내지 220℃ 범위의 온도에서, 예를 들어 1 시간 내지 24 시간 동안 열처리하여 수행될 수 있다. 상기 시효 열처리에 의하여 과포화 고용체로부터 용질 원소가 추출되어 시효 석출상을 형성할 수 있다.

[0067] 상기 시효 열처리 단계(S150)를 수행한 후에, 상기 알루미늄 합금 주조재는 공랭으로, 상온으로, 예를 들어 0℃ 내지 40℃ 범위의 온도로 냉각될 수 있다.

[0068] 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 합금 설계

[0069] 이하에서는 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 합금 설계에 대하여 상세하게 설명하기로 한다.

[0070] 먼저, 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 합금 설계는 의사 이원계 상태도를 이용한 열역학적 계산에 의하여 수행하였다. 알루미늄 합금의 주조 시 용탕의 응고 구간이 짧을수록 용탕의 유동성이 증가되어 주조성이 향상되고, 또한 응고 중에 조대한 초정 상의 생성이 억제되어 주조재의 연신율이 증가될 수 있다. 따라서, 상기 합금 설계는 응고 구간이 짧은 조성을 도출하는 방식으로 수행하였다.

[0071] 도 2 및 도 3은 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 합금 설계를 위한 열역학 전산 계산을 통해 얻은 상태도들이다.

[0072] 도 2를 참조하면, 상기 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 합금 설계에서 실리콘의 함량 범위를 결정하는 방법을 설명한다. 상기 방법에서, Al-4Mg-2Fe를 기본 조성으로 설정하고, 실리콘을 첨가하되 응고구간의 길이가 최소화되는 조성을 최적 조성으로 도출한다. 여기에서, "Al-4Mg-2Fe"는 4 중량%의 Mg, 2 중량%의 Fe 및 잔부는 Al을 의미한다. 도 2의 Al4Mg-Si 의사 이원계 상태도(pseudo binary phase diagram)에서, 실리콘이 1.2 중량% 내지 1.4 중량%에서 응고구간이 가장 짧게 나타났다. 따라서, 1.3 중량% 실리콘을 기준 함량으로 선택하였다.

[0073] 도 3을 참조하면, 상기 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 합금 설계에서 철의 함량 범위를 결정하는 방법을 설명한다. 상기 방법에서, Al-4Mg-1.3Si을 기본 조성으로 설정하고, 철을 첨가하되 응고구간의 길이가 최소화되는 조성을 최적 조성으로 도출한다. 여기에서, "Al-4Mg-1.3Si"은 4 중량%의 Mg, 1.3 중량%의 Si 및 잔부는 Al을 의미한다. 도 3의 Al4Mg1.3Si-Fe 의사 이원계 상태도에서, 철이 약 1.7 중량%에서 응고구간이 가장 짧게 나타났다. 따라서, 1.7 중량% 철을 기준 함량으로 선택하였다.

[0074] 도 2 및 도 3의 결과에 따라, 실리콘은 1.3 중량% 내외 및 철은 1.7 중량% 내외로 첨가하는 것을 최적 조성으로서 합금 설계를 도출하였다.

[0075] 도 4는 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재를 형성할 때에 냉각 속도를 변화시킬 수 있는 스텝 몰드를 도시하는 개략도이다.

[0076] 도 4를 참조하면, 상기 스텝 몰드는 하측으로 내려갈수록 내부 공간의 폭이 작아지는 내부 형상을 가지며, 이에 따라 냉각속도가 증가된다. 상기 스텝 몰드는 냉각속도를 1.0 K/s로부터 40 K/s 이상까지 변화시킬 수 있다. 상기 스텝 몰드는 주철 재질로 구성되었다. 구체적으로, 알루미늄 합금 용탕이 주입되는 부분인 스텝영역 1은 40 mm의 폭을 가지며, 냉각속도는 1~2 K/S 범위를 가진다. 상기 스텝영역 1의 하측에 위치하는 스텝영역 2는 20 mm의 폭을 가지며, 냉각속도는 4~6 K/s 범위를 가진다. 상기 스텝영역 2의 하측에 위치하는 스텝영역 3은 10 mm의 폭을 가지며, 냉각속도는 10~20 K/s 범위를 가진다. 상기 스텝영역 3의 하측에 위치하는 스텝영역 4는 4 mm의 폭을 가지며, 냉각속도는 40 K/s 이상을 가진다.

[0077] 실험예

[0078] 이하에서는, 본 발명의 기술적 사상에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재에 대한 실험예를 상세하게 설명하기로 한다. 하기 실험예는 본 발명의 기술사상을 설명하기 위한 예시로서, 본 발명은 후술하는 실험예로 한정되지는 않는다.

[0079] 알루미늄 합금 주조재는 다음과 같이 제조되었다. 먼저, 알루미늄 합금 성분을 구성하는 물질을 정량한 후에, 고주파 유도 용해로 및 전기 저항식 용해로를 이용하여 용해시켜 탈가스 처리하여 용탕을 형성하였다.

[0080] 일부 용탕은 용탕 처리를 수행하였다. 상기 용탕 처리로서 TR(Thermal rate) 용탕 처리는 상기 용탕을 약 800℃로 가열한 후에 약 1 시간 동안 유지시킨 후 약 710℃ 내지 720℃로 냉각시키고, 탈가스 처리 후 후속의 주조 공정을 수행하였다. 상기 용탕 처리로서 초음파(UST) 용탕 처리는 상기 용탕을 약 800℃로 가열한 후에 약 1 분간 초음파 처리한 후 약 710℃ 내지 720℃로 냉각시키고, 탈가스 처리 후 후속의 주조 공정을 수행하였다.

[0081] 상기 용탕을 약 200℃로 예열된 상기 스텝 몰드에 주입하여 주조하였다. 상기 용탕의 주입 온도는 약 710℃ 내지 720℃이었다. 일부 용탕은 약 200℃로 예열된 구리 재질의 블록 형상의 몰드(길이x폭x높이: 200 mm x 60 mm x 210 mm, 몰드 두께: 15 mm ~ 25 mm)에 주입하여 주조하였고, 이 경우 냉각 속도는 약 3 K/s 이었고, 주입 온

도는 동일하였다.

[0082] 상기 주조재를 주입 후 공랭한 후에, 상기 주조재가 약 300℃ 도달 시에 몰드에서 추출하여 수냉하여, 상온(0℃ 내지 40℃)으로 냉각시켰다.

[0083] 이어서, 상기 주조재를 가열하여, 약 190℃에서 시효 열처리(T5)를 수행하였다. 상기 시효 열처리를 수행한 후 상기 알루미늄 합금 주조재를 공랭하여 상온(0℃ 내지 40℃)으로 냉각시켰다. 참고로 본 발명에서는 용체화 열처리 처리를 수행하지 않았다.

[0084] 상기 주조재에 대하여 ASTM E8 및 ASTM E21 규정에 따라 상온에서 인장시험을 실시하여, 최대인장강도(UTS), 항복강도(YS), 및 연신율(EL)을 측정하였다.

[0085] 표 1은 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 실시예 및 비교예의 합금 조성이 나타나 있다. 표 1의 합금 조성은 중량%를 의미한다.

표 1

[0086]

분류	합금명	Mg	Fe	Si	Ti	Ce	Ni	Al
비교예1	HT1	4	2	0	0	0	0	잔부
비교예2	HT2	4	2	1	0	0	0	잔부
비교예3	HT3	4	2	1	0	0	0	잔부
실시예1	HT4	4	1.7	0.5	0.02	0	0	잔부
실시예2	HT5	4	1.7	1.2	0.02	0	0	잔부
실시예3	HT6	4	1.7	2	0.02	0	0	잔부
실시예4	HT7	4	1.06	1	0.02	0	0.5	잔부
실시예5	HT8	4	1.7	1.2	0.02	0	0	잔부
실시예6	HT9	4	1.7	1.2	0.02	0	0	잔부
실시예7	HT10	4	1.7	1.2	0.02	0.5	0	잔부
실시예8	HT11	4	1.7	1.2	0.02	1.0	0	잔부

[0087] 표 2는 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 실시예 및 비교예의 공정조건이 나타나 있다. 표 2에 기재되지 않은 다른 공정 조건들을 동일하다.

표 2

[0088]

분류	합금명	용탕처리	주조후 냉각	시효 열처리
비교예1	HT1	없음	공랭	없음
비교예2	HT2	없음	공랭	190℃
비교예3	HT3	없음	300℃에서 수냉	190℃
실시예1	HT4	없음	300℃에서 수냉	190℃
실시예2	HT5	없음	300℃에서 수냉	190℃
실시예3	HT6	없음	300℃에서 수냉	190℃
실시예4	HT7	없음	300℃에서 수냉	190℃
실시예5	HT8	800℃에서 1시간 TR처리	300℃에서 수냉	190℃
실시예6	HT9	800℃에서 1분 UST처리	300℃에서 수냉	190℃
실시예7	HT10	없음	300℃에서 수냉	190℃
실시예8	HT11	없음	300℃에서 수냉	190℃

[0089] 표 3 내지 표 5는 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 실시예 및 비교예의 기계적 특성이 나타나 있다.

표 3

[0090]

스텝 영역1 (냉각속도: 1~2 K/S)				
분류	합금명	최대인장강도 (UTS, MPa)	항복강도 (YS, MPa)	연신율 (EL, %)
비교예1	HT1	238	100	13
비교예2	HT2	198	135	2.2

비교예3	HT3	219	198	0.7
실시예1	HT4	203	152	2.2
실시예2	HT5	227	157	2.7
실시예3	HT6	254	216	1.0
실시예4	HT7	219	165	2.5
실시예5	HT8	230	165	2.9
실시예6	HT9	228	170	2.0
실시예7	HT10	192	162	1.1
실시예8	HT11	219	161	2.3

표 4

[0091]

스텝 영역2 (냉각속도: 4~6 K/S)				
분류	합금명	최대인장강도 (UTS, MPa)	항복강도 (YS, MPa)	연신율 (EL, %)
비교예1	HT1	230	99	13
비교예2	HT2	196	124	3.1
비교예3	HT3	212	176	1.1
실시예1	HT4	200	133	3.1
실시예2	HT5	219	144	2.8
실시예3	HT6	243	185	2.0
실시예4	HT7	228	154	4.2
실시예5	HT8	234	159	3.6
실시예6	HT9	217	167	2.0
실시예7	HT10	202	152	1.4
실시예8	HT11	220	147	3.9

표 5

[0092]

스텝 영역3 (냉각속도: 10~20 K/S)				
분류	합금명	최대인장강도 (UTS, MPa)	항복강도 (YS, MPa)	연신율 (EL, %)
비교예1	HT1	260	105	19.5
비교예2	HT2	168	101	2.8
비교예3	HT3	209	162	1.5
실시예1	HT4	222	135	5.2
실시예2	HT5	219	157	2.9
실시예3	HT6	236	162	2.4
실시예4	HT7	236	150	4.3
실시예5	HT8	240	162	4.3
실시예6	HT9	232	150	3.3
실시예7	HT10	233	147	4.2
실시예8	HT11	236	150	4.6

[0093] 이하에서는, 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 기계적 특성을 표 5의 스텝 영역3를 기준으로 설명하기로 한다.

[0094] 비교예1은 최대인장강도 및 연신율이 높게 나타났으나 항복강도가 105 MPa로 매우 낮아 목표 범위를 만족하지 못하였다.

[0095] 비교예2는 1 중량% 실리콘을 포함하고, 시효 열처리를 수행한 것이 비교예1과 상이하다. 비교예2는 비교예1에 비하여 최대인장강도 및 연신율이 낮을 뿐만 아니라 항복강도도 낮은 값을 나타내어 목표 범위를 만족하지 못하였다. 따라서, 실리콘을 포함하는 경우에는 시효 열처리만으로는 항복강도의 향상이 원하는 수준으로 구현되지 않음을 알 수 있다.

[0096] 비교예3은 주조 후 300℃에서 수냉 처리한 점이 비교예2와 상이하다. 비교예3은 비교예2에 비하여 최대인장강도

및 항복강도의 증가가 나타났으며, 특히 항복강도는 비교예1에 비하여도 높게 나타나 목표 범위를 만족하였다. 다만, 연신율이 1.5% 수준으로 매우 낮은 값을 나타내어 목표 범위를 만족하지 못하였다. 이러한 결과에 의하여 철의 함량을 감소시키는 방향을 고려할 수 있다.

[0097] 실시예1 내지 실시예3은 철의 함량을 1.7 중량%로 감소시킨 점이 비교예3과 상이하며, 실리콘의 함량을 0.5 중량% 내지 2 중량% 범위로 변화시켰다. 실시예1 내지 실시예3은 비교예3에 비하여 최대인장강도 및 연신율이 증가되어 목표 범위를 만족하였다. 항복강도는 거의 유사한 수준을 나타내었으나, 실리콘 함량이 낮은 실시예1은 상대적으로 낮은 수준을 나타내었다. 따라서, 항복강도와 연신율의 조화를 고려하면, 실리콘이 0.5 중량% 내지 2 중량% 범위인 것이 고강도 및 고연신을 달성하기 위한 적절한 범위로 분석된다.

[0098] 실시예4는 철의 함량을 1.06 중량%로 감소시킨 점이 비교예3과 상이하다. 실시예4는 비교예3에 비하여 최대인장강도 및 연신율이 증가되어 목표 범위를 만족하였다. 항복강도는 다소 낮으나 목표 범위를 만족하였다. 참고로, 실시예4에서는 0.5 중량% 니켈을 더 첨가하였으며, 이는 철의 함량의 감소와 더불어 Al_3Fe 상의 개량화를 통하여 연신율을 증가시키기 위함이다. 즉, 철의 함량이 높을수록 연신율이 감소되는데, 철의 첨가에 의하여 생성되는 Al_3Fe 생성상을 니켈을 첨가함으로써 미세화 또는 개량화하면, 연신율이 증가될 것으로 분석된다.

[0099] 실시예5 및 실시예6은 실시예3의 함량과 공정 조건과 동일하며, 다만 용탕 처리를 더 수행한 경우이다. 실시예5는 800℃에서 1시간 TR(thermal rate) 처리한 경우이고, 실시예6은 800℃에서 1분간 초음파 처리한 경우이다. 실시예5 및 실시예6은 실시예3에 비하여 연신율이 증가됨을 알 수 있다. 최대인장강도와 항복강도는 유사한 수준으로서 목표 범위를 만족하였다.

[0100] 실시예7 및 실시예8은 실시예3의 함량과 공정 조건과 동일하며, 다만 세륨을 더 첨가한 경우이다. 실시예7은 세륨을 0.5 중량% 더 포함하고, 실시예8은 세륨을 1 중량% 더 포함한 경우이다. 실시예7 및 실시예8은 실시예3에 비하여 연신율이 증가됨을 알 수 있다. 최대인장강도는 유사한 수준이었고, 항복강도는 다소 낮았으나 목표 범위를 만족하였다.

[0101] 도 5는 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 실리콘 첨가에 따른 항복강도의 변화를 나타내는 그래프이다.

[0102] 도 5를 참조하면, 실리콘을 포함하고, 시효 열처리를 수행한 경우에는 실리콘을 포함하지 않고 시효 열처리를 수행하지 않은 경우에 비하여 냉각 속도 전 영역에 대하여 항복강도의 증가가 나타남을 알 수 있다. 이는 첨가된 실리콘이 마그네슘과 함께 시효 열처리에 의하여 시효 석출상을 형성시켜 항복강도를 증가시키는 것으로 분석된다.

[0103] 도 6은 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 주조 후 냉각조건에 대한 최대인장강도 및 연신율의 변화를 나타내는 그래프이다.

[0104] 도 6을 참조하면, 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재는 Al-4Mg-2Fe-1Si의 조성을 가지는 경우이다. 실리콘을 포함하고 시효 열처리를 수행하면 시효 경화에 의하여 인장 강도도 증가될 수 있다. 이러한 기계적 특성의 향상은 주조 후 냉각 조건에도 영향을 받는다. 주조 후 공랭한 경우에 비하여 300℃에서 수냉하면 최대인장강도와 연신율이 증가됨을 알 수 있다.

[0105] 이하에서는, 본 발명의 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재에서 실리콘와 철의 함량을 최적화하는 방법에 대하여 상세하게 설명하기로 한다.

[0106] 도 7은 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 실리콘 함량에 따른 항복강도의 변화를 나타내는 그래프이다.

[0107] 도 7을 참조하면, 실리콘 함량이 증가함에 따라 항복강도가 증가되었고, 항복강도의 증가율은 실시예2인 실리콘 1.2 중량% 이상에서 둔화됨을 알 수 있다. 이에 따라, 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 실리콘의 최적 함량을 1.2 중량%로 설정할 수 있다.

[0108] 도 8은 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 철 함량에 따른 인장강도, 항복강도, 및 연신율의 변화를 나타내는 그래프이다.

[0109] 도 8을 참조하면, 철 함량이 증가함에 따라 최대인장강도 및 연신율이 감소되었고, 항복강도는 증가되었다. 최대인장강도, 연신율, 및 항복강도를 모두 고려하여, 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 철의 최적 함량을 실시예2인 1.7 중량%로 설정할 수 있다.

[0110] 상술한 바와 같이, 실시예2의 조성인 Al-4Mg-1.7Fe-1.2Si를 최적 조건으로 설정할 수 있으나, 연신율이 2.9%로서 상대적으로 낮게 나타났다. 이는 실리콘 첨가에 의하여 응고 중에 생성된 공정 Mg_2Si 상이 응력집중부로 작용하여 파단을 발생시키기 용이하고, 공정 네트워크 구조가 균열 전파를 용이하게 하여, 연신율을 저하시키는 것으로 분석된다. 따라서, 연신율의 증가를 위하여 용탕에 열 또는 초음파와 같은 외부에너지를 인가하는 용탕 처리를 고려할 수 있다. 또한, 세륨과 같은 생성상 미세화제의 첨가를 고려할 수 있다.

[0111] 도 9는 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 시효 열처리 시간에 따른 기지 경도 변화를 나타내는 그래프이다.

[0112] 도 9를 참조하면, 실시예2와 실시예5의 시효 열처리 시간에 따른 기지(matrix) 경도 변화가 나타나 있다. 상기 용탕 처리를 수행하지 않은 실시예2는 190℃ 시효 열처리 시 4 시간에서 피크 경도를 나타냈다. 반면, 용탕 처리를 수행한 실시예5는 190℃ 시효 열처리 시 다소 지연된 8 시간에서 피크 경도를 나타냈고, 상기 피크 경도도 실시예2에 비하여 더 크게 나타났다. 이는 표 5에서 상술한 바와 같이 실시예2에 비하여 실시예5의 경우가 더 큰 최대인장강도 및 항복강도를 가지는 결과와 일치한다. 표 3 내지 표 6의 기계적 특성은 피크 경도를 가지는 시효 열처리 시간 조건으로 190℃ 시효 열처리를 각각 수행하여 얻은 결과이다.

[0113] 도 10은 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 미세조직을 나타내는 광학현미경 사진들이다.

[0114] 도 10을 참조하면, 도 10의 (a)의 실시예2에 비하여, 도 10의 (b)의 TR 용탕 처리된 실시예5는 응력집중부로 작용할 수 있는 공정 Mg_2Si상이 더 미세하게 형성되었다. 또한, 실시예5는 TR 용탕 처리에 의하여 응고조직이 전반적으로 미세화되었고, 정출상이 균일하게 분산되어 형성됨을 알 수 있다. 2차 수지상 간격(SDAS)은 실시예2는 25.2±1.0 ㎛이었고, 실시예5는 21.7±0.3 ㎛으로, 실시예5가 더 작게 나타남을 알 수 있다.

[0115] 도 11은 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 미세조직을 나타내는 투과전자현미경 사진들이다.

[0116] 도 11을 참조하면, 실시예2 및 실시예5에서, 피크 시효시 알루미늄 기지 내에는 Mg-Si계 석출상인 β" 상과 β' 상 및 실리콘(Si) 상이 공통적으로 관찰되었다. 상기 석출상들은 용탕 처리 유무에 무관하게 실시예들에서 형성되었다. 주요 강화기구로서 기지와 정합성을 갖는 β" 석출상이 작용하는 것으로 분석된다.

[0117] 시효 열처리(T5)의 경우에는, 용체화 처리를 수행하지 않고, 시효 열처리만을 수행하므로, 주조 응고조직을 그대로 보유한 채 시효 석출상을 형성하게 된다. 주조 응고조직 내의 알루미늄 기지는 수지상정(dendrite) 내부에서 외부로 갈 수록 용질의 원소가 높아지는 전형적인 편석 거동을 나타낼 수 있다. 따라서 시효 석출거동은 수지상정의 셀 내부인 중앙부와 외곽 경계부인 에지부에서 용질원소 분포 차이에 기인해 다르게 관찰될 수 있다.

[0118] 도 12는 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 알루미늄 수지상정의 미세조직을 나타내는 투과전자현미경 사진들이다.

[0119] 도 12를 참조하면, 실시예2의 경우에는 수지상정의 중앙부에 비하여 에지부에 상대적으로 조대한 시효 석출상이 분포함을 알 수 있다. 반면, TR 용탕 처리된 실시예5는 수지상정의 중앙부와 에지부의 시효 석출상의 분포 거동의 차이가 거의 없이 균일한 것을 알 수 있다.

[0120] 표 6은 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 수지상정 내의 시효 석출상의 정량분석 결과를 나타낸다.

표 6

[0121]

분류	합금명	위치	평균 길이 (nm)	갯수 밀도 ($\#/m^2$)
실시예2	HT5	중앙부	21.3	$12.0x10^{14}$
실시예2	HT5	에지부	47.7	$7.35x10^{14}$
실시예5	HT8	중앙부	35.3	$7.00x10^{14}$
실시예5	HT8	에지부	33.9	$8.17x10^{14}$

[0122] 도 13은 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 표 6의 수지상정의 시효 석출상의 정량분석 결과를 나타내는 그래프이다.

[0123] 표 6 및 도 13을 참조하면, 실시예2에 비하여 실시예5는 수지상정의 셀 내부 및 외부의 석출상 크기 차이 및 분포 차이가 감소된 것을 알 수 있다. 이러한 경향에 의하여 실시예2에 비하여 실시예5가 강도 및 연신율이 증가된 것으로 분석된다. 따라서, 용탕 처리는 강도 증가 및 연신율 증가에 효과적임을 알 수 있다.

[0124] 도 14는 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 미세조직을 나타내는 광학현미경 사진이다.

[0125] 도 14를 참조하면, 도 10의 실시예2에 비하여, 세륨을 더 1 중량% 더 포함한 실시예8은 응력 집중부로 작용할 수 있는 공정 Mg_2Si상이 더 미세하게 형성되었고, 세륨 첨가에 의하여 응고조직이 전반적으로 미세화되었고, 정출상이 균일하게 분산되어 형성되었다. 2차 수지상 간격(SDAS)은 24.4±1.7 μm로서, 25.2±1.0 μm의 실시예2와 유사한 수준이고, 21.7±0.3 μm의 실시예5에 비하여 크게 나타났다.

[0126] 도 15는 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 Mg_2Si 상의 최대 길이를 나타내는 그래프이다.

[0127] 도 15를 참조하면, 실시예2에 비하여 실시예8 및 실시예5의 Mg_2Si 상의 최대 길이가 감소되었고, 특히 TR 용탕처리가 수행된 실시예5가 가장 작은 최대 길이를 나타내었다. 따라서, 용탕 처리 및 세륨 첨가에 의하여 Mg_2Si 상의 미세화가 이루어짐을 알 수 있다.

[0128] 도 16은 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 응고 중 냉각곡선을 나타내는 그래프이다.

[0129] 표 7은 본 발명의 일실시예에 따른 고강도 고연신 알루미늄 합금 주조재의 도 16의 응고 중 냉각곡선에서 산출된 핵생성 온도 및 성장 온도를 나타낸다.

표 7

[0130]

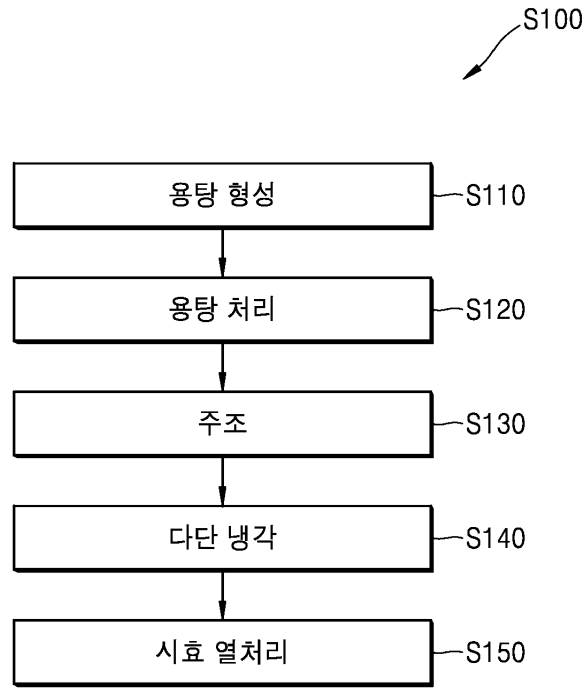
분류	합금명	핵생성 온도 (T_N, ℃)	성장 온도 (T_G, ℃)
실시예2	HT5	589.2	590
실시예7	HT10	583.1	583.3
실시예8	HT11	584.2	585.3

[0131] 도 16을 참조하면, 응고 중 냉각곡선 분석은 Al-Mg_2Si 공정조직 개량화를 위해 첨가한 세륨 첨가 효과를 간접적으로 확인할 수 있다. Al-Mg_2Si 공정 조직의 핵생성 온도(T_N) 및 성장 온도 (T_G)는 세륨을 첨가하지 않은 실시예2에 비하여 각각 5℃ 이상 감소하였으며, 따라서, 공정 조직이 미세하게 형성될 것으로 분석된다. 공정반응 온도 감소는, 1 중량% 세륨을 포함하는 실시예8에 비하여 0.5 중량% 세륨을 포함하는 실시예7이 더 크게 나타났고, 따라서 실험예7이 더 미세한 공정 조직을 형성할 것으로 예상된다.

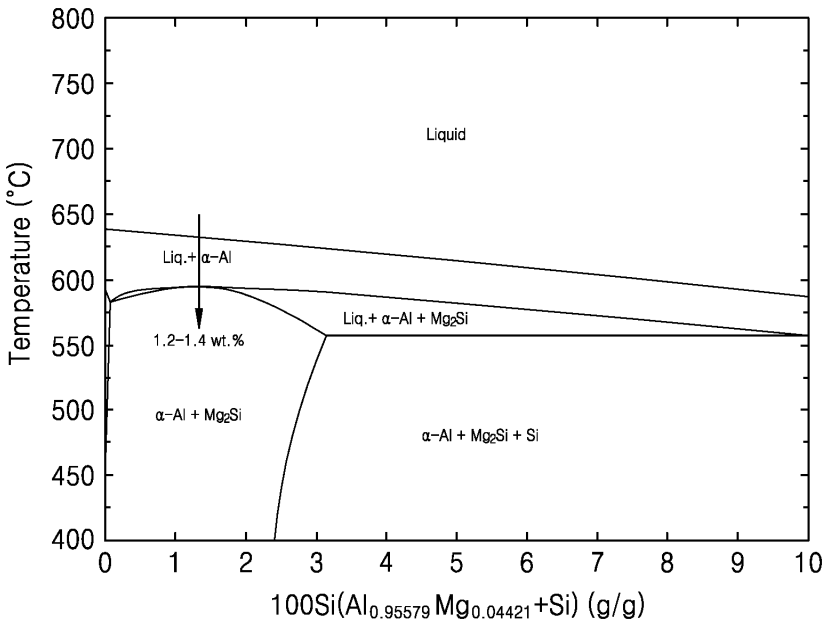
[0132] 이상에서 설명한 본 발명의 기술적 사상이 전술한 실시예 및 첨부된 도면에 한정되지 않으며, 본 발명의 기술적 사상을 벗어나지 않는 범위 내에서 여러 가지 치환, 변형 및 변경이 가능하다는 것은, 본 발명의 기술적 사상이 속하는 기술분야에서 통상의 지식을 가진 자에게 있어 명백할 것이다.

도면

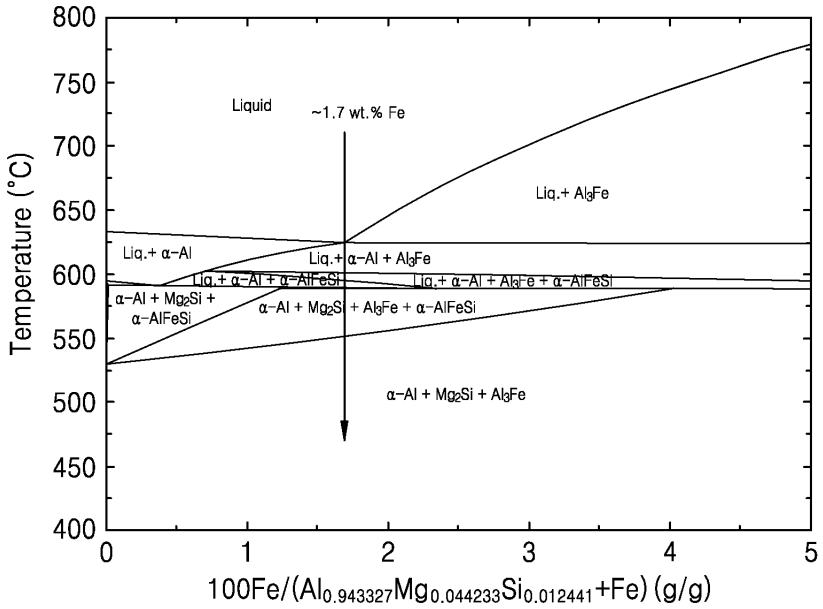
도면1


S100
용탕 형성
S110
용탕 처리
S120
주조
S130
다단 냉각
S140
시효 열처리
S150

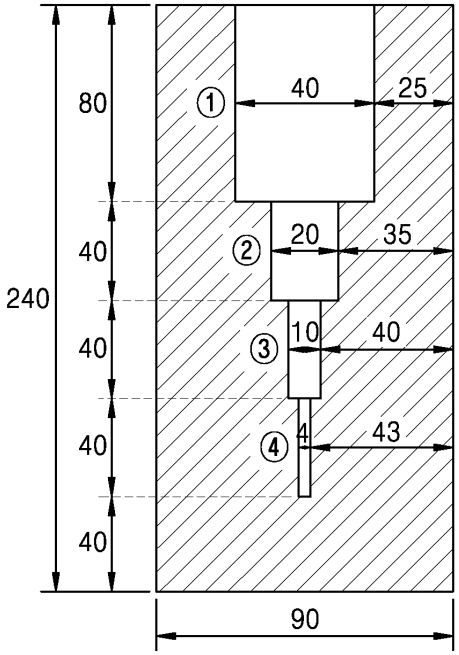
도면2


Liquid
Liq.+ α-Al
Liq.+ α-Al + Mg2Si
1.2-1.4 wt.%
α-Al + Mg2Si
α-Al + Mg2Si + Si
Temperature (°C)
100Si(Al0.95579Mg0.04421+Si) (g/g)

도면3

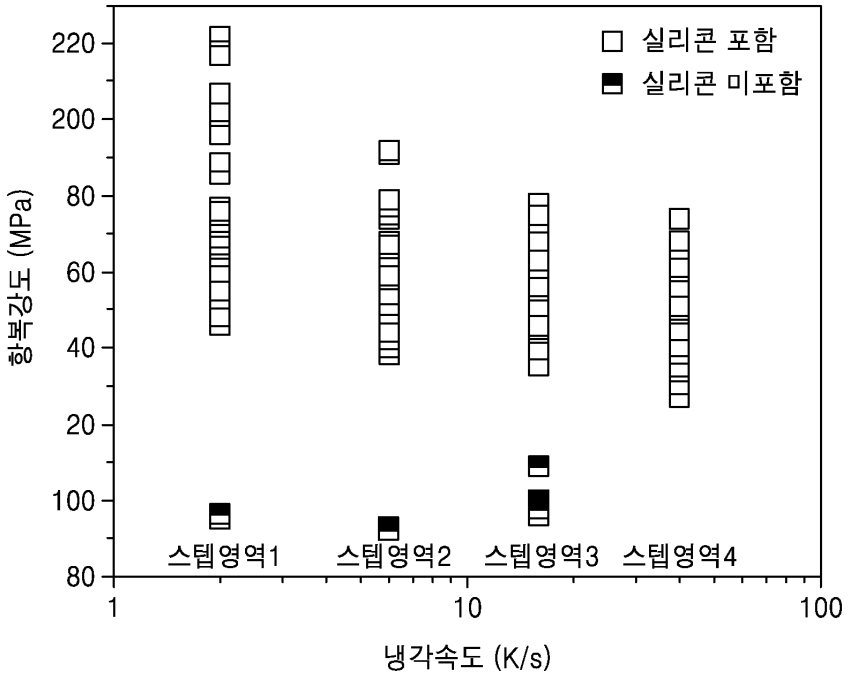


도면4

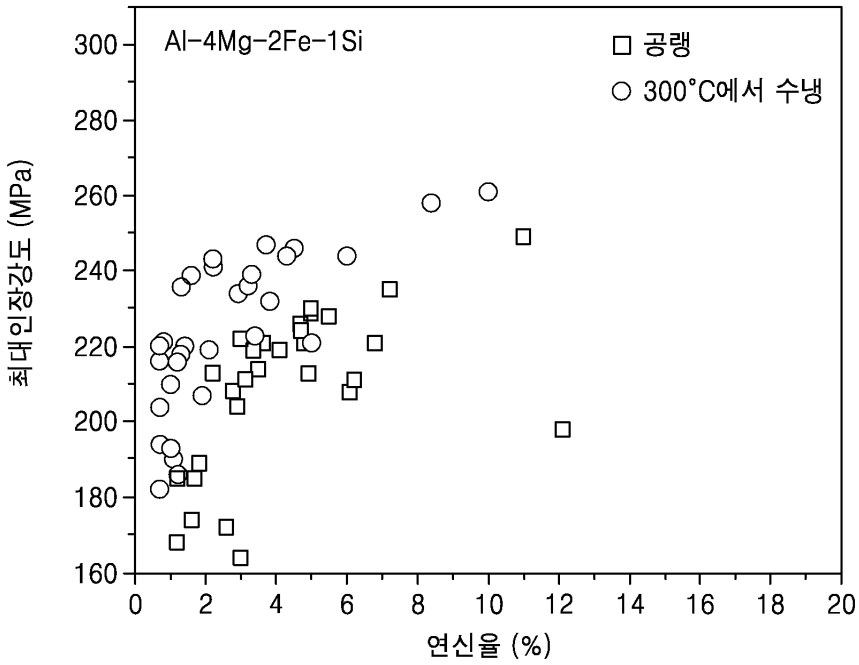


스텝영역	두께(mm)	냉각속도(K/s)
1	40	1-2
2	20	4-6
3	10	10-20
4	4	≥ 40

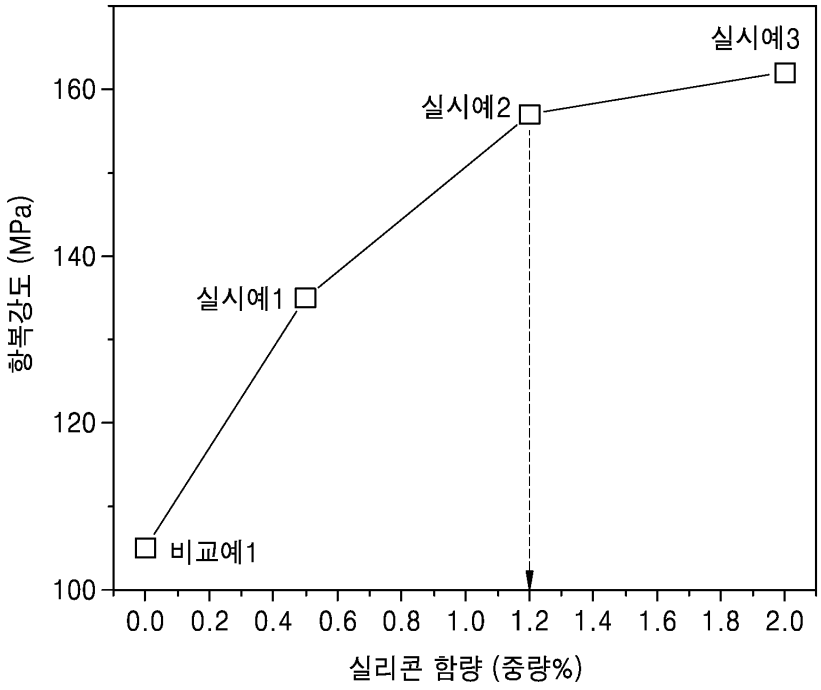
도면5


실리콘 포함
실리콘 미포함
항복강도 (MPa)
220
200
80
60
40
20
100
80
스텝영역1
스텝영역2
스텝영역3
스텝영역4
1
10
100
냉각속도 (K/s)

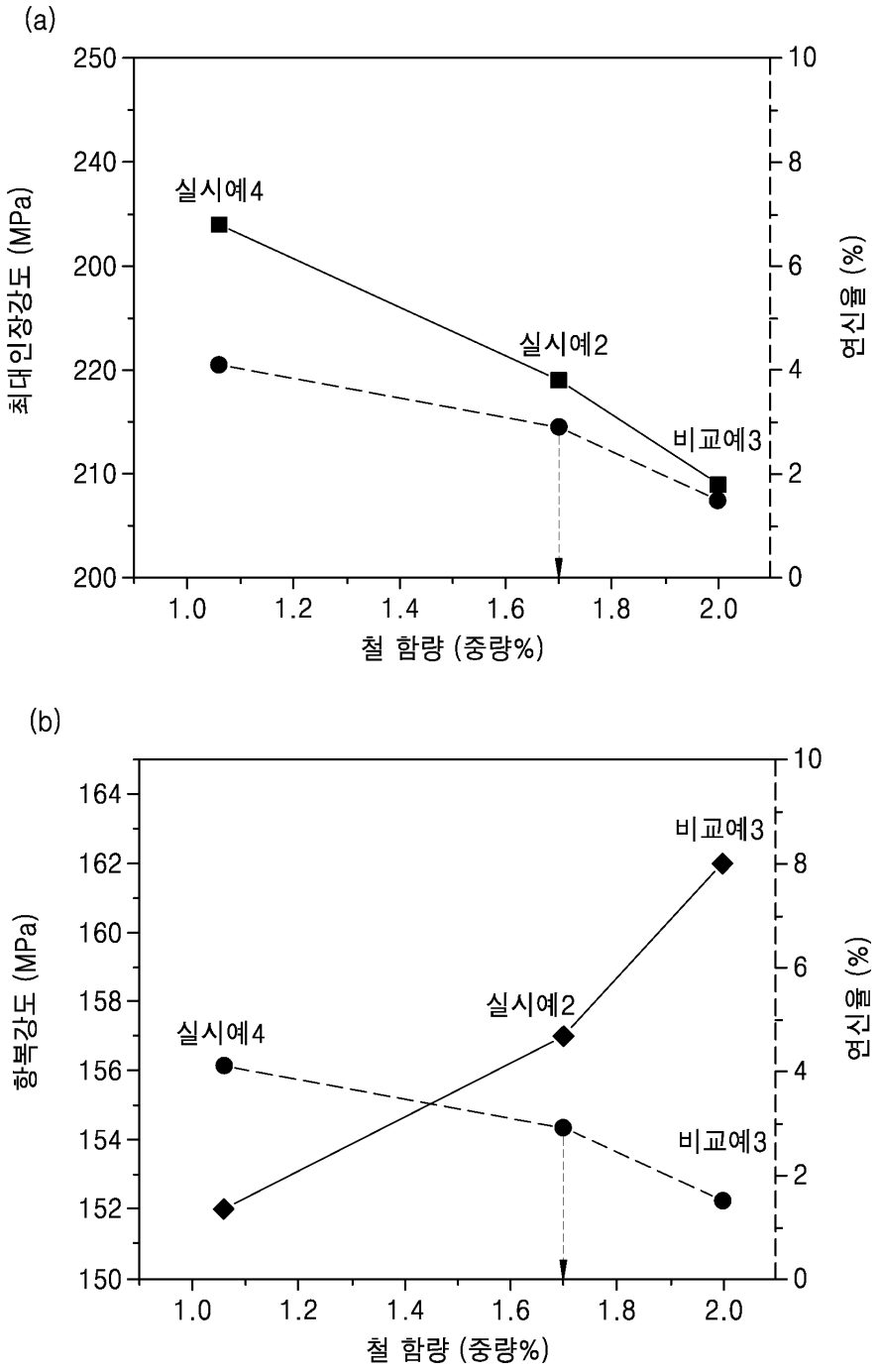
도면6


Al-4Mg-2Fe-1Si
공랭
300°C에서 수냉
최대인장강도 (MPa)
300
280
260
240
220
200
180
160
0
2
4
6
8
10
12
14
16
18
20
연신율 (%)

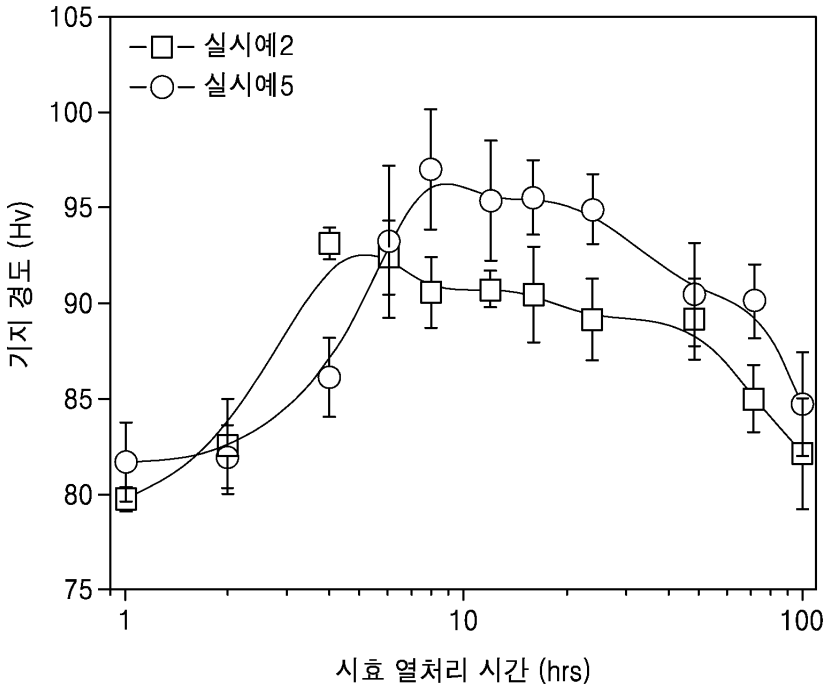
도면7


실시예3
실시예2
실시예1
비교예1
160
140
120
100
항복강도 (MPa)
0.0
0.2
0.4
0.6
0.8
1.0
1.2
1.4
1.6
1.8
2.0
실리콘 함량 (중량%)

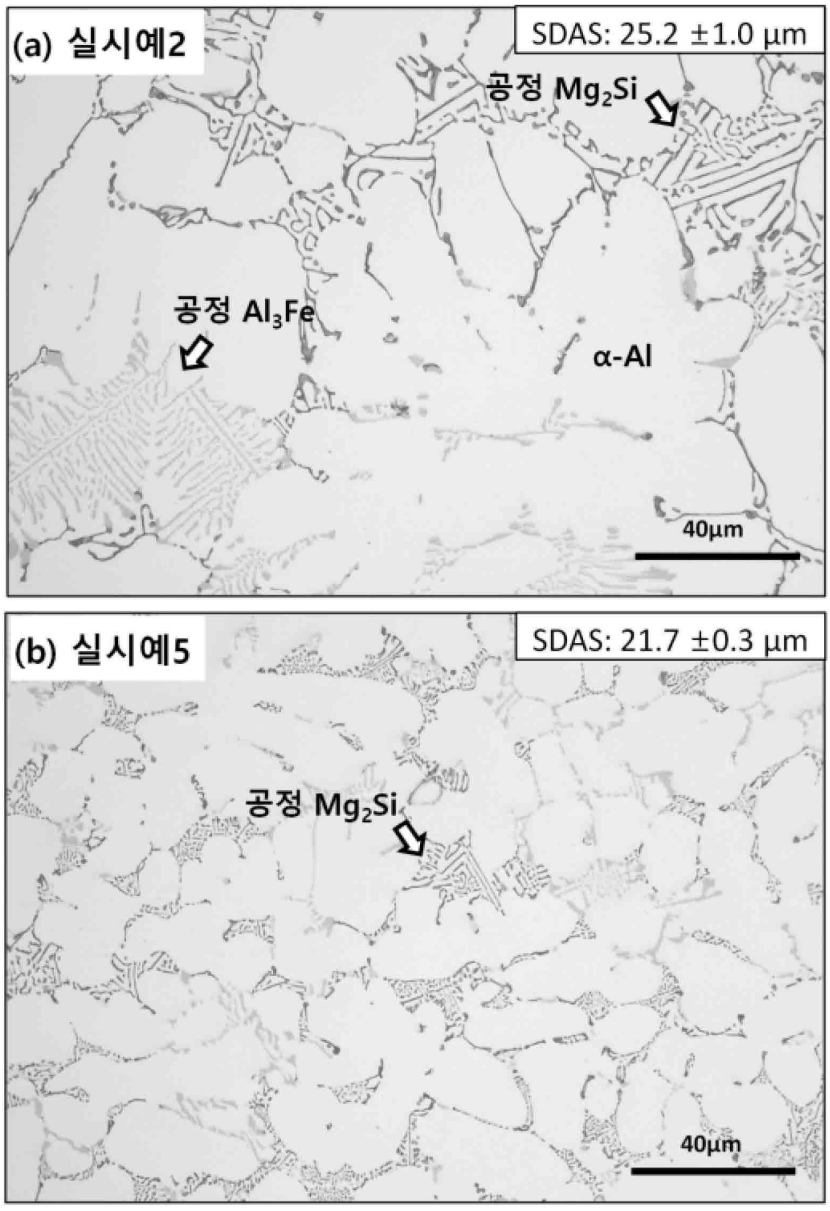
도면8


(a)
250
240
200
220
210
200
10
8
6
4
2
0
실시예4
실시예2
비교예3
최대인장강도 (MPa)
연신율 (%)
1.0
1.2
1.4
1.6
1.8
2.0
철 함량 (중량%)
(b)
164
162
160
158
156
154
152
150
10
8
6
4
2
0
비교예3
실시예2
실시예4
비교예3
항복강도 (MPa)
연신율 (%)
1.0
1.2
1.4
1.6
1.8
2.0
철 함량 (중량%)

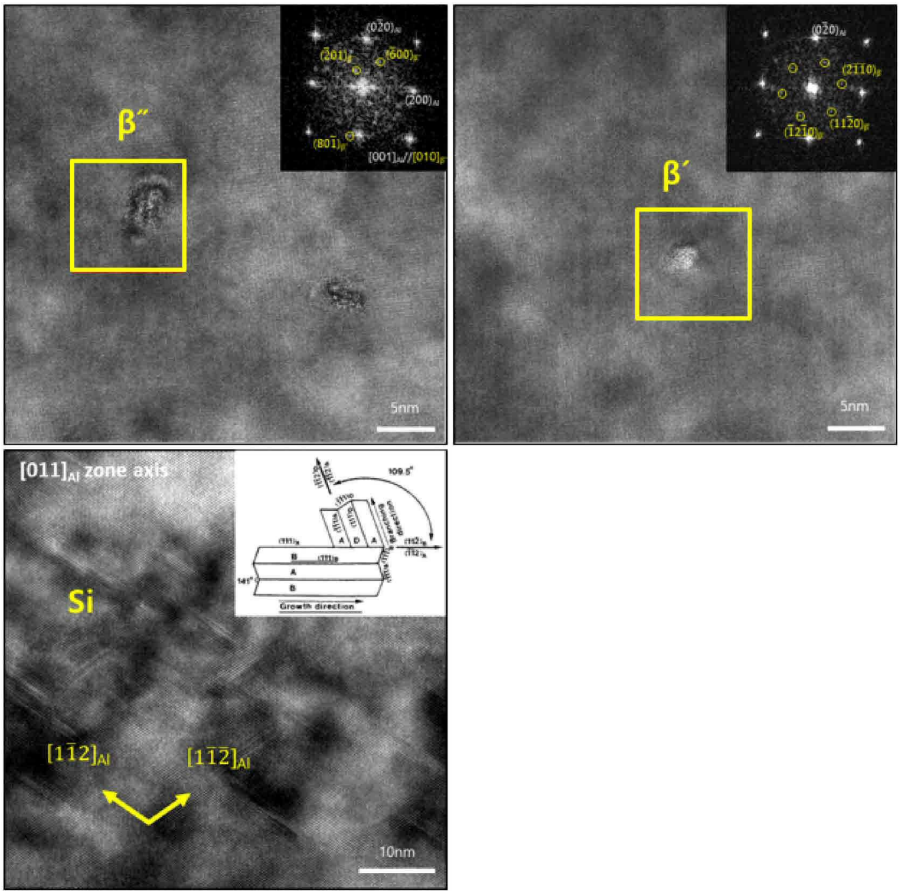
도면9



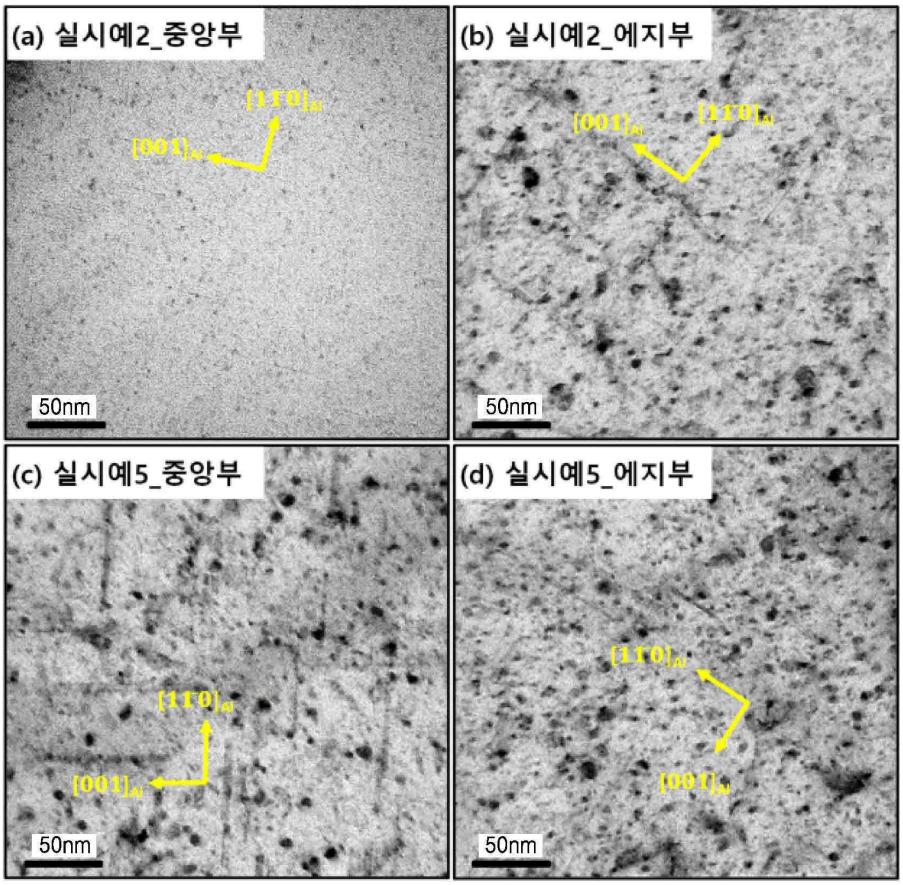
도면10


(a) 실시예2
SDAS: 25.2 ±1.0 μm
공정 Mg_2Si
공정 Al_3Fe
α-Al
40μm
(b) 실시예5
SDAS: 21.7 ±0.3 μm
공정 Mg_2Si
40μm

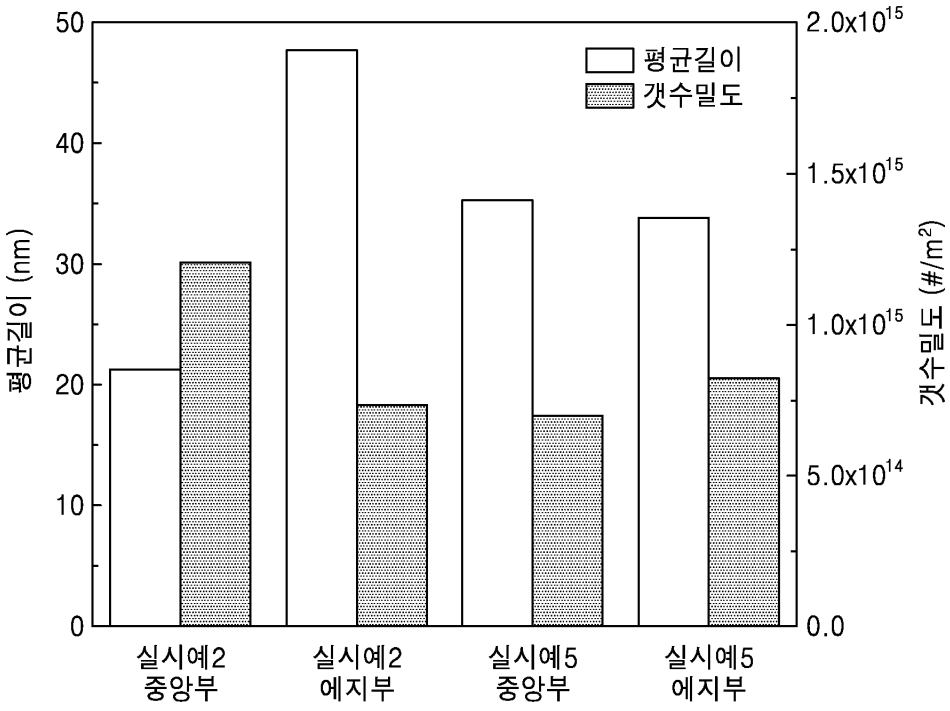
도면11



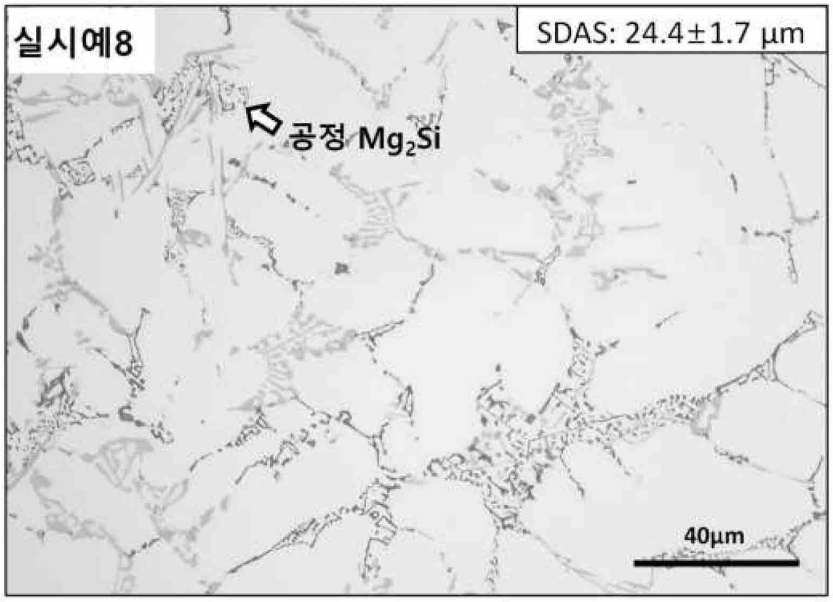
도면12


(a) 실시예2_중앙부
(b) 실시예2_에지부
(c) 실시예5_중앙부
(d) 실시예5_에지부
50nm

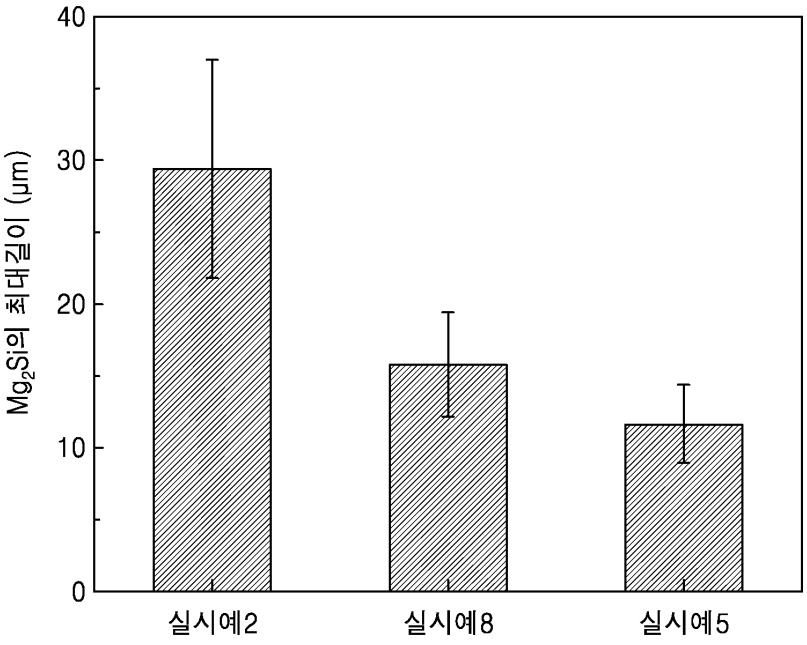
도면13


평균길이
갯수밀도
평균길이 (nm)
갯수밀도 (#/m²)
0
10
20
30
40
50
0.0
5.0x10¹⁴
1.0x10¹⁵
1.5x10¹⁵
2.0x10¹⁵
실시예2 중앙부
실시예2 에지부
실시예5 중앙부
실시예5 에지부

도면14


실시예8
SDAS: 24.4±1.7 μm
공정 Mg_2Si
40μm

도면15


Mg_2Si의 최대길이 (μm)
40
30
20
10
0
실시예2
실시예8
실시예5

도면16

