(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2023-0055974
(43) 공개일자 2023년04월26일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 21/02 (2006.01) *B22D 21/00* (2006.01)
C22F 1/043 (2006.01)
(52) CPC특허분류
C22C 21/02 (2013.01)
B22D 21/007 (2013.01)
(21) 출원번호 10-2022-0133388
(22) 출원일자 2022년10월17일
심사청구일자 2022년10월17일
(30) 우선권주장
1020210138250 2021년10월18일 대한민국(KR)

(71) 출원인
한국재료연구원
경상남도 창원시 성산구 창원대로 797 (상남동)
(72) 발명자
조영희
경상남도 창원시 성산구 토월로27번길 18, 107동 1003호
김수현
경상남도 창원시 성산구 토월로27번길 18, 105동 902호
(뒷면에 계속)
(74) 대리인
이인행

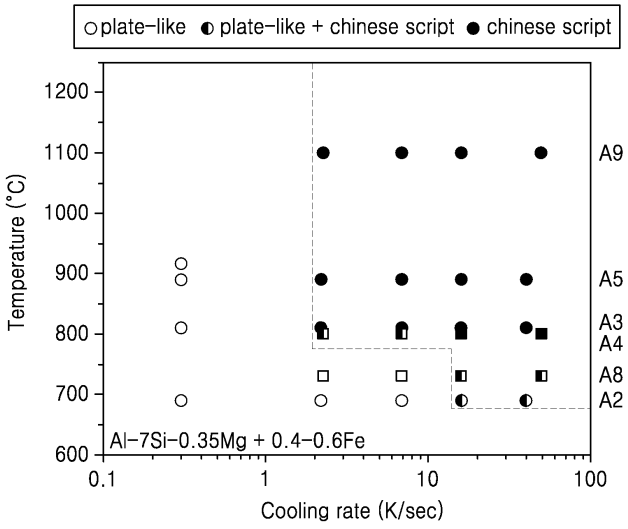
전체 청구항 수 : 총 14 항

(54) 발명의 명칭 **고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금 및 그 제조방법**

(57) 요 약

본 발명은 6.5 중량% 이상 내지 11.5 중량% 이하의 실리콘(Si); 0.2 중량% 이상 내지 0.4 중량% 이하의 마그네슘(Mg); 0.32 중량% 이상 내지 0.85 중량% 이하의 철(Fe); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 불가피한 불순물;을 포함하고, 알루미늄 기지 내 입방정(cubic) 결정구조를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물을 포함하는, 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금을 제공한다.

대 표 도 - 도5a



(52) CPC특허분류
C22F 1/043 (2013.01)
(72) 발명자
어광준
경상남도 창원시 성산구 삼정자로 79
이정무
경상남도 창원시 성산구 삼정자로 79, 115동 502호
김수배
경상남도 창원시 성산구 용지로21번길
이승욱
경상남도 창원시 성산구 원이대로863번길 7

이 발명을 지원한 국가연구개발사업

과제고유번호	1711157563
과제번호	2020M3H4A310632812
부처명	과학기술정보통신부
과제관리(전문)기관명	한국연구재단
연구사업명	나노소재기술개발
연구과제명	대용량 고전압 제너레이터 전장 쉴드 경량금속 핵심소재기술 개발(1단계)(3/3)
기 여 율	1/1
과제수행기관명	한국재료연구원
연구기간	2022.01.01 ~ 2022.12.31

명 세 서

청구범위

청구항 1

6.5 중량% 이상 내지 11.5 중량% 이하의 실리콘(Si);

0.2 중량% 이상 내지 0.4 중량% 이하의 마그네슘(Mg);

0.32 중량% 이상 내지 0.85 중량% 이하의 철(Fe); 및

잔부는 알루미늄(Al) 및 불가피한 불순물;을 포함하고,

알루미늄 기지 내 입방정(cubic) 결정구조를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물을 포함하는,

고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금.

청구항 2

제 1 항에 있어서,

상기 입방정(cubic) 결정구조를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물은 α-AlMnSi상과 동일한 결정구조를 갖되, Mn을 포함하지 않으면서 β-Al_5FeSi 금속간화합물로부터 상변화된 것을 특징으로 하는,

고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금.

청구항 3

제 2 항에 있어서,

상기 알루미늄 주조합금은 상기 β-Al_5FeSi 금속간화합물을 중화시키기 위한 첨가제로서 망간(Mn), 코발트(Co), 크롬(Cr) 또는 몰리브덴(Mo)을 함유하지 않는 것을 특징으로 하는,

고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금.

청구항 4

제 2 항에 있어서,

상기 α-AlFeSi 금속간화합물은 Al: 74.9 내지 86.7 at.%, Fe: 6.9 내지 14.3 at.%, Si: 6.2 내지 11.3 at.%의 조성을 가지는 것을 특징으로 하는,

고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금.

청구항 5

제 1 항에 있어서,

100 MPa내지 140 MPa 범위의 항복강도, 180 MPa 내지 220 MPa 범위의 최대인장강도, 2.5% 내지 8.5% 범위의 연신율 및 160 W/mK 내지 190 W/mK 범위의 열전도도를 가지는,

고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금.

청구항 6

6.5 중량% 이상 내지 11.5 중량% 이하의 실리콘(Si); 0.2 중량% 이상 내지 0.4 중량% 이하의 마그네슘(Mg); 0.32 중량% 이상 내지 0.85 중량% 이하의 철(Fe); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 불가피한 불순물;을 포함하는 알루미늄 주조합금 용탕을 제공하는 제 1 단계; 및

알루미늄 기지 내 입방정(cubic) 결정구조를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물을 포함하도록, 상기 알루미늄 주조합금 용탕의 액상선 온도보다 높은 온도에서 외부에너지를 인가한 후 냉각하는 제 2 단계;를 포함하는,

고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법.

청구항 7

제 6 항에 있어서,

상기 제 2 단계는 상기 알루미늄 주조합금 용탕을 액상선 온도보다 200℃ 내지 300℃ 높은 온도에서 유지한 후 1K/sec 이상의 냉각속도로 냉각하는 단계를 포함하는,

고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법.

청구항 8

제 6 항에 있어서,

상기 제 2 단계는 상기 알루미늄 주조합금 용탕을 액상선 온도보다 100℃ 내지 150℃ 높은 온도에서 유지한 후 10K/sec 이상의 냉각속도로 냉각하는 단계를 포함하는,

고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법.

청구항 9

제 7 항 또는 제 8 항에 있어서,

상기 알루미늄 주조합금 용탕을 액상선 온도보다 높은 온도에서 1시간 내지 2시간 유지하는 것을 특징으로 하는,

고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법.

청구항 10

제 7 항 또는 제 8 항에 있어서,

상기 알루미늄 주조합금 용탕을 액상선 온도보다 높은 온도에서 초음파를 인가하여 1분 내지 2분 유지하는 것을 특징으로 하는,

고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법.

청구항 11

제 7 항 또는 제 8 항에 있어서,

상기 제 2 단계는 단사정(monoclinic) 결정구조를 가지는 β-Al_5FeSi 금속간화합물로부터 입방정(cubic) 결정구조를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물로 상변화하는 단계를 포함하는,

고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법.

청구항 12

제 7 항 또는 제 8 항에 있어서,

상기 제 2 단계는 상기 β-Al_5FeSi 금속간화합물의 생성이 Al-Si 공정반응보다 먼저 일어나며, 알루미늄 기지인 α-Al상이 상기 β-Al_5FeSi 금속간화합물보다 먼저 생성되는 것을 특징으로 하는,

고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법.

청구항 13

6.5 중량% 이상 내지 11.5 중량% 이하의 실리콘(Si);

0.2 중량% 이상 내지 0.4 중량% 이하의 마그네슘(Mg);

0.2 중량% 이상 내지 0.3 중량% 이하의 철(Fe); 및

잔부는 알루미늄(Al) 및 불가피한 불순물;을 포함하고,

알루미늄 기지 내 입방정(cubic) 결정구조를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물을 포함하는,

고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금.

청구항 14

6.5 중량% 이상 내지 11.5 중량% 이하의 실리콘(Si); 0.2 중량% 이상 내지 0.4 중량% 이하의 마그네슘(Mg); 0.2 중량% 이상 내지 0.3 중량% 이하의 철(Fe); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 불가피한 불순물;을 포함하는 알루미늄 주조합금 용탕을 제공하는 제 1 단계; 및

알루미늄 기지 내 입방정(cubic) 결정구조를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물을 포함하도록, 상기 알루미늄 주조합금 용탕의 액상선 온도보다 높은 온도에서 외부에너지를 인가한 후 냉각하는 제 2 단계;를 포함하는,

고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법.

발명의 설명

기 술 분 야

[0001] 본 발명은 알루미늄 합금 및 그 제조 방법에 관한 것으로서, 보다 상세하게는 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금 및 그 제조방법에 관한 것이다.

배 경 기 술

[0002] 환경규제 및 연비향상에 대한 요구로 전기동력 기반차 시장이 급속하게 팽창하고 있다. 전기동력 기반차의 경우 배터리, 전장부품, 안전부품의 증가에 따라 주행거리 확보를 위한 경량화 기술이 필수적이며, 특히 주요 전장 모듈의 완제품 성능과 수명에 직접적으로 영향을 주는 알루미늄 고방열 특성 확보가 중요하다. 알루미늄 합금에 있어서 일반적으로 상반관계를 갖는 "고강도 vs. 고연신", "고강도 vs. 고열전도도" 및 "고유동 vs. 고열전도도" 특성을 고려한 고특성 알루미늄 주조용 소재기술은 절대적으로 부족한 상황이다.

[0003] 한편, 알루미늄 리사이클링은 순원료에서 금속을 만드는데 필요한 에너지의 약 95%를 절약할 수 있다고 보고되고 있다. 이러한 강력한 경제적, 환경적 이점에도 불구하고 재활용 과정에서 알루미늄 합금은 0.4 내지 0.8 중량% 수준의 Fe가 주요 불순물로 축적되는데, 이는 소재의 연성을 저하시킴으로써 많은 자동차 부품업계에서 스크랩 사용을 제한하는 원인으로 작용한다.

[0004] Al-Si 합금에 소량의 Fe가 존재하면 알루미늄 기지와의 응집력이 낮으면서 단단하고 부서지기 쉬운 Fe계 금속간화합물인 β-Al_5FeSi상이 생성된다고 보고되고 있다. 예를 들어, Al-7Si합금에 0.4 중량% 이상의 Fe를 첨가하면 응고 중에 Al-Si 공정반응 이전에 수백 ㎛에 이르는 조대한 침상의 β-Al_5FeSi상이 생성된다. 실제 현장에서는, β-Al_5FeSi 금속간화합물을 중화(neutralizing) 시키기 위하여 화학적 첨가제(예를 들어, Mn, Co, Cr, Mo)에 의한 개량처리를 시도하고 있다. 그러나, 이러한 연구들은 주로 현상적인 부분에 대한 보고에 제한될 뿐 생성상 제어기구 및 물리적/기계적 특성과의 연관성에 관한 연구는 전무한 상황이다.

[0005] 관련선행기술문헌으로 대한민국 특허공개번호 2016-0048777호가 있다.

발명의 내용

해결하려는 과제

[0006] 본 발명이 이루고자 하는 기술적 과제는 고강도, 고연신 및 고열전도도인 알루미늄 주조합금을 제공하고 그 제조방법을 제공하는 것이다. 상술한 바와 같이, 조대한 침상의 β-Al_5FeSi 상이 생성되면 재료의 강도, 연성, 전도도 측면에서 불리하게 작용될 수 있으나, 발상의 전환으로 이러한 Fe계 금속간화합물 생성상을 제어함으로써 '강도와 연신율'을 동시에 증가시킬 수 있는 알루미늄 주조합금을 제공하고 그 제조방법을 제공하고자 한다.

과제의 해결 수단

[0007] 상기 과제를 해결하기 위한 본 발명의 일 실시예에 따른 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금은 6.5 중

량% 이상 내지 11.5 중량% 이하의 실리콘(Si); 0.2 중량% 이상 내지 0.4 중량% 이하의 마그네슘(Mg); 0.32 중량% 이상 내지 0.85 중량% 이하의 철(Fe); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 불가피한 불순물;을 포함하고, 알루미늄 기지 내 입방정(cubic) 결정구조를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물을 포함한다.

[0008] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금에서, 상기 입방정(cubic) 결정구조를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물은 α-AlMnSi상과 동일한 결정구조를 갖되, Mn을 포함하지 않으면서 β-Al_5FeSi 금속간화합물로부터 상변화될 수 있다.

[0009] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금에서, 상기 알루미늄 주조합금은 상기 β-Al_5FeSi 금속간화합물을 중화시키기 위한 첨가제로서 망간(Mn), 코발트(Co), 크롬(Cr) 또는 몰리브덴(Mo)을 함유하지 않는 것을 특징으로 한다. β-Al_5FeSi 금속간화합물을 중화시킨다는 것은 β-Al_5FeSi 금속간화합물의 형상 등을 제어하거나 상변태를 통하여 취성을 저감시킨다는 구성을 포함한다.

[0010] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금에서, 상기 α-AlFeSi 금속간화합물은 Al: 74.9 내지 86.7 at.%, Fe: 6.9 내지 14.3 at.%, Si: 6.2 내지 11.3at.%의 조성을 가질 수 있다.

[0011] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금에서, 100 MPa 내지 140 MPa 범위의 항복강도, 180 MPa 내지 220 MPa 범위의 최대인장강도, 2.5% 내지 8.5% 범위의 연신율 및 160 W/mK 내지 190 W/mK 범위의 열전도도를 가질 수 있다.

[0012] 상기 과제를 해결하기 위한 본 발명의 일 실시예에 따른 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법은 6.5 중량% 이상 내지 11.5 중량% 이하의 실리콘(Si); 0.2 중량% 이상 내지 0.4 중량% 이하의 마그네슘(Mg); 0.32 중량% 이상 내지 0.85 중량% 이하의 철(Fe); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 불가피한 불순물;을 포함하는 알루미늄 주조합금 용탕을 제공하는 제 1 단계; 및 알루미늄 기지 내 입방정(cubic) 결정구조를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물을 포함하도록, 상기 알루미늄 주조합금 용탕의 액상선 온도보다 높은 온도에서 외부에너지를 인가한 후 냉각하는 제 2 단계;를 포함한다.

[0013] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법에서, 상기 제 2 단계는 상기 알루미늄 주조합금 용탕을 액상선 온도보다 200℃ 내지 300℃ 높은 온도에서 유지한 후 1K/sec 이상의 냉각속도로 냉각하는 단계를 포함할 수 있다.

[0014] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법에서, 상기 제 2 단계는 상기 알루미늄 주조합금 용탕을 액상선 온도보다 100℃ 내지 150℃ 높은 온도에서 유지한 후 10K/sec 이상의 냉각속도로 냉각하는 단계를 포함할 수 있다.

[0015] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법에서, 상기 알루미늄 주조합금 용탕을 액상선 온도보다 높은 온도에서 1시간 내지 2시간 유지하는 것을 특징으로 할 수 있다.

[0016] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법에서, 상기 알루미늄 주조합금 용탕을 액상선 온도보다 높은 온도에서 초음파를 인가하여 1분 내지 2분 유지하는 것을 특징으로 할 수 있다.

[0017] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법에서, 상기 제 2 단계는 단사정(monoclinic) 결정구조를 가지는 β-Al_5FeSi 금속간화합물로부터 입방정(cubic) 결정구조를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물로 상변화하는 단계를 포함할 수 있다.

[0018] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법에서, 상기 제 2 단계는 상기 β-Al_5FeSi 금속간화합물의 생성이 Al-Si 공정반응보다 먼저 일어나며, 알루미늄 기지인 α-Al상이 상기 β-Al_5FeSi 금속간화합물보다 먼저 생성될 수 있다.

[0019] 상기 과제를 해결하기 위한 본 발명의 다른 실시예에 따른 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금은 6.5 중량% 이상 내지 11.5 중량% 이하의 실리콘(Si); 0.2 중량% 이상 내지 0.4 중량% 이하의 마그네슘(Mg); 0.2 중량% 이상 내지 0.3 중량% 이하의 철(Fe); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 불가피한 불순물;을 포함하고, 알루미늄 기지 내 입방정(cubic) 결정구조를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물을 포함한다.

[0020] 상기 과제를 해결하기 위한 본 발명의 다른 실시예에 따른 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법은 6.5 중량% 이상 내지 11.5 중량% 이하의 실리콘(Si); 0.2 중량% 이상 내지 0.4 중량% 이하의 마그네슘(Mg); 0.2 중량% 이상 내지 0.3 중량% 이하의 철(Fe); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 불가피한 불순물;을 포함하는

알루미늄 주조합금 용탕을 제공하는 제 1 단계; 및 알루미늄 기지 내 입방정(cubic) 결정구조를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물을 포함하도록, 상기 알루미늄 주조합금 용탕의 액상선 온도보다 높은 온도에서 외부에너지를 인가한 후 냉각하는 제 2 단계;를 포함한다.

발명의 효과

[0021] 본 발명의 실시예에 따르면, 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금 및 그 제조방법을 구현할 수 있다. 이에 의하면, 알루미늄 주조재의 허용 철(Fe) 함량 수준을 늘리면서, 강도를 향상시키는 동시에 연신율의 저하가 없는 알루미늄 주조재 합금 및 합금을 제조하는 방법을 구현할 수 있다. 구체적으로, 주조용 알루미늄 액상금속의 구조(예를 들어, 본딩(bonding), 클러스터링(clustering))를 붕괴할 수 있는 외부에너지를 액상금속에 인가하여 금속간화합물과 같은 생성상을 제어하며, 응고 중에 생성되는 정출상, 금속간화합물의 종류, 크기, 분포 등의 변화를 유도함으로써 강도, 전도도, 연성 등 상반특성을 동시에 향상시킬 수 있는 고강도, 고연신 및 고열전도도인 알루미늄 주조합금 및 그 제조방법을 구현한다.

[0022] 물론 이러한 효과에 의해 본 발명의 범위가 한정되는 것은 아니다.

도면의 간단한 설명

[0023] 도 1은 Al-Si-Fe 삼원계 액상선투영 상태도(liquidus projection)를 나타낸 도면이다.

도 2는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 합금 주조재를 형성하기 위하여 사용된 스텝 몰드를 도시하는 개략도이다.

도 3 및 도 4는 본 발명의 실험예들에서 냉각속도에 따른 알루미늄 주조합금의 미세조직을 촬영한 사진들이다.

도 5a는 본 발명의 실험예들에서 외부에너지 인가 온도 및 방법과 냉각속도에 따른 미세조직의 형태를 나타낸 그래프이다.

도 5b는 본 발명의 실험예들에서 알루미늄 주조합금 용탕온도 800℃에서 유지시간에 따른 미세조직의 형태를 나타낸 그래프이다.

도 5c는 본 발명의 실험예들에서 알루미늄 주조합금 용탕온도 600 ~ 800℃로 가열 및 냉각속도 0.8K/s에서 응고시킨 알루미늄 주조합금의 후방산란전자 이미지를 나타낸 도면이다.

도 6 내지 도 12는 각각의 액상공정 후 2.2 K/s 냉각속도에서 응고시킨 합금에 대한 후방산란전자이미지 및 3차원 미세조직을 보여주는 도면이다.

도 13은 본 발명의 알루미늄 주조합금 제조방법에서 β-Al_5FeSi 금속간화합물 결정구조를 분석한 사진들이다.

도 14는 본 발명의 알루미늄 주조합금 제조방법에서 α-AlFeSi 금속간화합물 결정구조를 분석한 사진들이다.

도 15 내지 도 32는 상술한 본 발명의 실험예A에 따른 알루미늄 주조합금의 물성을 나타낸 도면들이다.

도 33 및 도 34는 본 발명의 실험예11 내지 실험예13에서 냉각속도에 따른 알루미늄 주조직후(as cast)의 미세조직을 촬영한 사진들이다.

도 35 및 도 36은 본 발명의 실험예14 내지 실험예16에서 냉각속도에 따른 알루미늄 주조직후(as cast)의 미세조직을 촬영한 사진들이다.

도 37은 본 발명의 실험예14 내지 실험예16에서 냉각속도에 따른 알루미늄 주조직후(as cast)의 인장 특성을 비교한 그래프이다.

도 38 내지 도 40은 본 발명의 실험예14 내지 실험예16에서 냉각속도에 따른 알루미늄 주조직후(as cast)의 열전도도 특성을 비교한 그래프이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0024] 본 발명의 일 실시예에 따른 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금 및 그 제조방법을 상세하게 설명한다. 후술되는 용어들은 본 발명에서의 기능을 고려하여 적절하게 선택된 용어들로서, 이러한 용어들에 대한 정의는 본 명세서 전반에 걸친 내용을 토대로 내려져야 할 것이다.

[0025] 본 발명에서는 주조용 알루미늄 액상금속의 구조(예를 들어, 본딩(bonding), 클러스터링(clustering))를 붕괴할

수 있는 외부에너지를 액상금속에 인가하여 금속간화합물과 같은 생성상을 제어한다. 응고 중에 생성되는 정출상, 금속간화합물의 종류, 크기, 분포 등의 변화를 유도함으로써 강도, 전도도, 연성 등 상반특성을 동시에 향상시킬 수 있는 고강도, 고연신 및 고열전도도인 알루미늄 주조합금 및 그 제조방법을 제공한다.

[0026] 본 발명의 일 실시예에 따른 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금은 6.5 중량% 이상 내지 11.5 중량% 이하의 실리콘(Si); 0.2 중량% 이상 내지 0.4 중량% 이하의 마그네슘(Mg); 0.32 중량% 이상 내지 0.85 중량% 이하의 철(Fe); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 불가피한 불순물;을 포함하고, 알루미늄 기지 내 입방정(cubic) 결정구조를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물을 포함한다.

[0027] 상기 알루미늄 주조합금은 스트론튬(Sr): 0.02중량% 이하, 티타늄(Ti): 0.15중량% 이하 또는 지르코늄(Zr): 0.15중량% 이하를 더 포함할 수도 있다.

[0028] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금에서, 상기 입방정(cubic) 결정구조를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물은 α-AlMnSi상과 동일한 결정구조를 갖되, Mn을 포함하지 않으면서 β-Al_5FeSi 금속간화합물로부터 상변화될 수 있다. 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금은 망간을 함유하지 않으므로 최종 조직에서 α-AlMnSi상을 포함하지 않는다. 다만, 상기 입방정(cubic) 결정구조를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물은 α-AlMnSi상과 동일한 결정구조를 가진다는 의미이다.

[0029] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금에서, 상기 알루미늄 주조합금은 상기 β-Al_5FeSi 금속간화합물을 중화시키기 위한 첨가제로서 망간(Mn), 코발트(Co), 크롬(Cr) 또는 몰리브덴(Mo)을 함유하지 않는 것을 특징으로 한다.

[0030] 표 1은 본 발명의 일 실시예에 따른 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금에서 구현된 α-AlFeSi 금속간화합물들의 조성을 분석한 결과를 나타낸 것이다.

표 1

[0031]

	Al(wt%)	Fe(wt%)	Si(wt%)	Al(at%)	Fe(at%)	Si(at%)
spectrum 1	70.7	19.36	9.94	78.9	10.44	10.66
spectrum 2	72.79	17.86	9.35	80.52	9.94	9.54
spectrum 3	67.13	22.5	10.37	76.32	12.36	11.32
spectrum 4	72.38	17.86	9.76	80.08	9.55	10.37
spectrum 5	71.38	18.98	9.64	79.48	10.21	10.31
spectrum 13	68.26	22.52	9.22	77.57	12.36	10.07
spectrum 14	68.68	22.6	8.72	78.06	12.42	9.52
sepctrum 15	74.98	16.5	8.52	82.27	8.74	8.99
spectrum 16	69.08	20.93	9.99	77.8	11.39	10.81
sepctrum 17	65.18	25.19	9.63	75.27	14.05	10.68
spectrum 18	69.2	21.61	9.19	78.22	11.8	9.98
spectrum 19	64.85	25.26	9.89	74.93	14.1	10.97
spectrum 20	69.14	22.39	8.47	78.49	12.28	9.23
spectrum 25	64.88	25.6	9.52	75.09	14.32	10.59
spectrum 26	65.27	25.17	9.56	75.36	14.04	10.6
spectrum 29	73.73	18.52	7.75	81.81	9.93	8.26
spectrum 30	80.52	13.43	6.05	86.74	6.99	6.27
spectrum 31	72.71	19.24	8.05	81.03	10.36	8.61
spectrum 34	74.08	17.75	8.17	81.86	9.47	8.67
average	70.26	20.70	9.04	78.94	11.30	9.76
STDEV	4.1024	3.40	1.04	3.04	2.04	1.23
min	64.85	13.43	6.05	74.93	6.99	6.27
max	80.52	25.6	10.37	86.74	14.32	11.32

[0032] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금에서, 상기 α-AlFeSi 금속간화합물은 Al: 74.9 내지 86.7 at.%, Fe: 6.9 내지 14.3 at.%, Si: 6.2 내지 11.3at.%의 조성을 가질 수 있다. 도 1은 Al-Si-Fe 삼원계 액상선투영 상태도(liquidus projection)를 나타낸 도면이다.

[0033] 도 1을 참조하면, 본 발명의 일 실시예에 따른 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금은 Al-Si계 합금에서 Fe가 첨가된 합금으로서, Al-Si-Fe 삼원계 액상선투영 상태도(liquidus projection)따른 응고경로 과정에서

β-Al_5FeSi상이 생성될 수 있는 Al, Si, Fe 조성범위로 한정될 수 있다.

[0034] 본 발명의 일 실시예에 따른 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금에서 철(Fe)의 조성범위는 0.32 중량% 이상 내지 0.85 중량% 이하일 수 있다. 철(Fe)의 함량이 0.32 중량%보다 낮을 경우, Al-7Si-xFe 합금의 응고과정에서 β-Al_5FeSi상 생성보다 Al-Si 공정반응이 먼저 일어날 수 있다. 반면, 철(Fe)의 함량이 0.85 중량%를 초과하는 경우, 응고 중에 기지인 α-Al상보다 β-Al_5FeSi상이 먼저 생성될 수 있다. 따라서, 본 발명의 일 실시예에 따른 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금에서 철(Fe)의 조성범위는 0.32 중량% 이상 내지 0.85 중량% 이하로 제어하는 것이 바람직하다.

[0035] 본 발명의 일 실시예에 따른 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금에서 실리콘(Si)의 조성범위는 6.5 중량% 이상 내지 11.5 중량% 이하일 수 있다. 실리콘(Si)의 함량이 6.5 중량%보다 낮을 경우, 용탕의 유동도가 저하되어 주조성을 확보하기 어려울 수 있다. 반면, 실리콘(Si)의 함량이 11.5 중량%를 초과하는 경우, 알루미늄 주조합금의 열전도도가 감소할 수 있다.

[0036] 본 발명의 일 실시예에 따른 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금에서 마그네슘(Mg)의 조성범위는 0.2 중량% 이상 내지 0.4 중량% 이하일 수 있다. 마그네슘(Mg)의 함량이 0.2 중량%보다 낮을 경우, 알루미늄 주조합금의 시효 경화능이 저하되어 강도가 감소할 수 있다. 반면, 마그네슘(Mg)의 함량이 0.4 중량%를 초과하는 경우, 알루미늄 주조합금의 연성이 감소할 수 있다.

[0037] 한편, 본 발명의 일 실시예에 따른 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법은 6.5 중량% 이상 내지 11.5 중량% 이하의 실리콘(Si); 0.2 중량% 이상 내지 0.4 중량% 이하의 마그네슘(Mg); 0.32 중량% 이상 내지 0.85 중량% 이하의 철(Fe); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 불가피한 불순물;을 포함하는 알루미늄 주조합금 용탕을 제공하는 제 1 단계; 및 알루미늄 기지 내 입방정(cubic) 결정구조를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물을 포함하도록, 상기 알루미늄 주조합금 용탕의 액상선 온도보다 높은 온도에서 외부에너지를 인가한 후 냉각하는 제 2 단계;를 포함한다.

[0038] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법에서, 상기 제 2 단계는 상기 알루미늄 주조합금 용탕을 액상선 온도보다 200℃ 내지 300℃ 높은 온도에서 유지한 후 1K/sec 이상의 냉각속도로 냉각하는 단계를 포함할 수 있다. 예를 들어, 상기 냉각속도는 1K/sec 이상 100K/sec 이하의 범위를 가질 수 있다.

[0039] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법에서, 상기 제 2 단계는 상기 알루미늄 주조합금 용탕을 액상선 온도보다 100℃ 내지 150℃ 높은 온도에서 유지한 후 10K/sec 이상의 냉각속도로 냉각하는 단계를 포함할 수 있다. 예를 들어, 상기 냉각속도는 10K/sec 이상 100K/sec 이하의 범위를 가질 수 있다.

[0040] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법에서, 상기 제 2 단계에서 상기 알루미늄 주조합금 용탕의 온도가 액상선 온도보다 높되, 용탕의 온도와 액상선 온도의 차가 작을수록, 상기 냉각속도가 크도록 제어하는 것이 필요하다.

[0041] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법에서, 상기 알루미늄 주조합금 용탕을 액상선 온도보다 높은 온도에서 1시간 내지 2시간 유지하는 것을 특징으로 할 수 있다.

[0042] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법에서, 상기 알루미늄 주조합금 용탕을 액상선 온도보다 높은 온도에서 초음파를 인가하여 1분 내지 2분 유지하는 것을 특징으로 할 수 있다.

[0043] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법에서, 상기 제 2 단계는 단사정(monoclinic) 결정구조를 가지는 β-Al_5FeSi 금속간화합물로부터 입방정(cubic) 결정구조를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물로 상변화하는 단계를 포함할 수 있다.

[0044] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법에서, 상기 제 2 단계는 상기 β-Al_5FeSi 금속간화합물의 생성이 Al-Si 공정반응보다 먼저 일어나며, 알루미늄 기지인 α-Al상이 상기 β-Al_5FeSi 금속간화합물보다 먼저 생성될 수 있다.

[0045] **실험예**

[0046] 이하 본 발명의 이해를 돕기 위해 바람직한 실험예를 제시한다. 다만, 다음의 실험예는 본 발명의 이해를 돕기 위한 것일 뿐, 본 발명이 다음의 실험예에 의해 한정되는 것은 아니다.

[0047] 알루미늄 합금 주조재의 조성 및 공정 설계

[0048] 표 2는 본 발명의 실험예A에 따른 알루미늄 주조합금의 조성 및 공정 조건을 나타낸 것이다. 실험예A는 아공정 Al-Si 합금계 조성(단위: 중량%)에 대하여 평가한 것이다.

표 2

[0049]

	비고	Si	Mg	Fe	Mn	Sr	Al
Alloy 1	A356.2 (base alloy)	7.05	0.37	0.1	-	-	Bal.
Alloy 2	A356.2 + 0.4Fe	6.97	0.37	0.44	-	-	Bal.
Alloy 3	Alloy2 with TR@800°C	6.5 - 7.5	0.34	0.42	-	-	Bal.
Alloy 4	Alloy2 with UST@800°C	6.5 - 7.5	0.35	0.51	-	-	Bal.
Alloy 5	Alloy2 with TR@900°C	6.5 - 7.5	0.35	0.44	-	-	Bal.
Alloy 6	Alloy5 with re-melting	6.5 - 7.5	0.31	0.49	-	-	Bal.
Alloy 7	A356.2 + 0.6Fe	6.99	0.30	0.61	-	-	Bal.
Alloy 8	Alloy7 with UST@700°C	6.93	0.29	0.61	-	-	Bal.
Alloy 9	Alloy7 with TR@1100°C	6.88	0.23	0.61	-	-	Bal.

[0050] 본 실험예에서는 Fe계 금속간화합물 생성상 제어를 위하여 액상금속을 용해하는 단계에서 통상적인 주조 방법과 더불어 다음의 두 가지 액상공정(Thermal Rate(TR), Ultrasonic treatment(UST))을 실시하였다. Thermal Rate는 용탕을 과열시킨 상태로 일정시간 유지하는 처리 방법을 의미한다. 표 2에서 'TR' 항목은 용탕을 설정온도에서 1 시간 유지 후 약 700℃로 냉각시킨 후 금형에 주입하여 주조하는 공정을 의미하며, 'UST' 항목은 설정온도의 용탕에서 1 분간 초음파 처리 후 약 700℃로 냉각시킨 후 금형에 주입하여 주조하는 공정을 의미한다.

[0051] 표 2에서 실험예1인 'Alloy 1' 항목은 A356.2 합금에 해당하며, 실험예2인 'Alloy 2' 항목은 A356.2 합금 대비 철(Fe)의 함량이 약 0.3 ~ 0.4중량% 만큼 더 많은 합금에 해당하며, 실험예3인 'Alloy 3' 항목은 Alloy 2 합금의 용탕을 설정온도 800℃에서 1 시간 유지 후 용탕을 약 700℃로 냉각시킨 후 금형에 주입하여 주조하는 공정을 적용한 경우이며, 실험예4인 'Alloy 4' 항목은 Alloy 2 합금의 용탕을 800℃에서 1 분간 초음파 처리 후 약 700℃로 냉각시킨 후 금형에 주입하여 주조하는 공정을 적용한 경우이며, 실험예5인 'Alloy 5' 항목은 Alloy 2 합금의 용탕을 설정온도 900℃에서 1 시간 유지 후 용탕을 약 700℃로 냉각시킨 후 금형에 주입하여 주조하는 공정을 적용한 경우이며, 실험예6인 Alloy 6' 항목은 상기 Alloy 5 조건의 공정을 적용한 후 재용융을 거친 경우에 해당한다. 한편, 실험예7인 'Alloy 7' 항목은 A356.2 합금 대비 철(Fe)의 함량이 약 0.5 ~ 0.6중량% 만큼 더 많은 합금에 해당하며, 실험예8인 'Alloy 8' 항목은 Alloy 7 합금의 용탕을 700℃에서 1 분간 초음파 처리 후 약 700℃의 온도에서 금형에 주입하여 주조하는 공정을 적용한 경우이며, 'Alloy 9' 항목은 Alloy 7 합금의 용탕을 설정온도 1100℃에서 1 시간 유지 후 용탕을 약 700℃로 냉각시킨 후 금형에 주입하여 주조하는 공정을 적용한 경우에 해당한다.

[0052] 도 2는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 합금 주조재를 형성하기 위하여 사용된 스텝 몰드를 도시하는 개략도이다.

[0053] 본 발명의 실험예에서는 약 8kg를 갖는 합금을 유도용해로 및 전기저항식 용해로를 이용하여 통상적인 용해온도인 700℃에서 용해시키고, 도 2와 같은 스텝 몰드(냉각속도 2.2 K/s ~ 40 K/s)에 용탕을 부어 주조하는 공정을 적용하였다. 상기 Alloy 1 내지 6은 전기저항식 용해로에서 용해 및 탈가스 처리를 적용하였으며, 주입온도는 모두 700℃로 고정하였다. 한편, 상기 Alloy 7 내지 9는 유도용해로에서 용해하되, 탈가스 처리를 적용하지는 않았으며, 주입온도는 모두 700℃로 고정하였다.

[0054] 도 3 및 도 4는 본 발명의 실험예들에서 냉각속도에 따른 알루미늄 주조합금의 미세조직을 촬영한 사진들이고, 도 5a는 본 발명의 실험예들에서 외부에너지 인가 온도 및 방법과 냉각속도에 따른 미세조직의 형태를 나타낸 그래프이다.

[0055] 한편, 도 6 내지 도 12는 본 발명의 실험예에 따른 미세조직의 2차원 형태 내지 3차원 형태를 촬영한 사진들이다. 구체적으로, 도 6은 본 발명의 실험예에서 Alloy 9의 미세조직의 2차원 형태를 촬영한 주사전자현미경 사진

이고, 도 7은 본 발명의 실험예에서 Alloy 9의 미세조직의 3차원 형태를 촬영한 이미지 사진이고, 도 8은 본 발명의 실험예에서 Alloy 3의 미세조직의 2차원 형태를 촬영한 주사전자현미경 사진이고, 도 9는 본 발명의 실험예에서 Alloy 4의 미세조직의 2차원 형태를 촬영한 주사전자현미경 사진이고, 도 10은 본 발명의 실험예에서 Alloy 4의 미세조직의 3차원 형태를 촬영한 이미지 사진이고, 도 11은 본 발명의 실험예에서 Alloy 2의 미세조직의 2차원 형태를 촬영한 주사전자현미경 사진이고, 도 12는 본 발명의 실험예에서 Alloy 2의 미세조직의 3차원 형태를 촬영한 이미지 사진이다.

[0056] 도 3 내지 도 12를 참조하면, 알루미늄 주조합금 용탕의 액상선 온도(약 600℃)보다 높은 온도에서 외부에너지를 인가한 후 냉각하는 공정을 수행함에 있어서, 상기 알루미늄 주조합금 용탕을 액상선 온도보다 200℃ 내지 300℃ 높은 온도(대략 800℃ 내지 900℃)에서 유지한 후 1K/sec 이상의 냉각속도로 냉각하는 경우, 판 형태(plate-like)를 가지는 β-Al_5FeSi 금속간화합물로부터 중국 문자(Chinese script)의 형태를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물로 상변화가 발생함을 확인할 수 있다. 상기 β-Al_5FeSi 금속간화합물은 3차원적으로 판 형태(plate-like)를 가지며, 2차원 단면 상에서는 침상의 형태를 가질 수 있다.

[0057] 실험예 Alloy 5에서 표 2의 조성을 가지는 합금(A5)의 용탕을 설정온도 900℃에서 1 시간 유지 후 주입온도 700℃로 낮추고, 용탕을 1K/sec 이상(2.2K/sec, 6.9K/sec, 16K/sec, 40K/sec)의 냉각속도로 금형에 주입하여 주조하는 공정을 적용한 경우 판 형태(plate-like)를 가지는 β-Al_5FeSi 금속간화합물은 모두 중국 문자(Chinese script)의 형태를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물로 상변화가 발생하였음을 확인할 수 있다.

[0058] 실험예 Alloy 3에서 표 2의 조성을 가지는 합금(A3)의 용탕을 설정온도 800℃에서 1 시간 유지 후 주입온도 700℃로 낮추고, 용탕을 1K/sec 이상(2.2K/sec, 6.9K/sec, 16K/sec, 40K/sec)의 냉각속도로 금형에 주입하여 주조하는 공정을 적용한 경우 판 형태(plate-like)를 가지는 β-Al_5FeSi 금속간화합물은 모두 중국 문자(Chinese script)의 형태를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물로 상변화가 발생하였음을 확인할 수 있다.

[0059] 실험예 Alloy 4에서 표 2의 조성을 가지는 합금(A4)의 용탕을 800℃에서 1 분간 초음파 처리 후 주입온도 700℃로 낮추고, 용탕을 1K/sec 이상(2.2K/sec, 6.9K/sec, 16K/sec, 40K/sec)의 냉각속도로 금형에 주입하여 주조하는 공정을 적용한 경우 판 형태(plate-like)를 가지는 β-Al_5FeSi 금속간화합물의 적어도 일부는 중국 문자(Chinese script)의 형태를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물로 상변화가 발생하였음을 확인할 수 있다. 나아가, 10K/sec 이상(16K/sec, 40K/sec)의 냉각속도로 금형에 주입하여 주조하는 공정을 적용한 경우 판 형태(plate-like)를 가지는 β-Al_5FeSi 금속간화합물은 모두 중국 문자(Chinese script)의 형태를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물로 상변화가 발생하였음을 확인할 수 있다.

[0060] 한편, 실험예 Alloy 9에서 표 2의 조성을 가지는 합금(A9)의 용탕을 설정온도 1100℃에서 1 시간 유지 후 주입온도 700℃로 낮추고, 용탕을 1K/sec 이상(2.2K/sec, 6.9K/sec, 16K/sec, 40K/sec)의 냉각속도로 금형에 주입하여 주조하는 공정을 적용한 경우 판 형태(plate-like)를 가지는 β-Al_5FeSi 금속간화합물은 모두 중국 문자(Chinese script)의 형태를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물로 상변화가 발생하였음을 확인할 수 있다.

[0061] 또한, 도 3 내지 도 12를 참조하면, 알루미늄 주조합금 용탕의 액상선 온도(약 600℃)보다 높은 온도에서 외부에너지를 인가한 후 냉각하는 공정을 수행함에 있어서, 상기 알루미늄 주조합금 용탕을 액상선 온도보다 100℃ 내지 150℃ 높은 온도(대략 700℃ 내지 750℃)에서 유지한 후 10K/sec 이상의 냉각속도로 냉각하는 경우, 판 형태(plate-like)를 가지는 β-Al_5FeSi 금속간화합물로부터 중국 문자(Chinese script)의 형태를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물로 상변화가 발생함을 확인할 수 있다.

[0062] 실험예 Alloy 8에서 표 2의 조성을 가지는 합금(A8)의 용탕을 700℃에서 1 분간 초음파 처리 후 주입온도 700℃로 낮추고, 용탕을 10K/sec 이상(16K/sec, 40K/sec)의 냉각속도로 금형에 주입하여 주조하는 공정을 적용한 경우 판 형태(plate-like)를 가지는 β-Al_5FeSi 금속간화합물의 적어도 일부는 중국 문자(Chinese script)의 형태를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물로 상변화가 발생하였음을 확인할 수 있다. 그러나, 실험예 Alloy 8에서 표 2의 조성을 가지는 합금(A8)의 용탕을 700℃에서 1 분간 초음파 처리 후 주입온도 700℃로 낮추고, 용탕을 10K/sec 미만(2.2K/sec, 6.9K/sec)의 냉각속도로 금형에 주입하여 주조하는 공정을 적용한 경우 판 형태(plate-like)를 가지는 β-Al_5FeSi 금속간화합물은 중국 문자(Chinese script)의 형태를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물로 상변화가 발생하지 않음을 확인할 수 있다.

[0063] 도 4를 참조하면, 각각의 냉각속도에서 초음파 처리는 β-Al_5FeSi 상의 형상 변화는 없이 미세화를 일으키는 반면, thermal-rate는 침상의 β-Al_5FeSi 형상을 중국 문자(Chinese script)형상으로 바꾸는 것으로 관찰된다. 냉각속도가 6.9에서 최대 40 K/s로 증가함에 따라, 통상처리재(Alloy7) 대비 초음파처리(Alloy8) 및 thermal-rate(Alloy9)에 의한 생성상의 미세화 효과가 두드러지게 관찰된다.

[0064] 중국 문자(Chinese script)형상의 Fe계 금속간화합물은 열역학 계산으로는 예측될 수 없는 준평형상으로 판단되며, thermal-rate 합금에서는 냉각속도에 관계없이 모두 관찰된다. 한편, 통상처리재 및 초음파처리재에서는 냉각속도가 빠른 (예를 들어, 40K/s) 경우에만 준평형상이 일부 관찰된다.

[0065] 상술한 바와 같이, 이러한 준평형상이 생성되는 공정조건을 도출하기 위하여 A356.2 + 0.4~0.6Fe 합금에 대하여 용탕온도 700 ~ 1100 ℃ 및 냉각속도 0.3 ~ 40 K/s 구간에 대하여 thermal-rate 시험을 실시하였다. thermal-rate 시험은 각각의 타겟온도로 용탕을 과열(superheating) 시키고 1시간 유지한 후 700℃로 주입온도를 낮추어 도 2와 같은 스틸 스텝몰드에 주조하는 방식으로 실시하였다. 이와 더불어 초음파 처리도 실시하였는데, 700 ℃ 및 800 ℃용탕에서 1분간 초음파처리를 한 후 700 ℃로 주입온도를 낮추고 동일한 스틸스텝몰드에 주조하는 방식으로 실험을 실시하였다.

[0066] 도 5a는 준평형상이 나타날 수 있는 공정맵을 나타낸 것이다.

[0067] 도 5a에서 확인할 수 있는 바와 같이 약 0.4wt.%Fe 를 첨가한 A356합금의 경우 800℃ 이상 온도로 과열(superheating) 시킨 후 약 1시간 유지를 하면 응고 중에 중국 문자(Chinese script) 형상을 갖는 준평형상 생성이 가능한 것으로 확인되었다. 중요한 점은 이렇게 준평형상이 생성되는 액상공정을 실시함에도 불구하고 주조시 냉각속도가 매우 느리면(예를 들어, 0.3 K/s) 모두 침상의 β-Al_5FeSi 평형상으로 관찰되었다. 이는 냉각속도가 충분히 느리면 포정반응(peritectic reaction)에 의하여 중국 문자(Chinese script)상이 모두 침상의 β-Al_5FeSi 평형상으로 변태되는 것으로 판단된다. 더욱 흥미로운 사실은 액상금속 800 ℃ 온도에서 별다른 유지 없이 초음파처리만 1분 수행한 경우 응고조직 일부에서 중국 문자(Chinese script) 형상을 갖는 준평형상이 관찰되는 것을 확인할 수 있다. 도 5a에서 확인할 수 있는 바와 액상금속을 800 ℃에서 1분간 초음파 처리 후 16 K/s 이상 빠른 냉각속도로 주조시키면 Fe계 금속간화합물은 응고중에 모두 준평형상으로 생성되는 것으로 관찰된다. 한편, 냉각속도가 2.2 ~ 6.9 K/s인 경우, 중국 문자(Chinese script) 형상과 침상을 갖는 Fe계 금속간화합물이 혼재하는 것으로 확인된다. 특히, 초음파처리재에서 침상으로 관찰되는 β-Al_5FeSi 평형상은 통상처리재 혹은 700 ℃에서 1시간 유지한 합금에서 관찰되는 침상 대비 현저하게 미세한 것으로 확인된다.

[0068] 도 5b는 본 발명의 실험예들에서 알루미늄 주조합금 용탕온도 800℃에서 유지시간에 따른 미세조직의 형태를 나타낸 그래프이다. 주조시 냉각속도는 약 10K/s 수준이다.

[0069] 도 5b를 참조하면, 알루미늄 주조합금 용탕을 액상선 온도보다 높은 온도인 800℃에서 1시간 내지 2시간 유지하는 경우, 판 형태(plate-like)를 가지는 β-Al_5FeSi 금속간화합물로부터 중국 문자(Chinese script)의 형태를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물로 상변화가 발생함을 확인할 수 있다.

[0070] 도 5c는 본 발명의 실험예들에서 알루미늄 주조합금 용탕온도 600 ~ 800℃로 가열 및 냉각속도 0.8K/s에서 응고시킨 알루미늄 주조합금의 후방산란전자 이미지를 나타낸 도면이다.

[0071] 도 5c를 참조하면, 냉각속도가 느린 경우(예를 들어, 냉각속도가 1K/s 미만) 경우 외부에너지 인가(예를 들어, 과열(superheating))에 의한 상변화가 거의 관찰되지 않음을 확인할 수 있다.

[0072] 도 6 내지 도 12에서는 각각의 액상공정 후 2.2 K/s 냉각속도에서 응고시킨 합금에 대한 후방산란전자이미지 및 3차원 미세조직을 보여주고 있다. 확인할 수 있는 바와 같이 액상금속을 700 ℃에서 1시간 유지한 경우에는 응고시 수백 ㎛의 크기를 갖는 조대한 침상의 β-Al_5FeSi 상이 생성되는 한편, 800℃에서 1시간 유지한 경우에는 Fe계 금속간화합물이 준평형상형태로 존재하는 것을 알 수 있다. 더불어, 800 ℃에서 1분간 초음파처리시킨 액상금속은 응고중에 준평형상과 미세한 침상의 β-Al_5FeSi 평형상이 함께 공존하는 것으로 관찰된다.

[0073] 도 13은 본 발명의 알루미늄 주조합금 제조방법에서 β-Al_5FeSi 금속간화합물 결정구조를 분석한 사진들이고, 도 14는 본 발명의 알루미늄 주조합금 제조방법에서 α-AlFeSi 금속간화합물 결정구조를 분석한 사진들이다.

[0074] 표 3은 본 발명의 알루미늄 주조합금 제조방법에서 Fe계 금속간화합물 결정구조를 분석한 결과를 나타낸

것이다.

표 3

[0075]

name	Space group	Crystal system	Unit cell
β-Al_5FeSi	$C12/c1(15)$	monoclinic	a = 20.813 Å, b = 6.175 Å c = 6.161 Å, β = 90.42°
α-AlFeSi (=α-AlMnSi)	$Pm\bar{3}(200)$	cubic	a = b = c = 12.643 Å

[0076] 본 실험예에서는 Fe를 다량 함유하고 있는 A356.2 액상금속에 대하여 superheating(열) 혹은 UST(초음파) 등의 외부에너지 인가를 통하여 응고 중에 준평형상이 생성될 수 있다는 현상을 확인할 수 있다. 이때, 준평형상은 열역학적으로 평형상인 β-Al_5FeSi 상 형상이 뚜렷하게 변하는 것으로 관찰되는 바, 이는 상이 갖는 결정학적인 변화에 기인한 것으로 판단된다.

[0077] 생성상의 결정구조 분석을 위하여 각 상을 포함하는 영역에 대한 얇은 포일(thin foil) 샘플을 FIB (Focused Ion Beam) 밀링에 의해 준비하였고 TEM (transmission electron microscopy) 분석을 수행하였다.

[0078] 도 13 및 도 14는 각각 평형상인 침상의 β-Al_5FeSi상의 및 준평형상 (이하 α-AlFeSi상으로 표기)에 대한 TEM 사진 및 회절패턴 분석결과를 보여주고 있다. 확인할 수 있는 바와 같이, 침상의 β-Al_5FeSi상은 전형적으로 대칭성(symmetry)이 낮은 단사정(monoclinic) 구조를 갖는 것으로 분석되며 단위포의 격자상수 및 각도는 표 3에 나타난 바와 같이 분석되었다. 한편, 중국 문자(Chinese script) 형상을 갖는 α-AlFeSi상의 경우 회절패턴 분석결과 α-AlMnSi상과 동일한 결정구조를 갖되, Mn을 포함하지 않으면서 4-fold 구조를 갖는 입방정(cubic) 구조를 갖는 것으로 확인되었다. 즉, 침상과 같은 비대칭 형상에서 중국 문자(Chinese script)와 같이 방사형의 대칭 형상으로 변하는 것은 생성상의 결정구조에 기인하는 것으로 판단된다.

[0079] 이러한 생성상 변화기구에 있어 더욱 중요한 점은, 액상금속에 대한 외부에너지 인가가 금속간화합물 생성에 절대적으로 영향을 주는 short range ordering (SRO) 결합(bonding) 구조에 영향을 주는 것으로 판단된다. 아직 액상구조에 대한 정확한 분석이 제한되는 점 등을 고려하였을 때, 현상적인 변화를 기반으로 이론적인 가능성을 추측하는 데에는 한계는 분명이 있다. 그럼에도 불구하고, 이러한 외부에너지 인가는 액상금속 내부의 결합구조 (Fe계 금속간화합물을 이루고 있는 결합구조, 예를 들어, Al-Fe 또는 Fe-Si 결합) 혹은 준결정 클러스터(quasi-crystalline cluster) 구조에 영향을 줄 수 있고 이에 따라 응고 중에 정출되는 생성상의 결정구조 및 형상의 변화를 가져온 것으로 이해된다.

[0080] 앞서 도 5a에서 확인할 수 있는 바와 같이 액상공정은 액상내부의 구조변화를 통한 생성상의 결정구조 변화를 유도할 수 있지만, 이러한 준평형상의 지속가능성은 액상공정 이후에 진행되는 주조시 냉각속도에도 크게 의존하는 것을 알 수 있다.

[0081] 즉, 액상공정에 의하여 응고 중에 준평형상인 α-AlFeSi상이 생성 될 수 있지만, 응고가 진행되면서 Si 확산을 수반하는 포정반응에 의하여 β-Al_5FeSi상으로 일부 혹은 모두 변태될 수도 있다. 즉, Si의 고용도가 상대적으로 낮은 α-AlFeSi상 (~10 at.%Si 함유)이 먼저 생성된다면 성장하는 동안 잔류 액상에는 Si이 농축되고, 이후 액상과 α-AlFeSi상 간의 포정반응을 통하여 Si의 고용도가 상대적으로 높은 β-Al_5FeSi상 (15-20wt.%Si 함유)으로 변태가 일어난다. 이때, α-AlFeSi상의 가지(branch) 두께가 얇을수록, 크기가 작을수록 그리고 확산을 위한 시간(예를 들어, 느린 냉각속도)이 충분히 주어질 때 준평형상은 모두 β-Al_5FeSi상으로 변태가 일어날 수가 있다.

[0082] 'Liquid + α-AlFeSi → α-Al + β-Al_5FeSi'의 포정반응에 대한 개념과 더불어 반응 및 변태 속도를 이론적으로 예측한 결과에 따르면 포정반응속도는 액상과 α-AlFeSi상간 반응에 의한 β-Al_5FeSi상의 생성속도 및 α → β의 변태속도에 모두 의존하는 것을 알 수 있다. 특히, 반응속도가 현저히 느린 액상과 α-AlFeSi상의 반응에 의한 β-Al_5FeSi상 생성속도가 율속 인자 (controlling factor)인 것으로 판단된다. 예측결과에 따르면, 2.2 K/s 냉각속도에서 이론적으로 최대 약 2.5 ㎛ 두께를 갖는 α-AlFeSi상이 응고 중 포정반응에 의해 모두 β-

Al_5FeSi상으로 변태될 수 있는 것으로 예측된다. 한편, 냉각속도가 6.9 K/s 이상 증가하게 되면 두께가 1 ㎛ 이하 크기를 갖는 α-AlFeSi상만 β-Al_5FeSi상으로 변태될 수 있는 것으로 예측된다. 즉, 냉각속도가 증가할수록 이미 생성된 준평형상인 α-AlFeSi에서 β-Al_5FeSi상의 완전한 포정반응은 불가능하게 된다. 이는 실제 응고조직 관찰시에도 확인된 바와 같이 용탕에 대한 thermal rate 후 냉각속도가 빠를수록 준평형상으로 존재하는 경향성이 높은 사실과 일치한다. 이러한 속도론을 고려하여 준평형-평형기구를 규명하고 준평형상 구현을 위한 공정변수를 도출할 수 있다.

[0083] 도 3 내지 도 5a를 참조하면, 액상금속에 대한 외부에너지 인가에 의하여 Fe계 금속간화합물 준평형상 생성을 유도할 수 있는 것을 알 수 있었다. 700℃의 용탕온도에서는 thermal rate 처리에 의한 미세조직적 변화가 거의 관찰되지 않았다. 다만, 냉각속도가 증가함에 따라 침상을 갖는 β-Al_5FeSi상의 현저한 미세화가 관찰되었고 40 K/s 냉각속도에서 일부 준평형상이 평형상으로 완전히 변태되지 못하고 그대로 존재하는 것으로 확인된다.

[0084] 한편, 800℃이상의 용탕온도에서 thermal rate를 1시간 실시하면 2.2 ~ 40 K/s의 전 냉각속도 범위에서 모든 Fe계 금속간화합물이 중국 문자(Chinese script) 형상을 갖는 α-AlFeSi 준평형상으로 관찰된다. 흥미로운 점은 외부에너지 인가방법의 일환으로 실시한 UST처리의 경우, 800℃에서 단 1분만 처리하여도 생성상의 미세화효과가 있는 것으로 확인된다. 다만, 초음파 처리에 의한 형상의 변화는 거의 관찰되지 않았는데, 이를 단순히 초음파라는 외부에너지가 금속액상의 구조변화 및 준평형상의 유도에 효과적이지 않다라고 볼 수는 없다.

[0085] UST(초음파)는 액상금속에 인가시 "cavitation"과 "acoustic streaming"이라는 두 가지 주요현상을 수반하는데, 여기서 cavitation은 버블(bubble)의 생성-성장-붕괴 일련의 과정을 포함하는 개념이다. 특히 bubble의 붕괴는 국부적으로 5000℃, 500atm의 고온 고압을 갖는 hot spot을 생성시킨다고 알려진 만큼, 초음파는 액상금속의 내부구조의 변화를 일으킬 수 있는 충분한 에너지인가 수단이라고 판단된다.

[0086] 따라서 800℃라는 고온의 용탕에서 충분한 외부에너지가 단 1분만 인가되더라도 액상금속의 bonding 구조 혹은 cluster의 구조에 영향을 줄 수 있고 이와 병행하여 acoustic streaming에 의한 용탕 균질화 효과에 힘입어 준평형상은 작고 고르게 생성할 것으로 판단된다. 이후 이러한 미세한 준평형상은 속도론적으로 응고과정 중에 β-Al_5FeSi 평형상으로 빠르게 변태될 수 있는 만큼, 결과적으로 미세조직에서 미세한 침상의 β-Al_5FeSi상으로 관찰될 수 있는 것이다.

[0087] 도 15 내지 도 32는 상술한 본 발명의 실험예A에 따른 알루미늄 주조합금의 물성을 나타낸 도면들이다.

[0088] 구체적으로, 도 15는 본 발명의 실험예1 내지 6에 따른 알루미늄 주조합금(냉각속도 2.2K/s)의 T5열처리(인공시효 155C, 8시간)에 대한 최대 인장 강도를 나타낸 그래프이고, 도 16은 본 발명의 실험예1 내지 6에 따른 알루미늄 주조합금(냉각속도 2.2K/s)의 T5열처리(인공시효 155C, 8시간)에 대한 항복 강도를 나타낸 그래프이고, 도 17은 본 발명의 실험예1 내지 6에 따른 알루미늄 주조합금(냉각속도 2.2K/s)의 T5열처리(인공시효 155C, 8시간)에 대한 연신율을 나타낸 그래프이고, 도 18은 본 발명의 실험예1 내지 6에 따른 알루미늄 주조합금(냉각속도 2.2K/s)의 T5열처리(인공시효 155C, 8시간)에 대한 열전도도를 나타낸 그래프이다. 도 15 내지 도 18은 냉각속도가 2.2 K/sec인 조건을 적용하였다.

[0089] 도 19는 본 발명의 실험예1 내지 6에 따른 알루미늄 주조합금(냉각속도 6.9K/s)의 T5열처리(인공시효 155C, 8시간)에 대한 최대 인장 강도를 나타낸 그래프이고, 도 20은 본 발명의 실험예1 내지 6에 따른 알루미늄 주조합금(냉각속도 6.9K/s)의 T5열처리(인공시효 155C, 8시간)에 대한 항복 강도를 나타낸 그래프이고, 도 21은 본 발명의 실험예1 내지 6에 따른 알루미늄 주조합금(냉각속도 6.9K/s)의 T5열처리(인공시효 155C, 8시간)에 대한 연신율을 나타낸 그래프이고, 도 22는 본 발명의 실험예1 내지 6에 따른 알루미늄 주조합금(냉각속도 6.9K/s)의 T5열처리(인공시효 155C, 8시간)에 대한 열전도도를 나타낸 그래프이다. 도 19 내지 도 22는 냉각속도가 6.9K/sec인 조건을 적용하였다.

[0090] 도 23은 본 발명의 실험예1 내지 6에 따른 알루미늄 주조합금(냉각속도 16K/s)의 T5열처리(인공시효 155C, 8시간)에 대한 최대 인장 강도를 나타낸 그래프이고, 도 24는 본 발명의 실험예1 내지 6에 따른 알루미늄 주조합금(냉각속도 16K/s)의 T5열처리(인공시효 155C, 8시간)에 대한 항복 강도를 나타낸 그래프이고, 도 25는 본 발명의 실험예1 내지 6에 따른 알루미늄 주조합금(냉각속도 16K/s)의 T5열처리(인공시효 155C, 8시간)에 대한 연신율을 나타낸 그래프이고, 도 26은 본 발명의 실험예1 내지 6에 따른 알루미늄 주조합금(냉각속도 16K/s)의 T5열처리(인공시효 155C, 8시간)에 대한 열전도도를 나타낸 그래프이다. 도 23 내지 도 26은 냉각속도가 16K/sec인 조건을 적용하였다.

[0091] 도 27은 본 발명의 실험예2 내지 6에 따른 알루미늄 주조합금의 열전도도 및 전기전도도를 나타낸 그래프이고, 도 28은 도 27의 R1 영역에서 열전도도를 나타낸 그래프이다.

[0092] 도 15 내지 도 28을 참조하면, Alloy 3 내지 6은 Alloy 2의 경우와 대비하여 최대 인장 강도와 연신율 특성이 현저하게 향상됨을 확인할 수 있으며, 항복 강도와 열전도도 특성도 동등 수준 이상을 확보할 수 있음을 확인할 수 있다.

[0093] 표 4 및 표 5는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 주조합금의 물성(T5 & as-cast)을 측정하여 나타낸 것이다.

표 4

[0094]

Alloy code	Cooling rate (K/s)	Properties (T5, aging at 1550C, 8h)				
		UTS (MPa)	YS (MPa)	EL (%)	EC (%IACS)	TC (W/mK)
Alloy 1	2.2	195±4	127±1	3.0±0.3	38.6±0.2	175.1±0.3
	6.9	199±11	131±1	3.6±1.2	37.2±0.2	177.4±0.2
	16	203±5	113±15	6.6±3.8	37.8±0.1	175.1±0.4
	40	not available			40.0±0.2	168.4±0.5
Alloy 2	2.2	173±4	117±2	1.8±0.3	37.1±0.6	171.5±1.2
	6.9	174±6	114±1	2.4±0.7	36.4±0.6	172.4±0.8
	16	177±20	109±7	3.3±2.5	37.2±0.3	170.0±0.9
	40	not available			38.7±0.5	185.6±2.0
Alloy 3	2.2	196±2	120±1	3.8±0.4	38.2±0.3	173.1±1.4
	6.9	203±4	123±3	5.1±1.0	37.1±0.5	171.3±0.9
	16	201±4	109±7	6.5±2.4	37.5±0.3	169.5±1.4
	40				38.7±0.6	190.4±1.2
Alloy 4	2.2	203±6	130±4	3.4±0.5	36.6±0.2	174.9±2.0
	6.9	199±10	125±3	4.0±2.2	36.0±0.2	169.7±1.8
	16	188±5	99±14	5.0±1.6	36.4±0.2	174.9±1.8
	40	not available			37.6±0.3	174.0±1.9

표 5

Alloy code	Cooling rate (K/s)	Properties (T5, aging at 1550C, 8h)				
		UTS (MPa)	YS (MPa)	EL (%)	EC (%IACS)	TC (W/mK)
Alloy 5	2.2	188±3	122±1	2.8±0.4	38.2±0.5	175.1±0.3
	6.9	198±3	109±6	6.7±1.8	37.5±0.8	177.4±0.2
	16	192±8	119±3	3.9±1.3	37.4±0.4	175.1±0.4
	40	not available			39.6±0.5	191.3±1.4
Alloy 6	2.2	191±5	124±3	2.8±0.4	N/A	173.1±1.0
	6.9	178±11	120±9	2.2±0.3	N/A	175.4±1.2
	16	190±6	110±10	4.0±0.5	N/A	172.7±1.3
	40	not available			N/A	179.0±2.4

Alloy code	Cooling rate (K/s)	Properties (as-cast)			
		UTS (MPa)	YS (MPa)	EL (%)	EC (%IACS)
Alloy 7	6.9	175±4	107±2	3.0±0.5	34.6±1.2
	16	179±16	98±4	3.7±1.9	35.0±0.2
Alloy 8	6.9	186±6	103±1	4.6±0.8	33.1±0.7
	16	218±3	103±2	8.4±0.2	33.8±0.2
Alloy 9	6.9	149±15	90±2	3.2±1.2	33.2±0.6
	16	170±14	91±3	4.2±1.2	33.5±0.6

[0095]

[0096] 표 4 및 표 5에서, Alloy 3 내지 6에 의하면, 본 발명의 실시예에 따른 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금은 100 MPa내지 140 MPa 범위의 항복강도, 180 MPa 내지 220 MPa 범위의 최대인장강도, 2.5% 내지 8.5% 범위의 연신율 및 160 W/mK 내지 190 W/mK 범위의 열전도도를 구현할 수 있음을 확인할 수 있다.

[0097] 본 실험예에서는 액상공정기반 생성상 제어가 궁극적으로 기계적, 물리적 특성에 어떻게 영향을 미치는지 평가하였다. 앞서 제시된 액상공정 방법으로 A356.2+0.4Fe 합금을 용탕처리를 하였고 2.2 내지 16 K/s 냉각속도로 주조하였다. 이후 주조샘플에서 인장샘플을 채취하여 인장특성을 평가하였다. 이때, 모든 샘플에 대해서 용체화처리 없이 시효처리만 하는 T5 처리를 하였는데, 조건은 155℃에서 8시간 시효처리하는 방법을 채택하였다. 액상공정에 의한 생성상 제어(예를 들어, Fe계 금속간화합물 준평형상 구현 및 미세화)에 의하여 생성상 변화가 없는 TR@700℃ 조건 대비 연신율이 2%에서 6%까지 최대 300%까지 증가하는 것을 알 수 있다. 또한 연신율 증가와 더불어 항복 및 인장강도가 소폭 증가하는 것으로 평가된다. UST 처리재의 경우 일부 냉각속도에서 항복강도가 목표특성인 130 MPa를 만족하였지만, 그 밖의 액상공정 및 냉각속도에서는 100 내지 120 MPa 수준의 항복강도가 얻어지는 것으로 평가된다. 이러한 액상공정기반 생성상 제어는 인장특성과 더불어 열전도도 특성에도 영향을 미치는 것으로 확인된다.

[0098] 도 27 내지 도 28은 앞서 제시된 액상공정처리 및 냉각속도에 따른 열전도도의 변화를 보여주는 그래프이다. 본 실험예에서 상온 열전도도 물성은 인장시험과 마찬가지로 T5 열처리재에 대해 실시하였다.

[0099] 확인할 수 있는 바와 같이 시험에 사용된 합금은 주조공정 (액상공정, 냉각속도)에 관계없이 T5 처리재의 열전도도는 160 W/mK를 초과하는 것을 알 수 있다. 한편, 열전도도 특성은 액상공정 조건에 관계 없이 냉각속도가 증가할수록 증가하는 것을 확인할 수 있는데, 냉각속도가 40 K/s까지 증가시킨 경우 Alloy 4 그리고 Alloy 5 모두 열전도도 값이 190 W/mK에 도달하는 것으로 평가되었으며 Alloy 2 대비 열전도도가 향상되는 것을 알 수 있다.

[0100] 냉각속도가 증가할수록 기지 내 용질원소의 trapping 거동으로 인하여 고용도가 증가하는 것으로 이해되고 있으며, 따라서 T5 열처리 후에도 시효석출물의 양은 비례해서 증가할 것으로 예상된다. 이 점을 고려하면, 냉각속도가 가장 빠른 40 K/s의 경우 다른 냉각속도 조건 대비 열전도도가 감소하지 않고 상승한다는 점은 기지 내 용질-석출 효과보다 다른 미세조직적 인자에 기인하는 사실을 제시한다. 이는 기지 석출상 뿐만 아니라 '응고정출상의 형상, 크기 및 분포가 열전도도에 영향을 줄 수 있다'라는 가설을 뒷받침해주는 결과라 할 수 있다.

[0101] 한편, 40 K/s 냉각속도에서 관찰되는 Fe계 금속간화합물의 경우 800℃이상의 온도에서 thermal-rate에 의해 준

평형상의 유도가 촉진되는 동시에 현저히 미세화 되는 것으로 확인된다. 또한 생성상의 분포도 더욱 균일해진 것으로 관찰된다. 다른 응고정출상인 공정 Si 및 π-$Al_8FeMg_3Si_6$상의 변화가 없다고 가정한다면 후방산란전자 이미지에서는 이러한 Fe계 금속간화합물의 형상, 크기 및 분포의 변화가 열전도도에 직접적으로 영향을 주는 것으로 판단된다.

[0102] 도 29는 본 발명의 실험예2 내지 5에 따른 알루미늄 주조합금의 냉각속도에 따른 Fe계 금속간화합물의 크기를 나타낸 그래프이고, 도 30은 본 발명의 실험예2 내지 5에 따른 알루미늄 주조합금의 냉각속도에 따른 Fe계 금속간화합물의 부피분율을 나타낸 그래프이다.

[0103] 도 29 및 도 30을 참조하면, 액상공정에 의한 β-Al_5FeSi상의 크기 분율 전반적으로 감소함을 확인할 수 있으며, 냉각속도 2.2 K/s경우, 액상공정에 의해 크기(46.5㎛ → 10.3㎛) 및 분율 (1.1% → 0.7%)이 최대폭으로 감소함을 확인할 수 있다.

[0104] 본 실험예에서 시도된 액상공정 및 냉각속도 전 범위에 대하여 주조한 샘플에서 관찰되는 Fe계 금속간화합물의 크기 및 분율을 정량분석 하였다. 도 29 내지 도 30은 그 결과를 보여주고 있는데, 액상공정변수에 관계 없이 냉각속도가 증가할수록 Fe계 금속간화합물의 크기 및 분율이 모두 감소하는 추이를 보여준다. 한편, 각각의 냉각속도에서 대체로 Fe계 금속간화합물의 크기는 Alloy 2 대비, Alloy 4 그리고 Alloy 3 혹은 Alloy 5 조건으로 갈수록 감소하는 것으로 확인된다. 이러한 주조공정별 Fe계 금속간화합물의 크기 차이는 냉각속도가 2.2 K/s에서 가장 크게 나타났으며, 6.9 K/s 이상 증가시키면 Alloy 3, Alloy 4, Alloy 5 모두 미세화정도가 유사한 것으로 확인된다. 크기와 유사하게 Fe계 금속간화합물의 분율도 Alloy 2 대비 Alloy 4 및 Alloy 5 조건에서 크게 감소하는 한편, Alloy 3 조건에서는 다소 증가하는 것으로 분석된다.

[0105] 도 31은 냉각속도가 6.9 K/sec인 조건에서 본 발명의 실험예7 내지 9에 따른 알루미늄 주조합금의 응력-변형률 상관관계를 나타낸 그래프이고, 도 32는 냉각속도가 16 K/sec인 조건에서 본 발명의 실험예7 내지 9에 따른 알루미늄 주조합금의 응력-변형률 상관관계를 나타낸 그래프이다.

[0106] 도 31 및 도 32를 참조하면, 초음파처리에 의한 생성상 미세화를 통한 연신율 증가효과 있음을 확인할 수 있다(Alloy 8). 냉각속도가 16 K/s인 경우, 연신율이 약 200% 증가하는 동시에 강도 향상 효과도 있음을 확인할 수 있다.

[0107] 한편, 1100℃에서 열처리를 하는 Alloy 9의 경우에서는, 마그네슘이 휘발하는 문제 및 수소 포집도 증가에 의하여 특성 증가효과가 거의 나타나지 않음을 확인할 수 있다. 즉, 액상선 온도보다 300℃ 이상 높은 고온에서 과열(superheating)시키는 경우 마그네슘 등 반응성이 강한 합금원소가 휘발되므로 합금 고유의 특성이 떨어짐을 확인할 수 있다.

[0108] 표 6은 본 발명의 실험예B에 따른 알루미늄 주조합금의 조성 및 공정 조건을 나타낸 것이다. 실험예B는 공정 Al-Si 합금계 조성(단위: 중량%)에 대하여 평가한 것이다.

표 6

	비고	Si	Mg	Fe	Mn	Sr	Ti	Al
Alloy 10	A365 (base alloy)	10.04	0.31	0.1	0.62	0.01	-	Bal.
Alloy 11	A365+0.4Fe	10.46	0.30	0.52	0.62	0.003	0.15	Bal.
Alloy 12	Alloy11 with TR @800°C	10.56	0.25	0.53	0.64	0.002	0.12	Bal.
Alloy 13	Alloy11 with TR @900°C	10.46	0.31	0.50	0.60	0.002	0.13	Bal.
Alloy 14	Mn-free A365	9.93	0.39	0.47	-	-	-	Bal.
Alloy 15	Alloy14 with TR1@800°C	9.85	0.37	0.45	-	-	-	Bal.
Alloy 16	Alloy14 with TR1@900°C	10.10	0.38	0.46	-	-		Bal.
Alloy 17	Mn-free A365+Sr,Ti	11.10	0.38	0.53	-	0.009	0.096	Bal.
Alloy 18	Alloy 17 with TR @800°C	11.24	0.40	0.45	-	0.01	0.011	Bal.
Alloy 19	Alloy 17 with UST@800°C	11.16	0.41	0.39	-	0.01	0.098	Bal.

[0109]

[0110] 본 실험예에서는 Fe계 금속간화합물 생성상 제어를 위하여 액상금속을 용해하는 단계에서 통상적인 주조 방법과 더불어 다음의 두 가지 액상공정(Thermal Rate(TR), Ultrasonic treatment(UST))을 실시하였다. 표 2에서 'TR' 항목은 설정온도에서 1 시간 유지 후 용탕을 약 700℃로 냉각시킨 후 금형에 주입하여 주조하는 공정을 의미하며, 'UST' 항목은 설정온도의 용탕에서 1 분간 초음파 처리 후 약 700℃로 냉각시킨 후 금형에 주입하여 주조하는 공정을 의미하며, 'Mn-free'항목은 A365합금에서 Fe금속간화합물 생성상 제어를 위하여 Mn을 첨가하지 않는 합금을 의미한다.

[0111] 표 6에서 실험예10인'Alloy 10' 항목은 A365 합금에 해당하며, 실험예11인 'Alloy 11' 항목은 A365 합금 대비 철(Fe)의 함량이 약 0.4중량% 만큼 더 많은 합금에 해당하며, 실험예12인 'Alloy 12' 항목은 Alloy 11 합금의 용탕을 설정온도 800℃에서 1 시간 유지 후 용탕을 약 700℃로 냉각시킨 후 금형에 주입하여 주조하는 공정을 적용한 경우이며, 실험예13인 'Alloy 13' 항목은 Alloy 11 합금의 용탕을 설정온도 900℃에서 1 시간 유지 후 용탕을 약 700℃로 냉각시킨 후 금형에 주입하여 주조하는 공정을 적용한 경우이며, 실험예14인 'Alloy 14' 항목은 A365합금에서 Fe금속간화합물 생성상 제어를 위하여 Mn을 첨가하지 않는 합금에 해당하며, 실험예15인 'Alloy 15' 항목은 Alloy 14 합금의 용탕을 설정온도 800℃에서 1 시간 유지 후 용탕을 약 700℃로 냉각시킨 후 금형에 주입하여 주조하는 공정을 적용한 경우이며, 실험예16인 'Alloy 16' 항목은 Alloy 14 합금의 용탕을 설정온도 900℃에서 1 시간 유지 후 용탕을 약 700℃로 냉각시킨 후 금형에 주입하여 주조하는 공정을 적용한 경우이며, 실험예17인 'Alloy 17' 항목은 A365합금에서 Fe금속간화합물 생성상 제어를 위하여 Mn을 첨가하지 않되, Sr 및 Ti을 첨가한 합금에 해당하며, 실험예18인 'Alloy 18' 항목은 Alloy 17 합금의 용탕을 설정온도 800℃에서 1 시간 유지 후 용탕을 약 700℃로 냉각시킨 후 금형에 주입하여 주조하는 공정을 적용한 경우이며, 실험예19인 'Alloy 19' 항목은 Alloy 17 합금의 용탕을 설정온도 800℃에서 1 분간 초음파 처리 후 약 700℃로 냉각시킨 후 금형에 주입하여 주조하는 공정을 적용한 경우에 해당한다.

[0112] 도 33 및 도 34는 본 발명의 실험예11 내지 실험예13에서 냉각속도에 따른 알루미늄 주조직후(as cast)의 미세조직을 촬영한 사진들이다. 도 33을 참조하면, 공정 Si에서 Sr 첨가에 의한 개량화현상을 확인할 수 있으며, 액상공정에 의해 없어지는 것을 확인할 수 있다. 도 34를 참조하면, Fe 금속간화합물을 확인할 수 있으며, 망간을 함유하면 조대한 중국 문자(Chinese script) 형상을 갖는 α-AlMnSi 상이 생성되는 것을 확인할 수 있다.

[0113] 도 35 및 도 36은 본 발명의 실험예14 내지 실험예16에서 냉각속도에 따른 알루미늄 주조직후(as cast)의 미세조직을 촬영한 사진들이다. 도 35를 참조하면, 공정 Si에서 미세조직 변화가 없음을 확인할 수 있다. 도 36을 참조하면, Fe 금속간화합물을 확인할 수 있으며, 망간을 함유하지 않는 합금에서는 기존 단사정(monoclinic) 결정구조를 가지는 β-Al_5FeSi 침상 조직이 입방정(cubic) 결정구조를 갖는 α-AlFeSi 중국문자(Chinese script) 형상으로 변화함을 확인할 수 있다.

[0114] 도 37은 본 발명의 실험예14 내지 실험예16에서 냉각속도에 따른 알루미늄 주조직후(as cast)의 인장 특성을 비교한 그래프이다.

[0115] 도 37을 참조하면, 냉각속도가 높아질수록 최대 인장 강도는 소폭 상승하고 항복강도는 소폭 감소함을 확인할 수 있다.

[0116] 도 38 내지 도 40은 본 발명의 실험예14 내지 실험예16에서 냉각속도에 따른 알루미늄 주조직후(as cast)의 열전도도 특성을 비교한 그래프이다. 도 38 내지 도 40을 참조하면, 냉각속도 4-6 K/s이상에서는 일반적인 항복강도-전도도 반비례 관계를 따르지 않음을 확인할 수 있다.

[0117] 이하에서는 본 발명의 변형된 다른 실시예에 따른 강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금을 설명한다.

[0118] Al-Si합금에서 통상적으로 불순물인 Fe가 Al-Si 공정반응(Fe 첨가량 0.32 wt.% 이상) 이전에 생성되는 β-Al_5FeSi상 뿐만 아니라 Al-Si 공정반응(Fe 첨가량 0.32 wt.% 미만) 이전에 생성되는 β-Al_5FeSi상 또한 합금의 연성을 크게 떨어뜨릴 수 있다. 따라서 Fe의 첨가량을 Al-Si 공정반응 이전 구간에서 β-Al_5FeSi상이 생성될 수 있는 수준인 0.2 ~ 0.3 중량% 첨가된 합금에 대해 추가적으로 본 발명의 기술적 사상을 적용할 수 있는지 여부를 검토하였고 기술의 실시가 가능함을 다음과 같이 확인하였다.

[0119] 본 발명의 변형된 다른 실시예에 따른 강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금은 6.5 중량% 이상 내지 11.5 중량% 이하의 실리콘(Si); 0.2 중량% 이상 내지 0.4 중량% 이하의 마그네슘(Mg); 0.2 중량% 이상 내지 0.3 중량% 이하의 철(Fe); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 불가피한 불순물;을 포함하고, 알루미늄 기지 내 입방정(cubic)

결정구조를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물을 포함한다.

[0120] 상기 알루미늄 주조합금은 스트론튬(Sr): 0.02중량% 이하, 티타늄(Ti): 0.15중량% 이하 또는 지르코늄(Zr): 0.15중량% 이하를 더 포함할 수도 있다.

[0121] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금에서, 상기 입방정(cubic) 결정구조를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물은 α-AlMnSi상과 동일한 결정구조를 갖되, Mn을 포함하지 않으면서 β-Al_5FeSi 금속간화합물로부터 상변화될 수 있다.

[0122] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금에서, 상기 알루미늄 주조합금은 상기 β-Al_5FeSi 금속간화합물을 중화시키기 위한 첨가제로서 망간(Mn), 코발트(Co), 크롬(Cr) 또는 몰리브덴(Mo)을 함유하지 않는 것을 특징으로 한다.

[0123] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금에서, 상기 α-AlFeSi 금속간화합물은 Al: 74.9 내지 86.7 at.%, Fe: 6.9 내지 14.3 at.%, Si: 6.2 내지 11.3at.%의 조성을 가질 수 있다.

[0124] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금에서, 100 MPa 내지 140 MPa 범위의 항복강도, 180 MPa 내지 220 MPa 범위의 최대인장강도, 2.5% 내지 8.5% 범위의 연신율 및 160 W/mK 내지 190 W/mK 범위의 열전도도를 가질 수 있다.

[0125] 본 발명의 변형된 다른 실시예에 따른 강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법은 6.5 중량% 이상 내지 11.5 중량% 이하의 실리콘(Si); 0.2 중량% 이상 내지 0.4 중량% 이하의 마그네슘(Mg); 0.2 중량% 이상 내지 0.3 중량% 이하의 철(Fe); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 불가피한 불순물;을 포함하는 알루미늄 주조합금 용탕을 제공하는 제 1 단계; 및 알루미늄 기지 내 입방정(cubic) 결정구조를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물을 포함하도록, 상기 알루미늄 주조합금 용탕의 액상선 온도보다 높은 온도에서 외부에너지를 인가한 후 냉각하는 제 2 단계;를 포함한다.

[0126] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법에서, 상기 제 2 단계는 상기 알루미늄 주조합금 용탕을 액상선 온도보다 200℃ 내지 300℃ 높은 온도에서 유지한 후 1K/sec 이상의 냉각속도로 냉각하는 단계를 포함할 수 있다.

[0127] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법에서, 상기 제 2 단계는 상기 알루미늄 주조합금 용탕을 액상선 온도보다 100℃ 내지 150℃ 높은 온도에서 유지한 후 10K/sec 이상의 냉각속도로 냉각하는 단계를 포함할 수 있다.

[0128] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법에서, 상기 알루미늄 주조합금 용탕을 액상선 온도보다 높은 온도에서 1시간 내지 2시간 유지하는 것을 특징으로 할 수 있다.

[0129] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법에서, 상기 알루미늄 주조합금 용탕을 액상선 온도보다 높은 온도에서 초음파를 인가하여 1분 내지 2분 유지하는 것을 특징으로 할 수 있다.

[0130] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법에서, 상기 제 2 단계는 단사정(monoclinic) 결정구조를 가지는 β-Al_5FeSi 금속간화합물로부터 입방정(cubic) 결정구조를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물로 상변화하는 단계를 포함할 수 있다.

[0131] 상기 고강도 고연신 고열전도도 알루미늄 주조합금의 제조방법에서, 상기 제 2 단계는 상기 β-Al_5FeSi 금속간화합물의 생성이 Al-Si 공정반응보다 먼저 일어나며, 알루미늄 기지인 α-Al상이 상기 β-Al_5FeSi 금속간화합물보다 먼저 생성될 수 있다.

[0132] 표 7은 본 발명의 변형된 다른 실시예에 따른 알루미늄 주조합금의 조성 및 공정 조건의 실험예를 나타낸 것이다. 조성은 Al-Si 합금계 조성(단위: 중량%)에 대하여 평가한 것이다.

표 7

[0133]

	비고	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Sr	Zr	Al
Alloy 20	Base alloy	11.1	-	0.36	0.27	-	0.016	0.12	Bal.
Alloy 21	Alloy 20 with UST @800℃	11.2	-	0.33	0.28	-	0.015	0.12	Bal.
Alloy 22	Alloy 20 with TR @800℃	11.4	-	0.36	0.28	-	0.02	0.11	Bal.

[0134] 본 실험예에서는 Fe계 금속간화합물 생성상 제어를 위하여 액상금속을 용해하는 단계에서 통상적인 주조 방법과 더불어 다음의 두 가지 액상공정(Thermal Rate(TR), Ultrasonic treatment(UST))을 실시하였다. Thermal Rate는 용탕을 과열시킨 상태로 일정시간 유지하는 처리 방법을 의미한다. 표 7에서 'TR' 항목은 용탕을 설정온도에서 1 시간 유지 후 약 700℃로 냉각시킨 후 금형에 주입하여 주조하는 공정을 의미하며, 'UST' 항목은 설정온도의 용탕에서 1 분간 초음파 처리 후 약 700℃로 냉각시킨 후 금형에 주입하여 주조하는 공정을 의미한다.

[0135] 표 7에서 실험예20인 'Alloy 20' 항목은 기본 합금에 해당하며, 실험예21인 'Alloy 21' 항목은 Alloy 20 합금의 용탕을 800℃에서 1 분간 초음파 처리 후 약 700℃로 냉각시킨 후 금형에 주입하여 주조하는 공정을 적용한 경우이며, 실험예22인 'Alloy 22' 항목은 Alloy 20 합금의 용탕을 설정온도 800℃에서 1 시간 유지 후 용탕을 약 700℃로 냉각시킨 후 금형에 주입하여 주조하는 공정을 적용한 경우에 해당한다.본 발명의 변형된 다른 실시예에 따른 알루미늄 주조합금을 형성하기 위한 주조공정은 도 2를 참조하여 설명한 주조공정을 적용하였다. 도 41은 본 발명의 변형된 다른 실시예들(표 7)에서 냉각속도에 따른 알루미늄 주조합금의 미세조직을 촬영한 사진들이다. 도 41에서 Step1은 냉각속도가 2.2K/sec이고, Step2는 냉각속도가 6.9K/sec이고, Step3은 냉각속도가 16K/sec이고, Step4는 냉각속도가 40K/sec인 경우를 나타낸다.

[0136] 도 41을 참조하면, Alloy 20에서는 판 형태(plate-like)를 가지는 β-Al_5FeSi 금속간화합물은 관찰되지만 중국 문자(Chinese script)의 형태를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물은 관찰되지 않음을 확인할 수 있다.

[0137] Alloy 20 합금의 용탕을 800℃에서 1 분간 초음파 처리 후 약 700℃로 냉각시킨 후 금형에 주입하여 주조하는 공정을 적용한 Alloy 21에서는 냉각속도가 10K/sec이상인 경우, 판 형태(plate-like)를 가지는 β-Al_5FeSi 금속간화합물로부터 중국 문자(Chinese script)의 형태를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물로 상변화가 발생함을 확인할 수 있다.

[0138] Alloy 20 합금의 용탕을 설정온도 800℃에서 1 시간 유지 후 용탕을 약 700℃로 냉각시킨 후 금형에 주입하여 주조하는 공정을 적용한 Alloy 22에서는 냉각속도가 1K/sec이상인 경우, 판 형태(plate-like)를 가지는 β-Al_5FeSi 금속간화합물로부터 중국 문자(Chinese script)의 형태를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물로 상변화가 발생함을 확인할 수 있다.

[0139] 도 42와 표 8은 본 발명의 변형된 다른 실시예들(표 7)에 따른 알루미늄 주조합금의 주조직후(as cast) 인장 특성을 나타낸 것이다. 표 8에서 UTS는 인장강도, YS는 항복강도, EL은 연신율을 나타낸다.

표 8

[0140]

	Cooling rate (K/s)	UTS (MPa)	YS (MPa)	EL (%)
Alloy 20	10-20	204±5	121±1	4.6±1.1
Alloy 21	10-20	201±7	112±4	6.1±1.1
Alloy 22	10-20	210±8	116±1	6.6±2.2

[0141] 도 41, 도 42와 표 8을 참조하면, 판 형태(plate-like)를 가지는 β-Al_5FeSi 금속간화합물로부터 중국 문자(Chinese script)의 형태를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물로 상변화가 발생함에 따라, 취성을 가지는 β-Al_5FeSi 금속간화합물의 분율이 감소하여 연신율이 증가함을 확인할 수 있다.

[0142] 표 9는 본 발명의 변형된 다른 실시예들(표 7)에 따른 알루미늄 주조합금의 T6 열처리 후 인장 특성을 나타낸 것이다. T6 열처리는 용체화처리와 시효처리를 순차적으로 수행하는 열처리를 의미한다.

표 9

[0143]

	Cooling rate (K/s)	UTS (MPa)	YS (MPa)	EL (%)
Alloy 20	10-20	282±2	213±12	5.3±1.5
Alloy 21	10-20	282±6	211±6	7.0±0.7
Alloy 22	10-20	296±5	231±5	8.3±2.4

[0144] 표 9를 참조하면, 판 형태(plate-like)를 가지는 β-Al_5FeSi 금속간화합물로부터 중국 문자(Chinese script)의 형태를 가지는 α-AlFeSi 금속간화합물로 상변화가 발생함에 따라, 취성을 가지는 β-Al_5FeSi 금속간화합물의 분율이 감소하여 연신율이 증가하되, 주조직후 대비 T6 열처리를 한 경우 강도 및 연신율이 증가함을 확인할 수 있다.

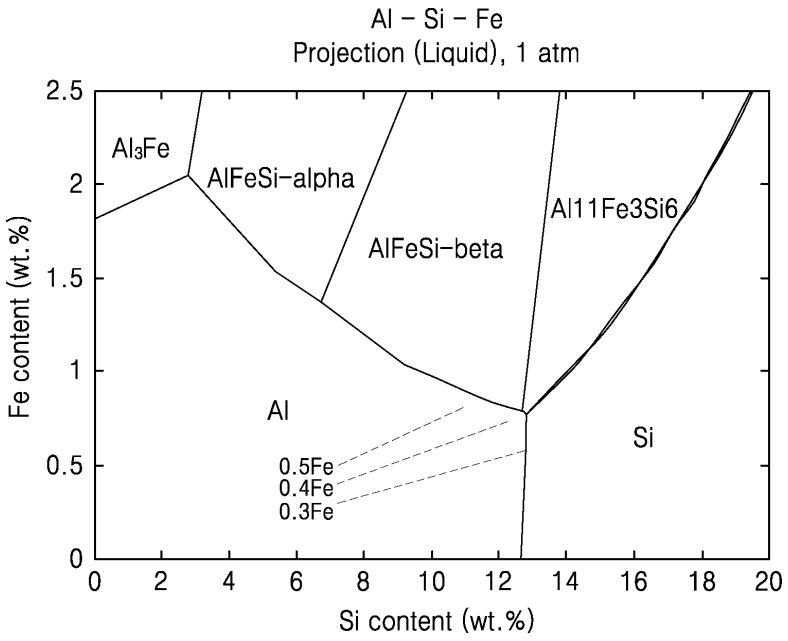
[0145] 도 43은 본 발명의 변형된 다른 실시예들(표 7)에 따른 알루미늄 주조합금의 T6 열처리 후 전기전도도 특성을 나타낸 것이다. 샘플의 냉각속도는 1 ~ 2 K/s을 적용하였다.

[0146] 도 43을 참조하면, Alloy 20 합금의 용탕을 설정온도 800℃에서 1 시간 유지 후 용탕을 약 700℃로 냉각시킨 후 금형에 주입하여 주조하는 공정을 적용한 Alloy 22에서는 전기전도도 특성이 현저하게 개선됨을 확인할 수 있다.

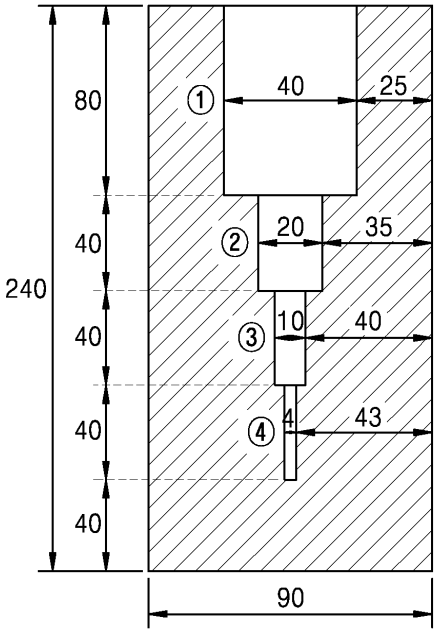
[0147] 이상에서는 본 발명의 실시예를 중심으로 설명하였지만, 당업자의 수준에서 다양한 변경이나 변형을 가할 수 있다. 이러한 변경과 변형이 본 발명의 범위를 벗어나지 않는 한 본 발명에 속한다고 할 수 있다. 따라서 본 발명의 권리범위는 이하에 기재되는 청구범위에 의해 판단되어야 할 것이다.

도면

도면1

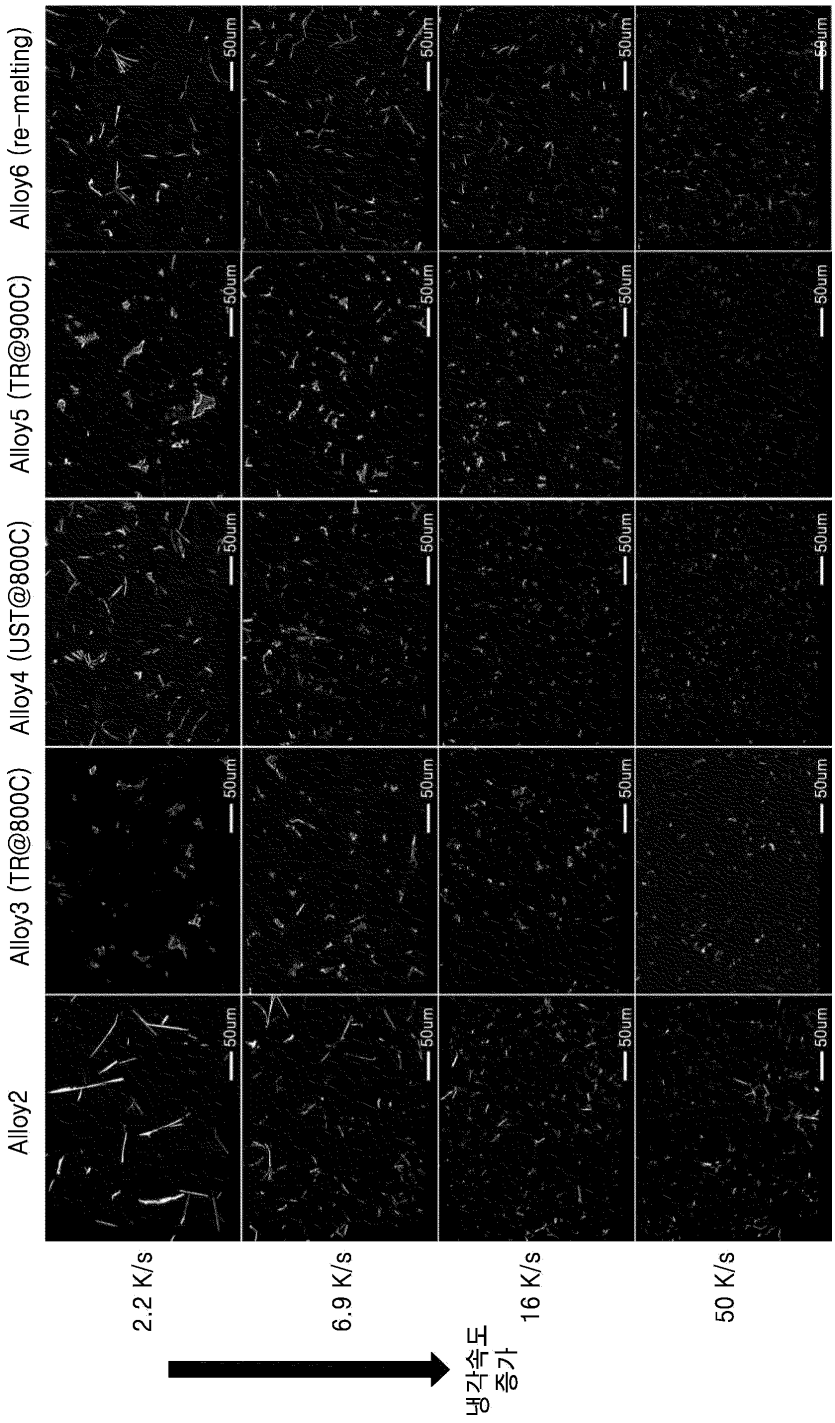


도면2

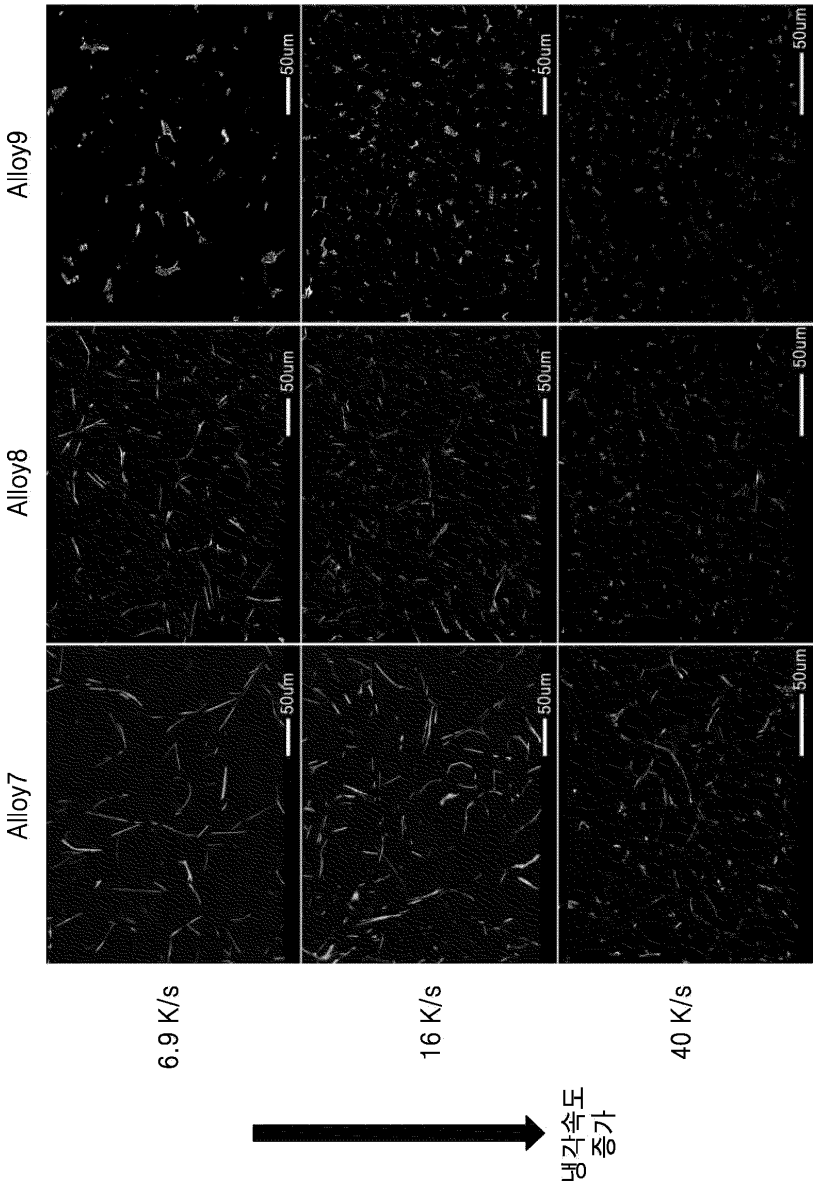


영역	폭 (mm)	냉각속도 (°C/초)
1	40	~2.2
2	20	~6.9
3	10	~16
4	4	~40

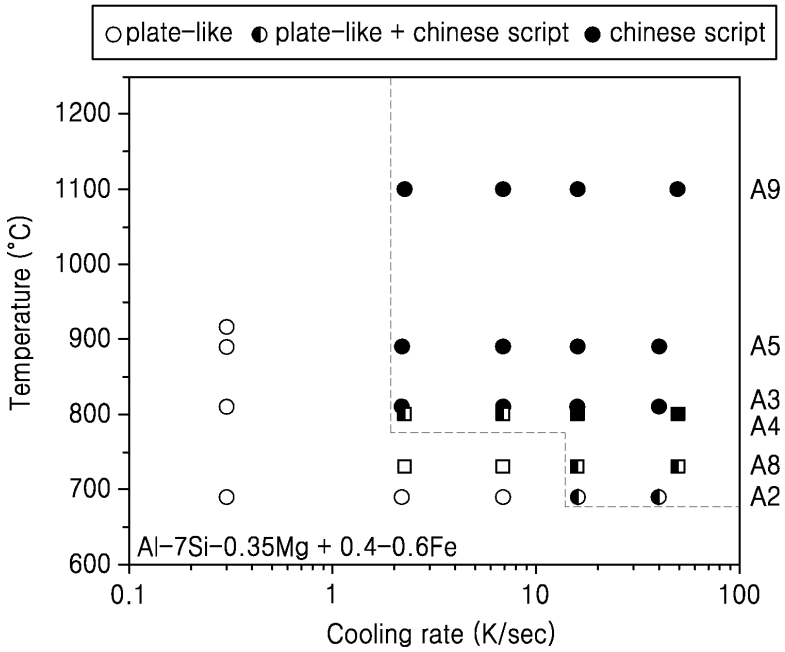
도면3


Alloy2
Alloy3 (TR@800C)
Alloy4 (UST@800C)
Alloy5 (TR@900C)
Alloy6 (re-melting)
2.2 K/s
6.9 K/s
16 K/s
50 K/s
냉각속도 증가
50um

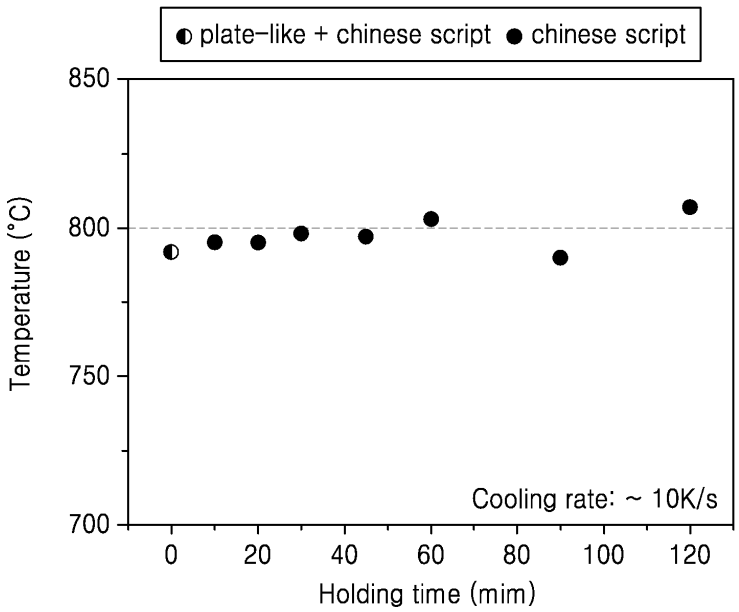
도면4



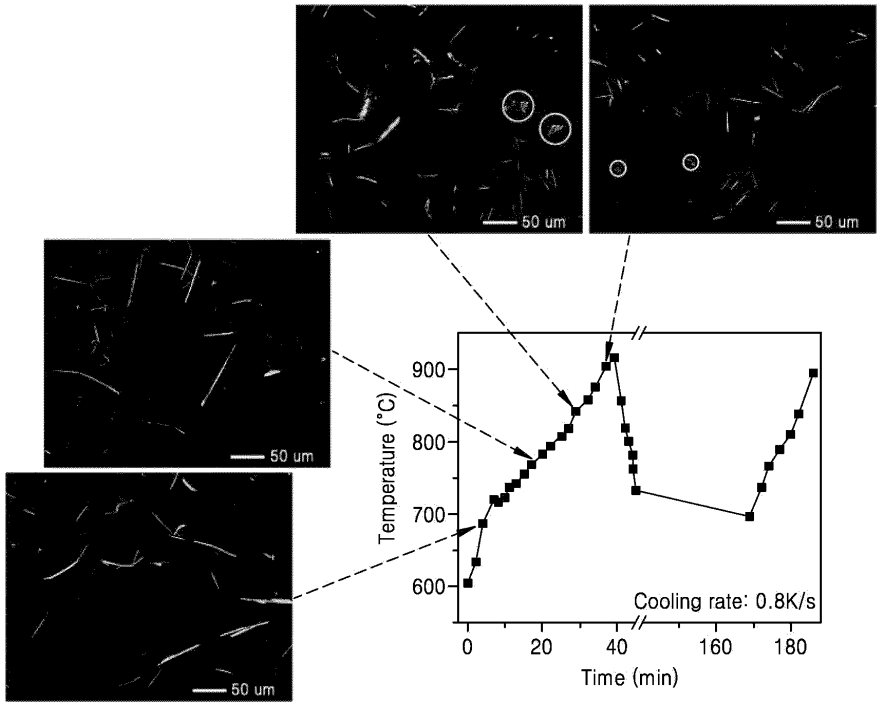
도면5a


plate-like
plate-like + chinese script
chinese script
1200
1100
1000
900
800
700
600
Temperature (°C)
A9
A5
A3
A4
A8
A2
Al-7Si-0.35Mg + 0.4-0.6Fe
0.1
1
10
100
Cooling rate (K/sec)

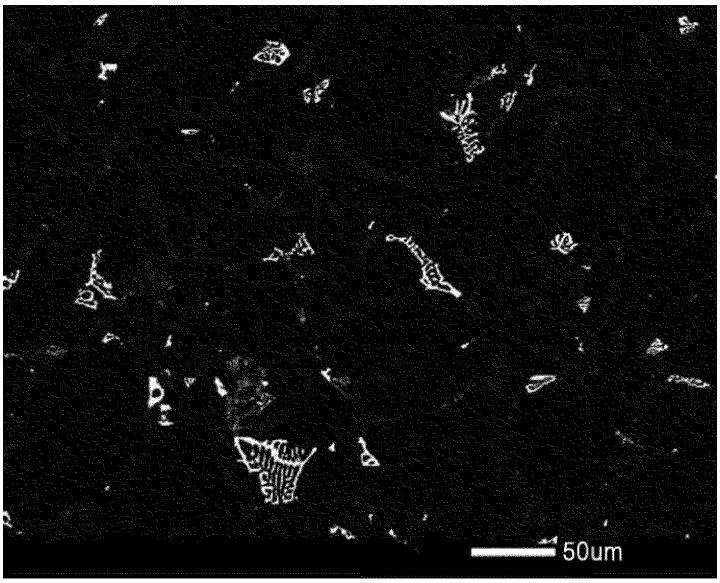
도면5b


plate-like + chinese script
chinese script
850
800
750
700
Temperature (°C)
Cooling rate: ~ 10K/s
0
20
40
60
80
100
120
Holding time (mim)

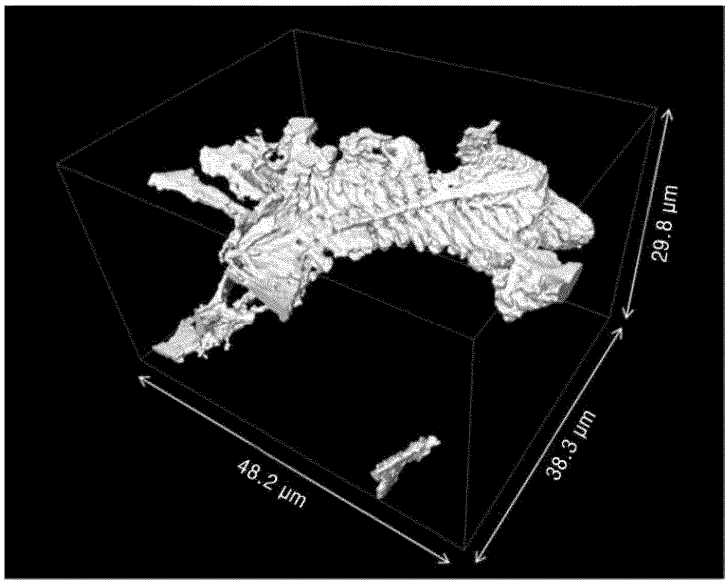
도면5c


50 um
50 um
50 um
50 um
Temperature (°C)
900
800
700
600
Cooling rate: 0.8K/s
0
20
40
160
180
Time (min)

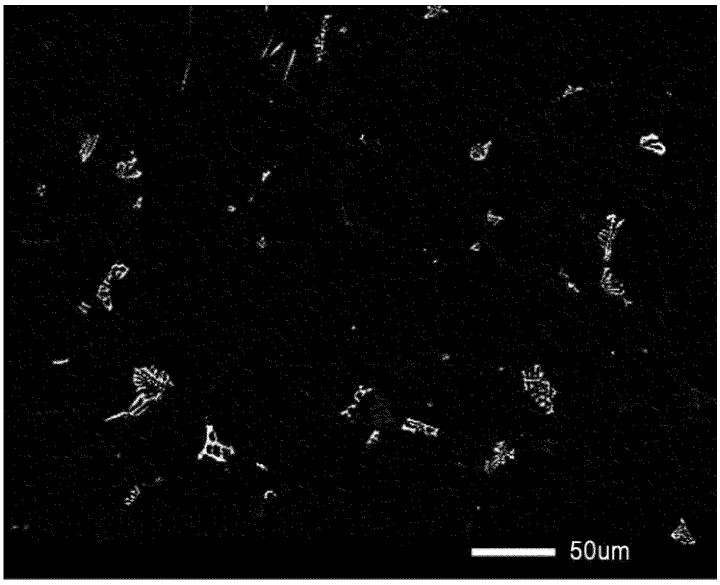
도면6


50um

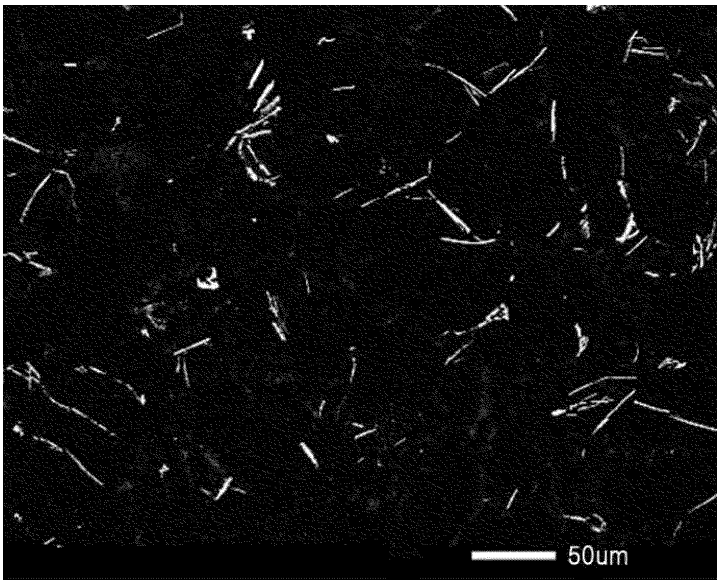
도면7



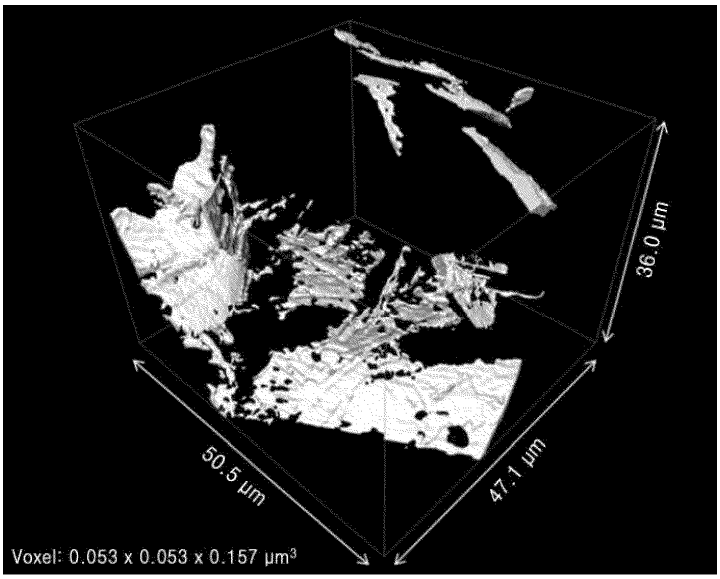
도면8



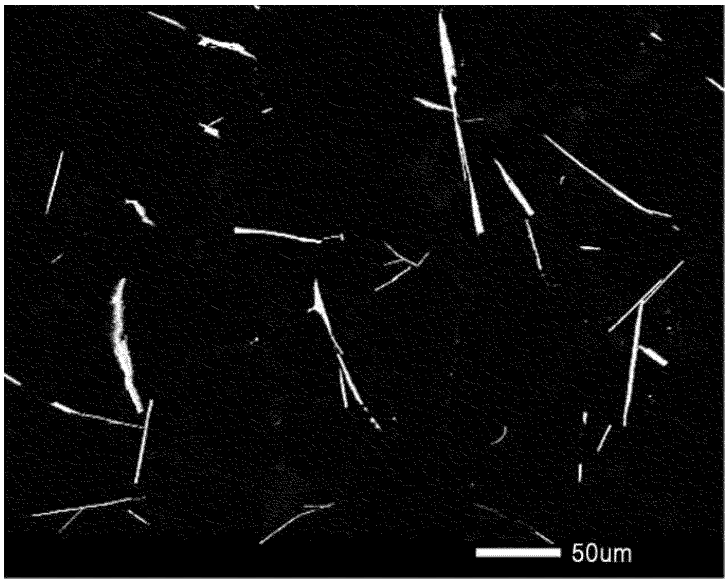
도면9



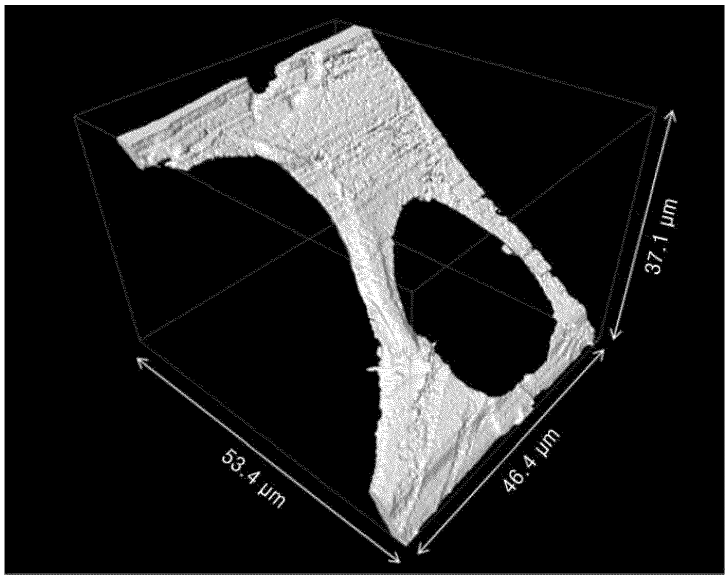
도면10



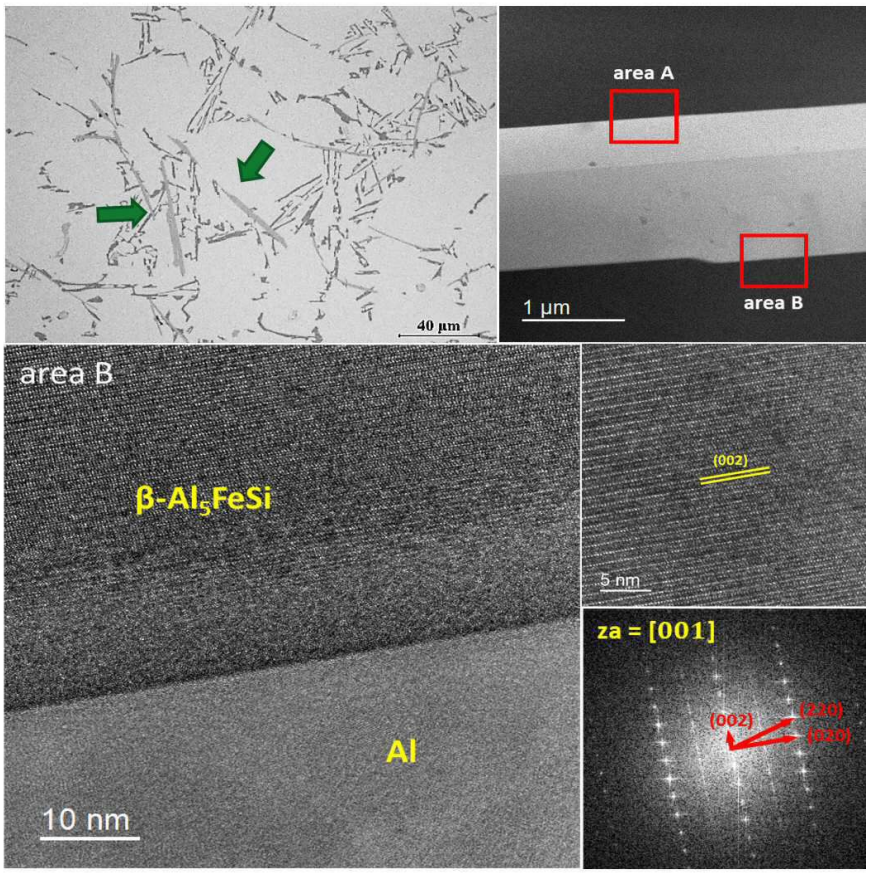
도면11



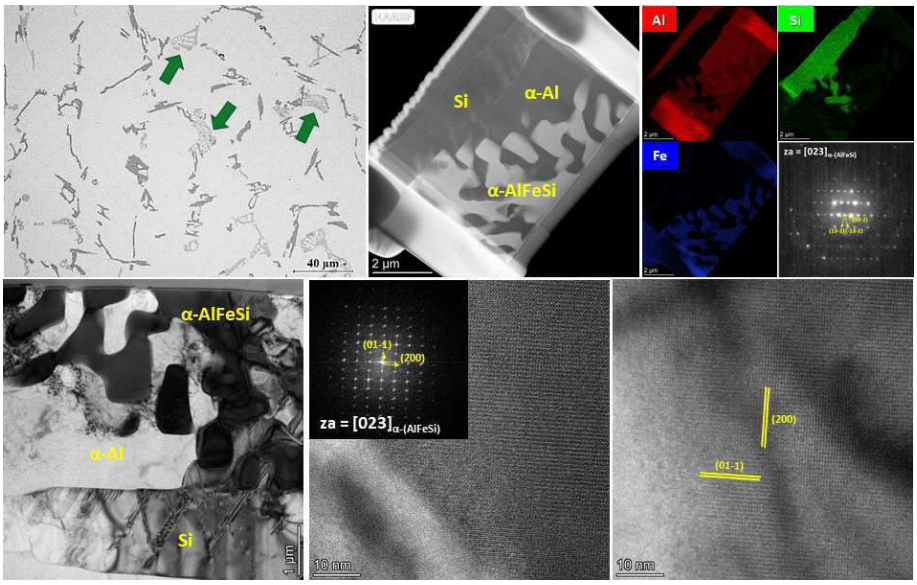
도면12



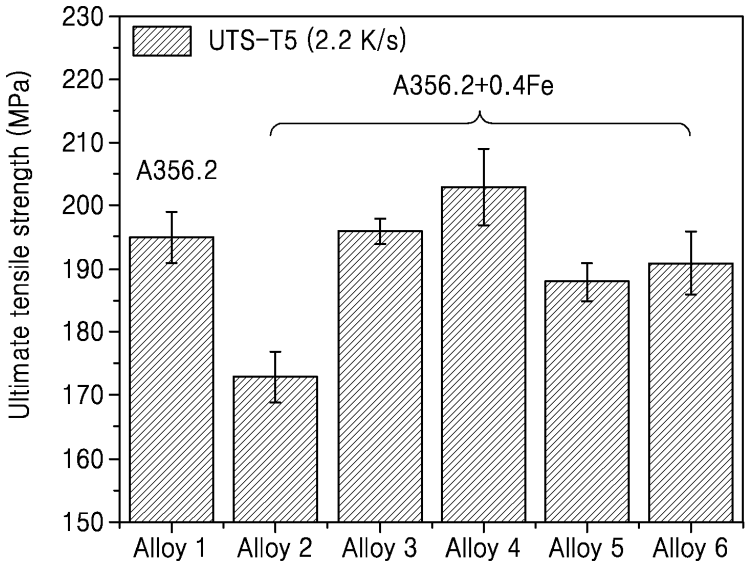
도면13


area A
area B
40 μm
1 μm
area B
β-Al5FeSi
Al
10 nm
(002)
5 nm
za = [001]
(002)
(210)
(120)

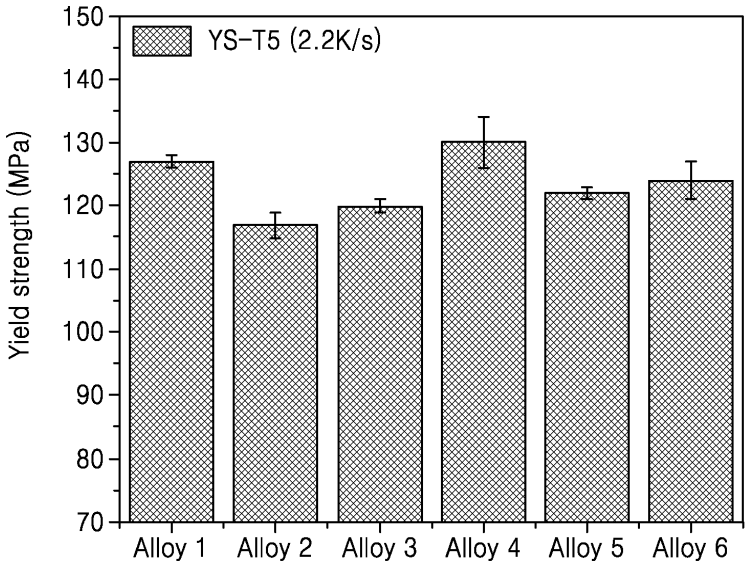
도면14


40 μm
Si
α-Al
α-AlFeSi
2 μm
Al
Si
Fe
α-AlFeSi
α-Al
Si
1 μm
(01-1)
(200)
za = [023]α-(AlFeSi)
10 nm
(200)
(01-1)
10 nm

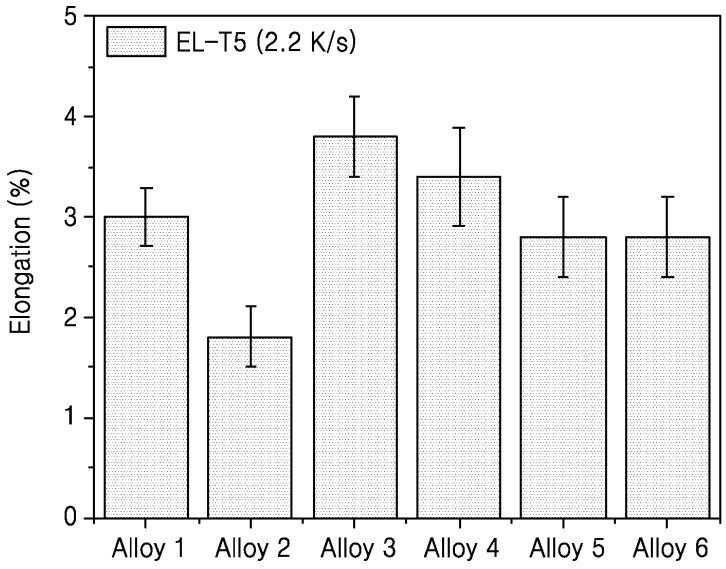
도면15


UTS-T5 (2.2 K/s)
A356.2+0.4Fe
A356.2
Ultimate tensile strength (MPa)
230
220
210
200
190
180
170
160
150
Alloy 1
Alloy 2
Alloy 3
Alloy 4
Alloy 5
Alloy 6

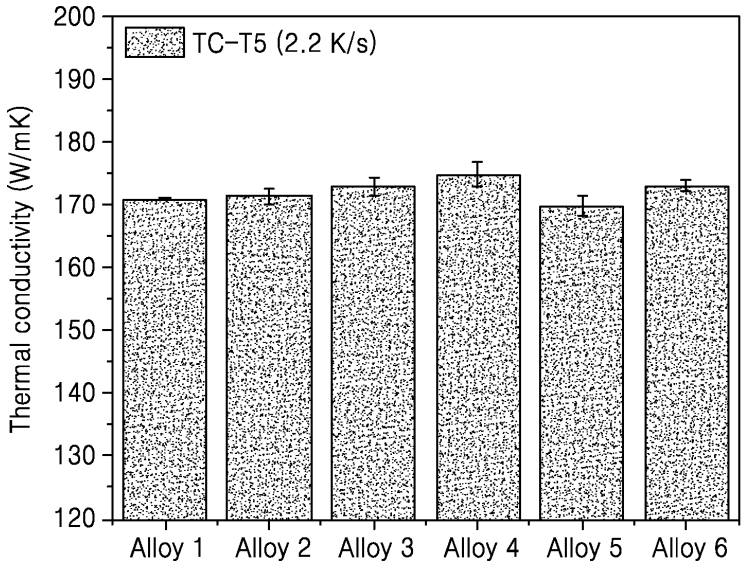
도면16


YS-T5 (2.2K/s)
Yield strength (MPa)
150
140
130
120
110
100
90
80
70
Alloy 1
Alloy 2
Alloy 3
Alloy 4
Alloy 5
Alloy 6

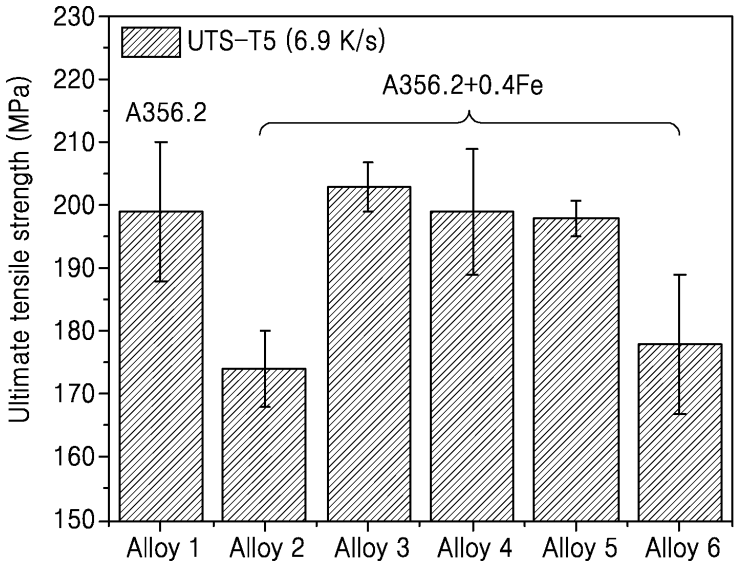
도면17


EL-T5 (2.2 K/s)
Elongation (%)
0
1
2
3
4
5
Alloy 1
Alloy 2
Alloy 3
Alloy 4
Alloy 5
Alloy 6

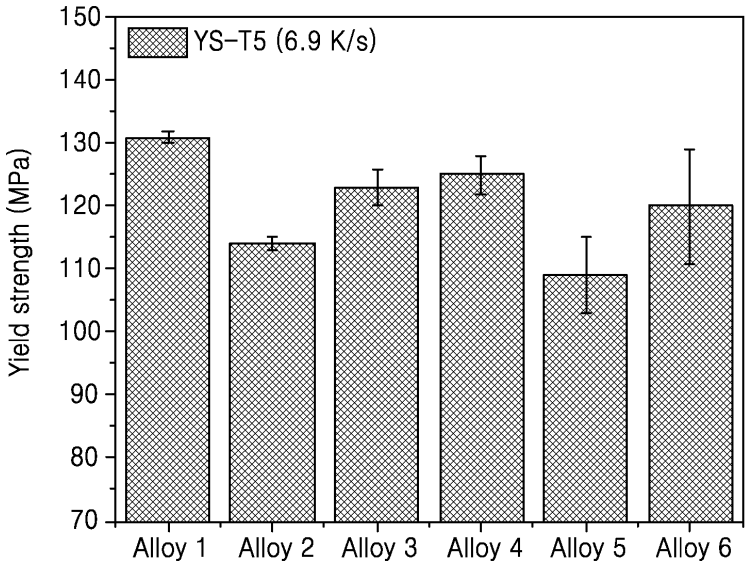
도면18


TC-T5 (2.2 K/s)
Thermal conductivity (W/mK)
120
130
140
150
160
170
180
190
200
Alloy 1
Alloy 2
Alloy 3
Alloy 4
Alloy 5
Alloy 6

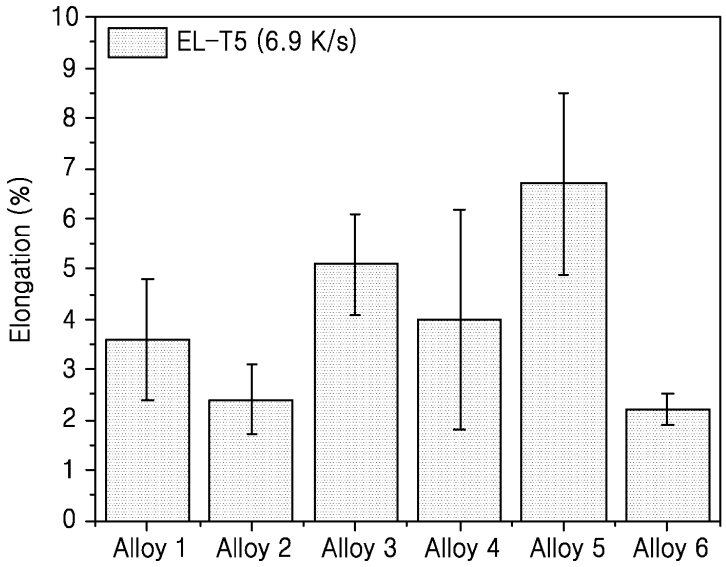
도면19


UTS-T5 (6.9 K/s)
A356.2
A356.2+0.4Fe
Ultimate tensile strength (MPa)
230
220
210
200
190
180
170
160
150
Alloy 1
Alloy 2
Alloy 3
Alloy 4
Alloy 5
Alloy 6

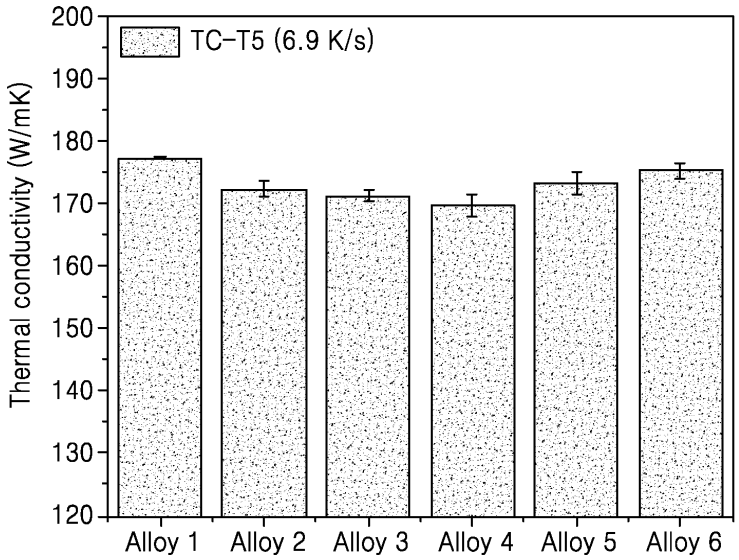
도면20


YS-T5 (6.9 K/s)
Yield strength (MPa)
150
140
130
120
110
100
90
80
70
Alloy 1
Alloy 2
Alloy 3
Alloy 4
Alloy 5
Alloy 6

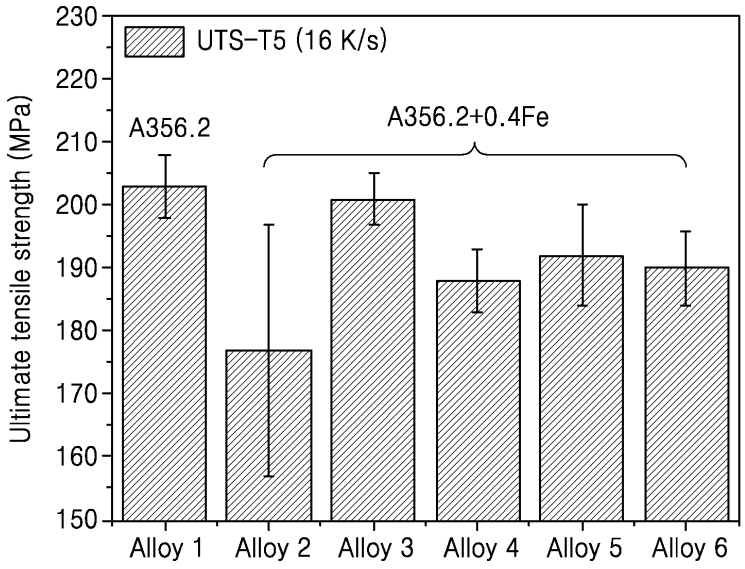
도면21


EL-T5 (6.9 K/s)
Elongation (%)
0
1
2
3
4
5
6
7
8
9
10
Alloy 1
Alloy 2
Alloy 3
Alloy 4
Alloy 5
Alloy 6

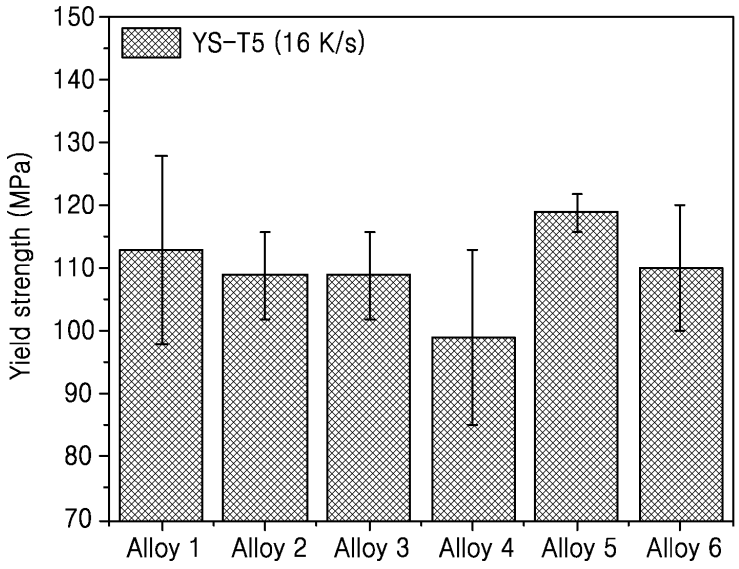
도면22


TC-T5 (6.9 K/s)
Thermal conductivity (W/mK)
120
130
140
150
160
170
180
190
200
Alloy 1
Alloy 2
Alloy 3
Alloy 4
Alloy 5
Alloy 6

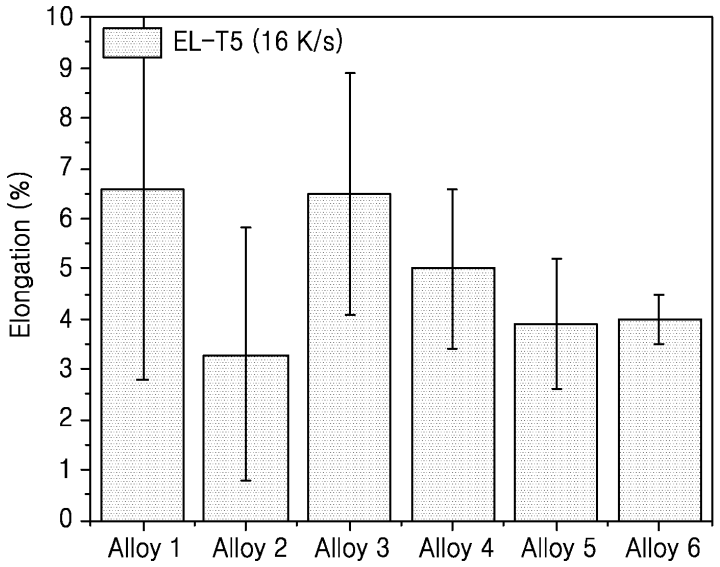
도면23


UTS-T5 (16 K/s)
A356.2
A356.2+0.4Fe
Ultimate tensile strength (MPa)
230
220
210
200
190
180
170
160
150
Alloy 1
Alloy 2
Alloy 3
Alloy 4
Alloy 5
Alloy 6

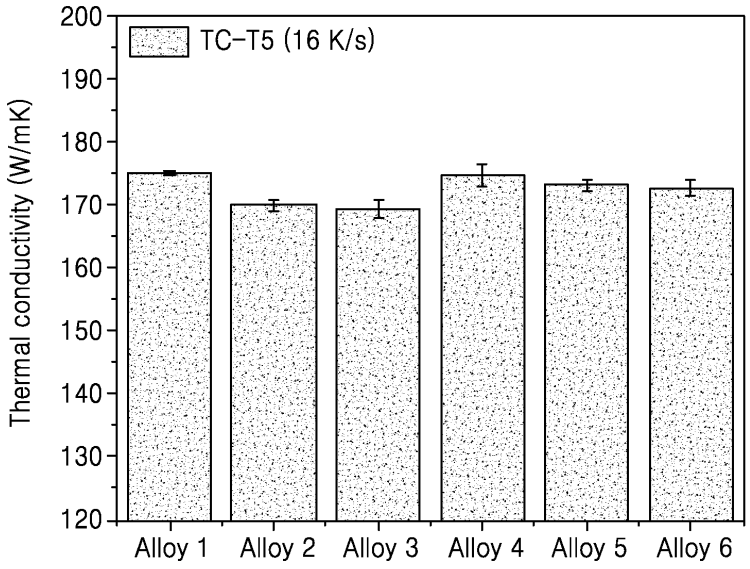
도면24


YS-T5 (16 K/s)
Yield strength (MPa)
150
140
130
120
110
100
90
80
70
Alloy 1
Alloy 2
Alloy 3
Alloy 4
Alloy 5
Alloy 6

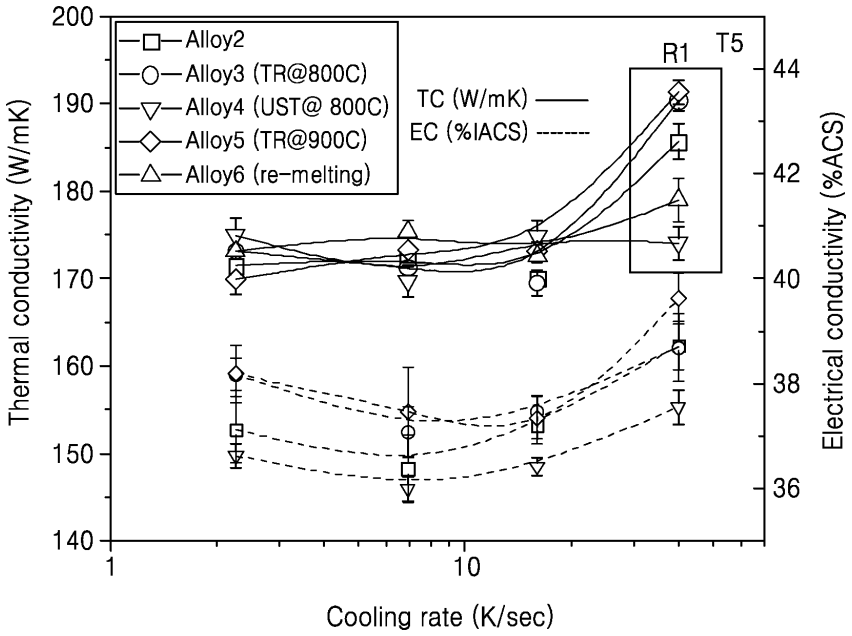
도면25


EL-T5 (16 K/s)
Elongation (%)
0
1
2
3
4
5
6
7
8
9
10
Alloy 1
Alloy 2
Alloy 3
Alloy 4
Alloy 5
Alloy 6

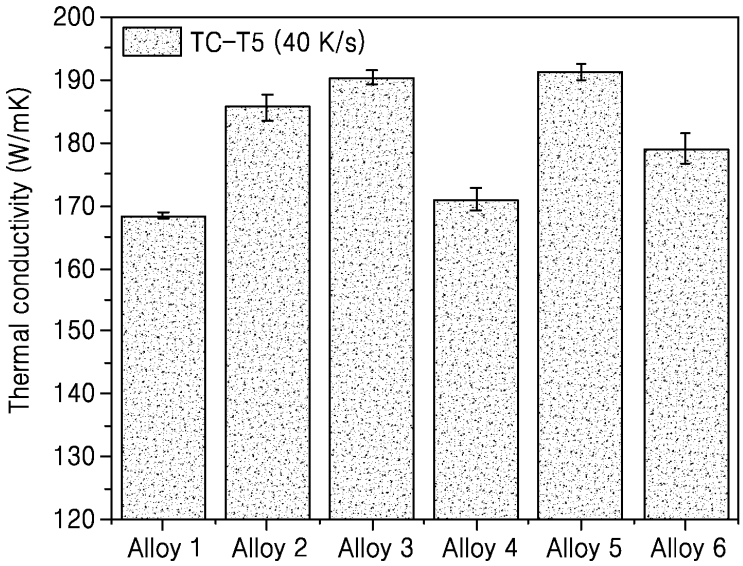
도면26


TC-T5 (16 K/s)
Thermal conductivity (W/mK)
120
130
140
150
160
170
180
190
200
Alloy 1
Alloy 2
Alloy 3
Alloy 4
Alloy 5
Alloy 6

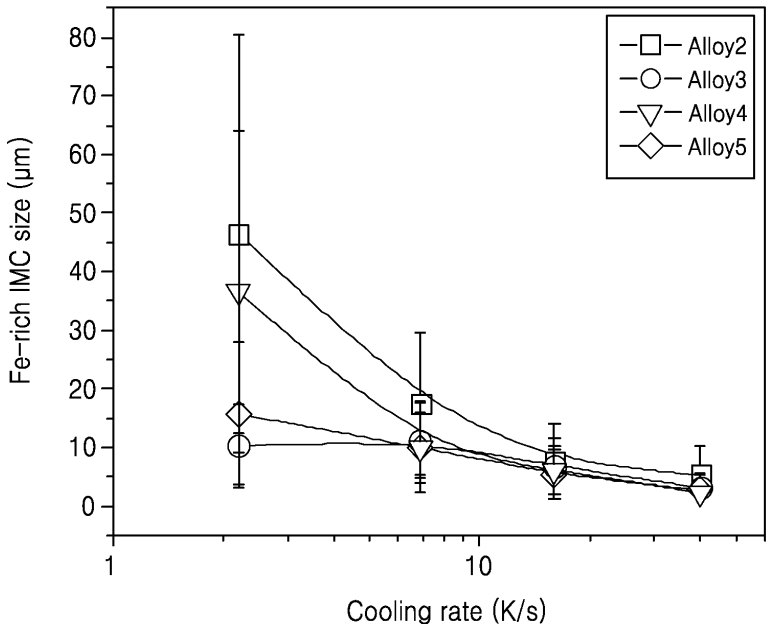
도면27


Alloy2
Alloy3 (TR@800C)
Alloy4 (UST@ 800C)
Alloy5 (TR@900C)
Alloy6 (re-melting)
TC (W/mK)
EC (%IACS)
R1
T5
Thermal conductivity (W/mK)
Electrical conductivity (%ACS)
Cooling rate (K/sec)
200
190
180
170
160
150
140
44
42
40
38
36
1
10

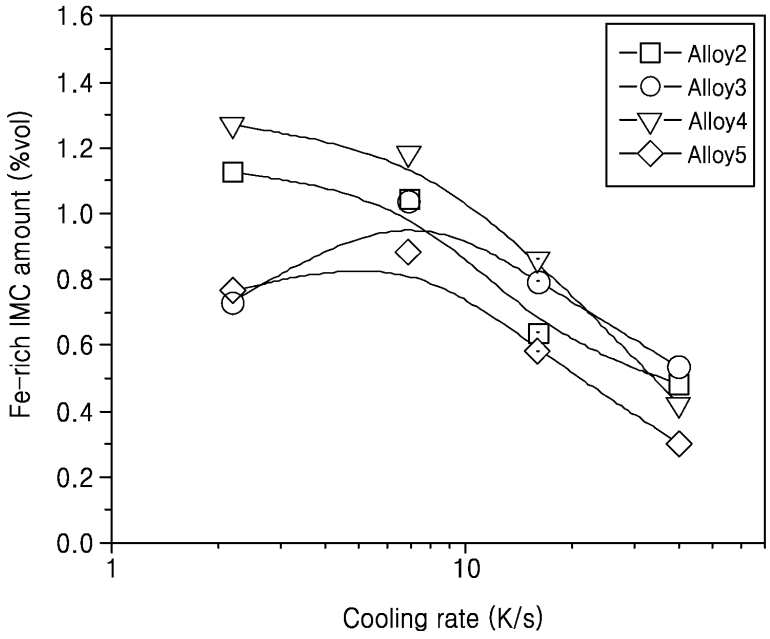
도면28


TC-T5 (40 K/s)
Thermal conductivity (W/mK)
200
190
180
170
160
150
140
130
120
Alloy 1
Alloy 2
Alloy 3
Alloy 4
Alloy 5
Alloy 6

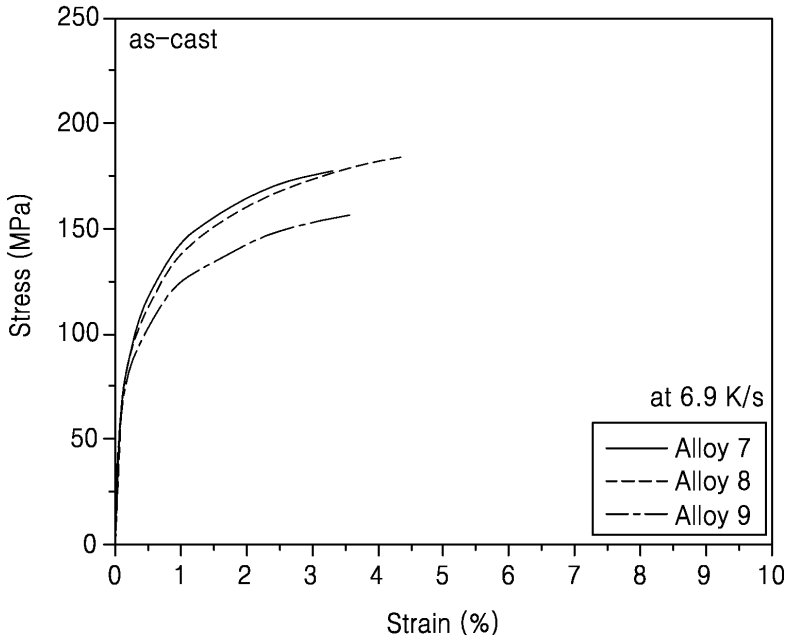
도면29


Alloy2
Alloy3
Alloy4
Alloy5
Fe-rich IMC size (μm)
Cooling rate (K/s)
0
10
20
30
40
50
60
70
80
1
10

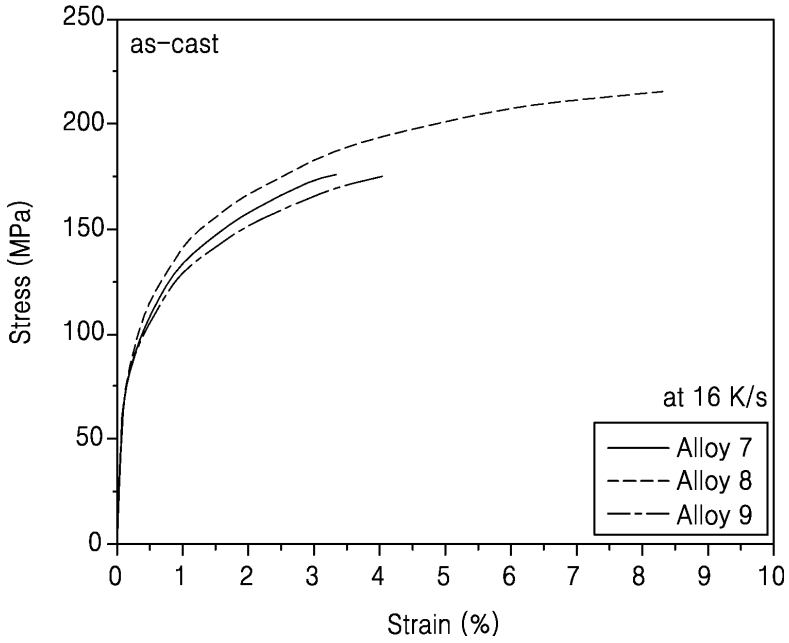
도면30


Alloy2
Alloy3
Alloy4
Alloy5
Fe-rich IMC amount (%vol)
Cooling rate (K/s)
0.0
0.2
0.4
0.6
0.8
1.0
1.2
1.4
1.6
1
10

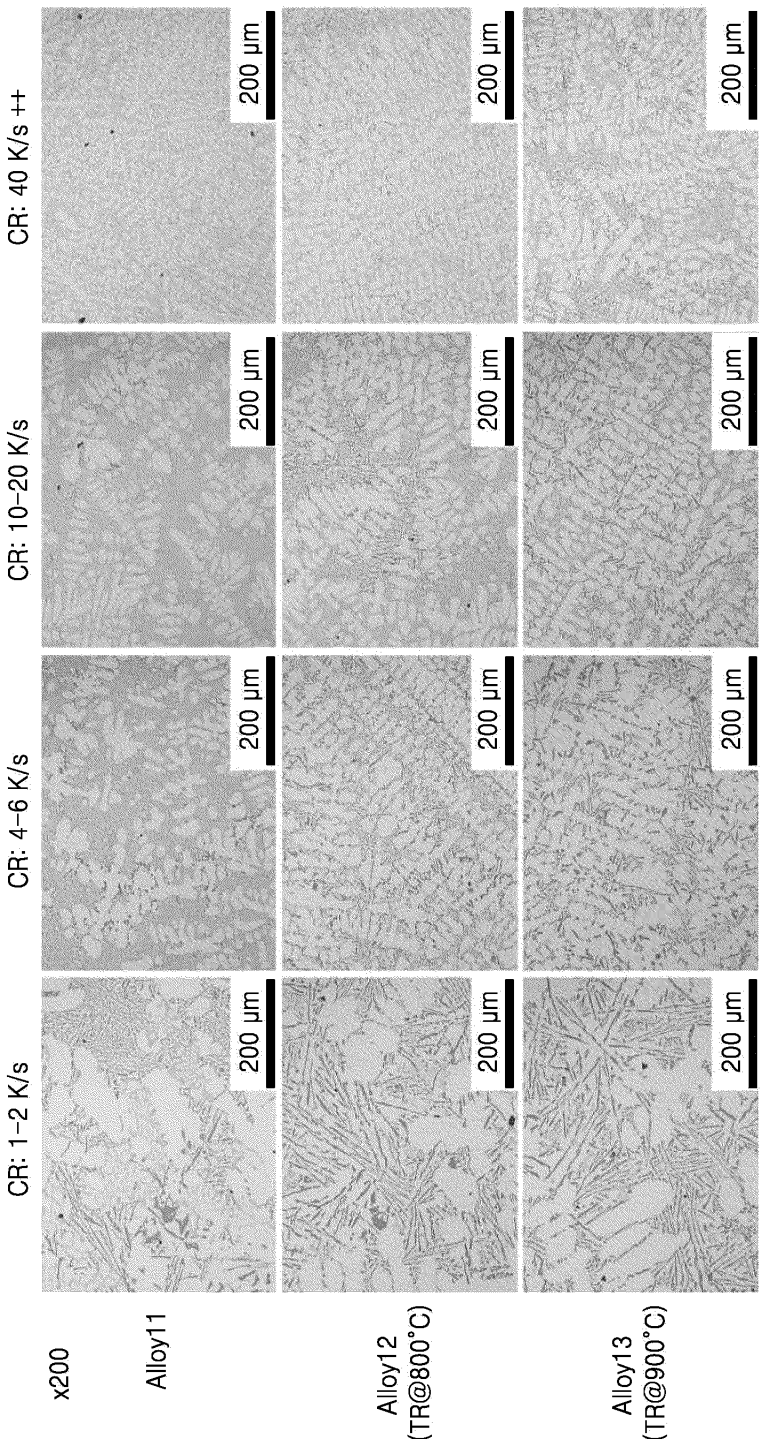
도면31


as-cast
Stress (MPa)
Strain (%)
at 6.9 K/s
Alloy 7
Alloy 8
Alloy 9
0
50
100
150
200
250
0
1
2
3
4
5
6
7
8
9
10

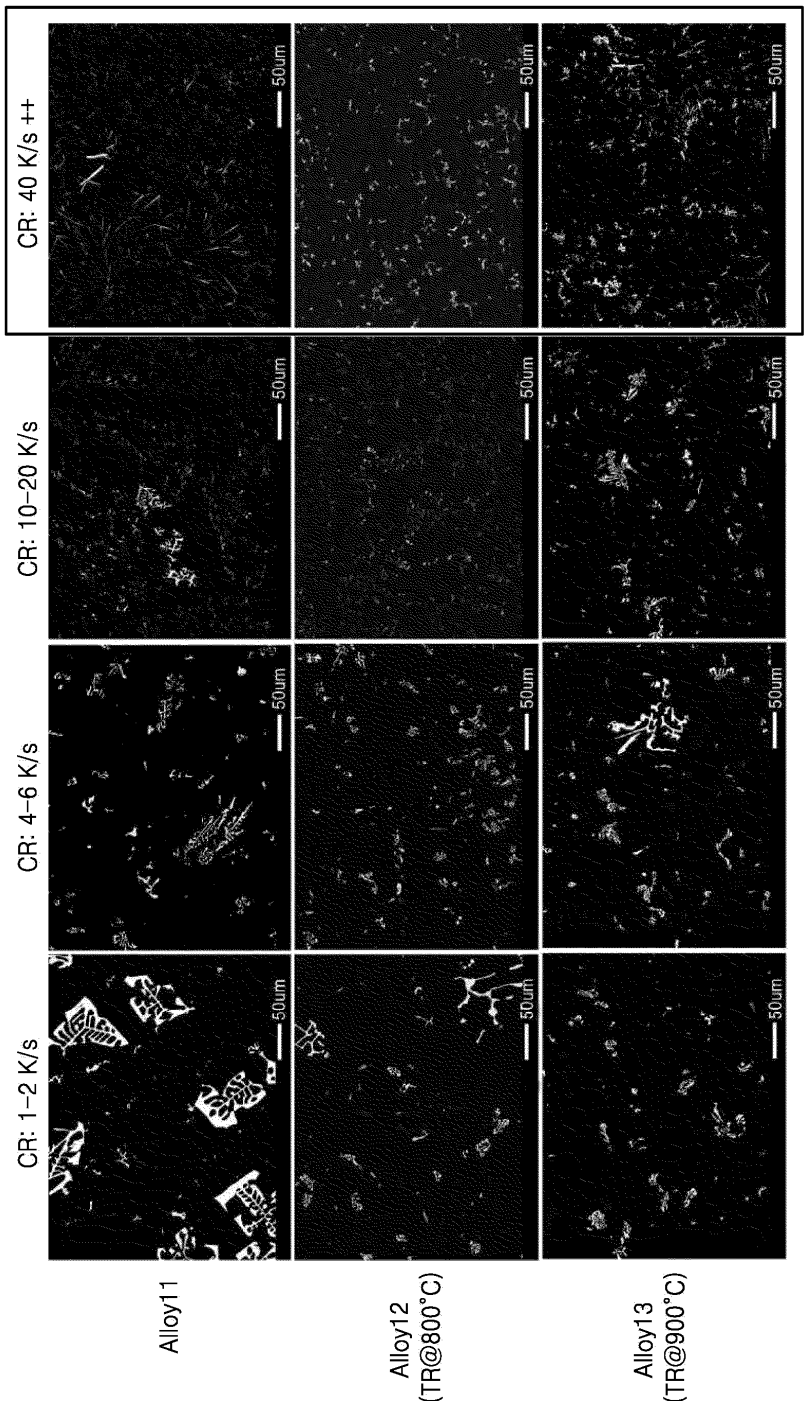
도면32


as-cast
Stress (MPa)
Strain (%)
at 16 K/s
Alloy 7
Alloy 8
Alloy 9
0
50
100
150
200
250
0
1
2
3
4
5
6
7
8
9
10

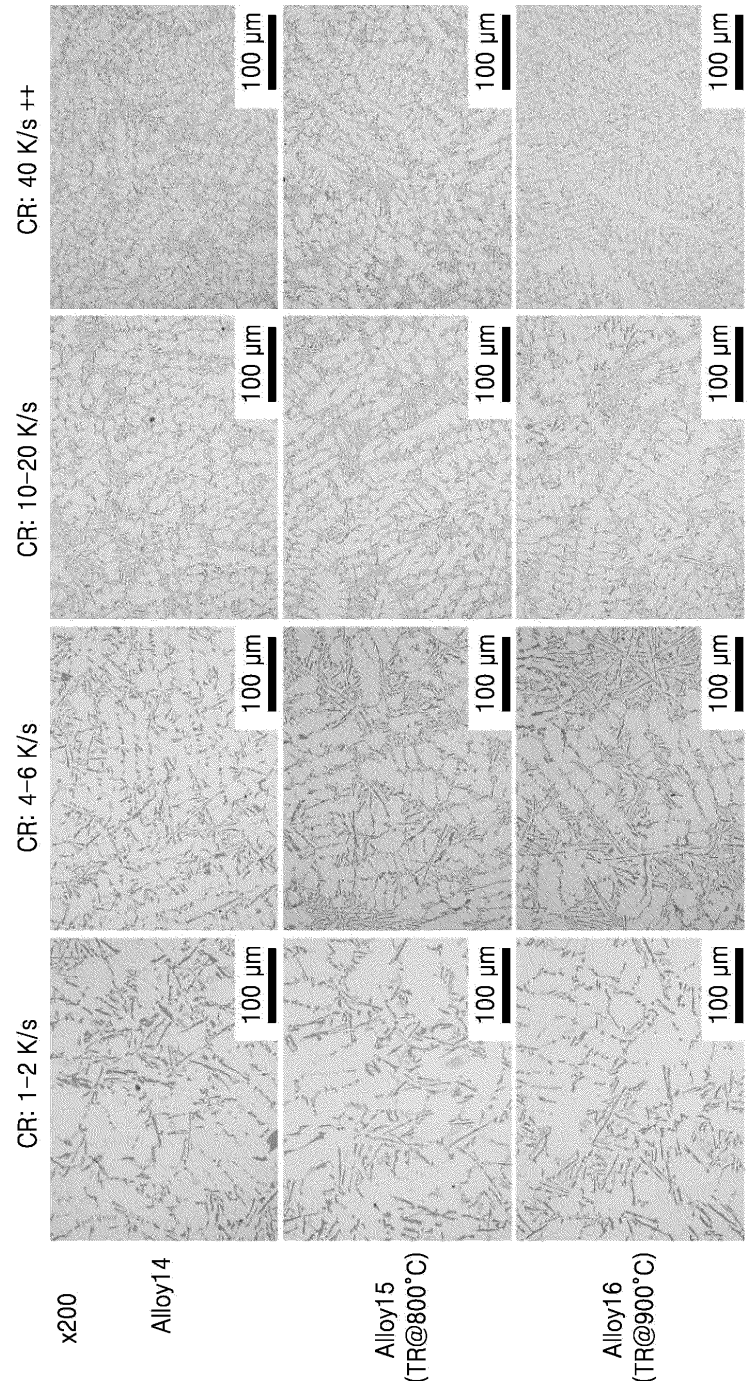
도면33


CR: 1-2 K/s
CR: 4-6 K/s
CR: 10-20 K/s
CR: 40 K/s ++
x200
Alloy11
Alloy12 (TR@800°C)
Alloy13 (TR@900°C)
200 μm

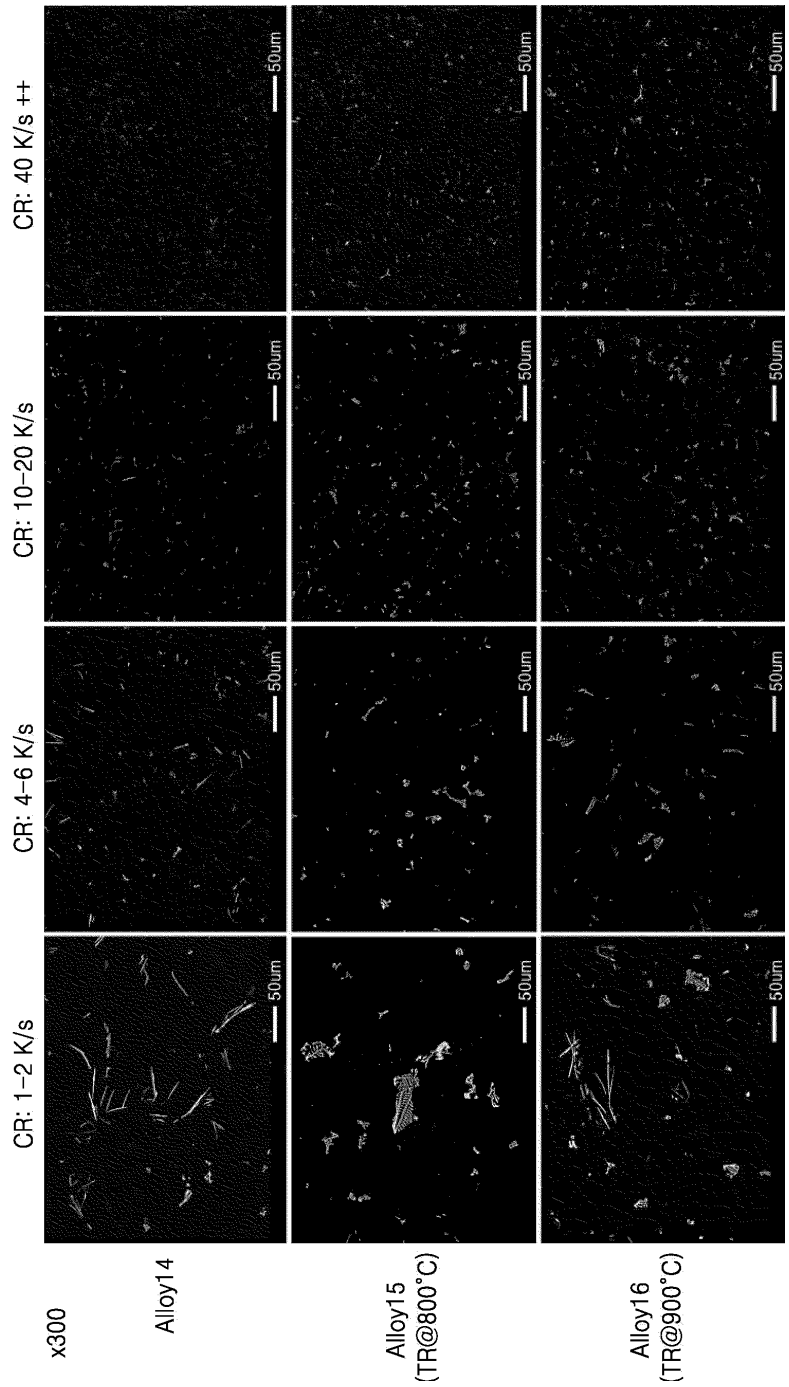
도면34


CR: 1-2 K/s
CR: 4-6 K/s
CR: 10-20 K/s
CR: 40 K/s ++
Alloy11
Alloy12 (TR@800°C)
Alloy13 (TR@900°C)
50um

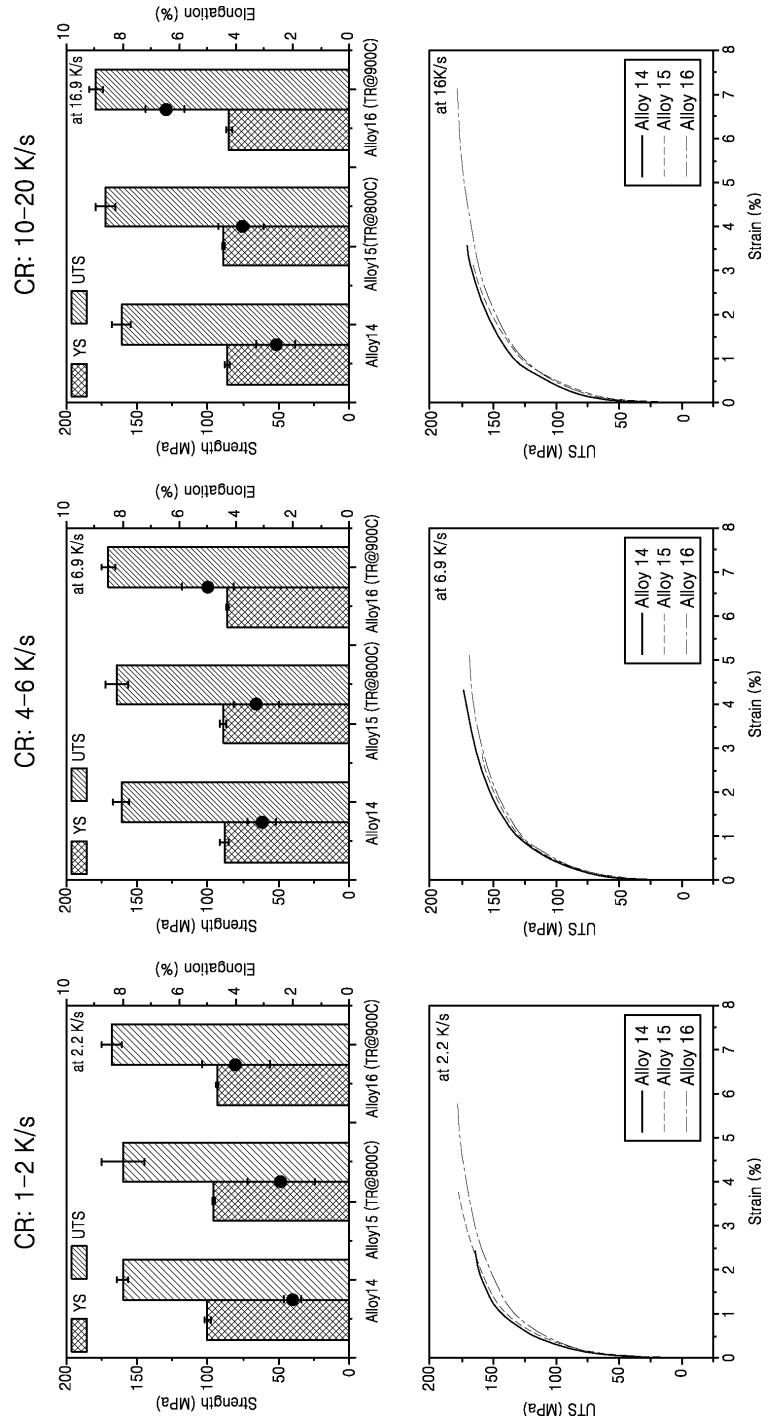
도면35


CR: 1-2 K/s
CR: 4-6 K/s
CR: 10-20 K/s
CR: 40 K/s ++
x200
Alloy14
Alloy15 (TR@800°C)
Alloy16 (TR@900°C)
100 μm

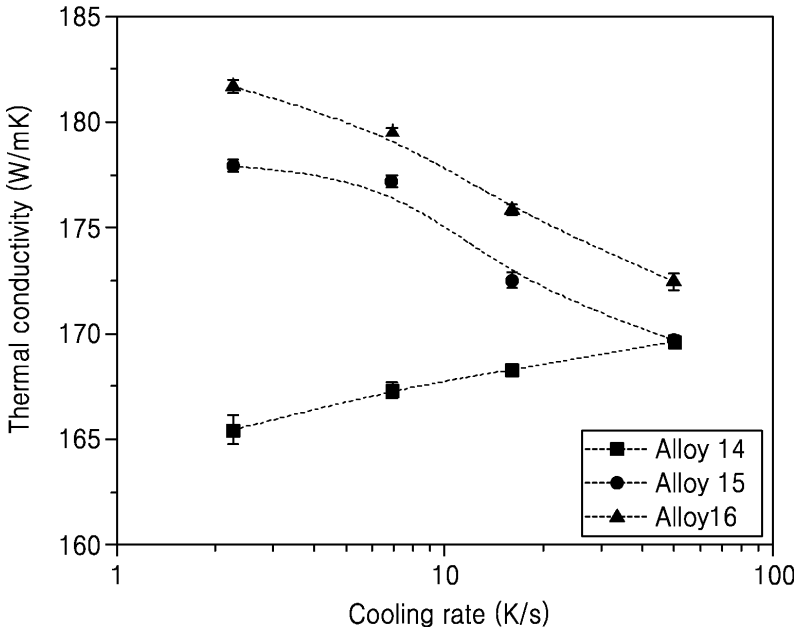
도면36


CR: 1-2 K/s
CR: 4-6 K/s
CR: 10-20 K/s
CR: 40 K/s ++
x300
Alloy14
Alloy15 (TR@800°C)
Alloy16 (TR@900°C)
50um

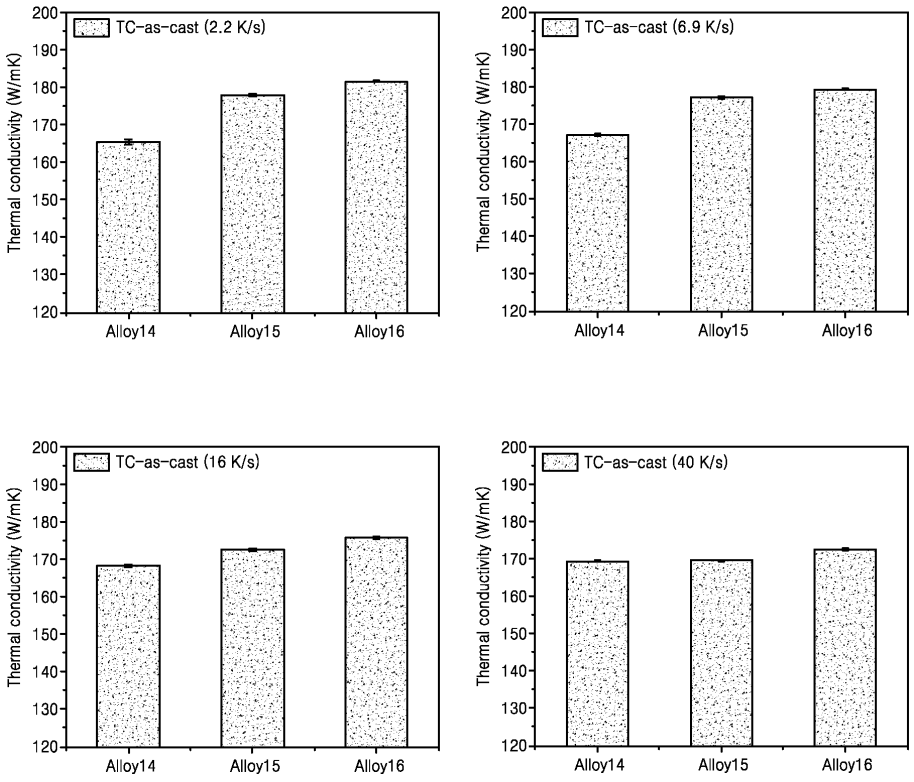
도면37


CR: 1-2 K/s
CR: 4-6 K/s
CR: 10-20 K/s
YS
UTS
Elongation (%)
Strength (MPa)
at 2.2 K/s
at 6.9 K/s
at 16.9 K/s
Alloy14
Alloy15 (TR@800C)
Alloy16 (TR@900C)
UTS (MPa)
Strain (%)
at 16K/s
Alloy 14
Alloy 15
Alloy 16

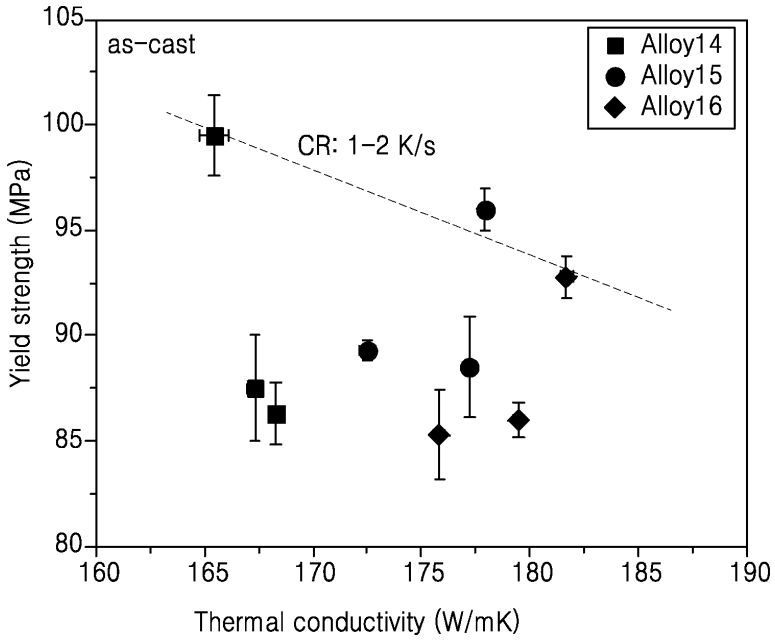
도면38


Thermal conductivity (W/mK)
Cooling rate (K/s)
Alloy 14
Alloy 15
Alloy16

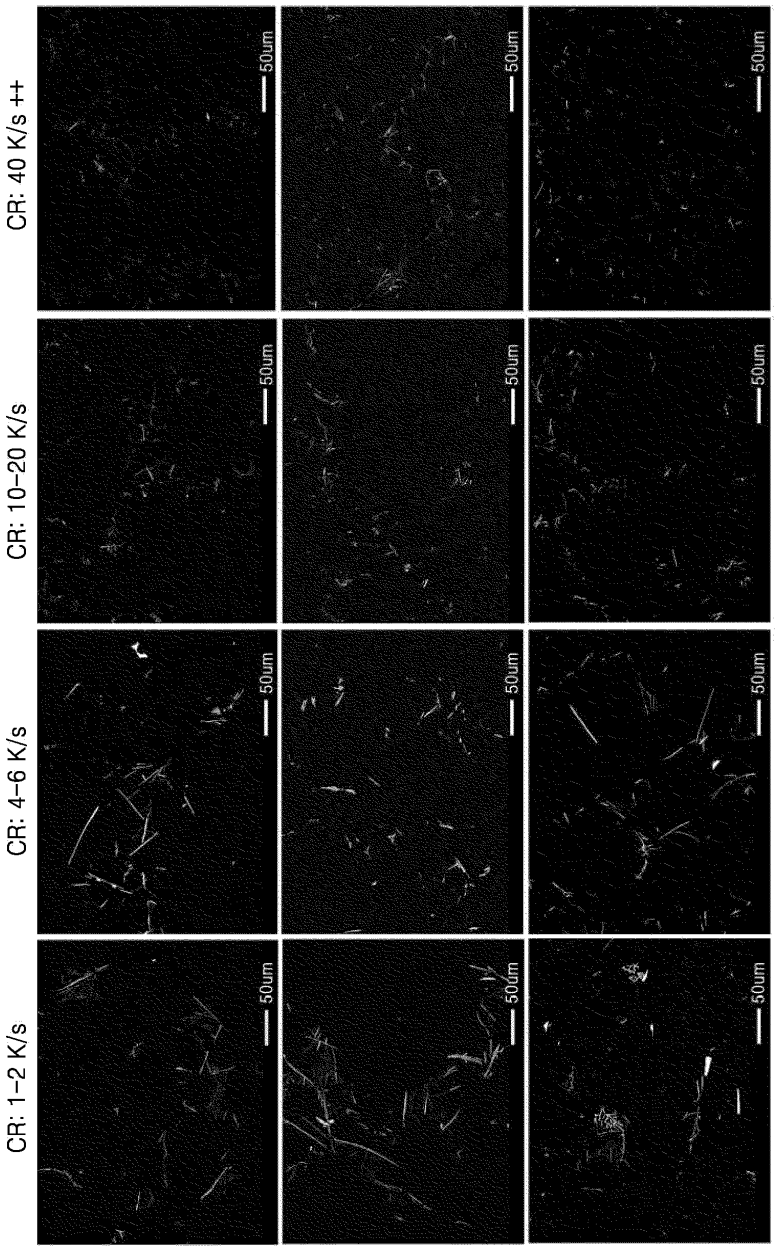
도면39


TC-as-cast (2.2 K/s)
TC-as-cast (6.9 K/s)
TC-as-cast (16 K/s)
TC-as-cast (40 K/s)
Thermal conductivity (W/mK)
Alloy14
Alloy15
Alloy16

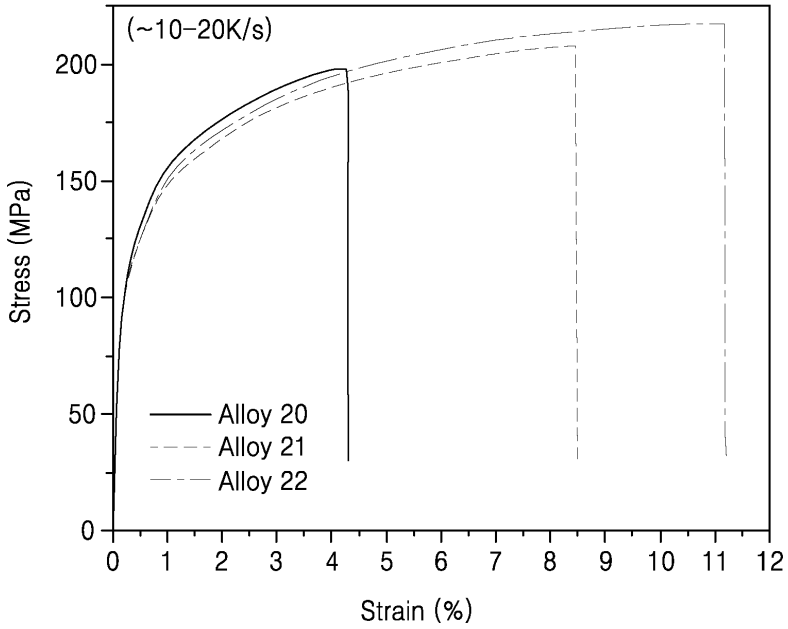
도면40


as-cast
CR: 1-2 K/s
Alloy14
Alloy15
Alloy16
Yield strength (MPa)
Thermal conductivity (W/mK)
105
100
95
90
85
80
160
165
170
175
180
185
190

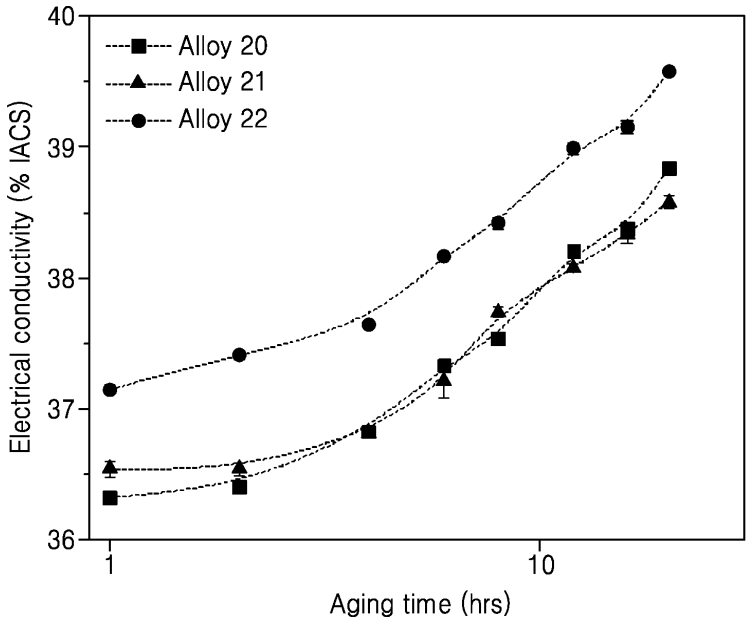
도면41


CR: 1–2 K/s
CR: 4–6 K/s
CR: 10–20 K/s
CR: 40 K/s ++
Alloy 20 (conventional)
Alloy 21
Alloy 22
50um

도면42


(~10-20K/s)
Stress (MPa)
Strain (%)
Alloy 20
Alloy 21
Alloy 22
0
50
100
150
200
0
1
2
3
4
5
6
7
8
9
10
11
12

도면43


Electrical conductivity (% IACS)
Aging time (hrs)
Alloy 20
Alloy 21
Alloy 22
36
37
38
39
40
1
10