(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2016년01월04일
(11) 등록번호 10-1581852
(24) 등록일자 2015년12월24일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22F 1/06 (2006.01)
(21) 출원번호 10-2014-0082984
(22) 출원일자 2014년07월03일
심사청구일자 2014년07월03일
(56) 선행기술조사문헌
KR1020110122902 A*
KR1020130092774 A*
*는 심사관에 의하여 인용된 문헌

(73) 특허권자
한국기계연구원
대전광역시 유성구 가정북로 156 (장동)
(72) 발명자
김세종
경상남도 창원시 성산구 가음동 재료연구소 아파트 106호
김대용
경상남도 창원시 가음정동 재료연구소 소택 307호
(74) 대리인
이원희

전체 청구항 수 : 총 7 항 심사관 : 이상훈

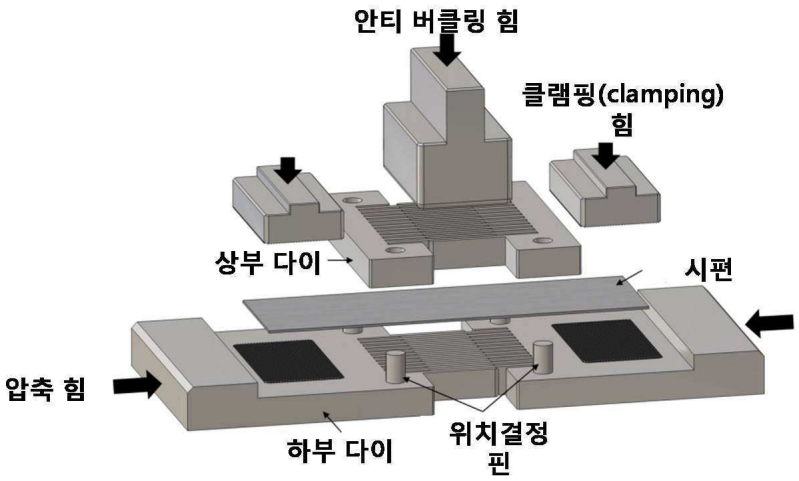
(54) 발명의 명칭 **성형성 향상을 위한 마그네슘 합금 판재의 제조방법 및 이에 의해 제조되는 마그네슘 합금 판재**

(57) 요 약

본 발명은 성형성 향상을 위한 마그네슘 합금 판재의 제조방법 및 이에 의해 제조되는 마그네슘 합금 판재에 관한 것으로, 상세하게는 마그네슘 합금 판재를 압연면 방향 및 압연면 방향에 수직 방향으로 동시에 압축 변형을 수행하는 단계(단계 1); 및 상기 마그네슘 합금 판재를 열처리하는 단계(단계 2);를 포함하는 마그네슘 합금 판재의 제조방법을 제공한다.

본 발명에 따른 마그네슘 합금 판재의 제조방법은 이축성형 및 열처리를 수행함으로써, 집합조직이 비저면으로 변하면서 상온에서 성형성이 향상될 수 있고, 버클링 현상이 발생하지 않으며, 보다 얇은 판재에 적용 가능한 장점이 있다.

대 표 도 - 도1



이 발명을 지원한 국가연구개발사업

과제고유번호	POC2050
부처명	산업통상자원부
연구관리전문기관	산업기술연구회
연구사업명	협동연구사업
연구과제명	펄스 전류 인가 마그네슘 소재거동 분석 및 성형성 향상기술 개발(1/2)
기 여 율	1/1
주관기관	한국기계연구원 부설 재료 연구소
연구기간	2013.12.10 ~ 2014.12.09

명 세 서

청구범위

청구항 1

두께가 0.1 내지 30 ㎜인 마그네슘 합금 판재를 압연면 방향 및 압연면 방향에 수직 방향으로 동시에 압축 변형을 수행하는 단계(단계 1); 및

상기 마그네슘 합금 판재를 열처리하는 단계(단계 2);를 포함하되,

상기 압연면 방향에 수직 방향으로의 압축 변형은 1 내지 10 %의 변형률로 수행되는 것을 특징으로 하는 마그네슘 합금 판재의 제조방법.

청구항 2

제1항에 있어서,

상기 단계 1의 압축 변형은 상온에서 수행하는 것을 특징으로 하는 마그네슘 합금 판재의 제조방법.

청구항 3

제1항에 있어서,

상기 제조방법은

마그네슘 합금 판재를 위치시키기 위한 하부 다이; 상기 하부 다이 상에 구비되며, 상기 하부 다이 상에 위치하는 마그네슘 합금 판재의 위치를 고정하기 위한 위치결정핀; 상기 하부 다이와 마주하여 위치하며, 하부 다이가 위치하는 마그네슘 합금 판재의 면의 타측면 상에 위치하는 상부 다이를 포함하는 장치에 의하여 수행되되,

상기 압연면 방향의 압축 변형은 상기 상부 다이에 작용하는 안티 버클링(anti-buckling) 힘 및 클램핑(clampling) 힘에 의하여 수행되고,

상기 압연면 방향에 수직 방향의 압축 변형은 상기 하부 다이에 작용하는 압축힘에 의하여 수행되는 것을 특징으로 하는 마그네슘 합금 판재의 제조방법.

청구항 4

제1항에 있어서,

상기 단계 1의 압연면 방향으로의 응력은 400 내지 600 kgf/㎟인 것을 특징으로 하는 마그네슘 합금 판재의 제조방법.

청구항 5

삭제

청구항 6

제1항에 있어서,

상기 단계 2의 열처리는 250 내지 400 ℃에서 수행하는 것을 특징으로 하는 마그네슘 합금 판재의 제조방법.

청구항 7

제1항에 있어서,

상기 단계 2의 열처리는 30 분 내지 2 시간 동안 수행하는 것을 특징으로 하는 마그네슘 합금 판재의 제조방법.

청구항 8

두께가 0.1 내지 30 ㎜인 마그네슘 합금 판재를 압연면 방향 및 압연면 방향에 수직 방향으로 동시에 압축 변형을 수행하는 단계(단계 1); 및

상기 마그네슘 합금 판재를 열처리하는 단계(단계 2);를 포함하되,

상기 압연면 방향에 수직 방향으로의 압축 변형은 1 내지 10 %의 변형률로 수행되는 것을 특징으로 하는 마그네슘 합금 판재의 성형성 향상방법.

발명의 설명

기 술 분 야

[0001] 본 발명은 마그네슘 합금 판재의 제조방법 및 이에 의해 제조되는 마그네슘 합금 판재에 관한 것으로, 마그네슘 합금 판재를 이축방향(biaxial)으로 동시에 압축변형을 수행하고 이를 열처리함으로써, 마그네슘 합금 판재의 성형성을 향상시키는 방법에 관한 것이다.

배 경 기 술

[0002] 마그네슘은 밀도가 1.74g/㎤ 로 알루미늄 및 철강을 포함하는 구조용 금속 중에서 최소의 밀도를 가지는 가장 가벼운 금속이다. 또한, 비강도가 높고, 기계가공성이 뛰어나며, 진동흡수능, 전자파 차폐성 등이 우수한 특징이 있다.

[0003] 또한, 지구상 여덟번째로 풍부한 원소로서 지구상의 약 2.7 %를 차지하며, 특히 바닷물의 0.13 %가 마그네슘으로 구성되어 있으므로 자원이 무한히 제공된다고 할 수 있다. 나아가, 재활용이 용이하여 환경 친화형 소재이다.

[0004] 상기와 같은 특징을 갖는 마그네슘 합금은 최근 알루미늄 합금을 대신하여 연비 향상을 위한 수송기기의 경량화 요구에 따라 점차 사용이 증대되고 있으며, 또한 경박단소 및 우수한 전자파 차폐성의 요구에 따라 휴대폰, 노트북 등 3Cs제품에 적용이 증가하고 있다.

[0005] 하지만, 마그네슘 합금은 알루미늄 합금에 비해 상대적으로 강도, 연성 및 내식성이 낮은 문제가 있다. 이 중, 상기 마그네슘 합금의 연성은 가공온도를 높임으로써 향상시킬 수 있으나, 복잡한 형상 또는 날카로운 코너를 갖는 제품에 대한 압축성형이 어려워 상용화에 한계가 있었다.

[0006] 종래에 마그네슘 판재의 성형성 향상을 위하여, 비저면 슬립계를 활성시키기 위해 희토류 원소를 첨가하는 방법과 심한 전단 변형을 통한 저면 집합 조직을 약화시켜 저면 슬립을 활성화시키는 방법이 제안되었다.

[0007] 그러나 상기 방법들은 높은 생산 비용과 낮은 생산성으로 그 적용이 제한적이다.

[0008] 한편, 마그네슘 합금의 성형성 향상과 관련된 종래의 기술로써, 일본 특허 제19311335호에서는 수지 피복 마그네슘(magnesium) 합금판, 수지 피복 마그네슘

[0009] (magnesium) 합금 성형체의 제조 방법을 개시하고 있다. 구체적으로, 마그네슘(magnesium) 합금판 및 수지 필름

을 갖추어 그 마그네슘(magnesium) 합금판이 적어도 한쪽 면이 그 수지 필름에 따라 피복되고 있어 그 수지 필름의 20℃에서의 동적 탄성률이 1.0×10 9 N/m ^{2} 이상 3.5×10 9 N/m ^{2} 이하이며, 그 수지필름의 JIS K7127에 준거해 측정한 파단 신장(breaking extension)이 100%이상 600%이하이며, 그 수지 필름의 마그네슘(magnesium) 합금판에 대한 박리 강도가 5 N/20 mm폭 이상인, 수지 피복 마그네슘(magnesium) 합금판을 개시하고 있습니다.

[0010] 그러나, 상기 방법은 마그네슘에 별도로 수지를 도입하고 있어 순수한 마그네슘 합금 판재의 응용이 어려운 문제점이 있다.

[0011] 최근 저면 집합 조직이 발달한 마그네슘 후판의 측면 방향으로 압축하여 쌍정을 유발시켜 저면 집합 조직을 약화시키는 방법이 제안되었다. 그러나 이 방법은 사용이 확대될 것으로 기대되는 얇은 판재에 적용할 수 없는 문제가 있다.

[0012] 이에, 본 발명자들은 얇은 판재에도 성형 가능한 마그네슘 합금의 제조방법에 관하여 연구를 수행하던 중, 이축 방향으로 압축 변형을 가하고 일정 온도에서 열처리함으로써 성형성이 향상되는 것을 확인하고 본 발명을 완성하였다.

발명의 내용

해결하려는 과제

[0013] 본 발명의 목적은,

[0014] 마그네슘 합금 판재의 제조방법을 제공하는 데 있다.

[0015] 본 발명의 또 다른 목적은,

[0016] 마그네슘 합금 판재의 성형성 향상방법을 제공하는 데 있다.

과제의 해결 수단

[0017] 상기 목적을 달성하기 위하여 본 발명은,

[0018] 마그네슘 합금 판재를 압연면 방향 및 압연면 방향에 수직 방향으로 동시에 압축 변형을 수행하는 단계(단계 1); 및

[0019] 상기 마그네슘 합금 판재를 열처리하는 단계(단계 2);를 포함하는 마그네슘 합금 판재의 제조방법을 제공한다.

[0020] 또한, 본 발명은,

[0021] 마그네슘 합금 판재를 압연면 방향 및 압연면 방향에 수직 방향으로 동시에 압축 변형을 수행하는 단계(단계 1); 및

[0022] 상기 마그네슘 합금 판재를 열처리하는 단계(단계 2);를 포함하는 마그네슘 합금 판재의 성형성 향상방법을 제공한다.

발명의 효과

[0023] 본 발명에 따른 마그네슘 합금 판재의 제조방법은 이축성형 및 열처리를 수행함으로써, 집합조직이 비저면으로

변하면서 상온에서 성형성이 향상될 수 있고, 버클링 현상이 발생하지 않으며, 보다 얇은 판재에 적용 가능한 장점이 있다.

도면의 간단한 설명

[0024] 도 1은 본 발명의 따른 제조방법의 단계 1을 나타낸 모식도이고;

도 2는 실시예 1의 단계 1의 변형 전 및 후의 마그네슘 합금 판재를 광학현미경으로 관찰한 사진이고;

도 3은 실시예 2의 열처리 수행 후의 마그네슘 합금 판재를 전자후방산란회절로 관찰한 사진 및 방위각 차이 분포를 나타낸 그래프이고;

도 4는 실시예 1의 열처리 수행 후의 마그네슘 합금 판재를 전자후방산란회절로 관찰한 사진 및 방위각 차이 분포를 나타낸 그래프이고;

도 5는 실시예 1의 단계 1의 변형 후의 마그네슘 합금 판재를 전자후방산란회절로 관찰한 IPF(inverse pole figures) 맵 및 이를 상용 프로그램 크로스코트(crosscourt)로 분석한 GND 밀도 사진이고;

도 6은 실시예 1, 2 및 비교예 1, 2에서 제조된 마그네슘 합금 판재에 에릭슨 시험을 수행하고 한계 돔 높이를 나타낸 그래프이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0025] 본 발명은,

[0026] 마그네슘 합금 판재를 압연면 방향 및 압연면 방향에 수직 방향으로 동시에 압축 변형을 수행하는 단계(단계 1); 및

[0027] 상기 마그네슘 합금 판재를 열처리하는 단계(단계 2);를 포함하는 마그네슘 합금 판재의 제조방법을 제공한다.

[0028] 이하, 본 발명에 따른 마그네슘 합금 판재의 제조방법을 각 단계별로 상세히 설명한다.

[0029] 본 발명에 따른 마그네슘 합금 판재의 제조방법에 있어서, 상기 단계 1은 마그네슘 합금 판재를 압연면 방향 및 압연면 방향에 수직 방향으로 동시에 압축 변형을 수행하는 단계이다. 도 1에 단계 1의 일례를 도시하였다.

[0030] 종래에는 저면 집합 조직이 발달한 마그네슘 후판을 측면 방향으로 압축하여 쌍정을 유발시킴으로써, 저면 집합 조직을 약화시키는 방법이 제안되었다. 그러나 보다 얇은 판재에 적용할 수 없는 문제가 있었다.

[0031] 반면, 본 발명은 마그네슘 합금 판재를 압연면 방향에 수직 방향으로 압축 변형을 수행할 뿐만 아니라, 압연면 방향으로도 동시에 압축변형을 수행하기 때문에 버클링(buckling) 현상이 발생하지 않고 얇은 판재에도 적용이 가능하다.

[0032] 또한, 이축변형으로 인해 결정립 간 잔류 응력의 차이가 크고, 이것이 후속공정의 열처리 단계에서 트윈된 결정립의 성장을 유도함으로써 집합조직이 비저면(non-basal)으로 변하면서 성형성이 향상될 수 있다.

[0033] 이때, 상기 마그네슘 합금 판재는 AZ31, ZM21, ZC63, AZ91, AZ91D, AM50A, AM60B 및 AZ81으로 이루어지는 군으로부터 선택되는 1종 이상일 수 있으나, 상기 마그네슘 합금 판재가 이에 제한되는 것은 아니다.

[0034] 상기 단계 1의 압축 변형은 상온에서 수행할 수 있으나 이에 제한되는 것은 아니다.

[0035] 상기 단계 1의 압연면 방향에 수직 방향으로의 압축 변형은 1 내지 10 %의 변형률로 수행할 수 있다.

[0036] 만약, 상기 압축 변형이 1 % 미만의 변형률로 수행되는 경우에는 단계 2에서 열처리 특정 결정립에서만 결정립 성장이 일어나 결정립 크기가 불균일한 조직이 만들어지는 문제점이 발생할 수 있고, 상기 압축 변형이 15 %를 초과하는 변형량으로 수행되는 경우에는 버클링이 발생하는 문제점이 발생할 수 있다.

[0037] 상기 단계 1의 압연면 방향으로의 응력은 400 내지 600 kgf/㎟일 수 있다.

[0038] 만약, 상기 응력이 400 kgf/㎟ 미만인 경우에는 압연면 상의 축에 따른 압축변형으로 인한 버클링 현상이 발생하는 문제점이 있고, 상기 응력이 600 kgf/㎟ 초과인 경우에는 표면과 기계 사이의 마찰 증가로 폭 방향 압축 시 필요 하중의 증가와 시편 손상을 야기하는 문제점이 발생할 수 있다.

[0039] 상기 단계 1의 마그네슘 판재의 두께는 0.1 내지 30 ㎜일 수 있다.

[0040] 본 발명에서는 이축 방향에서 변형을 동시에 수행하기 때문에, 보다 얇은 마그네슘 판재를 성형할 수 있다.

[0041] 본 발명에 따른 마그네슘 합금 판재의 제조방법에 있어서, 상기 단계 2는 상기 마그네슘 합금 판재를 열처리하는 단계이다.

[0042] 이축변형이 수행된 판재를 열처리함으로써, 트윈된 결정립의 성장을 유도하고, 집합조직이 비저면(non-basal)으로 변하면서 성형성이 향상될 수 있다.

[0043] 상기 단계 2의 열처리는 250 내지 400 ℃에서 수행할 수 있다.

[0044] 만약, 상기 단계 2의 열처리가 250 ℃ 미만의 온도에서 수행되는 경우에는, 인장 쌍정(tensile twin)이 여전히 미세조직 내에 분포하며, 결정립이 성장하지 않는 문제점이 발생할 수 있고, 상기 단계 2의 열처리가 400 ℃ 초과의 온도에서 수행되는 경우에는 결정립의 크기가 조대화되는 문제점이 발생할 수 있다.

[0045] 상기 단계 2의 열처리는 30 분 내지 2 시간 동안 수행할 수 있다.

[0046] 만약, 상기 단계 2의 열처리가 30 분 미만의 시간 동안 수행되는 경우에는, 인장 쌍정(tensile twin)이 여전히 미세조직 내에 분포하며, 특정 결정립에서만 성장하여 결정립 크기의 불균일한 분포를 야기하는 문제점이 발생할 수 있고, 상기 단계 2의 열처리가 2 시간 초과 시간 동안 수행되는 경우에는 결정립 조대화 및 공정경제상 비용이 증가하는 문제점이 발생할 수 있다.

[0047] 또한, 본 발명은,

[0048] 상기 제조방법에 따라 제조되는 마그네슘 합금 판재를 제공한다.

[0049] 상기 제조방법에 따르는 경우, 마그네슘 합금 판재의 미세조직의 변화에 따라 저면 집합 조직이 약화되면서 성형성이 향상된 마그네슘 합금 판재를 제조할 수 있다.

[0050] 나아가, 본 발명은,

[0051] 상기 마그네슘 합금 판재를 포함하는 전자제품 케이스 또는 자동차 외판재를 제공한다.

[0052] 마그네슘은 비강도가 높고, 기계가공성이 뛰어나며, 진동흡수능, 전자파 차폐성 등이 우수한 특징이 있다.

[0053] 상기 제조방법에 따라 제조된 마그네슘 합금 판재는 상기와 같은 장점뿐만 아니라 우수한 성형성을 가지므로,

전자제품 케이스나 자동차 외판재 등의 다양한 제품에 응용될 수 있으나, 마그네슘 합금 판재의 활용이 이에 제한되는 것은 아니다.

[0054] 본 발명은,

[0055] 마그네슘 합금 판재를 압연면 방향 및 압연면 방향에 수직 방향으로 동시에 압축 변형을 수행하는 단계(단계 1); 및

[0056] 상기 마그네슘 합금 판재를 열처리하는 단계(단계 2);를 포함하는 마그네슘 합금 판재의 성형성 향상방법을 제공한다.

[0057] 이하, 본 발명에 따른 마그네슘 합금 판재의 성형성 향상방법을 각 단계별로 상세히 설명한다.

[0058] 본 발명에 따른 마그네슘 합금 판재의 성형성 향상방법에 있어서, 상기 단계 1은 마그네슘 합금 판재를 압연면 방향 및 압연면 방향에 수직 방향으로 동시에 압축 변형을 수행하는 단계이다.

[0059] 이때, 상기 마그네슘 합금 판재는 AZ31, ZM21, ZC63, AZ91, AZ91D, AM50A, AM60B 및 AZ81으로 이루어지는 군으로부터 선택되는 1종 이상일 수 있으나, 상기 마그네슘 합금 판재가 이에 제한되는 것은 아니다.

[0060] 상기 단계 1의 압축 변형은 상온에서 수행할 수 있으나 이에 제한되는 것은 아니다.

[0061] 상기 단계 1의 압연면 방향에 수직 방향으로의 압축 변형은 1 내지 10 %의 변형률로 수행할 수 있다.

[0062] 만약, 상기 압축 변형이 1 % 미만의 변형률로 수행되는 경우에는 단계 2에서 열처리 특정 결정립에서만 결정립 성장이 일어나 결정립 크기가 불균일한 조직이 만들어지는 문제점이 발생할 수 있고, 상기 압축 변형이 15 %를 초과하는 변형량으로 수행되는 경우에는 버클링이 발생하는 문제점이 발생할 수 있다.

[0063] 상기 단계 1의 압연면 방향으로의 응력은 400 내지 600 kgf/mm^2일 수 있다.

[0064] 만약, 상기 응력이 400 kgf/mm^2 미만인 경우에는 압연면 상의 축에 따른 압축변형으로 인한 버클링 현상이 발생하는 문제점이 있고, 상기 응력이 600 kgf/mm^2 초과인 경우에는 표면과 기계 사이의 마찰 증가로 폭 방향 압축 시 필요 하중의 증가와 시편 손상을 야기하는 문제점이 발생할 수 있다.

[0065] 상기 단계 1의 마그네슘 판재의 두께는 0.1 내지 30 mm일 수 있다.

[0066] 본 발명에서는 이축 방향에서 변형을 동시에 수행하기 때문에, 보다 얇은 마그네슘 판재를 성형할 수 있다.

[0067] 본 발명에 따른 마그네슘 합금 판재의 성형성 향상방법에 있어서, 상기 단계 2는 상기 마그네슘 합금 판재를 열처리하는 단계이다.

[0068] 상기 단계 2의 열처리는 250 내지 350 ℃에서 수행할 수 있다.

[0069] 만약, 상기 단계 2의 열처리가 250 ℃ 미만의 온도에서 수행되는 경우에는, 인장 쌍정(tensile twin)이 여전히 미세조직 내에 분포하며, 결정립이 성장하지 않는 문제점이 발생할 수 있고, 상기 단계 2의 열처리가 400 ℃ 초과의 온도에서 수행되는 경우에는 결정립의 크기가 조대화되는 문제점이 발생할 수 있다.

[0070] 상기 단계 2의 열처리는 30 분 내지 2 시간 동안 수행할 수 있다.

[0071] 만약, 상기 단계 2의 열처리가 30 분 미만의 시간 동안 수행되는 경우에는, 인장 쌍정(tensile twin)이 여전히 미세조직 내에 분포하며, 특정 결정립에서만 성장하여 결정립 크기의 불균일한 분포를 야기하는 문제점이 발생할 수 있고, 상기 단계 2의 열처리가 2 시간 초과 시간 동안 수행되는 경우에는 결정립 조대화 및 공정경제상 비용이 증가하는 문제점이 발생할 수 있다.

[0072] 이하, 실시예를 통하여 본 발명을 상세히 설명한다. 단, 하기의 실시예는 본 발명을 설명하기 위한 것일 뿐, 본

발명의 내용이 하기의 실시예에 의하여 한정되는 것은 아니다.

[0073] <실시예 1>

[0074] 단계 1: 압연 가공된 AZ31 마그네슘 합금 판재(두께: 1.2 ㎜)를 압연면 상에서 압연 방향에 수직방향으로 5 %의 변형량으로 압축변형하고, 판재의 두께 방향으로 500 kgf/㎟의 응력을 가해 동시에 이축 변형을 실시하였다.

[0075] 단계 2: 상기 변형된 마그네슘 합금 판재를 300 ℃에서 1시간 동안 열처리하였다.

[0076] <실시예 2>

[0077] 상기 실시예 1의 단계 2에서 200 ℃의 온도로 열처리한 것을 제외하고는 상기 실시예 1과 동일하게 수행하여 마그네슘 합금 판재를 제조하였다.

[0078] <실시예 3>

[0079] 상기 실시예 1의 단계 1에서 마그네슘 합금 판재의 두께가 10 ㎜인 것을 사용한 것을 제외하고는 상기 실시예 1과 동일하게 수행하여 마그네슘 합금 판재를 제조하였다.

[0080] <실시예 4>

[0081] 상기 실시예 1의 단계 1에서 마그네슘 합금 판재의 두께가 30 ㎜인 것을 사용한 것을 제외하고는 상기 실시예 1과 동일하게 수행하여 마그네슘 합금 판재를 제조하였다.

[0082] <비교예 1>

[0083] 압연 가공된 AZ31 마그네슘 합금 판재(두께: 1.2 ㎜)를 300 ℃에서 1시간 동안 열처리하였다.

[0084] <비교예 2>

[0085] 상기 비교예 1에서 200 ℃의 온도로 열처리한 것을 제외하고는 상기 비교예 1과 동일하게 수행하여 마그네슘 합금 판재를 제조하였다.

[0086] *표 1*

	판재두께(㎜)	단계 1의 압축변형 여부	단계 2의 열처리 온도(℃)
실시예 1	1.2	○	300
실시예 2	1.2	○	200
실시예 3	10	○	300
실시예 4	30	○	300
비교예 1	1.2	×	300
비교예 2	1.2	×	200

[0087] <실험예 1> 마그네슘 합금 판재의 미세조직 분석

[0088] 상기 실시예 1의 마그네슘 합금 판재의 미세조직을 분석하기 위해, 실시예 1의 마그네슘 합금 판재 및 변형 후의 마그네슘 합금 판재를 광학현미경으로 관찰하고 그 결과를 도 2에 도시하였고, 전자후방산란회절(EBDS)로 관찰하고 그 결과를 도 3 및 도 4에 도시하였으며, 전자후방산란회절로 판재 두께 방향(ND)에서의 IPF(inverse

pole figures) 맵 및 이를 상용 프로그램 크로스코트(crosscourt)로 분석한 GND(geometrically necessary dislocation) 밀도를 관찰하고 그 결과를 도 5에 도시하였다.

[0089] 도 2에 도시한 바와 같이, 마그네슘 합금의 변형 전에는 평균 8 ㎛의 결정립 크기를 갖는 미세구조가 관찰되고, 이축 변형 후에는 결정립이 트윈되어 평균 3.78 ㎛의 결정립 크기를 갖는 미세구조를 갖는 것을 알 수 있다.

[0090] 도 3 및 도 4에 도시한 바와 같이, 열처리를 수행한 후의 마그네슘 미세조직을 살펴본 결과, 200 ℃에서 열처리를 수행한 실시예 2의 경우 미세조직이 변화하지 않고, 인장 쌍정이 여전히 존재함을 알 수 있지만, 300 ℃에서 열처리를 수행한 실시예 1의 경우 결정립이 성장하고 저면 집합조직이 약화되며, 인장쌍정이 소멸됨을 알 수 있다.

[0091] 도 5의 실시예 1의 변형 후의 결정립을 관찰해보면, 불균일한 변형으로 인해 비저면 집합 조직이 성장됨을 알 수 있다.

[0092] 이를 통해, 마그네슘의 이축 변형으로 인해 잔류 응력의 차이가 큰 결정립이 생성되고, 이로 인해 열처리 단계에서 트윈된 결정립의 성장을 유도함으로써 집합조직이 비저면(non-basal)으로 변하는 것을 알 수 있다.

[0093] <실험예 2> 마그네슘 합금 판재의 성형성 분석

[0094] 상기 실시예 1, 2 및 비교예 1, 2에서 제조된 마그네슘 합금 판재를 펀치 스피드 10 mm/s, 펀치 직경 20 mm, 시편 직경 50 mm로 하고 상온에서 에릭슨 시험을 수행한 후, 그 결과를 도 6에 도시하였다.

[0095] 도 6에 나타낸 바와 같이, 마그네슘 원소재에 변형 없이 열처리만을 수행한 비교예 1 및 2의 경우, 열처리의 온도에 크게 관계없이 한계 돔 높이가 2.27 mm 정도로 나타났다. 반면에, 압축 변형을 수행한 후 200 ℃에서 열처리한 실시예 2의 경우 한계 돔 높이 2.92 mm, 300 ℃에서 변형을 수행한 실시예 1의 경우 한계 돔 높이 4.30 mm로 변형을 수행하지 않은 경우보다 0.65 내지 2.03 mm 높은 한계 돔 높이를 나타냈으며, 특히 300 ℃에서 열처리를 수행한 실시예 1의 경우는 비교예 1보다 약 90 % 향상된 한계 돔 높이를 갖는 것을 알 수 있다.

[0096] 이를 통해, 이축변형을 수행함으로써 마그네슘 합금 판재의 성형성이 향상되며, 특히 변형 후 300 ℃의 온도에서 열처리한 경우 더 높은 성형성을 갖는 것을 알 수 있다.

[0097] 또한, 상기 실시예 3에서 제조된 마그네슘 합금 판재를 가공된 시편(두께: 1.2 mm, 직경 50 mm)으로 제작하여, 펀치 스피드 10 mm/s, 펀치 직경 20 mm, 시편 직경 50 mm로 하고 상온에서 에릭슨 시험을 수행한 후, 그 결과를 표 2에 나타내었다.

표 2

[0098]

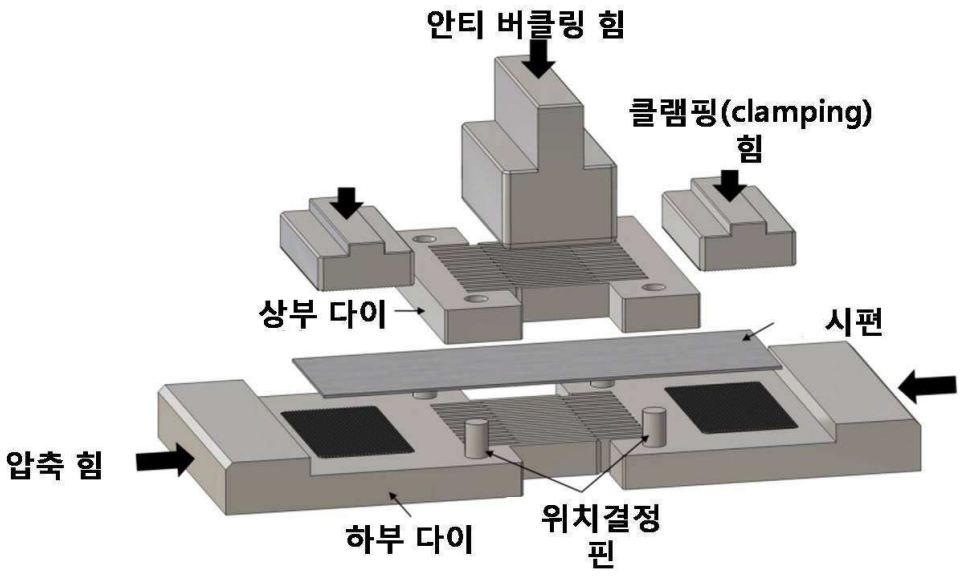
	실시예 3
LDH(한계 돔 높이)	4.5 mm

[0099] 표 2에 나타낸 바와 같이, 10 mm의 판재에 변형 및 열처리를 수행한 실시예 3 의 경우, 한계 돔 높이가 4.5 mm로 나타났다.

[0100] 이를 통해, 10 mm의 두께를 갖는 마그네슘 판재에도 이축변형을 수행함으로써 마그네슘 합금 판재의 성형성이 향상되는 것을 알 수 있다.

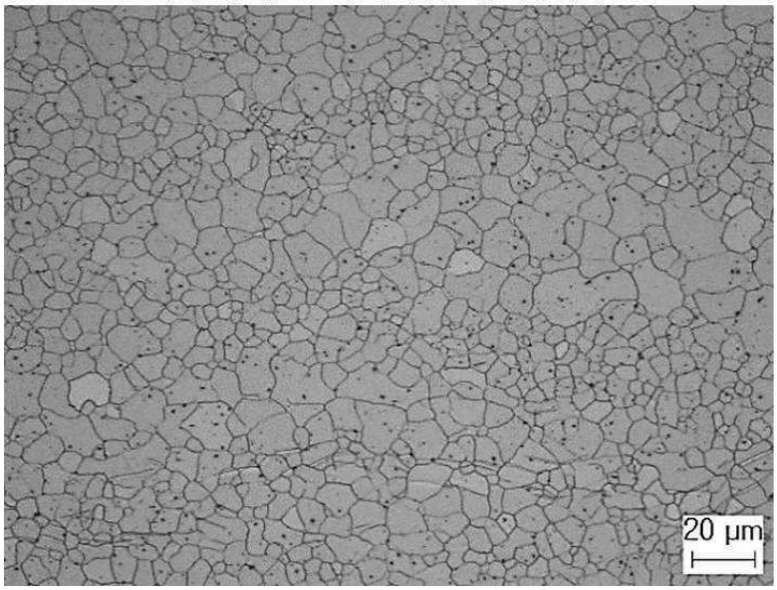
도면

도면1

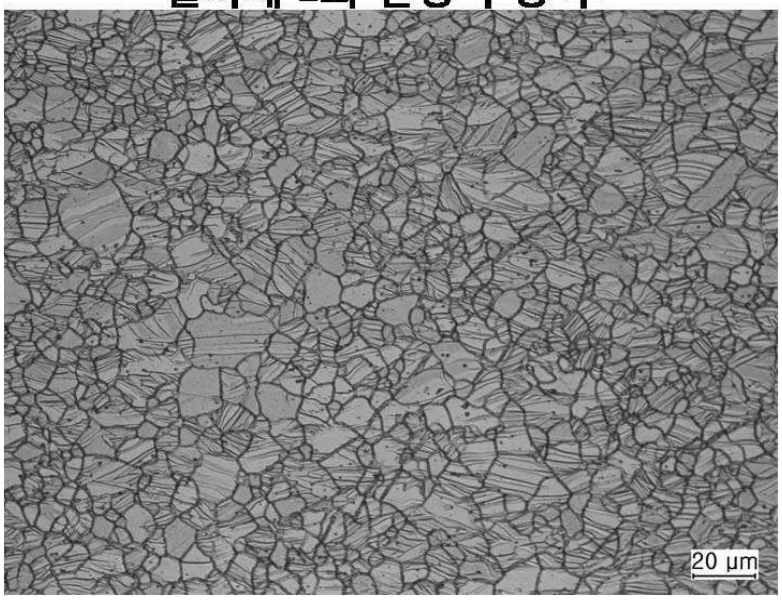


도면2

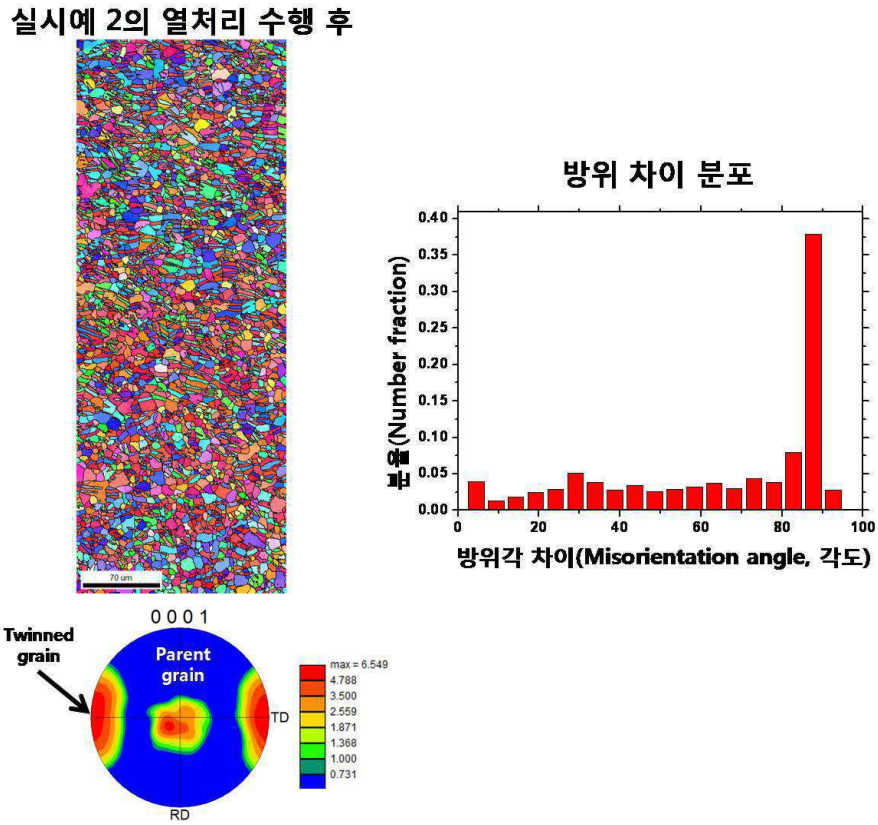
실시예 1의 변형 수행 전



실시예 1의 변형 수행 후

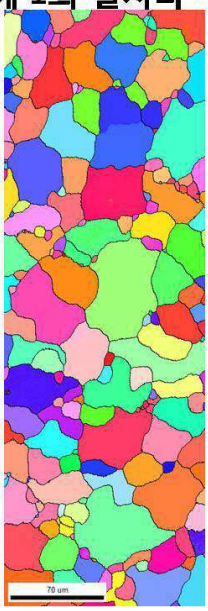


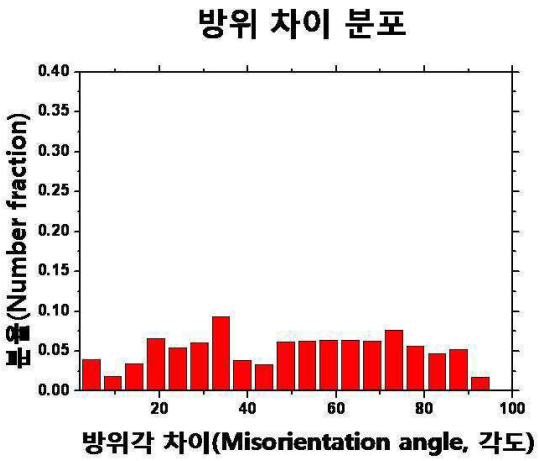
도면3

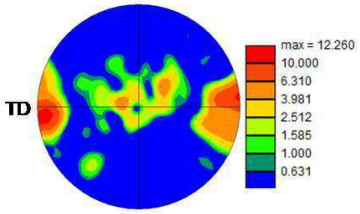

실시예 2의 열처리 수행 후
70 um
방위 차이 분포
빈율(Number fraction)
0.40
0.35
0.30
0.25
0.20
0.15
0.10
0.05
0.00
0
20
40
60
80
100
방위각 차이(Misorientation angle, 각도)
0 0 0 1
Twinned grain
Parent grain
TD
RD
max = 6.549
4.788
3.500
2.559
1.871
1.368
1.000
0.731

도면4

실시예 1의 열처리 수행 후

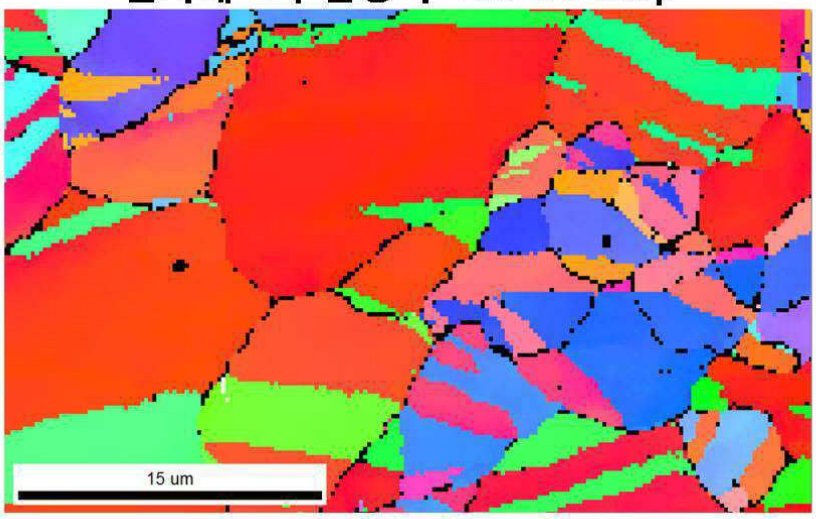




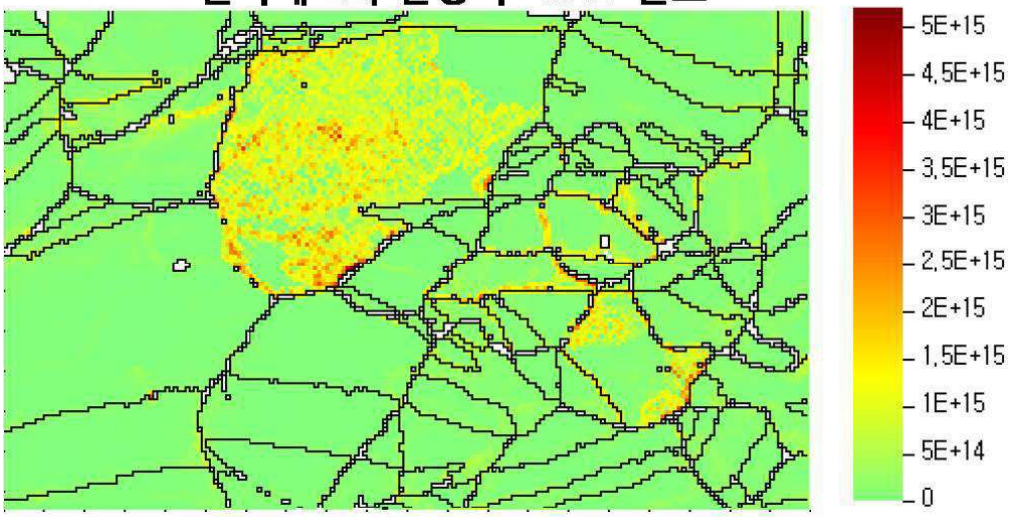


도면5

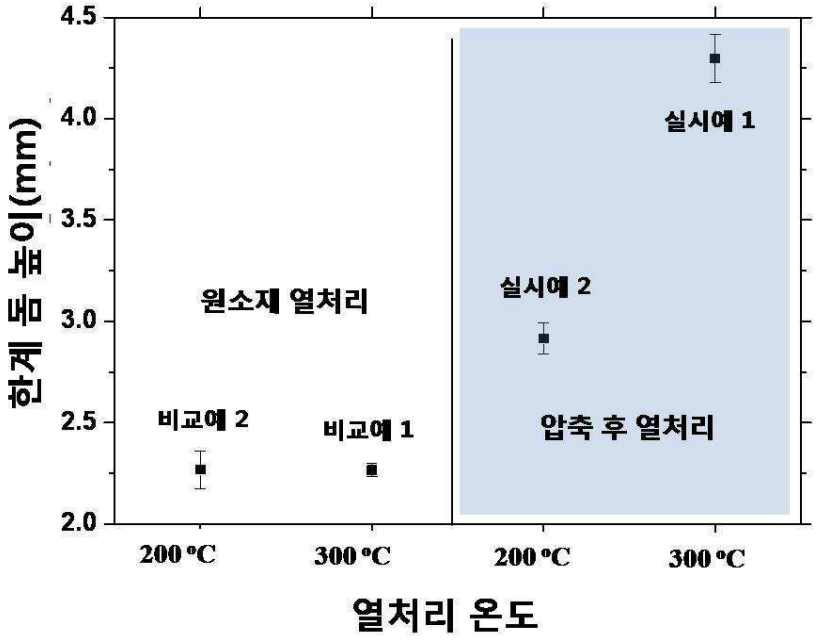
실시예 1의 변형 후 ND IPF map



실시예 1의 변형 후 GND 밀도



도면6


4.5
4.0
3.5
3.0
2.5
2.0
한계 돔 높이(mm)
원소재 열처리
압축 후 열처리
비교예 2
비교예 1
실시예 2
실시예 1
200 °C
300 °C
200 °C
300 °C
열처리 온도