



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2017년01월20일
(11) 등록번호 10-1698533
(24) 등록일자 2017년01월16일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 21/10 (2006.01) A45C 11/00 (2014.01)
B60R 19/03 (2006.01) H04M 1/02 (2006.01)
(52) CPC특허분류
C22C 21/10 (2013.01)
B60R 19/03 (2013.01)
(21) 출원번호 10-2016-0040972
(22) 출원일자 2016년04월04일
심사청구일자 2016년08월11일
(56) 선행기술조사문헌
KR1020150038678 A*
*는 심사관에 의하여 인용된 문헌

(73) 특허권자
자동차부품연구원
충청남도 천안시 동남구 풍세면 풍세로 303
(72) 발명자
성시영
충청남도 천안시 동남구 통정3로 68, 117동 1503호
한범석
경기도 수원시 영통구 권광로260번길 36, 117동 2304호
(뒷면에 계속)
(74) 대리인
김남식, 이인행

전체 청구항 수 : 총 6 항

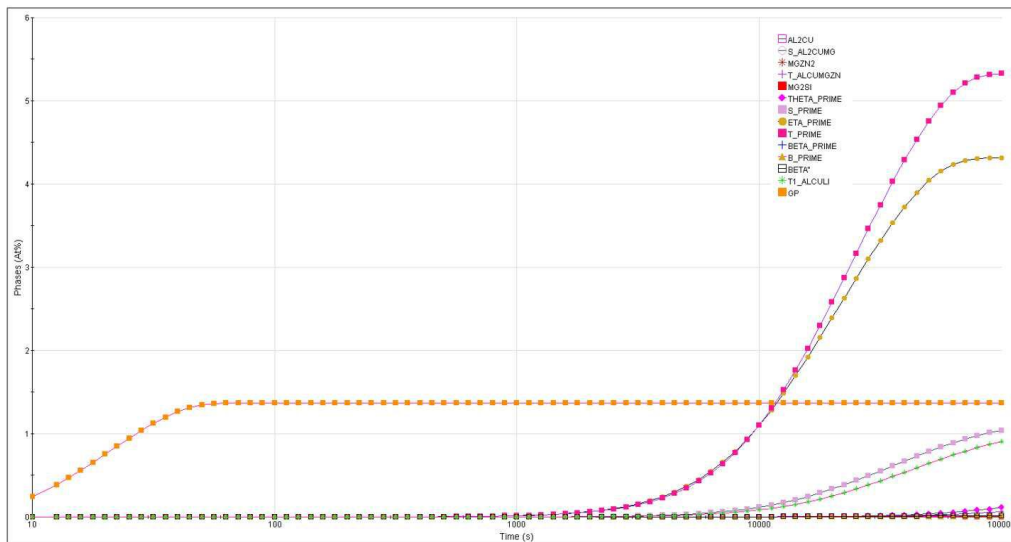
심사관 : 조현정

(54) 발명의 명칭 알루미늄 전신재 합금

(57) 요약

본 발명은 Zn이 5.5 중량% 내지 6.0 중량%; Mg이 2.0 중량% 내지 2.5 중량%; Cu가 0.2 중량% 내지 0.6 중량%; Cr이 0.1 중량% 내지 0.2 중량%; Fe가 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Mn이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Si이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Ti이 0.1 중량% 이하(0 중량% 초과); Sr이 0.05 중량% 이하(0 중량% 초과); 및 잔부가 Al;으로 이루어진, 알루미늄 전신재 합금을 제공한다.

대표도 - 도34



(52) CPC특허분류

H04M 1/0283 (2013.01)

A45C 2011/002 (2013.01)

(72) 발명자

김세훈

충청남도 천안시 동남구 통정3로 68, 104동 605호

신재혁

충청남도 천안시 동남구 통정8로 5-26 306호

김진평

충청남도 천안시 동남구 풍세로 769-28, 214동 504호

이 발명을 지원한 국가연구개발사업

과제고유번호 10062304

부처명 산업통상자원부

연구관리전문기관 한국산업기술평가관리원

연구사업명 전략적핵심소재기술개발사업

연구과제명 제어기술 개발 전자제어 용탕처리에 의한 수송기기용 항복강도 550 MPa급 알루미늄 합금 및 열처리변형

기 여 율 1/1

주관기관 (주)동산테크

연구기간 2016.03.01 ~ 2020.12.31

명세서

청구범위

청구항 1

삭제

청구항 2

삭제

청구항 3

Zn이 5.5 중량% 이상 6.0 중량% 미만; Mg이 2.0 중량% 내지 2.5 중량%; Cu가 0.2 중량% 내지 0.6 중량%; Cr이 0.1 중량% 내지 0.2 중량%; Fe가 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Mn이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Si이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Ti이 0.1 중량% 이하(0 중량% 초과); Sr이 0.05 중량% 이하(0 중량% 초과); Ag가 0.2 중량% 내지 0.8 중량%; 및 잔부가 Al;으로 이루어지고,

압출 시 압출속도 1. 2 내지 1.5 mm/s 범위 내에서 압출이 가능하고,

압출 후 T6 열처리 시 항복 강도가 523 내지 565 Mpa 범위를 갖는,

알루미늄 전신재 합금.

청구항 4

제 3 항에 있어서,

0.4 중량% 내지 0.6 중량%의 Cu;를 포함하는, 알루미늄 전신재 합금.

청구항 5

제 3 항에 있어서,

2.0 중량% 내지 2.25 중량%의 Mg;를 포함하는, 알루미늄 전신재 합금.

청구항 6

제 3 항 내지 제 5 항 중 어느 한 항에 따른 상기 알루미늄 전신재 합금을 재질로 포함하는, 자동차 범퍼.

청구항 7

제 3 항 내지 제 5 항 중 어느 한 항에 따른 상기 알루미늄 전신재 합금을 재질로 포함하는, 구조용 재료.

청구항 8

제 3 항 내지 제 5 항 중 어느 한 항에 따른 상기 알루미늄 전신재 합금을 재질로 포함하는, 스마트폰 케이스.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은 전신재 합금에 관한 것으로서, 더 상세하게는 알루미늄 전신재 합금에 관한 것이다.

배경 기술

[0002] 자동차 범퍼 및 구조용 재료와 스마트폰 및 IT 부품의 고강도화를 위하여 알루미늄 압출재가 적용되고 있다. 이러한 알루미늄 압출재로서 7000계열 알루미늄 합금을 적용하고 있으나 압출성이 낮아서 단면 형상 및 생산성 저

하의 문제점이 나타나고 있다.

[0003] 즉, 7000계열 알루미늄 합금은 T6 열처리 후에 항복강도가 500 MPa 이상으로 높아서 항공부품에서부터 자동차 및 스마트폰 케이스까지 널리 활용되고 있으나, 소재의 강성이 높기 때문에 압출성이 낮은 문제점이 있으며, 또한 T6 열처리 시에 변형이 발생하는 문제점이 있다. 기존의 구조용 재료의 경우에는 최종적인 가공을 통하여 변형을 제어할 수 있지만, 스마트폰 및 각종 정밀 압출제품은 가공이 추가적으로 발생할 경우에는 제조 단가가 상승하기 때문에 가격 경쟁력이 낮아지게 된다. 또한 연속주조 공법으로 빌렛으로 제조 시 고상선 부근에서 급격한 체적변화가 0.3% 이상 발생할 경우에는 빌렛 제조 과정에서 크랙이 발생하는 문제점이 있다. 따라서, 연속주조 공법으로 빌렛을 제조할 경우에 크랙이 발생되지 않고, 압출성이 우수하면서, T6 열처리시 변형이 적고 열처리 후에 항복강도가 500 MPa 이상을 확보할 수 있는 소재의 개발 필요성이 절실해지고 있다.

발명의 내용

해결하려는 과제

[0004] 본 발명은 상기와 같은 문제점을 포함하여 여러 문제점들을 해결하기 위한 것으로서, 7000계열 알루미늄 합금으로서 항복강도 500 MPa 이상의 강도를 가지면서, 1 mm/s 이상의 압출 속도를 확보할 수 있으며, 용체화 및 PWQ(press water quenching) 처리시 변형이 발생되지 않는 알루미늄 전신재 합금을 제공하는 것을 목적으로 한다. 또한 본 발명은 상기 알루미늄 전신재 합금을 재질로 포함하는 자동차 범퍼, 구조용 재료 및 스마트폰 케이스를 제공하는 것을 또 다른 목적으로 한다. 그러나 이러한 과제는 예시적인 것으로, 이에 의해 본 발명의 범위가 한정되는 것은 아니다.

과제의 해결 수단

[0005] 본 발명의 일 관점에 의한 알루미늄 전신재 합금으로서, Zn이 5.5 중량% 내지 6.0 중량%; Mg이 2.0 중량% 내지 2.5 중량%; Cu가 0.2 중량% 내지 0.6 중량%; Cr이 0.1 중량% 내지 0.2 중량%; Fe가 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Mn이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Si이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Ti이 0.1 중량% 이하(0 중량% 초과); Sr이 0.05 중량% 이하(0 중량% 초과); 및 잔부가 Al;으로 이루어진, 알루미늄 전신재 합금을 제공한다.

[0006] 본 발명의 다른 관점에 의한 알루미늄 전신재 합금으로서, Zn이 5.5 중량% 내지 6.0 중량%; Mg이 2.0 중량% 내지 2.5 중량%; Cu가 0.2 중량% 내지 0.6 중량%; Cr이 0.1 중량% 내지 0.2 중량%; Fe가 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Mn이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Si이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Ti이 0.1 중량% 이하(0 중량% 초과); 및 잔부가 Al;으로 이루어진, 알루미늄 전신재 합금을 제공한다.

[0007] 본 발명의 다른 관점에 의한 알루미늄 전신재 합금으로서, Zn이 5.5 중량% 이상 6.0 중량% 미만; Mg이 2.0 중량% 내지 2.5 중량%; Cu가 0.2 중량% 내지 0.6 중량%; Cr이 0.1 중량% 내지 0.2 중량%; Fe가 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Mn이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Si이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Ti이 0.1 중량% 이하(0 중량% 초과); Sr이 0.05 중량% 이하(0 중량% 초과); Ag가 0.2 중량% 내지 0.8 중량%; 및 잔부가 Al;으로 이루어진, 알루미늄 전신재 합금을 제공한다.

[0008] 상기 알루미늄 전신재 합금에서, 엄격하게는, 0.4 중량% 내지 0.6 중량%의 Cu;를 포함할 수 있다.

[0009] 상기 알루미늄 전신재 합금에서, 엄격하게는, 2.0 중량% 내지 2.25 중량%의 Mg;를 포함할 수 있다.

[0010] 본 발명의 또 다른 관점에 의하면 자동차 범퍼, 구조용 재료 또는 스마트폰 케이스를 제공할 수 있다. 상기 자동차 범퍼, 구조용 재료 또는 스마트폰 케이스는 상술한 알루미늄 전신재 합금을 재질로 포함할 수 있다.

발명의 효과

[0011] 본 발명의 일부 실시예들에 따르면, 7000계열 알루미늄 합금으로서 항복강도 500 MPa 이상의 강도를 가지면서, 1 mm/s 이상의 압출 속도를 확보할 수 있으며, 용체화 및 PWQ(press water quenching) 처리시 변형이 발생되지 않는 알루미늄 전신재 합금을 구현할 수 있다. 물론 이러한 효과에 의해 본 발명의 범위가 한정되는 것은 아니다.

도면의 간단한 설명

[0012] 도 1은 본 발명의 비교예에 따른 알루미늄 전신재 합금의 압출 속도에 따른 양상을 나타낸 사진이다.

도 2는 본 발명의 비교예에 따른 알루미늄 전신재 합금의 T6 열처리 시 상분율을 해석한 그래프이다.

도 3은 본 발명의 일 실시예에 따른 알루미늄 전신재 합금의 미세조직을 나타낸 사진이다.

도 4은 본 발명의 일 실시예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 압출 공정에서 모서리 뜯김 양상을 나타낸 사진이다.

도 5는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Zn 함량에 따른 고상선에서의 체적 변화 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 6은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Zn 함량에 따른 고상선에서의 전단계수 변화 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 7은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Zn 함량에 따른 항복강도를 실험으로 측정된 그래프이고, 도 8은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Zn 함량에 따른 압출속도 변화를 실험으로 측정된 그래프이다.

도 9는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Mg 함량에 따른 고상선에서의 체적 변화 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 10은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Mg 함량에 따른 전단계수 변화 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 11은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Mg 함량에 따른 항복강도를 실험으로 측정된 그래프이고, 도 12는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Mg 함량에 따른 압출속도 변화를 실험으로 측정된 그래프이다.

도 13은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Cu 함량에 따른 티 프라임(T prime) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 14는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Cu 함량에 따른 에타 프라임(Eta Prime) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 15는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Cu 함량에 따른 지피존(GP zone) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 16은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Cu 함량에 따른 에스 프라임(S prime) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 17은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Cu 함량에 따른 세타 프라임(theta prime) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 18은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Cu 함량에 따른 변형 측정을 실험한 그래프이고, 도 19는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Cu 함량에 따른 항복강도를 실험으로 측정된 그래프이다.

도 20은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Mg 함량에 따른 티 프라임(T prime) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 21은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Mg 함량에 따른 에타 프라임(Eta Prime) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 22는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Mg 함량에 따른 지피존(GP zone) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 23은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Mg 함량에 따른 에스 프라임(S prime) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 24는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Mg 함량에 따른 세타 프라임(theta prime) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 25는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Mg 함량에 따른 변형 측정을 실험한 그래프이고, 도 26은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Mg 함량에 따른 항복강도를 실험으로 측정된 그래프이다.

도 27은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Zn 함량에 따른 티 프라임(T prime) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 28은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Zn 함량에 따른 에타 프라임(Eta Prime) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 29는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Zn 함량에 따른 지피존(GP zone) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 30은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Zn 함량에 따른 에스 프라임(S prime) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 31은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Zn 함량에 따른 세타 프라임(theta prime) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 32는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Zn 함량에 따른 변형 측정을 실험한 그래프이고, 도 33은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Zn 함량에 따른 항복강도를 실험으로 측정된 그래프이다.

도 34는 본 발명의 일 실시예에 따른 알루미늄 전신재 합금의 T6 열처리 시 상분율을 해석한 그래프이다.

도 35는 본 발명의 또 다른 실시예에 따른 알루미늄 전신재 합금의 미세조직을 나타낸 사진이다.

도 36은 본 발명의 또 다른 실시예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 압출 공정에서 모서리 뜯김 양상을 나타낸 사진이다.

도 37은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Ag 함량에 따른 항복강도를 실험으로 측정된 그래프

이고, 도 38은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Ag 함량에 따른 압출속도 변화를 실험으로 측정한 그래프이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

- [0013] 이하, 첨부된 도면들을 참조하여 본 발명의 실시예를 상세히 설명하면 다음과 같다. 그러나 본 발명은 이하에서 개시되는 실시예에 한정되는 것이 아니라 서로 다른 다양한 형태로 구현될 수 있는 것으로, 이하의 실시예는 본 발명의 개시가 완전하도록 하며, 통상의 지식을 가진 자에게 발명의 범주를 완전하게 알려주기 위해 제공되는 것이다. 또한 설명의 편의를 위하여 도면에서는 구성 요소들이 그 크기가 과장 또는 축소될 수 있다.
- [0014] 도 1은 본 발명의 비교예에 따른 알루미늄 전신재 합금의 압출 속도에 따른 양상을 나타낸 사진이다.
- [0015] 본 발명의 비교예로 제공되는 알루미늄 전신재 합금(A7075)은 Zn이 5.1 중량% 내지 6.1 중량%; Mg이 2.1 중량% 내지 2.9 중량%; Cu가 1.2 중량% 내지 2.0 중량%; Cr이 0.18 중량% 내지 0.28 중량%; Fe가 0.5 중량% 이하; Mn이 0.3 중량% 이하; Si이 0.4 중량% 이하; Ti이 0.2 중량%; 및 잔부가 Al;으로 이루어질 수 있다.
- [0016] 알루미늄 전신재 합금 중에서 소위 7000 계열 합금은 T6 열처리 후에 항복강도가 500 MPa 이상으로 높아서 항공에서부터 자동차 및 최근 스마트폰 케이스까지 널리 활용되고 있으나, 문제는 소재의 강성이 높기 때문에 압출성이 낮은 문제점이 있다. 예를 들어, 도 1의 (b)에서는 압출 속도가 0.2 mm/s 인 경우로서 모서리 뜯김 현상이 나타나지 않았으나, 도 1의 (a)에서는 압출 속도가 0.5 mm/s 인 경우로서 모서리 뜯김 현상이 나타남을 확인할 수 있다.
- [0017] 참고로, 상술한 본 발명의 비교예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서는 0 템퍼링(0 Tempering) 열처리 시 항복강도가 약 103 MPa, 인장강도가 약 288 MPa, 연신율(elongation)이 약 10%로 나타났으며, T6 열처리 시 항복강도가 약 503 MPa, 인장강도가 약 572 MPa, 연신율(elongation)이 약 11%로 나타났다.
- [0018] 도 2는 본 발명의 비교예에 따른 알루미늄 전신재 합금의 T6 열처리 시 상분율을 해석한 그래프이다.
- [0019] 도 2를 참조하면, 상술한 본 발명의 비교예에 따른 알루미늄 전신재 합금을 450℃에서 용체화 처리한 후에 125℃에서 인공 시효를 진행할 경우 형성되는 상을 나타내었다. 가장 많은 분율을 가지는 상은 티 프라임(T prime) 상과 에타 프라임(Eta Prime) 상이다. 이 두 가지 상은 안정적인 상으로 시효에 따라서 조대화되거나 다른 상으로 변형되지 않는 안정상이다. 따라서 T6 열처리 후에 항복강도 상승에 가장 큰 기여를 한다.
- [0020] 그리고 지퍼존(GP zone) 상, 에스 프라임(S prime) 상, 세타 프라임(theta prime) 상도 강도 향상에 기여를 하지만, 준 안정상으로 열처리 시 조대화되거나 다른 상으로 변형을 유발하기 때문에 T6 열처리시 변형의 주요한 인자가 된다.
- [0021] 상술한 본 발명의 비교예에 따른 알루미늄 전신재 합금은 이러한 준 안정상의 분율도 상당히 높기 때문에 본 발명에서는 이러한 상들의 분율을 첨가 원소로 원천적으로 제어하고자 한다.
- [0022] 본 발명의 일 실시예로 제공되는 알루미늄 전신재 합금은 Zn이 5.5 중량% 내지 6.0 중량%; Mg이 2.0 중량% 내지 2.5 중량%; Cu가 0.2 중량% 내지 0.6 중량%; Cr이 0.1 중량% 내지 0.2 중량%; Fe가 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Mn이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Si이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Ti이 0.1 중량% 이하(0 중량% 초과); Sr이 0.05 중량% 이하(0 중량% 초과); 및 잔부가 불가피 불순물과 Al;으로 이루어진다.
- [0023] 이에 따른 알루미늄 전신재 합금에서는 F 템퍼링(F Tempering) 열처리 시 항복강도가 약 243 MPa, 인장강도가 약 399 MPa, 연신율(elongation)이 약 15.1%로 나타났으며, T6 열처리 시 항복강도가 약 515 MPa, 인장강도가 약 565 MPa, 연신율(elongation)이 약 10.7%로 나타났다.
- [0024] 도 3은 본 발명의 일 실시예에 따른 알루미늄 전신재 합금의 미세조직을 나타낸 사진이다.
- [0025] 도 3의 (a)는 상술한 본 발명의 일 실시예에 따른 알루미늄 전신재 합금의 압출재에서 F 템퍼링(F Tempering) 열처리 후의 저배율(X50) 미세조직을 나타내며, 도 3의 (b)는 상술한 본 발명의 일 실시예에 따른 알루미늄 전신재 합금의 압출재에서 F 템퍼링(F Tempering) 열처리 후의 고배율(X200) 미세조직을 나타내며, 도 3의 (c)는 상술한 본 발명의 일 실시예에 따른 알루미늄 전신재 합금의 압출재에서 T6 열처리 후의 저배율(X50) 미세조직을 나타내며, 도 3의 (d)는 상술한 본 발명의 일 실시예에 따른 알루미늄 전신재 합금의 압출재에서 T6 열처리 후의 고배율(X200) 미세조직을 나타낸다.

[0026] 도 4은 본 발명의 일 실시예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 압출 공정에서 모서리 뜯김 양상을 나타낸 사진이다.

[0027] 도 4를 참조하면, 상술한 본 발명의 일 실시예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서는 압출 속도가 1.0 mm/s 인 경우에서도 모서리 뜯김 현상이 나타나지 않음을 확인할 수 있다. 나아가, PWQ(press water quenching) 처리시에도 변형이 발생되지 않음을 확인할 수 있었다.

[0028] 이하에서는, 본 발명의 일 실시예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 압출성을 제어하는 합금원소를 파악하고 이들의 조성범위를 한정할 이유를 본 발명의 이해를 돕기 위해서 실험예와 함께 설명한다. 다만, 하기의 실험예들은 본 발명의 이해를 돕기 위한 것일 뿐, 본 발명이 아래의 실험예들만으로 한정되는 것은 아니다.

[0029] 본 발명자는 알루미늄 전신재 합금에서 전단계수(shear modulus)가 19 GPa을 기준으로 이 값을 초과할 경우 압출성이 급격하게 저하된다는 것을 발견하였다. 이러한 사전 전제는, 예를 들어, 압출 속도 1.2 mm/s, 압출 온도 445℃의 조건에서 A6061 합금의 전단계수가 약 18.8 GPa로 계산되었으며, 압출 속도 0.2 mm/s, 압출 온도 450℃의 조건에서 A7075 합금의 전단계수가 약 19.16 GPa로 계산되었음을 비교 데이터로 하여 도출되었다.

[0030] 압출성 향상을 위한 제어 합금원소 : 아연(Zn)

[0031] 도 5는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Zn 함량에 따른 고상선에서의 체적 변화 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 6은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Zn 함량에 따른 고상선에서의 전단계수 변화 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 7은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Zn 함량에 따른 항복강도를 실험으로 측정된 그래프이고, 도 8은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Zn 함량에 따른 압출속도 변화를 실험으로 측정된 그래프이다.

[0032] 본 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금은 Zn을 임의의 조성으로 변화시키면서 Mg이 2.0 중량% 내지 2.5 중량%; Cu가 0.2 중량% 내지 0.6 중량%; Cr이 0.1 중량% 내지 0.2 중량%; Fe가 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Mn이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Si이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Ti이 0.1 중량% 이하(0 중량% 초과); Sr이 0.05 중량% 이하(0 중량% 초과); 및 잔부가 불가피 불순물과 Al;으로 이루어진 합금이다.

[0033] 도 5를 참조하면, 빌렛으로 연속주조하는 과정에서의 크랙 발생 방지의 측면에서는 Zn 함량은 6.5 중량% 이하로 한정하는 것이 바람직하며, 도 6을 참조하면, 전단계수의 측면에서는 Zn의 경우에는 5 ~ 8.5 중량%까지 큰 영향이 없는 것으로 분석되며, 도 7을 참조하면, 항복강도의 측면에서는 열처리 전의 경우에는 5.5 중량% 이상에서 감소하는 추세이며, 열처리 후의 항복강도는 Zn 함량에 따라서 향상되는 것으로 분석되며, 도 8을 참조하면, 압출 속도의 경우에는 5 중량% ~ 6 중량%가 가장 우수한 특성을 가지는 것으로 분석된다.

[0034] 표 1은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Zn 함량에 따른 특성값의 변화를 정리한 것이다.

표 1

[0035]

Zn 함량	Shear Modulus (GPa)	고상선 체적변화 (%)	항복강도 F (MPa)	항복강도 T6 (MPa)	압출 속도 (mm/s)
5	18.89	0.2	230	487	1.2
5.5	18.88	0.23	243	515	1.1
6	18.87	0.27	235	523	1.15
6.5	18.86	0.31	227	527	0.8
7	18.83	0.35	216	531	0.7
7.5	18.81	0.41	214	536	0.6
8	18.71	0.48	210	540	0.6
8.5	18.75	0.51	211	540	0.5

[0036] 표 1을 참조하면, Zn 조성은 전단계수의 측면에서는 Zn의 함량을 8 중량% 내외 까지 올리는 것이 유리하지만, 빌렛의 연속주조시 고상선 부근에서 발생하는 체적 변화의 측면에서는 0.3 중량%를 넘지 않는 것이 필요하기 때문에 6 중량% 이하로 한정하는 것이 필요하며, 빌렛의 F 상태에서 항복강도의 측면에서는 5.5 중량%가 가장 높은 항복강도로 평가되었으며, T6 열처리 후의 강도는 Zn 함량에 따라서 증가하지만 압출 속도의 측면에서는 6 중량%를 초과하지 않는 것이 필요하기 때문에, 체적변화, 전단계수, 항복강도 및 압출속도를 모두 고려할 경우

에 본 발명의 일 실시예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Zn 함량은 5.5 중량% 내지 6.0 중량%로 한정하는 것이 바람직한 것으로 평가된다.

[0037] 압출성 향상을 위한 제어 합금원소 : 마그네슘(Mg)

[0038] 도 9는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Mg 함량에 따른 고상선에서의 체적 변화 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 10은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Mg 함량에 따른 전단계수 변화 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 11은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Mg 함량에 따른 항복강도를 실험으로 측정된 그래프이고, 도 12는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Mg 함량에 따른 압출속도 변화를 실험으로 측정된 그래프이다.

[0039] 본 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금은 Mg을 임의의 조성으로 변화시키면서 Zn이 5.5 중량% 내지 6.0 중량%; Cu가 0.2 중량% 내지 0.6 중량%; Cr이 0.1 중량% 내지 0.2 중량%; Fe가 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Mn이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Si이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Ti이 0.1 중량% 이하(0 중량% 초과); Sr 이 0.05 중량% 이하(0 중량% 초과); 및 잔부가 불가피 불순물과 Al;으로 이루어진 합금이다.

[0040] 도 9를 참조하면, 빌렛으로 연속주조하는 과정에서의 크랙 발생 방지의 측면에서는 Mg 함량은 2 중량% 이상으로 한정하는 것이 바람직하며, 도 10을 참조하면, 전단계수의 측면에서는 Mg의 경우에는 2.25 중량% 이하로 한정하는 것이 바람직하며, 도 11을 참조하면, 열처리 후의 항복강도는 Mg 함량에 따라서 지속적으로 향상되지만, 압출성에 영향을 미치는 열처리 전의 데이터를 확인하여 보면 2.5 중량% 이하로 한정하는 것이 바람직하며, 도 12를 참조하면, 압출속도의 측면에서는 2 중량% 내지 2.5 중량%로 한정하는 것이 바람직한 것으로 분석된다.

[0041] 표 2는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Mg 함량에 따른 특성값의 변화를 정리한 것이다.

표 2

[0042]

Mg 함량	Shear Modulus (GPa)	고상선 체적변화 (%)	항복강도 F (MPa)	항복강도 T6 (MPa)	압출 속도 (mm/s)
1.5	18.66	0.1	199	505	0.9
1.75	18.63	0.30	203	510	0.9
2	18.81	0.27	234	508	1.2
2.25	18.95	0.22	243	515	1.1
2.5	19.09	0.16	250	533	0.7
2.75	19.26	0.11	253	532	0.4
3	19.33	0.21	259	536	0.2

[0043] 표 2를 참조하면, 최적의 Mg 조성은 전단계수의 측면에서는 2.25 중량% 이하가 유리하며, 체적의 변화 측면에서는 1.5 ~ 3 중량% 정도가 적합하며, 항복 강도의 측면에서는 Mg 함량이 증가할수록 유리하지만, 압출성을 고려하여 19 GPa 이상은 제외가 필요하여, 체적변화, 전단계수, 항복강도 및 압출속도를 모두 고려할 경우에 본 발명의 일 실시예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Mg 함량은 2.0 중량% 내지 2.5 중량%이며, 엄격하게는, 2.0 중량% 내지 2.25 중량%의 Mg;를 포함하는 것이 바람직한 것으로 평가된다.

[0044] T6 열처리 변형 제어 및 항복강도 인자 : 구리(Cu)

[0045] 도 13은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Cu 함량에 따른 티 프라임(T prime) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 14는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Cu 함량에 따른 에타 프라임(Eta Prime) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 15는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Cu 함량에 따른 지피존(GP zone) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 16은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Cu 함량에 따른 에스 프라임(S prime) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 17은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Cu 함량에 따른 세타 프라임(theta prime) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 18은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Cu 함량에 따른 변형 측정을 실험한 그래프이고, 도 19는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Cu 함량에 따른 항복강도를 실험으로 측정된 그래프이다.

[0046] 본 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금은 Cu를 임의의 조성으로 변화시키면서 Zn이 5.5 중량% 내지 6.0 중량%; Mg이 2.0 중량% 내지 2.5 중량%; Cr이 0.1 중량% 내지 0.2 중량%; Fe가 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Mn이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Si이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Ti이 0.1 중량% 이하(0 중량% 초과); Sr이 0.05 중량% 이하(0 중량% 초과); 및 잔부가 Al;으로 이루어진 합금이다.

[0047] 도 13을 참조하면, Cu 함량에 따라서 티 프라임(T prime) 상의 경우에는 0.8 중량% Cu 부터 수렴하기 때문에 Cu 함량을 0.8 중량% 이하로 한정하는 것이 바람직하며, 도 14를 참조하면, Cu 함량에 따라서 에타 프라임(Eta Prime) 상은 지속적으로 증가하는 것으로 분석되어 Cu 함량을 늘리는 것이 유리한 것으로 분석되며, 도 15를 참조하면, Cu 함량에 지피존(GP zone) 상은 1.6 중량% 내지 1.7 중량% 사이로 안정적으로 유지되는 것으로 평가되어 큰 영향이 없는 것으로 분석되고, 도 16을 참조하면, Cu 함량에 따라서 에스 프라임(S prime) 상 분율이 비례하여 증가하기 때문에 1 중량% 이하의 분율인 Cu 0.8 중량% 이하로 한정하는 것이 바람직하며, 도 17을 참조하면, Cu 함량에 따라서 세타 프라임(theta prime) 상 분율도 증가하지만 Cu 1.4 중량% 이하에서는 분율인 상당히 낮은 것으로 평가되어 세타 프라임(theta prime) 상의 측면에서는 Cu를 1.4 중량% 이하로 한정하는 것이 바람직하며, 도 18을 참조하면, 변형의 측면에서는 Cu 함량을 0.8 중량% 미만으로 한정하는 것이 바람직한 것으로 평가된다.

[0048] 나아가, 도 19를 참조하면, 열처리 후의 항복강도는 Cu 함량에 따라서 비례하지만, 0.6 중량%부터 일정하게 수렴하는 특징이 있으며, 열처리 이전의 F 상태 항복강도는 압출성의 측면에서 250 MPa 이하가 적합하기 때문에 Cu 함량을 항복강도의 측면에서는 0.6 중량% 이하로 한정하는 것이 바람직한 것으로 분석된다.

[0049] 따라서, 티 프라임(T prime) 상, 에타 프라임(Eta Prime) 상, 지피존(GP zone) 상, 에스 프라임(S prime) 상, 세타 프라임(theta prime) 상, 변형 및 항복강도의 측면에서 Cu 함량은 0.2 중량% 내지 0.6 중량%로 한정하는 것이 가장 바람직할 것으로 평가된다.

[0050] 표 3은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Cu 함량에 따른 상분율 등의 변화를 정리한 것이다.

표 3

Cu 함량	T' %	η' %	GP%	S' %	θ' %	변형 mm/200mm	항복강도 F (MPa)	항복강도 T6 (MPa)
0.2	4.1	3.22	1.66	0.19	0	0.05	238	466
0.4	4.23	3.49	1.65	0.43	0.00614	0.05	239	492
0.6	4.29	3.76	1.64	0.69	0.0416	0.06	243	515
0.8	4.33	4.03	1.63	0.95	0.1	0.10	245	519
1.0	4.35	4.3	1.61	1.22	0.18	0.13	249	523
1.2	4.36	4.56	1.6	1.49	0.27	0.17	252	522
1.4	4.37	4.72	1.6	1.65	0.33	0.20	253	527
1.6	4.37	4.73	1.61	1.65	0.33	0.20	262	526
1.8	4.37	4.79	1.62	1.71	0.35	0.21	251	531
2.0	4.37	5.03	1.6	1.99	0.46	0.23	249	525

[0052] 표 3을 참조하여 요약하자면, Cu 조성은 함량이 늘어남에 따라서 용체화 열처리 시 강도 향상에 기여하며, 안정한 상인 $Al_2Mg_3Zn_3$ T' 상 및 $MgZn_2$ η' 의 분율을 높이는 것으로 분석된다. 2000 계열 합금인 Al-Cu 합금에서는 Cu 함량이 지피존(GP zone) 분율에 영향을 많이 미치지지만, 7000 계열의 경우에는 고용 원소인 Cu, Mg, Zn가 동시에 형성되는 α 상인 지피존(GP zone)이며, 인공 시효 온도가 높기 때문에 Cu 함량에 따라서 지피존(GP zone)에 미치는 영향은 크지 않았으며, T6 열처리 시 강도 향상에 기여를 하지만 격자변화로 인하여 열처리시 변형과 잔류응력을 형성하는 상인 GP, S' (Al_2CuMg) 및 θ' (Al_2Cu) 중에서 GP 존에 미치는 영향은 크지 않았지만, S' 및 θ' 상은 0.8 중량% 이상에서 급격하게 증가하는 것을 확인할 수 있었음. 따라서 상 해석 결과와 열처리 시 수 변화 및 강도의 측면에서 Cu 함량은 0.2 중량% 내지 0.6 중량%로 한정하는 것이 가장 유리할 것으로 판단된다.

[0053] T6 열처리 변형 제어 및 항복강도 인자 : 마그네슘(Mg)

[0054] 도 20은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Mg 함량에 따른 티 프라임(T prime) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 21은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Mg 함량에 따른 에타 프라임(Eta Prime) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 22는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Mg 함량에 따른 지피존(GP zone) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 23은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Mg 함량에 따른 에스 프라임(S prime) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 24는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Mg 함량에 따른 세타 프라임(theta prime) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 25는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Mg 함량에 따른 변형 측정을 실험한 그래프이고, 도 26은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Mg 함량에 따른 항복강도를 실험으로 측정된 그래프이다.

[0055] 본 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금은 Mg을 임의의 조성으로 변화시키면서 Zn이 5.5 중량% 내지 6.0 중량%; Cu가 0.2 중량% 내지 0.6 중량%; Cr이 0.1 중량% 내지 0.2 중량%; Fe가 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Mn이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Si이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Ti이 0.1 중량% 이하(0 중량% 초과); Sr이 0.05 중량% 이하(0 중량% 초과); 및 잔부가 Al;으로 이루어진 합금이다.

[0056] 도 20을 참조하면, Mg 함량은 이전의 압출성 평가 인자의 최적 조성인 2 내지 2.25 중량%를 전후하여 1.75 중량% 내지 3 중량%까지 한정하여 적합성을 평가하였는 바, Mg 함량에 따라서 티 프라임(T prime) 상의 경우에는 지속적으로 증가하여 티 프라임(T prime) 측면에서는 Mg 3 중량%까지 첨가가 가능하며, 도 21을 참조하면, 에타 프라임(Eta Prime) 측면에서는 Mg 2 중량% 이상부터 3 중량%까지가 적합한 것으로 평가되며, 도 22를 참조하면, 지피존(GP zone) 상은 2 중량%를 넘기지 않기 위하여 Mg 함량을 2.75 중량% 이하로 한정하는 것이 바람직하며, 도 23을 참조하면, 에스 프라임(S prime) 상은 0.6 중량% 내지 0.7 중량%의 분율을 Mg 함량에 무관하게 유지하는 것으로 평가되어 Mg 함량은 큰 영향이 없는 것으로 판단된다.

[0057] 도 24를 참조하면, 세타 프라임(theta prime) 상은 Mg 함량에 따라서 미소량이 감소하는 것으로 분석되어 Mg 함량과는 큰 영향이 없는 것으로 평가되며, 도 25를 참조하면, 변형의 측면에서는 Mg 함량을 2.5 중량% 미만으로 한정하는 것이 바람직하며, 도 26을 참조하면, 열처리 후의 항복강도는 Mg 함량에 따라서 비례하지만, 열처리 이전의 F 상태 항복강도는 압출성의 측면에서 250 MPa 이하가 적합하기 때문에 Mg 함량을 항복강도의 측면에서는 2.5 중량% 미만으로 한정하는 것이 바람직한 것으로 판단된다.

[0058] 따라서 티 프라임(T prime) 상, 에타 프라임(Eta Prime) 상, 지피존(GP zone) 상, 에스 프라임(S prime) 상, 세타 프라임(theta prime) 상, 변형 및 항복강도의 측면에서 Mg 함량은 2 중량% 내지 2.25 중량%로 한정하는 것이 가장 적합한 것으로 보여진다.

[0059] 표 4는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Mg 함량에 따른 상분율 등의 변화를 정리한 것이다.

표 4

Mg함량	T' %	η' %	GP%	S' %	θ' %	변형 (mm/200mm)	항복강도 F (MPa)	항복강도 T6 (MPa)
1.75	3.48	3.36	1.32	0.68	0.0532	0.04	203	510
2	3.84	3.70	1.46	0.68	0.0481	0.05	234	508
2.25	4.29	3.76	1.64	0.69	0.0416	0.06	243	515
2.5	4.73	3.81	1.81	0.69	0.0355	0.11	250	533
2.75	5.13	3.85	1.96	0.69	0.0298	0.20	253	532
3	5.46	3.89	2.11	0.69	0.0246	0.32	259	536

[0061] 표 4를 참조하여 요약하자면, Mg의 함량이 증가할 경우 T' , η' 상의 증가로 강도가 향상되는 것은 Cu와 동일하지만, Cu와 다른점은 S' 및 θ' 상에는 영향을 미치지 않지만, GP 존은 적절한 수치인 GP Zone 분율 1.7% 내외를 Mg 함량 2.4 중량%부터 초과하기 시작하고, 열처리시 변형율의 발생도 커지기 때문에 2 내지 2.3 중량% 정도로 한정하는 것이 바람직할 수 있다.

[0062] T6 열처리 변형 제어 및 항복강도 인자 : 아연(Zn)

[0063] 도 27은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Zn 함량에 따른 티 프라임(T prime) 상 비율 변화

를 해석한 그래프이고, 도 28은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Zn 함량에 따른 에타 프라임(Eta Prime) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 29는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Zn 함량에 따른 지피존(GP zone) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 30은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Zn 함량에 따른 에스 프라임(S prime) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 31은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Zn 함량에 따른 세타 프라임(theta prime) 상 비율 변화를 해석한 그래프이고, 도 32는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Zn 함량에 따른 변형 측정을 실험한 그래프이고, 도 33은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Zn 함량에 따른 항복강도를 실험으로 측정된 그래프이다.

[0064] 본 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금은 Zn을 임의의 조성으로 변화시키면서 Mg이 2.0 중량% 내지 2.5 중량%; Cu가 0.2 중량% 내지 0.6 중량%; Cr이 0.1 중량% 내지 0.2 중량%; Fe가 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Mn이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Si이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Ti이 0.1 중량% 이하(0 중량% 초과); Sr이 0.05 중량% 이하(0 중량% 초과); 및 잔부가 Al;으로 이루어진 합금이다.

[0065] 도 27을 참조하면, Zn 함량은 이전의 압출 속도 제어의 측면에서 5.5~6중량%의 범위에서 각각 0.5중량%씩 범위를 넓혀서 5~6.5중량%로 제한하여 적합성을 평가하였는 바, Zn 함량에 따라서 티 프라임(T prime) 상의 경우에는 지속적으로 증가하여 티 프라임(T prime) 측면에서는 Zn 6.5중량%까지 첨가가 가능한 것으로 평가되며, 도 28을 참조하면, 에타 프라임(Eta Prime) 상 측면에서는 Zn 6.5중량%까지 첨가가 가능한 것으로 평가되며, 도 29를 참조하면, 지피존(GP zone)은 2%를 넘기지 않기 위하여 Zn 함량을 6중량% 이하로 한정하는 것이 바람직하며, 도 30을 참조하면, 에스 프라임(S prime) 상은 0.6~0.7%의 분율을 Zn 함량에 무관하게 유지하는 것으로 평가되어 Zn 함량은 큰 영향이 없는 것으로 판단되며, 도 31을 참조하면, 세타 프라임(theta prime) 상은 Zn 함량에 따라서 미소량이 감소하는 것으로 분석되어 Zn 함량과는 큰 영향이 없는 것으로 판단되며, 도 32를 참조하면, 변형의 측면에서는 Zn 함량을 5.5~6중량%로 한정하는 것이 바람직하며, 도 33을 참조하면, 열처리 후의 항복강도는 Zn 함량에 따라서 비례하며, 열처리 이전의 F 상태 항복강도도 모든 범위가 250 MPa 이하로 적합하여 큰 영향을 미치지 않는 것으로 분석되었으나, 상술한 티 프라임(T prime) 상, 에타 프라임(Eta Prime) 상, 지피존(GP zone) 상, 에스 프라임(S prime) 상, 세타 프라임(theta prime) 상, 변형 및 항복강도의 측면을 모두 고려하면 Zn 함량은 5.5~6중량%로 한정하는 것이 가장 바람직할 것으로 평가된다.

[0066] 표 5는 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Zn 함량에 따른 상분율 등의 변화를 정리한 것이다.

표 5

Zn 함량	T' %	η' %	GP%	S' %	θ' %	변형 (mm/200mm)	항복강도 F (MPa)	항복강도 T6 (MPa)
5	4.16	3.47	1.35	0.69	0.0439	0.05	230	487
5.5	4.29	3.76	1.64	0.69	0.0416	0.06	243	515
6	4.41	4.06	1.93	0.69	0.04	0.17	235	523
6.5	4.51	4.35	2.21	0.69	0.0384	0.26	227	527

[0068] 표 5를 참조하여 요약하자면, Zn의 함량이 증가할 경우 T' , η' 상의 증가로 강도가 향상되는 것은 Mg, Cu와 동일하며, Cu와는 다른며, Mg와는 동일한 양상은 S' 및 θ' 상에는 영향을 미치지 않지만, GP 존은 적정한 수치인 1.7% 내외를 6%부터 초과하기 시작하고, 열처리시 변형율의 발생도 커지기 때문에 Zn 함량은 5% 이상 6% 미만이 열처리 변형율 제어의 측면에서 유리한 것으로 분석된다.

[0069] 도 34는 본 발명의 일 실시예에 따른 알루미늄 전신재 합금의 T6 열처리 시 상분율을 해석한 그래프이다.

[0070] 도 34를 참조하면, 상술한 본 발명의 일 실시예에 따른 알루미늄 전신재 합금을 450℃에서 용체화 처리한 후에 125℃에서 인공 시효를 진행할 경우 형성되는 상을 나타내었다. 가장 많은 분율을 가지는 상은 티 프라임(T prime) 상과 에타 프라임(Eta Prime) 상이다. 이 두 가지 상은 안정적인 상으로 시효에 따라서 조대화되거나 다른 상으로 변형되지 않는 안정상이다. 따라서 T6 열처리 후에 항복강도 상승에 가장 큰 기여를 한다. 그리고 지피존(GP zone) 상, 에스 프라임(S prime) 상, 세타 프라임(theta prime) 상도 강도 향상에 기여를 하지만, 준안정상으로 열처리 시 조대화되거나 다른 상으로 변형을 유발하기 문제점을 가진다.

[0071] 상술한 것처럼, 7000 계열 합금에서 티 프라임(T prime) 상, 에타 프라임(Eta Prime) 상, 지피존(GP zone) 상,

에스 프라임(S prime) 상, 세타 프라임(theta prime) 상의 분율에 기여하는 원소는 Cu, Mg, Zn으로 해석 및 실험에 의하여 확인이 되었으며, 이들 원소의 조성을 한정함으로써 이러한 준 안정상의 분율을 원천적으로 제어할 수 있음을 확인하였다.

- [0072] 한편, 본 발명의 다른 실시예로 제공되는 알루미늄 전신재 합금은 Zn이 5.5 중량% 내지 6.0 중량%; Mg이 2.0 중량% 내지 2.5 중량%; Cu가 0.2 중량% 내지 0.6 중량%; Cr이 0.1 중량% 내지 0.2 중량%; Fe가 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Mn이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Si이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Ti이 0.1 중량% 이하(0 중량% 초과); 및 잔부가 불가피 불순물과 Al;으로 이루어질 수 있다.
- [0073] 이러한 합금에서도 티 프라임(T prime) 상, 에타 프라임(Eta Prime) 상, 지피존(GP zone) 상, 에스 프라임(S prime) 상, 세타 프라임(theta prime) 상의 분율에 기여하는 원소는 Cu, Mg, Zn으로 해석 및 실험에 의하여 확인이 되었으며, 이들 원소의 조성을 상기 범위 내에 한정함으로써 이러한 준 안정상의 분율을 원천적으로 제어할 수 있음을 확인하였다.
- [0074] 본 발명의 또 다른 실시예로 제공되는 알루미늄 전신재 합금은 Zn이 5.5 중량% 내지 6.0 중량%; Mg이 2.0 중량% 내지 2.5 중량%; Cu가 0.2 중량% 내지 0.6 중량%; Cr이 0.1 중량% 내지 0.2 중량%; Fe가 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Mn이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Si이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Ti이 0.1 중량% 이하(0 중량% 초과); Sr이 0.05 중량% 이하(0 중량% 초과); Ag가 0.1 중량% 내지 0.8 중량%; 및 잔부가 Al;으로 이루어진다.
- [0075] 이에 따른 알루미늄 전신재 합금에서는 F 템퍼링(F Tempering) 열처리 시 항복강도가 약 208 MPa, 인장강도가 약 350 MPa, 연신율(elongation)이 약 12.9%로 나타났으며, T6 열처리 시 항복강도가 약 573 MPa, 인장강도가 약 618 MPa, 연신율(elongation)이 약 10.9%로 나타났다.
- [0076] 도 35는 본 발명의 또 다른 실시예에 따른 알루미늄 전신재 합금의 미세조직을 나타낸 사진이다.
- [0077] 도 35의 (a)는 상술한 본 발명의 또 다른 실시예에 따른 알루미늄 전신재 합금의 압출재에서 F 템퍼링(F Tempering) 열처리 후의 저배율(X50) 미세조직을 나타내며, 도 35의 (b)는 상술한 본 발명의 또 다른 실시예에 따른 알루미늄 전신재 합금의 압출재에서 F 템퍼링(F Tempering) 열처리 후의 고배율(X200) 미세조직을 나타내며, 도 35의 (c)는 상술한 본 발명의 또 다른 실시예에 따른 알루미늄 전신재 합금의 압출재에서 T6 열처리 후의 저배율(X50) 미세조직을 나타내며, 도 35의 (d)는 상술한 본 발명의 또 다른 실시예에 따른 알루미늄 전신재 합금의 압출재에서 T6 열처리 후의 고배율(X200) 미세조직을 나타낸다.
- [0078] 도 36은 본 발명의 또 다른 실시예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 압출 공정에서 모서리 뜯김 양상을 나타낸 사진이다.
- [0079] 도 36을 참조하면, 상술한 본 발명의 또 다른 실시예 따른 알루미늄 전신재 합금에서는 압출 속도가 1.4 mm/s 인 경우에서도 모서리 뜯김 현상이 나타나지 않음을 확인할 수 있다. 나아가, PWQ(press water quenching) 처리 시에도 변형이 발생되지 않음을 확인할 수 있었다.
- [0080] 이하에서는, 본 발명의 또 다른 실시예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 압출성을 제어하는 또 다른 합금원소(Ag)를 파악하고 Ag의 조성범위를 한정할 이유를 본 발명의 이해를 돕기 위해서 실험예와 함께 설명한다. 다만, 하기의 실험예는 본 발명의 이해를 돕기 위한 것일 뿐, 본 발명이 아래의 실험예만으로 한정되는 것은 아니다.
- [0081] 도 37은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Ag 함량에 따른항복강도를 실험으로 측정한 그래프이고, 도 38은 본 발명의 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Ag 함량에 따른 압출속도 변화를 실험으로 측정한 그래프이다.
- [0082] 본 실험예에 따른 알루미늄 전신재 합금은 Ag을 임의의 조성으로 변화시키면서 Zn이 5.5 중량% 내지 6.0 중량%; Mg이 2.0 중량% 내지 2.5 중량%; Cu가 0.2 중량% 내지 0.6 중량%; Cr이 0.1 중량% 내지 0.2 중량%; Fe가 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Mn이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Si이 0.2 중량% 이하(0 중량% 초과); Ti이 0.1 중량% 이하(0 중량% 초과); Sr이 0.05 중량% 이하(0 중량% 초과); 및 잔부가 Al;으로 이루어진 합금이다. 구체적으로, Cr : 0.15, Cu : 0.6, Fe : 0.1, Mg : 2.25, Mn : 0.1, Si : 0.1, Sr : 0.01, Ti : 0.05, Zn : 5.5 중량%, 및 잔부가 Al;으로 이루어진 합금일 수 있다.
- [0083] 도 37을 참조하면, 도 3을 참조하여 앞에서 설명한 본 발명의 일 실시예에 따른 알루미늄 전신재 합금에 Ag를 첨가할 경우 열처리 후의 항복강도는 지속적으로 상승하는 반면, 열처리 전의 항복강도는 250 MPa 이하로 유지되어서 압출성이 향상되는 것으로 분석되며, Ag의 함량은 1중량%부터 다시 열처리 전 항복강도가 증가하여 항복

강도의 측면에서는 1중량% 이하로 Ag를 한정하는 것이 적합한 것으로 판단된다. 도 38을 참조하면, 항복강도의 측면에서는 Ag 함량을 1중량% 이하로 한정하는 것이 유리하며, 압출속도와 경제성 측면에서는 0.8 중량% 이하로 한정하는 것이 유리하기 때문에 본 실시예에서는 압출성 향상과 항복강도 측면에서 Ag는 0.1 내지 0.8중량%로 한정하는 것이 적합할 수 있다.

[0084] 표 6은 본 발명의 실시예에 따른 알루미늄 전신재 합금에서 Ag 함량에 따른 항복강도와 압출속도의 변화를 정리한 것이다.

표 6

[0085]

Ag 함량	항복강도 F (MPa)	항복강도 T6 (MPa)	압출 속도 (mm/s)
0.1	240	510	1.0
0.2	220	523	1.2
0.3	215	531	1.3
0.4	215	537	1.3
0.5	212	541	1.4
0.6	210	560	1.4
0.7	208	573	1.4
0.8	205	565	1.5
0.9	204	568	1.4
1.0	201	570	1.5
1.1	210	573	1.3
1.2	223	576	1.2
1.3	237	575	1.1
1.4	246	577	1.1

[0086] 표 6을 참조하여 요약하자면, 도 3을 참조하여 앞에서 설명한 본 발명의 일 실시예에 따른 알루미늄 전신재 합금에 Ag를 첨가할 경우 0.1 중량%까지는 항복강도 및 압출속도의 측면에서 모두 효과가 크게 없으나, 0.2~1.4중량%까지는 T6 열처리 후 항복강도가 지속적으로 증가하고 있으며, 압출속도의 경우에는 0.2~1.0중량%까지 지속적으로 증가하여 1.5 mm/s까지 증가하지만, 1.1 중량%부터 압출 속도는 오히려 감소하고 있음을 확인할 수 있다. Ag의 함량은 T6 열처리 후의 강도의 측면에서는 첨가량을 늘리는 것이 유리하지만, 경제적인 측면과 압출성의 측면을 동시에 고려하면 0.2~1.0 중량%로 한정하는 것이 바람직하다.

[0087] 지금까지 7000 계열 합금으로 항복강도 500 MPa 이상의 강도를 가지면서, 압출 속도 1 mm/s 이상의 생산성을 가지며, 용체화 및 PWQ 처리시 변형이 발생되지 않는 알루미늄 합금에 대한 다양한 실시예들을 설명하였다.

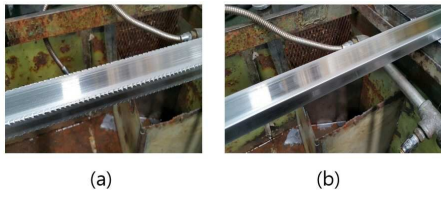
[0088] 기존의 A7075에서 T6 열처리 후 기계적 특성을 향상시키는 상들은 θ' , S' , η' , T' 및 GP zones과 같은 상이며, 이 중에서 GP zones, θ' 및 S' 은 강도 향상에도 기여를 하지만 용체화 열처리시 안정한 상으로 변형되기 위하여 조대화 및 변형되는 문제점이 있었으나, 본 발명에서는 강도 향상에 기여하는 상들 중에서 열처리시 변형을 일으키는 GP zones, θ' 및 S' 의 분율은 낮추고 η' , T' 과 같이 열적으로 큰 변화가 없는 상들의 분율을 안정적으로 확보하고자 하였다. 또한 압출속도 및 열변형이 없는 7000계열 합금에 주요한 첨가 원소인 Zn, Mg 및 Cu 등과 크게 반응하지 않으면서 Al-Ag 베타상을 형성하여 강도 향상에 기여할 수 있는 Ag를 미량 첨가하여 항복 및 인장강도의 극대화를 구현하였다.

[0089] 상술한 본 발명의 합금들은 7000 계열 알루미늄 전신재 합금의 압출속도가 1 mm/s 이상으로 기존 A7075 합금 대비 5배 이상 빠르며, 용체화 및 PWQ시 변형이 없고, 항복강도 500 MPa 이상의 강도를 가지며, 아노다이징 등의 표면처리 특성도 우수하여, 자동차 범퍼와 같은 자동차 차체, 새시 부품과 같은 구조용 재료로의 적용만이 아니라 스마트폰 및 IT 부품의 케이스 재질로 적용이 가능하다.

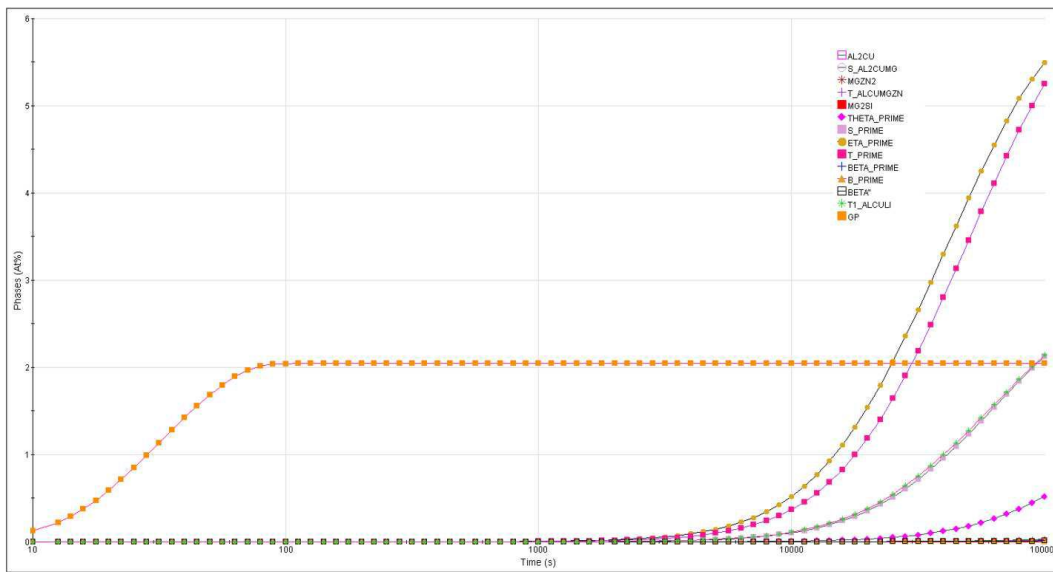
[0090] 본 발명은 도면에 도시된 실시예를 참고로 설명되었으나 이는 예시적인 것에 불과하며, 당해 기술분야에서 통상의 지식을 가진 자라면 이로부터 다양한 변형 및 균등한 다른 실시예가 가능하다는 점을 이해할 것이다. 따라서 본 발명의 진정한 기술적 보호 범위는 첨부된 특허청구범위의 기술적 사상에 의하여 정해져야 할 것이다.

도면

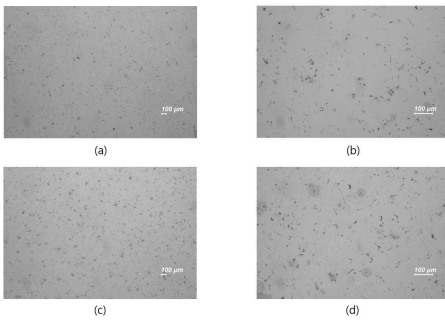
도면1



도면2



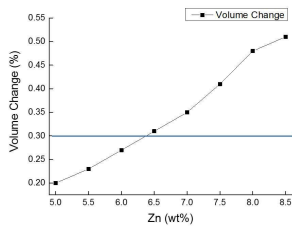
도면3



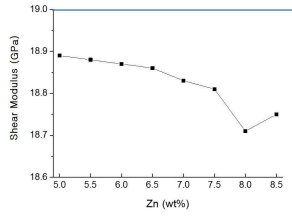
도면4



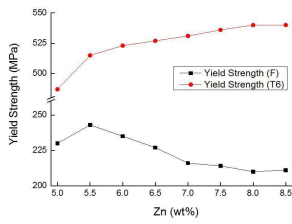
도면5



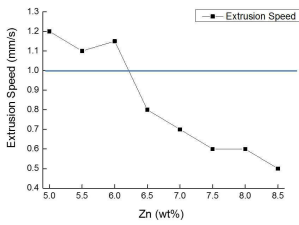
도면6



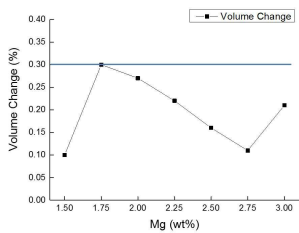
도면7



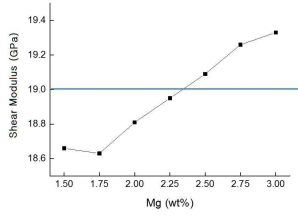
도면8



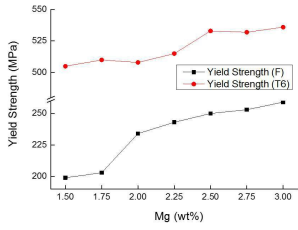
도면9



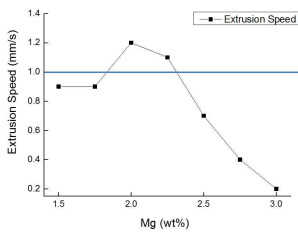
도면10



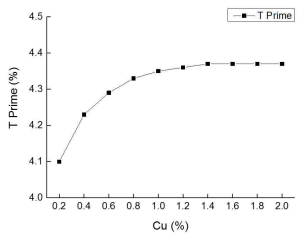
도면11



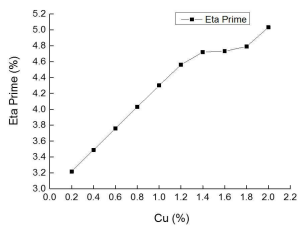
도면12



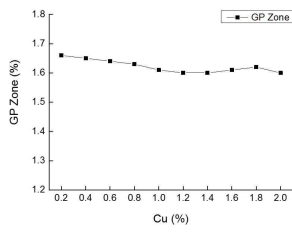
도면13



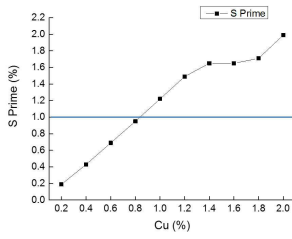
도면14



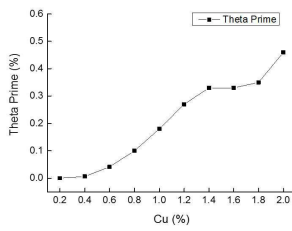
도면15



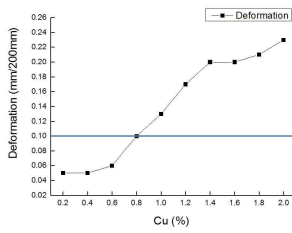
도면16



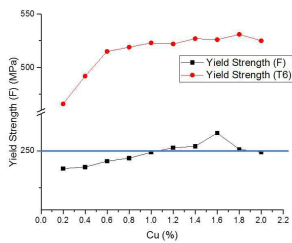
도면17



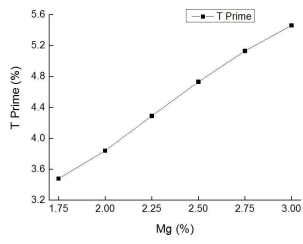
도면18



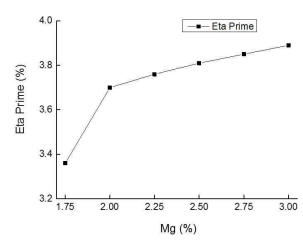
도면19



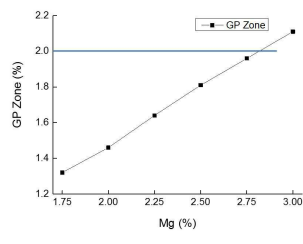
도면20



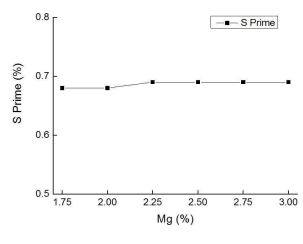
도면21



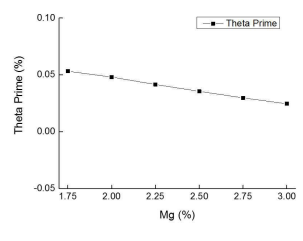
도면22



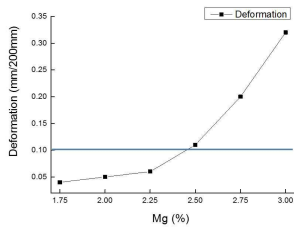
도면23



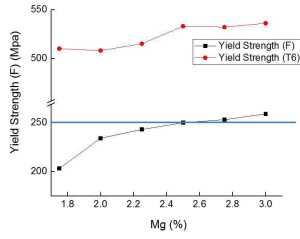
도면24



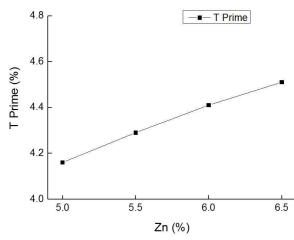
도면25



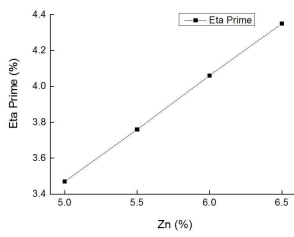
도면26



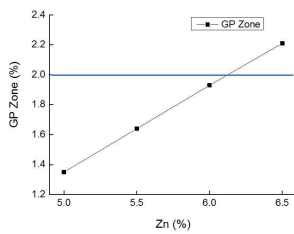
도면27



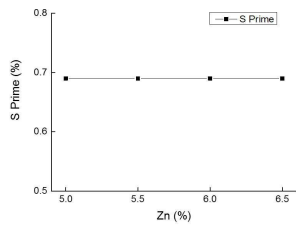
도면28



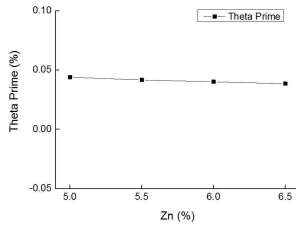
도면29



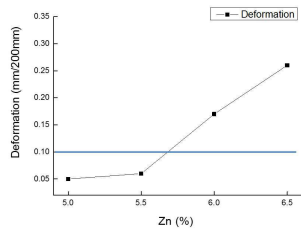
도면30



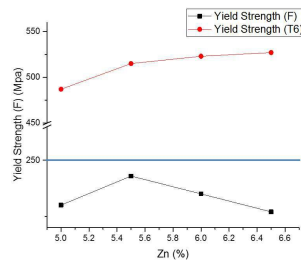
도면31



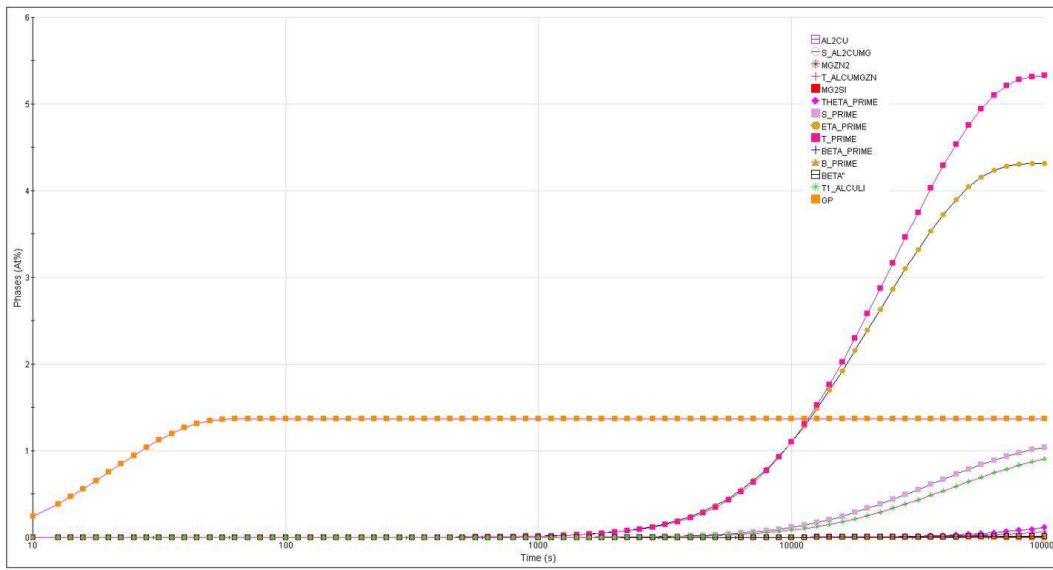
도면32



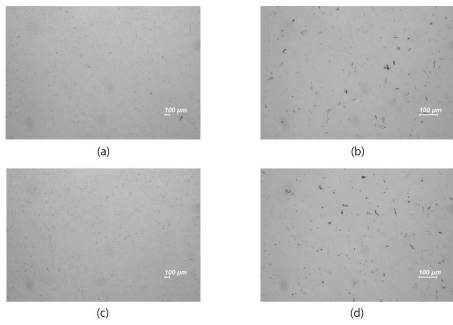
도면33



도면34



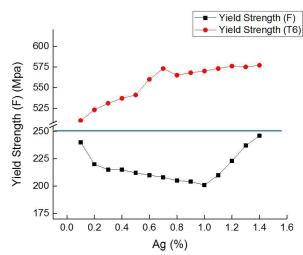
도면35



도면36



도면37



도면38

