(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2017-0122083
(43) 공개일자 2017년11월03일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 14/00 (2006.01) *C22B 34/12* (2006.01)
C22C 1/03 (2006.01)
(52) CPC특허분류
C22C 14/00 (2013.01)
C22B 34/12 (2013.01)
(21) 출원번호 10-2016-0107122
(22) 출원일자 2016년08월23일
심사청구일자 없음
(30) 우선권주장
1020160050404 2016년04월25일 대한민국(KR)

(71) 출원인
한국기계연구원
대전광역시 유성구 가정북로 156 (장동)
(72) 발명자
현용택
경상남도 창원시 성산구 비음로27번길 46-22 (사파동 37-8)
이학성
경남 김해시 장유면 율하2로 125
(뒷면에 계속)
(74) 대리인
특허법인 대아

전체 청구항 수 : 총 9 항

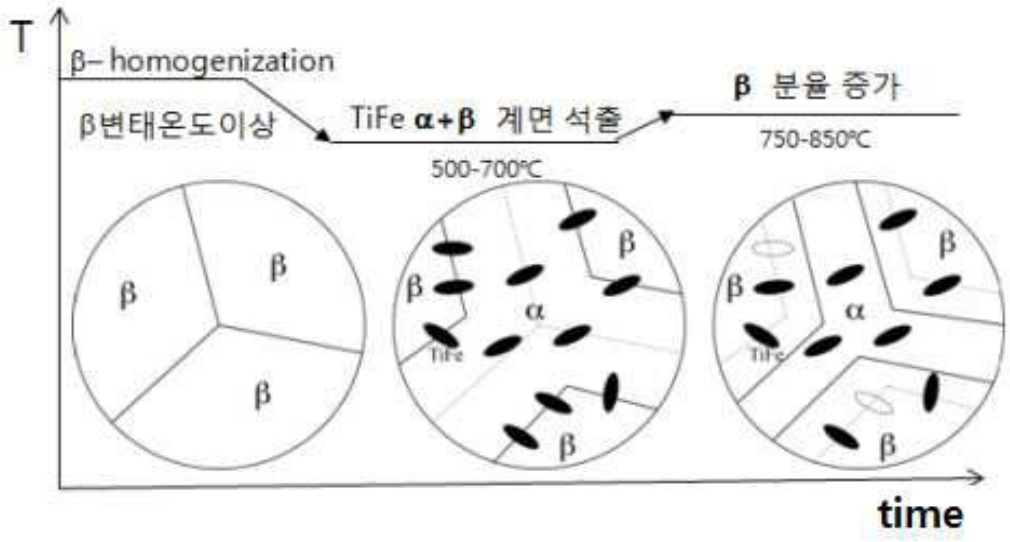
(54) 발명의 명칭 **석출강화형 고강도 고연성 타이타늄 합금 및 그 제조 방법**

(57) 요 약

석출강화형 고강도 고연성 타이타늄 합금 및 그 제조 방법에 대하여 개시한다.

본 발명에 따른 석출강화형 고강도 고연성 타이타늄 합금 제조 방법은 Al 및 Fe를 포함하는 타이타늄 합금 모재를 β 변태온도 이상에서 균질화하고, β 변태온도 이하의 제1 온도 영역으로 냉각한 후 상기 제1 온도 영역에서 TiFe 금속간화합물을 α상과 β상의 계면에 석출시킨 후, 상기 제1 온도 영역보다 높은 제2 온도 영역으로 승온하여 β상의 분율을 증대시키는 과정을 포함한다.

대 표 도 - 도3



(52) CPC특허분류
C22C 1/03 (2013.01)
(72) 발명자
염종택
경상남도 김해시 번화1로 168 1002동 1202호 (삼문동,한림리츠빌아파트)
이상원
부산광역시 금정구 중앙대로 1799

이 발명을 지원한 국가연구개발사업
과제고유번호 PGM8080
부처명 산업통상자원부
연구관리전문기관 한국산업기술평가관리원
연구사업명 전략적핵심소재기술개발사업
연구과제명 Cold Hearth 기반 저비용 고청정 Ti 합금 슬래브 제조 및 가공기술 개발
기 여 율 70/100
주관기관 (주)한국진공야금
연구기간 2015.08.01 ~ 2016.05.31이 발명을 지원한 국가연구개발사업
과제고유번호 PNK4720
부처명 미래창조과학부
연구관리전문기관 국가과학기술연구회
연구사업명 주요사업
연구과제명 에너지 플랜트용 금속소재 실용화 요소기술 개발
기 여 율 30/100
주관기관 국가과학기술연구회
연구기간 2016.01.01 ~ 2016.12.31

명 세 서

청구범위

청구항 1

(a) Al 및 Fe를 포함하는 타이타늄 합금 모재를 β 변태온도 이상에서 균질화하는 단계;

(b) 상기 균질화된 결과물을 β 변태온도 이하의 제1 온도 영역으로 냉각한 후 상기 제1 온도 영역에서 TiFe 금속간화합물을 α상과 β상의 계면에 석출시키는 단계; 및

(c) 상기 TiFe 금속간화합물이 석출된 결과물을 상기 제1 온도 영역보다 높은 제2 온도 영역으로 승온하여 β상의 분율을 증대시키는 단계;를 포함하는 것을 특징으로 하는 타이타늄 합금 제조 방법.

청구항 2

제1항에 있어서,

상기 (b) 단계에서 α상과 β상의 계면에 석출된 TiFe 금속간화합물의 적어도 일부가 상기 (c) 단계에서 β상 내로 석출되는 것을 특징으로 하는 타이타늄 합금 제조 방법.

청구항 3

제1항에 있어서,

상기 타이타늄 합금 모재는, 중량%로, Al : 3.0~5.0%, Fe : 2.0~4.0% 및 O : 0.3~0.5%를 포함하고, 나머지가 Ti 및 불가피한 불순물로 이루어지는 것을 특징으로 하는 타이타늄 합금 제조 방법.

청구항 4

제3항에 있어서,

상기 제1 온도 영역은 500~700℃이고, 상기 제2 온도 영역은 750~850℃인 것을 특징으로 하는 타이타늄 합금 제조 방법.

청구항 5

제1항에 있어서,

상기 타이타늄 합금 모재는, Al 및 Fe를 포함하는 반제품 타이타늄 합금을 용체화처리하고, 결정립을 미세화한 후, α+β영역에서 열간압연하는 방법으로 제조되는 것을 특징으로 하는 타이타늄 합금 제조 방법.

청구항 6

제5항에 있어서,

상기 반제품 합금은 타이타늄 합금 스크랩으로부터 제조된 것을 특징으로 하는 타이타늄 합금 제조 방법.

청구항 7

중량%로, Al : 3.0~5.0%, Fe : 2.0~4.0% 및 O : 0.3~0.5%를 포함하고, 나머지가 Ti 및 불가피한 불순물로 이루

어지며,

상과 β상을 포함하는 미세조직을 갖되, 상기 β상 내에 석출되어 있는 TiFe 금속간화합물의 개수가 상기 α상 내에 석출되어 있는 TiFe 금속간화합물의 개수보다 더 많은 것을 특징으로 하는 타이타늄 합금.

청구항 8

제7항에 있어서,

상기 β상의 부피 분율이 상기 α상의 부피 분율보다 더 큰 것을 특징으로 하는 타이타늄 합금.

청구항 9

제7항에 있어서,

상기 타이타늄 합금은 인장강도 1090~1140MPa, 항복강도 950~1010MPa 및 연신율 18~20%를 나타내는 것을 특징으로 하는 타이타늄 합금.

발명의 설명

기 술 분 야

[0001] 본 발명은 타이타늄 합금 제조 기술에 관한 것으로, 특히 석출강화형 고강도 고연성 타이타늄 합금 및 그 제조 방법에 관한 것이다.

배 경 기 술

[0002] 타이타늄 산업계에서는 타이타늄 또는 타이타늄 합금의 가격을 낮추기 위하여 타이타늄 스크랩을 활용하거나 저가의 원소를 활용한 신합금 개발 등의 연구가 활발히 진행되고 있다.

[0003] 타이타늄 스크랩을 활용할 경우, 스크랩에 함유된 산소, 탄소, 질소 및 수소 등과 같은 불순물 원소에 의하여 기계적 성질 및 가공성 등이 저하될 수 있다. 특히 타이타늄에서 산소는 매우 중요한 합금원소로 그 양이 1,000ppm 이상이면 취성이 증가하여 연신율, 인성 등에 악영향을 미친다.

[0004] 최근 내산화성 및 성형성이 우수한 고강도 티타늄합금(특허문헌 1)이 개발되었는데, 여기서는 고가의 바나듐(V) 대신 저가인 철(Fe)을 합금원소로 사용하여 β변태온도를 낮추면서 고강도 특성을 얻었다고 기술하고 있다.

[0005] 그러나 Ti-Al-Fe계 합금에서는 열처리 공정 중, 특히 장시간 특정 온도에서 시효시킬 경우, TiFe 금속간화합물이 석출하여 기계적 물성을 저하시키는 문제점을 가지고 있다.

선행기술문헌

특허문헌

[0006] (특허문헌 0001) 특허문헌 1 : 한국등록특허 제10-1387551호 (2014.04.24. 공고)

발명의 내용

해결하려는 과제

[0007] 본 발명의 목적은 산소 함량이 높은 스크랩 및 저가 원소인 철을 합금 원소로 이용하여 상용의 Ti-6Al-4V 합금과 동등 이상의 기계적 강도를 갖는 합금을 제조하면서, 아울러 Ti-Al-Fe계 합금의 성형 공정에서 발생하는

TiFe 금속간화합물의 석출을 제어하여 물성이 우수한 타이타늄 합금을 제조하는 방법을 제공하는 것이다.

[0008] 또한, 본 발명은 석출강화형 고강도 고연성 타이타늄 합금을 제공하는 것이다.

과제의 해결 수단

[0009] 상기 목적을 달성하기 위한 본 발명에 따른 타이타늄 합금 제조 방법은 균질화 단계, TiFe 금속간화합물 계면 석출 단계 및 β상 분율 증대 단계를 포함한다.

[0010] 균질화 단계에서는 Al 및 Fe를 포함하는 타이타늄 합금 모재를 β 변태온도 이상에서 균질화한다.

[0011] TiFe 금속간화합물 계면 석출 단계에서는 균질화된 결과물을 β 변태온도 이하의 제1 온도 영역으로 냉각한 후 상기 제1 온도 영역에서 TiFe 금속간화합물을 α상과 β상의 계면에 석출시킨다.

[0012] β상 분율 증대 단계에서는 TiFe 금속간화합물이 석출된 결과물을 상기 제1 온도 영역보다 높은 제2 온도 영역으로 승온하여 β상의 분율을 증대시킨다.

[0013] 이때, TiFe 금속간화합물 계면 석출 단계에서 α상과 β상의 계면에 석출된 TiFe 금속간화합물의 적어도 일부가 β상 분율 증대 단계에서 β상 내로 석출될 수 있다.

[0014] 한편, 타이타늄 합금 모재는 중량%로, Al : 3.0~5.0%, Fe : 2.0~4.0% 및 O : 0.3~0.5%를 포함하고, 나머지가 Ti 및 불가피한 불순물로 이루어질 수 있다. 이 경우, 상기 제1 온도 영역은 500~700℃이고, 상기 제2 온도 영역은 750~850℃일 수 있다.

[0015] 또한, 상기 합금 모재는 Al 및 Fe를 포함하는 반제품 타이타늄 합금을 용체화처리하고, 결정립을 미세화한 후, α+β영역에서 열간압연하는 방법으로 제조될 수 있다. 아울러, 상기 반제품 합금은 타이타늄 합금 스크랩으로부터 제조된 것일 수 있다.

[0016] 상기 목적을 달성하기 위한 본 발명의 실시예에 따른 타이타늄 합금은 중량%로, Al : 3.0~5.0%, Fe : 2.0~4.0% 및 O : 0.3~0.5%를 포함하고, α상과 β상을 포함하는 미세조직을 갖되, 상기 β상 내에 석출되어 있는 TiFe 금속간화합물의 개수가 상기 α상 내에 석출되어 있는 TiFe 금속간화합물의 개수보다 더 많은 것을 특징으로 한다.

[0017] 이때, 상기 β상의 부피 분율이 상기 α상의 부피 분율보다 더 클 수 있다.

[0018] 또한, 상기 타이타늄 합금은 인장강도 1090~1140MPa, 항복강도 950~1010MPa 및 연신율 18~20%를 나타낼 수 있다.

발명의 효과

[0019] 본 발명에 따른 타이타늄 합금 제조 방법은 β상 분율 증대를 이용하여 Ti-Al-Fe계 합금의 성형 공정에서 발생하는 TiFe 금속간화합물의 석출을 제어한다. 그 결과, β상 분율 증대를 통해 TiFe 금속간화합물이 β상 내에 석출되도록 함으로써, 기계적 물성이 향상될 수 있다.

[0020] 결국, 본 발명에 따른 타이타늄 합금은 산소 함량이 높은 스크랩 및 저가원소인 철을 합금원소로 이용하여 제조되면서도 상용의 Ti-6Al-4V 합금과 동등 이상의 기계적 강도를 나타낼 수 있다.

도면의 간단한 설명

[0021] 도 1은 타이타늄 합금의 α/β계면에 형성된 조대한 TiFe 석출물 형상 및 회절도형 분석 결과를 나타낸 것이다.

도 2는 α상과 β상을 갖는 타이타늄 합금에서 TiFe 석출 제어를 이용한 기계적 물성 향상 모식도이다.

도 3은 본 발명에 따른 β상 분율 증대를 통한 TiFe 석출을 이용한 타이타늄 합금 제조 방법을 개략적으로 나타낸 것이다.

도 4는 본 발명에 따른 방법으로 제조된 Ti-Al-Fe-O계 타이타늄 합금인 시편 1~4에 대한 상온 인장 시험 결과를 나타낸 것이다.

도 5는 비교예에 따른 방법으로 제조된 Ti-Al-Fe계 타이타늄 합금인 시편 5에 대한 상온 인장 시험 결과를 나타낸 것이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0022] 본 발명의 이점 및 특징, 그리고 그것들을 달성하는 방법은 첨부되는 도면과 함께 상세하게 후술되어 있는 실시예들을 참조하면 명확해질 것이다. 그러나 본 발명은 이하에서 개시되는 실시예들에 한정되는 것이 아니라 서로 다른 다양한 형태로 구현될 것이며, 단지 본 실시예들은 본 발명의 개시가 완전하도록 하며, 본 발명이 속하는 기술분야에서 통상의 지식을 가진 자에게 발명의 범주를 완전하게 알려주기 위해 제공되는 것이며, 본 발명은 청구항의 범주에 의해 정의될 뿐이다.

[0023] 이하, 첨부된 도면을 참조하여 본 발명의 실시예에 따른 석출강화형 고강도 고연성 타이타늄 합금 및 그 제조 방법에 관하여 상세히 설명하면 다음과 같다.

[0024] 도 1은 타이타늄 합금의 α/β계면에 형성된 조대한 TiFe 석출물 형상 및 회절도형 분석 결과를 나타낸 것이다.

[0025] Ti-Al-Fe-O계 합금은 약 700℃이하의 온도에서 소둔 처리할 경우 도 1에 나타낸 것과 같이 α상과 β상의 계면에 B2 규칙격자인 100㎚ 정도 크기의 구형 TiFe 금속간화합물 석출상이 형성되는 것을 볼 수 있다.

[0026] 이와 같은 TiFe 금속간화합물 석출상이 타이타늄 합금의 α상과 β상의 계면에 형성될 경우, 계면파괴 가능성이 크다.

[0027] 본 발명의 발명자들은 상기와 같은 계면파괴 가능성을 억제하고자 TiFe 금속간화합물이 β기지 내로 석출되도록 유도하는 방안에 대하여 많은 연구를 수행하였다.

[0028] 도 2는 α상과 β상을 갖는 타이타늄 합금에서 TiFe 석출 제어를 이용한 기계적 물성 향상 모식도이다.

[0029] 도 2에 도시된 예와 같이, β상의 부피 분율을 증대시키면 α상과 β상의 계면에 형성되어 있는 TiFe 금속간화합물의 일부가 β상 내로 석출이 유도된다. 이에 따라, α상과 β상의 계면에 석출되어 있는 TiFe 금속간화합물의 양을 감소시킬 수 있다. 그 결과, 강도 및 연성을 개선시킬 수 있다.

[0030] 이러한 원리를 이용한 본 발명에 따른 타이타늄 합금 제조 방법은 다음과 같다.

[0031] 도 3은 본 발명에 따른 β상 분율 조절을 통한 TiFe 석출을 이용한 타이타늄 합금 제조 방법을 개략적으로 나타낸 것이다.

[0032] 본 발명에 따른 타이타늄 합금 제조 방법은 균질화 단계, TiFe 금속간화합물 계면 석출 단계 및 β상 분율 증대 단계를 포함한다.

[0033] 먼저, 균질화 단계에서는 중량%로, Al : 3.0~5.0%, Fe : 2.0~4.0% 및 O : 0.3~0.5%를 포함하고, 나머지가 Ti 및 불가피한 불순물로 이루어지는 합금 모재를 β 변태온도 이상에서 균질화한다. 보다 구체적으로, 균질화는 대략 1000℃ 이상, 보다 바람직하게는 1000~1100℃의 온도에서 수행될 수 있다.

[0034] 합금 모재는 예를 들어, 상기 합금 조성을 갖는 예를 들어 잉곳, 빌렛 등과 같은 반제품 합금을 대략 1050℃ 정도에서 용체화 처리하고, 파쇄 등의 방법으로 결정립을 미세화한 후, α+β영역에서 열간압연하는 방법으로 제조될 수 있다. 아울러, 반제품 합금은 타이타늄 합금 스크랩으로부터 제조된 것일 수 있다.

[0035] 이하, 본 발명에 따른 타이타늄 합금을 제조하기 위한 합금 모재에 포함되는 성분들에 대하여 설명하기로 한다.

[0036] Al : 3.0~5.0중량%

[0037] 타이타늄 합금에서 Al은 산화 저항성이나 크립 특성을 향상시키기 위하여 첨가된다. 그러나, Al의 과다한 첨가는 타이타늄 합금의 연성이나 성형성을 감소시키는 요인이 된다. 상용의 Ti-6Al-4V 합금의 경우, Al이 6중량% 정도 포함되나 이 경우 성형성에 악영향을 미칠 수 있다. 이에 성형상 향상을 꾀하고자 본 발명에서는 Al의 함량을 3.0~5.0중량%로 낮추었다. Al 함량이 3.0중량% 미만일 경우 충분한 산화 저항성 및 크립 특성을 확보하기 어렵다. 반면, Al의 함량이 5중량%를 초과하는 경우, 18% 이상의 연신율 달성이 어려워질 수 있다.

[0038] Fe : 2.0~4.0중량%

[0039] 또한, 본 발명에서는 고가의 바나듐(V) 대신 저가인 철(Fe)을 합금원소로 사용하여 타이타늄 합금에서 중요한 성형온도를 결정짓는 β변태온도를 낮추기 위하여 Fe를 2.0~4.0중량%로 첨가하였다.

[0040] O : 0.3~0.5중량%

[0041] 또한, 본 발명에서 합금 모재는 전술한 바와 같이 타이타늄 스크랩을 활용할 수 있다. 타이타늄 스크랩의 경우, 산소(O) 함량이 높을 수 밖에 없으며, 산소 함량을 낮추기 위한 탈산 공정 등을 수반할 경우 그만큼 타이타늄 합금 비용이 증대되기 때문에, 본 발명에서는 산소 함량이 기존 약 0.2중량% 내외인 것을 0.3~0.5중량% 범위로 설정하였다. 다만, 산소 함량이 0.5중량%를 초과하는 경우, 취성이 크게 증가하여 제조되는 타이타늄 합금의 연신율, 인성 등을 확보하기 어렵다.

[0042] 다음으로, TiFe 금속간화합물 계면 석출 단계에서는 균질화된 결과물을 β 변태온도 이하의 제1 온도 영역으로 냉각한 후 제1 온도 영역에서 일정 시간 유지한다. 그 결과, 도 3에 도시된 예와 같이 TiFe 금속간화합물이 α상과 β상의 계면에 석출된다.

[0043] 이러한 α상과 β상의 계면에 석출된 TiFe 금속간화합물은 계면파괴 가능성을 높일 수 있으므로, 이를 낮추는 것이 바람직하며, 이에 본 발명에서는 후술하는 추가의 공정을 통하여 β상 분율을 증대시킴으로써 α상과 β상의 계면에 석출된 TiFe 금속간화합물의 양을 감소시켰다.

[0044] 다음으로, β상 분율 증대 단계에서는 TiFe 금속간화합물이 석출된 결과물을 상기 제1 온도 영역보다 높은 제2 온도 영역으로 승온하여 β상의 분율을 증대시킨다. 온도가 높을수록 β상 분율 증대 효과가 더 커질 수 있으며, 또한 제2 온도 영역에서 유지되는 시간이 길수록 β상 분율 증대 효과가 더 커질 수 있다. 다만, 제2 온도 영역은 β 변태온도보다는 낮은 온도이다.

[0045] 이러한, β상 분율 증대에 의해, 도 3에 도시된 예와 같이 α상과 β상의 계면에 석출된 TiFe 금속간화합물의 적어도 일부가 β상 내로 석출될 수 있다. 이에 따라, 결과적으로는 TiFe 석출상이 α상 및 β상 각각의 내부에 균일하게 분포될 수 있다.

[0046] 이때, 제1 온도 영역은 500~700℃이고, 제2 온도 영역은 750~850℃일 수 있다. 중요한 것은 제2 온도 영역인데, 제2 온도 영역의 하한이 700℃ 미만일 경우, β상 증대 효과가 거의 없다. 다만, 제2 온도 영역을 750℃로 할 경우, 충분하고 재현성 있는 β상 증대 효과를 얻을 수 있다. 즉 제1 온도 영역과 제2 온도 영역의 차이가 적어도 50℃ 이상이 되어야만 계면 확산의 구동력이 커질 수 있다. 한편, 제2 온도 영역의 상한이 850℃를 초과하는 경우, α상의 분율 분율이 지나치게 작아져 원하지 않는 물성 저하를 나타낼 수 있다.

[0047] 상기와 같은 과정으로 제조된 타이타늄 합금은 중량%로, Al : 3.0~5.0%, Fe : 2.0~4.0% 및 O : 0.3~0.5%를 포함하고, α상과 β상을 포함하는 미세조직을 갖는다.

[0048] 이때, 본 발명에 따른 타이타늄 합금은 전술한 바와 같은 β상 증대 과정을 이용한 TiFe 금속간화합물 석출 제어를 통하여, β상 내에 석출되어 있는 TiFe 금속간화합물의 개수가 α상 내에 석출되어 있는 TiFe 금속간화합물의 개수보다 더 많은 것이 특징이다.

[0049] 나아가, 본 발명에 따른 타이타늄 합금은 β상의 부피 분율이 α상의 부피 분율보다 더 클 수 있다. 이러한 β상의 부피 분율은 β상 분율 증대 단계가 수행되는 온도 및 시간에 따라 조절될 수 있다. 즉, β상 분율 증대가 수행되는 온도가 높을수록 혹은 β상 분율 증대가 수행되는 시간이 길수록 β상의 부피 분율이 증대될 수 있다.

[0050] 본 발명에 따른 타이타늄 합금은 기계적 물성 측면에서, 인장강도 1090~1140MPa, 항복강도 950~1010MPa 및 연신율 18~20%를 나타낼 수 있다.

[0051]

[0052] 본 발명에 따른 타이타늄 합금 제조 방법은 β상 분율 증대를 이용하여 Ti-Al-Fe계 합금의 성형 공정에서 발생하는 TiFe 금속간화합물의 석출을 제어한다. 그 결과, β상 분율 증대를 통해 TiFe 금속간화합물이 β상 내에 석출되도록 함으로써, 기계적 물성이 향상될 수 있다.

[0053] 결국, 본 발명에 따른 타이타늄 합금은 산소함량이 높은 스크랩 및 저가원소인 철을 합금원소로 이용하여 제조되면서도 상용의 Ti-6Al-4V 합금과 동등 이상의 기계적 강도를 나타낼 수 있다.

[0054] **실시예**

[0055] 이하, 본 발명의 바람직한 실시예를 통해 본 발명의 구성 및 작용을 더욱 상세히 설명하기로 한다. 다만, 이는 본 발명의 바람직한 예시로 제시된 것이며 어떠한 의미로도 이에 의해 본 발명이 제한되는 것으로 해석될 수는 없다. 여기에 기재되지 않은 내용은 이 기술분야에서 숙련된 자이면 충분히 기술적으로 유추할 수 있는 것이므로 그 설명을 생략하기로 한다.

[0056] **1. 타이타늄 합금 시편의 제조**

[0057] 균질 조성의 합금제조에 용이한 유도스컬용해로를 이용하여, 표 1에 기재된 합금 조성을 포함하고 나머지 Ti와 불가피한 불순물로 이루어진 잉곳형태로 제조하였다.

[0058] [표 1] (단위 : 중량%)

[0059]

	Al	Fe	O
시편 1	5.0	2.5	0.38
시편 2	5.0	3.0	0.37
시편 3	4.0	2.5	0.35
시편 4	4.0	3.0	0.40
시편 5	6.0	4.0	-

[0060] 시편 1~4(발명예)

[0061] 제조된 잉곳은 1,050℃에서 용체화처리 후 결정립미세화를 위한 잉곳 파쇄 공정을 거친 후 이 합금의 α+β영역에서 열간압연을 수행하여 최종 두께 3㎜의 판재를 제작하였다. 이후 이 합금의 β변태온도 이상인 약 1050℃에서 2시간동안 균질화처리 및 가공 후, 600℃에서 1.5시간 동안 어닐링 처리, 즉 TiFe 금속간화합물을 α상과 β상의 계면에 석출시키고, 다시 800℃에서 1시간 열처리, 즉 β상의 분율 증대를 수행하였다.

[0062] 시편 5(비교예)

[0063] 시편 5의 경우, 1,050℃에서 용체화처리 후 결정립미세화를 위한 잉곳 파쇄 공정을 거친 후 이 합금의 β영역에서 열간압연을 수행하여 최종 두께 3㎜의 판재를 제작하였다. 이후 이 합금의 β변태온도 이상인 약 1050℃에서 2시간동안 균질화처리 및 가공 후, 704℃에서 1.5시간동안 어닐링 처리하고, 600℃에서 10시간 시효처리를 하였

다.

[0064] **2. 타이타늄 합금 시편의 기계적 물성**

[0065] 도 4는 본 발명에 따른 방법으로 제조된 Ti-Al-Fe-O계 타이타늄 합금인 시편 1~4에 대한 상온 인장 시험 결과를 나타낸 것이다. 각 시편에 대하여 상온 인장 시험을 2회 수행하였다.

[0066] 도 4를 참조하면, 제조된 타이타늄 합금은 1090~1140MPa이 인장강도, 950~1010MPa의 항복강도 및 18~20%의 연신율을 나타내는 것을 볼 수 있다.

[0067] 이 합금의 기계적 강도는 알루미늄 및 철의 함량에 따라 약 40MPa 정도의 차이를 보였다. 그러나 전반적으로 본 발명에 따른 Ti-Al-Fe-O계 타이타늄 합금은 상용 Ti-6Al-4V 합금의 강도보다 우수한 값을 갖는 것으로 나타났다.

[0068] 아울러, 본 발명에 다른 타이타늄 합금의 경우, 높은 산소함량을 포함하고 있으면서도 연신율이 상용의 Ti-6Al-4V 합금의 10~15%의 연신율보다 특히 우수한 것으로 나타났다.

[0069] 도 5는 비교예에 따른 방법으로 제조된 Ti-Al-Fe계 타이타늄 합금인 시편 5에 대한 상온 인장 시험 결과를 나타낸 것이다.

[0070] 도 5를 참조하면, 시편 5의 경우, 인장강도는 약 1,200MPa 정도로 우수한 것으로 나타났으나, 연신율은 11% 정도에 불과하여, 시편 1~4에 비하여 상대적으로 낮은 값을 나타내는 것을 볼 수 있다. 이와 같이 시편 5의 좋지 않은 연성은 시효처리 후 α/β 계면에 다량의 TiFe상의 석출로 인한 것이라 볼 수 있다.

[0071] **3. α상 및 β상 분율 변화**

[0072] 시편 1~4에 대하여 600℃ 1.5시간 동안 어닐링 처리 후의 TiFe 석출분율을 계산하기 위해서 Thermocalc의 TTTI3 database를 활용하여 각 시편의 조성에서 안정 TiFe 상분율을 계산하여 표 2에 나타내었다.

[0073] 또한, 시편 6의 경우, 위의 시편 5와 조성은 동일하며, 공정은 600℃에서 1.5시간 동안 어닐링 처리 및 800℃에서 1시간 열처리를 포함하는 시편 1~4의 제조 공정이 적용되었다.

[0074] [표 2]

[0075]

	TiFe 분율	α상 분율 감소량	β상 분율 증가량
시편 1	4.04%	-22.47%	26.51%
시편 2	4.87%	-26.70%	31.57%
시편 3	4.08%	-24.89%	28.97%
시편 4	4.92%	-28.59%	33.51%
시편 6	6.47%	-33.51%	41.78%

[0076] 표 2를 참조하면, Fe의 함량이 많을수록 TiFe 석출 분율이 큰 것을 볼 수 있다. 600℃에서 1.5시간 어닐링 처리할 경우, TiFe는 계면에너지가 상대적으로 적은 α상과 β상의 계면 상에 존재할 것이다. 이를 800℃에서 1시간 열처리를 하면, 상기 표 2에서 볼 수 있는 바와 같이 β상의 분율이 늘어나면서 α상과 β상의 계면의 이동한다. 이러한 α상과 β상의 계면의 이동에 따라, α상과 β상 계면 상에 존재했던 석출물이 결과적으로는 기계적 물성이 향상 될 수 있는 β상 기지 내의 미세하게 분포될 수 있다.

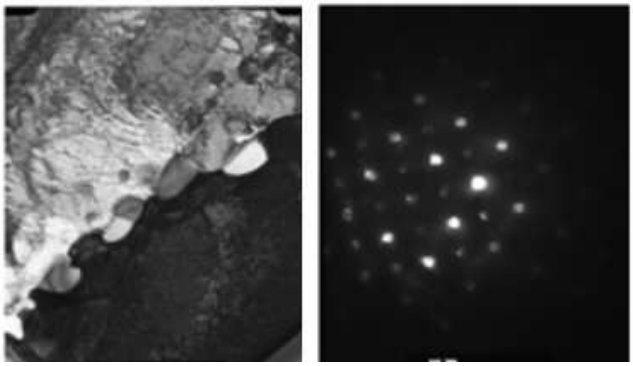
[0077] 또한, 시편 6의 결과를 고려하면, 본 발명에 따른 제조 방법은, 앞서 제시한 Al : 3.0~5.0%, Fe : 2.0~4.0% 및 O : 0.3~0.5%를 포함하는 합금 조성에 더하여, Al 및 Fe를 포함하는 다른 타이타늄 합금에도 적용될 수 있다.

[0078] 이상에서는 본 발명의 실시예를 중심으로 설명하였지만, 당업자의 수준에서 다양한 변경이나 변형을 가할 수 있

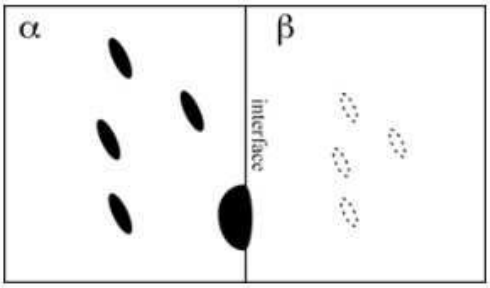
다. 이러한 변경과 변형이 본 발명의 범위를 벗어나지 않는 한 본 발명에 속한다고 할 수 있다. 따라서 본 발명의 권리범위는 이하에 기재되는 청구범위에 의해 판단되어야 할 것이다.

도면

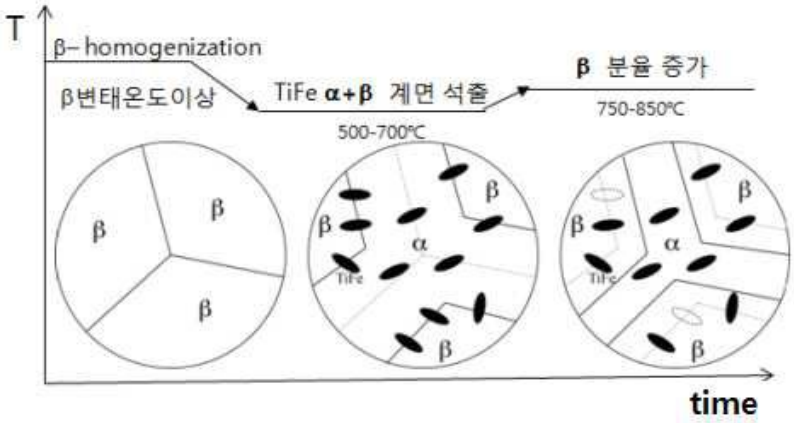
도면1



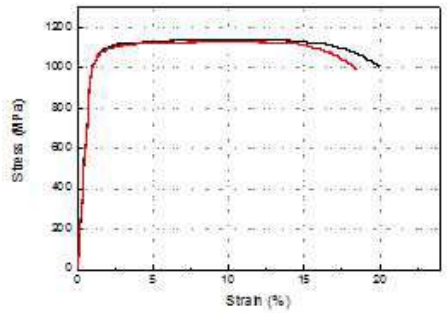
도면2



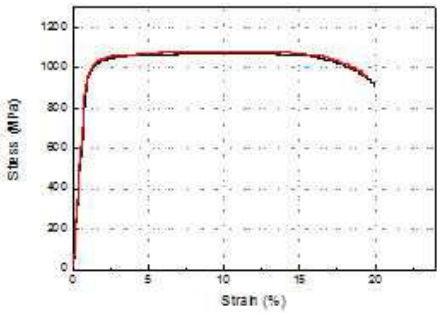
도면3



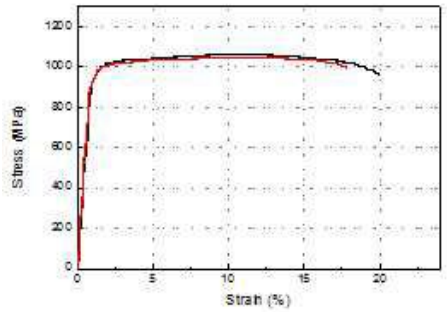
도면4



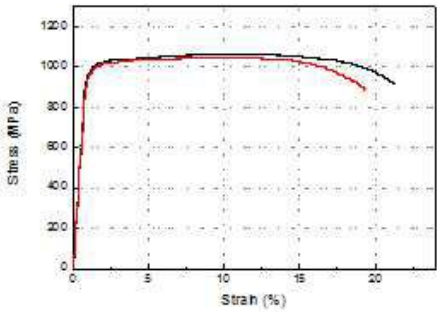
〈시편 1〉



〈시편 2〉

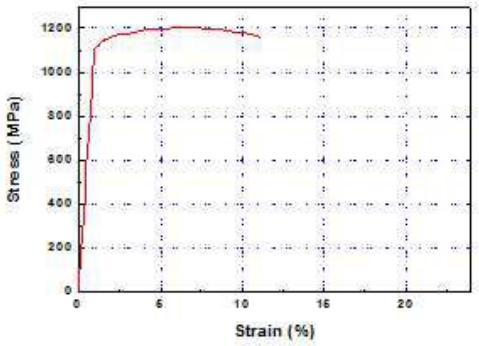


〈시편 3〉



〈시편 4〉

도면5



〈시편 5〉