



공개특허 10-2021-0003982



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2021-0003982
(43) 공개일자 2021년01월13일

- (51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 14/00 (2006.01) *C22C 1/04* (2006.01)
(52) CPC특허분류
C22C 14/00 (2013.01)
C22C 1/0458 (2013.01)
(21) 출원번호 10-2019-0079334
(22) 출원일자 2019년07월02일
심사청구일자 2019년07월02일

- (71) 출원인
한국재료연구원
경상남도 창원시 성산구 창원대로 797 (상남동)
(72) 발명자
이상원
부산광역시 금정구 중앙대로 1799
홍재근
경남 창원시 성산구 성주동 유니온빌리지아파트
(뒷면에 계속)
(74) 대리인
특허법인(유한) 대야

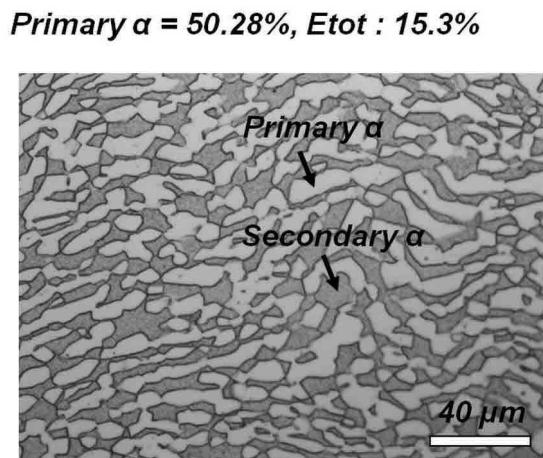
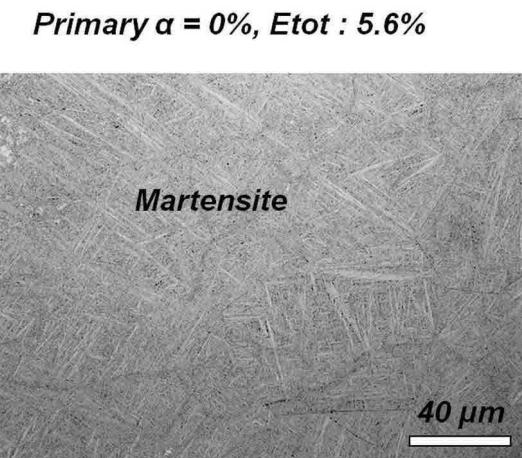
전체 청구항 수 : 총 7 항

(54) 발명의 명칭 우수한 기계적 특성을 가지는 저비용 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금

(57) 요약

본 발명은 우수한 기계적 특성을 가지면서 제조 단가가 낮은 타이타늄 합금과 상기 타이타늄 합금의 제조 방법에 관한 것으로, 본 발명의 일 실시예에 따른 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금은, 중량 %로, Ti-(4%≤Al<8%)-(1%≤Fe<3%)-(2%≤Sn<4%)를 포함하며, Mo 당량이 -3.15 이상인 것을 특징으로 한다.

대 표 도 - 도4



(72) 발명자
박찬희
경상남도 창원시 성산구 토월로27번길 18

염종택
경상남도 김해시 번화1로 168 1002동 1202호 (삼
문동, 한림리츠빌아파트)

이 발명을 지원한 국가연구개발사업
과제고유번호 PNK6230
부처명 과학기술정보통신부
과제관리(전문)기관명 국가과학기술연구회
연구사업명 재료연구소 운영비지원사업
연구과제명 발전 터빈용 타이타늄합금 최후단 블레이드 상용화기술 개발(B)(2/3)
기여율 1/1
과제수행기관명 한국기계연구원
연구기간 2019.01.01 ~ 2019.12.31

명세서

청구범위

청구항 1

중량 %로, Ti-(4%≤Al<8%)-(1%≤Fe<3%)-(2%≤Sn<4%)를 포함하며,
Mo 당량이 -3.15 이상인,
기계적 특성이 우수한 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금.

청구항 2

제1항에 있어서,
상기 합금은 중량 %로 0.2%≤0 를 포함하는,
기계적 특성이 우수한 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금.

청구항 3

제1항에 있어서,
상기 합금은 초석 알파상을 포함하는,
기계적 특성이 우수한 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금.

청구항 4

제3항에 있어서,
상기 초석 알파상의 크기가 $1\mu\text{m}$ 이상인,
기계적 특성이 우수한 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금.

청구항 5

제1항에 있어서,
상기 합금은 초석 알파상과 세컨더리 알파상을 포함하는,
기계적 특성이 우수한 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금.

청구항 6

제5항에 있어서,
상기 초석 알파상의 크기가 $1\mu\text{m}$ 이상이고,
상기 세컨더리 알파상의 크기는 수십~수백 nm인,
기계적 특성이 우수한 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금.

청구항 7

제3항 내지 제6항 중 어느 한항에 있어서,
상기 합금은 1,000 MPa 이상의 인장강도와,
10% 이상의 연신율과,
인장강도(MPa)와 연신율(%)의 곱이 10,000 이상인,
기계적 특성이 우수한 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은 높은 강도와 우수한 성형성을 동시에 가지면서 제조 비용이 낮은 타이타늄 합금에 관한 것이다.

배경 기술

[0002] 타이타늄 합금은 낮은 밀도와 높은 강도, 우수한 비강도(specific strength) 및 생체 적합성(biocompatibility)을 가지므로 많은 산업분야에 이용되고 있다.

[0003] 현재 많이 사용되는 타이타늄 합금은 순수한(또는 상업적으로 순수한) 상태의 CP(commercially pure) 타이타늄, 고온 베타(beta)상과 저온 알파(alpha) 상이 공존하는 알파+베타 타이타늄 합금, 그리고 베타 안정화 원소를 많이 포함한 베타 타이타늄 합금 등으로 구분된다.

[0004] 상기 타이타늄 합금들 가운데 알파+베타 합금으로 분류되는 Ti-6wt.% Al-4wt.%V(이하 %라 한다)은 높은 비강도로 인해 상업적으로 매우 널리 사용되고 있다.

[0005] 상기 Ti-6Al-4V 합금은 고온 베타상을 안정화시키는 원소로 V(바나듐, vanadium)을 필수 성분으로 포함한다.

[0006] 특히 V은 생체 독성이 지속적으로 보고되고 있어 Ti-6Al-4V 합금은 인공관절이나 인공치아와 같은 바이오 산업에서는 현재까지 상용화가 어려운 실정이다.

[0007] 그런데 상기 V은 매우 고가의 금속원소이므로, 그로 인해 Ti-6Al-4V 합금은 주로 항공 우주 산업과 같은 분야에서만 적용되고 있다.

[0008] 특히 최근 들어 V에 대한 수요처가 배터리 등으로 확대되면서 V의 가격이 10배 이상 폭등하였다. 이에 따라 Ti-6Al-4V 합금의 대체 합금에 대한 산업계의 요구가 지속적으로 증가하고 있다.

[0009] 다만 Ti-6Al-4V 합금의 대체 합금이 기존 Ti-6Al-4V 합금을 대체하기 위해서는 Ti-6Al-4V 합금이 가지는 기계적 특성을 적어도 만족해야 한다. 특히 Ti-6Al-4V 합금의 항공 규격인 AMS 4904에서는 인장강도 1 GPa, 연신율 8% 수준의 물성을 요구하고 있다.

[0010] 상기 Ti-6Al-4V 합금의 기계적 특성, 특히 강도 및 경도는 주로 용체화 처리(solution treatment) 후 시효(aging) 처리를 통해 조절된다.

[0011] Ti-6Al-4V 합금은, 통상적으로 Al을 포함하는 다른 Ti 합금들과 동일하게, 상기 시효 처리 동안 미세한 Ti_3Al 석출물이 기지로부터 석출되고, 상기 Ti_3Al 석출물들은 전위(dislocation)와 상호 작용을 통해 Ti-6Al-4V 합금을 강화시킨다.

[0012] 그런데 상기 Ti_3Al 은 다른 석출물 대비 강화효과가 뛰어나지 못하고, 더 나아가 최대 경도 또는 강도를 얻을 수 있는 피크 시효까지 장시간이 소요된다는 문제가 있다.

[0013] 따라서 본 발명에서는 상기 Ti-6Al-4V 합금보다 동등 이상의 기계적 특성을 가지면서 상기 AMS 4904 규격을 만족하기 위해 Ti_3Al 석출물 이외의 다른 강화 기구(mechanism)를 이용할 수 있는 합금 원소를 포함한 새로운 알파+베타 타이타늄 합금을 발명하고자 한다.

발명의 내용

해결하려는 과제

- [0014] 본 발명의 목적은 이에 따라 고가의 V을 대체하면서 동시에 비용이 낮은 새로운 알파+베타 타이타늄 합금을 제공하는 것이다.
- [0015] 보다 구체적으로 본 발명의 목적은 AMS 4904 규격을 만족시킬 수 있는 우수한 기계적 특성을 가질 수 있는 새로운 알파+베타 타이타늄 합금을 제공하는 것이다.
- [0016] 보다 구체적으로 본 발명은 기존 Ti-6Al-4V 합금에서의 Ti_3Al 석출물 이외에도 새로운 강화 기구를 이용하면서 동시에 경제성이 뛰어난 합금 원소인 Sn을 포함함으로써 우수한 기계적 특성을 가지는 새로운 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금을 제공하는 것이다.
- [0017] 본 발명의 목적들은 이상에서 언급한 목적으로 제한되지 않으며, 언급되지 않은 본 발명의 다른 목적 및 장점들은 하기의 설명에 의해서 이해될 수 있고, 본 발명의 실시예에 의해 보다 분명하게 이해될 것이다. 또한, 본 발명의 목적 및 장점들은 특히 청구 범위에 나타낸 수단 및 그 조합에 의해 실현될 수 있음을 쉽게 알 수 있을 것이다.

과제의 해결 수단

- [0018] 상기의 목적을 달성하기 위한 본 발명의 일 실시예에 따른 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금은, 중량 %로, Ti-(4%≤Al<8%)-(1%≤Fe<3%)-(2%≤Sn<4%)를 포함하며, Mo 당량이 -3.15 이상인 기계적 특성이 우수한 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금이다.
- [0019] 바람직하게는 상기 합금은 중량 %로 0.2%≤0 를 포함하는, Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금이다.
- [0020] 바람직하게는 상기 합금은 초석 알파상을 포함하는 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금이다.
- [0021] 특히, 상기 합금은 상기 초석 알파상의 크기가 $1\mu m$ 이상인 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금이다.
- [0022] 또한 상기 합금은 초석 알파상과 세컨더리 알파상을 포함하는 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금이다.
- [0023] 특히 상기 합금은 상기 초석 알파상의 크기가 $1\mu m$ 이상이고, 상기 세컨더리 알파상의 크기는 수십~수백 nm인, Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금이다.
- [0024] 이 때 상기 합금은 1,000 MPa 이상의 인장강도와, 10% 이상의 연신율과,
- [0025] 인장강도(MPa)와 연신율(%)의 곱이 10,000 이상인, Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금이다.

발명의 효과

- [0026] 본 발명에 의하면 고가의 V을 대체하면서 기존의 Ti-6Al-4V 합금보다 동등 이상의 기계적 특성을 확보할 수 있는 새로운 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금을 제공할 수 있는 장점이 있다.
- [0027] 특히 본 발명의 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄은 초석 알파상을 포함함으로써 높은 인장강도 특성과 함께 우수한 연신율을 동시에 확보할 수 있는 장점이 있다.
- [0028] 또한, 본 발명에 의하면 기존 Ti-6Al-4V 합금보다 짧은 시효처리 시간에 도 Ti-6Al-4V 합금보다 동등 이상의 기계적 특성을 확보할 수 있어 생산성이 우수한 새로운 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금을 제공할 수 있는 장점이 있다.
- [0030] 상술한 효과와 더불어 본 발명의 구체적인 효과는 이하 발명을 실시하기 위한 구체적인 사항을 설명하면서 함께 기술한다.

도면의 간단한 설명

- [0031] 도 1은 본 발명의 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금을 제조하는 방법을 나타내는 도식도이다.
- 도 2는 본 발명의 표 1 및 표 2의 실시예 및 비교예 합금들의 Mo 당량에 따른 인장강도(UTS, ultimate tensile strength)를 도시한 것이다.

도 3은 본 발명의 표 1 및 표 2의 실시예 및 비교예 합금들의 Sn의 조성범위에 따른 인장강도(UTS, ultimate tensile strength)와 연신율(%)의 곱(product)를 도시한 것이다.

도 4는 상기 실시예 1-1 및 1-1-1의 시효 처리 후 미세조직을 나타낸다.

도 5는 상기 실시예 1-4 및 1-4-1의 시효 처리 후 미세조직을 나타낸다.

도 6은 상기 실시예 1-1 합금에서의 초석 알파상과 세컨더리 알파상의 미세조직을 도시한다.

도 7은 초석 알파상의 분율에 따른 본 발명의 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금의 연신율 변화를 도시한다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

- [0032] 이하, 도면을 참조하여 본 발명의 실시예에 대하여 본 발명이 속하는 기술 분야에서 통상의 지식을 가진 자가 용이하게 실시할 수 있도록 상세히 설명한다. 본 발명은 여러 가지 상이한 형태로 구현될 수 있으며 여기에서 설명하는 실시예에 한정되지 않는다.
- [0033] 본 발명을 명확하게 설명하기 위해서 설명과 관계없는 부분은 생략하였으며, 명세서 전체를 통하여 동일 또는 유사한 구성요소에 대해서는 동일한 참조 부호를 붙이도록 한다. 또한, 본 발명의 일부 실시예들을 예시적인 도면을 참조하여 상세하게 설명한다. 각 도면의 구성요소들에 참조부호를 부가함에 있어서, 동일한 구성요소들에 대해서는 비록 다른 도면상에 표시되더라도 가능한 한 동일한 부호를 가질 수 있다. 또한, 본 발명을 설명함에 있어, 관련된 공지 구성 또는 기능에 대한 구체적인 설명이 본 발명의 요지를 흐릴 수 있다고 판단되는 경우에는 그 상세한 설명은 생략할 수 있다.
- [0034] 본 발명의 구성 요소를 설명하는 데 있어서, 제 1, 제 2, A, B, (a), (b) 등의 용어를 사용할 수 있다. 이러한 용어는 그 구성 요소를 다른 구성요소와 구별하기 위한 것일 뿐, 그 용어에 의해 해당 구성 요소의 본질, 차례, 순서 또는 개수 등이 한정되지 않는다. 어떤 구성 요소가 다른 구성요소에 "연결", "결합" 또는 "접속"된다고 기재된 경우, 그 구성 요소는 그 다른 구성요소에 직접적으로 연결되거나 또는 접속될 수 있지만, 각 구성 요소 사이에 다른 구성 요소가 "개재"되거나, 각 구성 요소가 다른 구성 요소를 통해 "연결", "결합" 또는 "접속"될 수도 있다고 이해되어야 할 것이다.
- [0036] 타이타늄은 체심입방격자(body centered cubic, BCC) 구조를 가지는 고온의 베타상과 육방체밀격자(hexagonal closed packed, HCP) 구조를 가지는 저온의 알파상을 두 가지 결정구조를 가지는 동소변태(polymorphous) 원소이다.
- [0037] 상기 타이타늄에 전이금속이 첨가되면, 상기 타이타늄의 고온 베타상이 안정해지는 영역이 넓어지게 된다. 다시 말하면 고온 베타상이 저온 알파상으로 상변태되는 온도인 베타 트랜서스(beta transus) 온도가 감소하게 된다.
- [0038] 이 때 각 첨가되는 합금원소에 따라 베타상이 안정화되는 정도가 달라지는데, Mo(molibdenum)을 기준으로 각 합금원소 별로 베타상 안정화 정도를 나타낸 것을 다음과 같은 Mo 당량(Mo equivalency)라 한다.
- [0040]
$$[Mo]_{eq} = [Mo] + 0.67 [V] + 0.44 [W] + 0.28 [Nb] + 0.22 [Ta] + 2.9 [Fe] + 1.6 [Cr] + 1.25 [Ni] + 1.7 [Mn] + 1.7 [Co] - 1.0 [Al]$$
- [0042] 상기 Mo 당량 값은 타이타늄 합금의 성분 및 조성 범위에 의해 결정되지만, 다양한 합금 원소들 및 각 성분들의 조성범위들을 하나의 파라미터로 normalize 시킨 값이다. 따라서 상기 Mo 당량 값은 타이타늄 합금의 상 안정성, 변형 메커니즘 및 기계적 물성을 결정할 수 있는 파라미터 값이 될 수 있다.
- [0043] 한편 Al은 타이타늄 합금에서 저온 알파상을 안정화시키는 대표적인 합금 원소이다.
- [0044] 따라서 상기 Mo 당량을 계산할 때, Al은 다른 베타 안정화 원소 값과는 달리 음(negative)의 값을 가지는 것으로 계산된다.
- [0045] 종래의 Ti-6Al-4V 합금은, 상기 Mo 당량에서 계산되는 바와 같이, V의 약한 베타 안정화능과 높은 Al 함량으로 인해 음의 값을 가진다.

- [0046] 이는 종래의 Ti-6Al-4V 합금은 비록 알파+베타 합금임에도 불구하고 베타 안정화 정도가 높지 않고 알파상이 상대적으로 높은 온도까지 안정화 될 수 있어서 시효처리 등의 열처리 온도가 다른 베타 타이타늄 합금들 대비 높아야 함을 의미한다.
- [0048] 본 발명의 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금은 기존의 Ti-Al-V계 합금에서의 베타 안정화 원소인 V를 Fe로 변경하는 것을 조성 측면에서 하나의 기술적 특징으로 한다.
- [0049] 더 나아가 본 발명의 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금은 알파상과 베타상의 상변태에는 크게 관여하지는 않지만 알파상 및 베타상 모두에 고용되어 고용강화 기구를 통해 타이타늄 합금을 강화시킬 수 있는 Sn을 포함하는 것을 조성 측면에서 다른 하나의 기술적 특징으로 한다.
- [0051] 상기 Mo 당량으로부터 예측되듯이, Fe는 V 대비 약 4배 이상의 높은 베타 안정화능을 가진다. 따라서 본 발명의 타이타늄 합금은 Fe 첨가로 인해 기존의 Ti-6Al-4V 합금 대비 동일한 베타 안정화 원소 첨가량에서도 높은 베타 안정화능을 가질 수 있다. 본 발명의 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금은 상기 조성적 특징으로 인해, Ti-6Al-4V 합금에서의 V의 첨가량보다 더 적은 Fe의 첨가량에도 불구하고 Ti-6Al-4V 합금 대비 동일 또는 더 낮은 열처리 온도 조건을 가질 수 있다.
- [0053] 한편 본 발명의 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금은 기존의 Ti-6Al-4V과 유사하게 Al을 필수 성분으로 포함한다.
- [0054] 본 발명에서 Al을 첨가하는 이유는 다음과 같다.
- [0055] 일반적으로 타이타늄 합금은 침입형 산소에 의한 강화, 고용 강화, 석출 강화 및 전위 밀도 또는 결정립 미세화 강화 메커니즘에 의해 강화된다.
- [0056] 상기 강화 메커니즘 가운데 침입형 산소에 의한 강화는 취성을 유발시킬 수 있기 때문에 바람직하지 못하다.
- [0057] 본 발명의 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금에서 이용하고자 하는 강화 기구는 주로 고용 강화와 석출 강화이다.
- [0058] 이 때 알루미늄은 타이타늄 합금에서 가장 대표적인 고용 강화 원소이다.
- [0059] 만일 알루미늄이 타이타늄에 첨가되면, 알루미늄은 주로 알파상에 고용되어 알파상을 강화시킨다. 또한 알루미늄은 타이타늄 합금에서 산화 저항성과 크립 저항성도 높일 수 있다.
- [0061] 한편 본 발명의 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금은 기존의 Ti-6Al-4V과 달리 Sn을 필수 성분으로 포함한다.
- [0062] 본 발명에서 Sn을 첨가하는 이유는 다음과 같다.
- [0063] 일반적으로 Sn은 앞에서의 Al, Fe와는 달리 알파상이나 베타상을 안정화시키는 기능을 수행하지 못한다. 다시 말하면 Sn은 고온 베타상과 저온 알파상의 상변태에 직접적인 영향을 미치지 못하는 중성화 원소로 분류된다. 이는 Sn의 경우, 알파상이나 베타상의 어느 하나로 편석되지 않고 알파상과 베타상 모두에 균일하게 용해되어 알파상과 베타상 모두를 강화시키는 고용 강화의 역할을 하는 것을 의미한다.
- [0065] 상기와 같은 기술적 이유를 바탕으로, 본 발명의 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금은 중량 %로, Ti-(4%≤Al<8%)-(1%≤Fe<3%)-(2%≤Sn<4%)의 조성을 가지는 것을 하나의 기술적 특징으로 한다.
- [0067] 만일 Al의 첨가량이 4%보다 적으면, Al 첨가에 따른 고용강화 효과가 작아서, 그 결과 최종 타이타늄 합금의 강도 및 경도가 저하되는 문제가 있다.
- [0068] 반면 Al의 첨가량이 8% 이상이면, 과도한 Al 첨가에 따라 시효과정에서 Ti_3Al 석출물이 과도하게 형성되어 가공 성 내지는 성형성이 저하되는 문제가 있다.

- [0070] 한편 Fe가 1% 보다 적게 첨가되면, 너무 적은 Fe 함량으로 인해 용체화 처리시 유지되는 고온 베타상의 분율이 작게 된다. 그 결과 시효 시 상기 베타상이 분해됨으로써 석출되는 알파상 석출물의 지나치게 적게 되어 본 발명의 타이타늄 합금의 강도 및 경도 향상이 어려워진다.
- [0071] 반면 Fe가 3% 이상으로 첨가되면, 용해 과정 중에 Fe의 편석이 지나치게 많아져서 그로 인해 합금의 균일성이 저하되는 문제가 발생하기 쉽다.
- [0073] 한편 Sn이 2% 보다 적게 첨가되면, 너무 적은 Sn 함량으로 인해 Sn의 고용 강화 효과가 미약하여 그 결과 본 발명의 타이타늄 합금의 강도 및 경도 향상이 어려워진다.
- [0074] 반면 Sn이 4% 이상으로 첨가되면, Sn의 고용 강화 효과가 지나치게 커지면서 동시에 연성이 감소하여 가공성 내지는 성형성이 저하되는 문제가 있다. 이로 인해 특히 인장강도*연신율 곱이 저하되는 문제가 있다.
- [0076] 한편 본 발명의 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금은 추가적으로 중량 %로, 0.2%까지의 산소를 포함할 수 있다.
- [0077] 산소는 대부분의 타이타늄에 불가피하게 포함되는 원소이며 타이타늄 합금에서 산소는 고용 강화 효과 및 알파상 안정화 효과가 매우 높은 반면 연성도 급격히 저하시키는 원소이다. 따라서 타이타늄에서의 산소의 첨가량은 상한값으로 제한된다. 만일 산소가 0.2% 이상 첨가되면, 본 발명의 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금의 강도는 증가하나 연성이 급격히 저하되는 문제가 있다.
- [0079] 한편 본 발명의 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금은 다양한 제조 방법에 의해 제조 가능하다. 다만 통상적인 타이타늄 합금과 유사하게 본 발명의 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금의 기계적 특성 역시 미세조직에 의해 영향을 받는다.
- [0081] 도 1은 본 발명의 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금을 제조하는 방법을 나타내는 도식도이다.
- [0082] 도 1에서 도시하는 바와 같이, 본 발명의 일 실시예에 따른 제조 방법은 먼저 주조 조직(as-cast) 조직을 깨뜨리기 위한 열간 단조(hot forging) 공정을 수행한다.
- [0083] 상기 단조 공정은 고온 베타상 단상 영역이 나타나는 최저 온도인 베타 트랜서스(beta transus) 온도를 기준으로 베타 단상 영역에서 단조를 수행하는 베타 단조와 베타 트랜서스 온도 이하의 알파+베타 이상 영역에서 단조를 수행하는 알파+베타 단조 공정을 포함한다. 다만 열간 단조라는 용어에서 의미하는 바와 같이 알파+베타 단조에서도 단조 온도는 재결정 온도 이상이어야 한다.
- [0084] 본 발명에서의 베타 단조는 베타 트랜서스 온도보다 20~30°C 높은 온도에서 수행되는 것이 바람직하다.
- [0085] 만일 베타 트랜서스 온도 근처에서 수행되는 경우, 베타 단상 영역을 담보할 수 없다. 반면 베타 트랜서스 온도 이상에서 수행되면 지나치게 높은 온도로 인해 결정립 성장이 지나치게 조장되어 최종 합금의 기계적 특성 모두가 저하되는 문제가 있다.
- [0086] 본 발명에서의 알파+베타 단조는 베타 트랜서스 온도보다 30~40°C 낮은 온도에서 수행되는 것이 바람직하다.
- [0087] 만일 베타 트랜서스 온도 근처에서 수행되는 경우, 알파+베타 이상 영역을 담보할 수 없다. 반면 베타 트랜서스 온도보다 지나치게 낮은 온도에서 수행되면 단조 중에 재결정이 발생하지 아니하는 문제가 있다.
- [0088] 한편 본 발명의 일 실시예에 따른 제조 방법에서의 열간 단조 공정에서는 업셋(upset) 단조 및/또는 사이드 단조 등의 모든 단조 공법이 적용 가능하다.
- [0089] 상기 단조 공정 이후에는 구상화(globalization 또는 spheroidization) 열처리 공정이 진행될 수 있다.
- [0090] 상기 구상화 열처리 공정은 이전의 열간 단조에 의해 형성된 타이타늄 합금의 미세 조직 내의 응력 등을 제거함과 동시에 열간 단조에 의해 가공 방향으로 일부 연신된 결정립들을 구상화하는 공정이다.

- [0091] 더 나아가 상기 구상화 열처리 단계에서는 초석(primary) 알파상이 석출된다.
- [0092] 본 발명의 일 실시예에서의 상기 열간 단조 온도 대비 상기 구상화 열처리 온도가 낮다. 이는 열간 단조 대비 구상화 열처리 공정에서의 알파상의 평형 분율이 더 큼을 의미한다. 따라서 상기 열간 단조 후의 베타 단상 또는 알파+베타 이상의 기지는 상기 구상화 열처리 공정 시 구상화 열처리 온도에 따른 평형 분율 만큼 초석 알파상이 상기 기지로부터 석출된다.
- [0093] 본 발명에서의 상기 구상화 열처리 공정은 베타 트랜서스 온도보다 70~95°C 낮은 온도에서 수행되는 것이 바람직하다. 만일 구상화 열처리 온도가 상기 온도 범위의 하한 보다 낮으면 너무 낮은 구상화 열처리 온도로 인해 구상화가 발생할만한 확산이 일어나지 않는 문제가 있다. 반면 구상화 열처리 온도가 너무 높으면 구상화 열처리 온도에 따른 알파상의 분율이 낮아서 초석 알파상이 석출되지 않는 문제가 있다.
- [0094] 본 발명에서의 상기 구상화 열처리 공정 이후에는 용체화 처리 공정 및 시효 처리 공정이 진행된다.
- [0095] 상기 용체화 처리 및 시효 처리 공정은 통상적인 알파+베타 이상 합금이나 일부 베타 합금에서 합금의 기계적 특성을 향상시키기 위해 사용된다.
- [0096] 먼저 용체화 처리 공정은 용여 그대로 구상화 처리된 알파+베타 기지를 구상화 처리 온도보다 높게 가열하여 용체화 처리 온도에서의 열역학적인 평형분율에 따라 기지 내의 일부 알파상의 분율이 감소되고 베타상의 분율이 증가되는 공정이다. 상기와 같이 증가된 베타상은 후속되는 보다 낮은 시효 처리 공정 시에 석출되고 초석 알파상과는 구별되는 미세한 세컨더리(secondary) 알파상으로 분해된다.
- [0097] 본 발명의 일 실시예에서의 상기 용체화 처리 공정은 베타 트랜서스 온도보다 20~90°C 낮은 것이 바람직하다.
- [0098] 만일 상기 용체화 처리 온도가 상한 값보다 높으면 지나치게 높은 용체화 처리 온도로 인해 초석 알파상이 거의 모두 제거되는 문제가 있다. 반면 용체화 처리 온도가 하한 값보다 낮으면, 베타상의 분율이 감소하여 후속 시효 처리 시 석출되는 미세한 제2 알파상의 분율이 감소하여 강도 등이 저하되는 문제가 있다.
- [0099] 한편 상기 시효 처리 온도는 500~600°C 범위에서 24시간 이내로 수행되는 것이 바람직하다.
- [0100] 만일 상기 시효 처리 온도가 600°C보다 높으면 지나치게 높은 시효 처리 온도로 인해 제2 알파상의 분율이 감소하여 합금의 강도가 저하되는 문제가 있다. 반면 용체화 처리 온도가 500°C보다 낮으면, 지나치게 많이 석출된 제2 알파상으로 인해 합금이 취성(brITTLE)을 가지는 문제가 있다.
- [0101] 한편 종래의 Ti-6Al-4V 합금은 통상 수십 시간 정도의 시효 처리 시 최대 피크 시효가 구현된다. 반면 본 발명의 일 실시예에서는 24시간 이내의 시효 처리에도 피크 시효가 발생한다. 이와 같은 본 발명의 타이타늄 합금의 짧은 시효 시간은 V을 포함하지 않는 조성적 경제성과 함께 생산성이 향상되어 공정적 경제성을 향상시킬 수 있는 장점이 있다.
- [0103] 이하 다음과 같은 실험예들을 통해 본 발명의 일 실시예에 따른 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금을 보다 구체적으로 살펴보고자 한다.
- [0105] <실험예>
- [0106] 표 1은 본 발명의 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금의 실시예에 해당하는 성분 및 조성 범위들을 정리한 표이다.

[0107]

<표 1>

	<i>Ti</i>	<i>Al</i>	<i>Fe</i>	<i>Sn</i>	<i>O</i>	<i>Mo eq.</i>
1-1	Bal.	4.7	1.1	3.8	0.15	-1.51
1-2	Bal.	4.8	1.4	3.9	0.15	-0.74
1-3	Bal.	4.6	1.7	3.7	0.15	0.33
1-4	Bal.	6.0	1.5	2.0	0.15	-1.65
1-5	Bal.	4.0	3.0	2.0	0.15	4.70
1-6	Bal.	7.5	1.5	2.5	0.15	-3.15
1-7	Bal.	5.0	2.5	3.0	0.15	-2.10

[0108]

표 2는 본 발명의 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금의 비교예에 해당하는 성분 및 조성 범위들을 정리한 표이다.

[0110]

<표 2>

	<i>Ti</i>	<i>Al</i>	<i>Fe</i>	<i>Sn</i>	<i>O</i>	<i>Mo eq.</i>
2-1	Bal.	4.7	0.0	3.5	0.15	-4.70
2-2	Bal.	4.7	0.5	3.9	0.15	-3.25
2-3	Bal.	4.6	0.9	3.9	0.15	-1.99
2-4	Bal.	6.0	0.0	0.0	0.15	-6.00
2-5	Bal.	8.0	1.5	4.0	0.15	-3.65
2-6	Bal.	4.0	0.0	2.0	0.15	-4.00
2-7	Bal.	6.0	3.0	0.0	0.15	2.70
2-8	Bal.	8.0	1.5	0.0	0.15	-3.65
2-9	Bal.	6.0	0.0	4.0	0.15	-6.00
2-10	Bal.	8.0	0.0	2.0	0.15	-8.00
2-11	Bal.	8.0	3.0	2.0	0.15	0.70
2-12	Bal.	4.0	1.5	0.0	0.15	0.35
2-13	Bal.	9.0	2.0	1.0	0.15	-3.20
2-14	Bal.	6.0	3.0	4.0	0.15	2.70
2-15	Bal.	5.0	2.0	1.5	0.15	0.80

[0111]

상기 표 1의 실시예 1-1 내지 1-7은 모두 $Ti-(4\% \leq Al < 8\%)-(1\% \leq Fe < 3\%)-(2\% \leq Sn < 4\%)$ 의 성분 및 조성 범위와 Mo 당량을 만족하는 실시예들이다.

[0112]

반면 표 2의 비교예 2-1 내지 2-15는 모두 $Ti-(4\% \leq Al < 8\%)-(1\% \leq Fe < 3\%)-(2\% \leq Sn < 4\%)$ 의 성분 및 조성 범위와 Mo 당량 중 적어도 하나 이상을 만족시키지 못하는 비교예들이다.

[0113]

보다 구체적으로 살펴보면, 비교예 2-5, 2-8, 2-11 및 2-13은 모두 본 발명의 Ti-Al-Fe-Sn 합금의 성분 및 조성 범위 중 Al의 상한값을 만족시키지 못하는 조성범위의 합금이다.

[0114]

- [0115] 한편 비교예 2-1 내지 2-4, 2-6, 2-9 및 2-10은 모두 본 발명의 Ti-Al-Fe-Sn 합금의 성분 및 조성 범위 중 Fe의 하한값을 만족시키지 못하는 조성범위의 합금이다.
- [0116] 한편 비교예 2-4, 2-5, 2-7 내지 2-9, 2-12, 2-14 및 2-15은 모두 본 발명의 Ti-Al-Fe-Sn 합금의 성분 및 조성 범위 중 Sn의 하한값 또는 상한값을 만족시키지 못하는 조성범위의 합금이다.
- [0118] 표 3은 상기 표 1의 본 발명의 실시예에 해당하는 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금의 열처리 조건 및 그에 따른 기계적 특성을 정리한 표이다.
- [0119] <표 3>

	Beta T	Glob. T	Solution T	UTS	Etot
1-1	1000	910	940	1045	15.3
1-2	1000	910	940	1180	11.4
1-3	990	910	850	1060	18.2
1-4	1010	945	965	1274	10.3
1-5	940	845	850	1109	14.4
1-6	1050	980	1000	1319	10.1
1-7	980	910	940	1090	12.1

- [0120]
- [0121] (여기서 Beta T는 beta transus temperature °C를 의미하며, Glob. T는 globalization temperature °C를 의미하며, Solution T는 solution temperature °C를 의미한다.)
- [0122] 본 발명의 실시예에 해당하는 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금의 경우, 표 3에 나타난 모든 조건에서 인장강도는 1,000 MPa를 초과하고 연신율 역시 최소 10%를 넘는 것으로 측정되었다. 본 발명의 실시예에 해당하는 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금은 인장강도와 연신율의 합이 10,000을 초과한다. 따라서 본 발명의 실시예에 해당하는 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금은 Ti-6Al-4V 합금보다 동등 이상의 기계적 특성을 가지면서 상기 AMS 4904 규격을 만족한다.
- [0124] 표4는 상기 표 2의 본 발명의 비교예에 해당하는 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금의 열처리 조건 및 그에 따른 기계적 특성을 정리한 표이다.

[0125]

<표 4>

	Beta T	Glob. T	Solution T	UTS	Etot
2-1	1030	940	940	740	23.9
2-2	1020	930	930	907	18.1
2-3	1000	910	910	965	15.3
2-4	1040	1020	1020	856	18.8
2-5	1055	1020	1020	1233	3.4
2-6	1000	960	960	781	10.9
2-7	980	920	940	1103	1.8
2-8	1045	980	960	1197	0.7
2-9	1060	1020	1040	772	15.4
2-10	1090	1050	1050	719	4.7
2-11	1020	940	950	1239	1.6
2-12	970	910	920	954	15.8
2-13	1060	1000	1000	1241	1.4
2-14	980	900	900	1212	7.4
2-15	990	930	940	1070	5.0

[0126]

[0127]

상기 표 4의 본 발명의 비교예들에 해당하는 합금들은 기계적 특성이 취약함을 알 수 있다. 상기 표 4의 비교예들은 모두 인장강도가 1,000 MPa보다 낮거나 또는 연신율이 10%를 만족시키지 못함을 알 수 있다. 따라서 상기 표 4의 본 발명의 비교예들에 해당하는 합금들은 Ti-6Al-4V 합금의 항공 규격인 AMS 4904 중 적어도 하나 이상을 만족하지 못한다.

[0129]

상기 표 1 내지 4의 본 발명의 다양한 실시예 및 비교예의 결과는 다음의 도면을 통해 보다 명확히 알 수 있다.

[0131]

도 2는 본 발명의 표 1 및 표 2의 실시예 및 비교예 합금들의 Mo 당량에 따른 인장강도(UTS, ultimate tensile strength)를 도시한 것이다.

[0132]

도 2에서 도시한 바와 같이, 적어도 Mo 당량이 -3.15 이상인 합금에서만 인장강도가 최소 900 MPa, 보다 바람직 하게는 1,000 MPa 이상인 것을 알 수 있다. 다시 말하면, 상기 Mo 당량이 -3.15 이상인 조건은 본 발명의 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금이 가져야 할 필요 조건에 해당한다.

[0134]

도 3은 본 발명의 표 1 및 표 2의 실시예 및 비교예 합금들의 Sn의 조성범위에 따른 인장강도(UTS, ultimate tensile strength)와 연신율(%)의 곱(product)를 도시한 것이다.

[0135]

도 3에서 도시한 바와 같이, Sn의 조성범위가 중량 %로 2% 미만인 합금들은 인장강도와 연신율의 곱이 10,000 보다 작은 것으로 측정되었다. 인장강도와 연신율의 곱이 10,000 보다 작은 것으로 측정되었다. Sn의 조성범위가 2% 이상 4% 미만인 비교예의 합금들의 경우, 인장강도가 낮거나 또는 연신율이 매우 작기 때문에 인장강도와 연신율의 곱이 10,000 보다 작은 것으로 판단된다.

[0136]

한편 비교예 2-11의 합금은 비록 Sn의 조성범위가 2%를 만족하나 Al의 함량이 지나치게 높기 때문에 인장강도는

우수하나 연신율이 매우 취약하여 그로 인해 인장강도와 연신율의 곱이 10,000 보다 작은 것으로 판단된다.

[0138] 표 5는 상기 표 1의 본 발명의 실시예에 해당하는 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금의 열처리 조건에 따른 기계적 특성을 정리한 표이다.

[0139] <표 5>

	Beta T	Glob. T	Solution T	UTS MPa	Etot %	Primary α volume %
1-1	1000	910	940	1045	15.3	50.28
1-1-1	1000	910	1020	1018	5.60	0
1-2	1000	910	940	1180	11.4	42.14
1-2-1	1000	910	1020	1104	2.20	0
1-3	990	910	850	1060	18.2	72.14
1-3-1	990	910	1020	1151	1.30	0
1-4	1010	945	965	1274	10.3	35.40
1-4-1	1010	945	1025	1156	1.26	0
1-5	940	845	850	1109	14.4	48.33
1-5-1	940	845	950	1016	0.88	0
1-6	1050	980	1040	1319	10.1	6.20
1-6-1	1050	980	1080	1266	1.52	0
1-7	980	910	940	1090	12.1	20.83
1-7-1	980	910	1020	1125	1.54	0

[0140]

[0141] 상기 표 5의 1-1 내지 1-7은 모두 용체화 처리 온도(solution T)가 베타 트랜서스 온도(beta T) 이하에서 수행된 반면, 1-1-1 내지 1-7-1은 모두 용체화 처리 온도가 베타 트랜서스 온도(beta T)보다 높은 온도에서 수행된 차이가 있다.

[0142]

본 발명의 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금의 용체화 처리 온도가 베타 트랜서스 온도(beta T)보다 높은 온도보다 높으면, 상기 용체화 처리 이전의 열처리에 의한 미세조직은 용체화 처리에 의해 사라지게 된다. 이와 같은 성질은 통상 금속 분야에서는 히스토리(history)를 잊는다고도 일컬어 진다.

[0143]

상기 1-1-1 내지 1-7-1의 합금들이 베타 단상 영역에서 용체화 처리되면, 이전의 globalization 처리 시 형성된 알파+베타 이상의 기지(matrix)가 베타 단상의 기지로 변태된다. 반면 상기 1-1 내지 1-7의 합금들은 베타 트랜서스 온도보다 낮은 알파+베타 이상영역에서 용체화 되어 용체화 처리 동안 평형 상분율에 따른 알파+베타 이상의 기지가 만들어진다. 이와 같이 용체화 처리 동안 생성되는 알파상은 후속 시효처리 시 형성되는 알파상과 구별되며 통상적으로 초속(primary) 알파상이라 한다.

[0144]

상기 용체화 처리 후에는 급냉(quench)과 함께 상대적으로 저온에서 시효 처리가 수행된다. 상기 급냉 및 시효 후 기지의 미세조직은 용체화 처리 조건에 영향을 받는다.

[0145]

구체적으로 살펴보면, 알파+베타 이상 영역에서 용체화 처리된 상기 1-1 내지 1-7의 합금들은 고온 베타 단상의 기지는 후속 급냉 시 초석 알파상으로 인해 베타상이 안정화 된다. 따라서 후속 시효 시 잔류 베타상에서 세컨더리(secondary) 알파상이 석출된다. 그 결과 상기 1-1 내지 1-7의 합금들은 고강도와 함께 고연성을 확보할 수 있다.

[0146]

반면 베타 단상 영역에서 용체화 처리된 상기 1-1-1 내지 1-7-1의 합금들의 고온 베타 단상의 기지는 후속 급냉 시 조대한 결정립의 마르텐사이트(martensite) 기지로 변태되며, 후속 시효 처리 시 상기 마르텐사이트 기지는 일부가 세컨더리(secondary) 알파로 변태되지만 나머지 일부는 그대로 유지된다. 따라서 상기 1-1-1 내지 1-7-1

의 합금들은 연성 면에서 취약해진다.

[0148] 도 4는 상기 실시예 1-1 및 1-1-1의 시효 처리 후 미세조직을 나타낸다.

[0149] 도 5는 상기 실시예 1-4 및 1-4-1의 시효 처리 후 미세조직을 나타낸다.

[0150] 도 4 및 5의 왼쪽 미세조직에서 도시하는 상기 1-1-1 및 1-4-1 합금은 앞에서 설명한 바와 같이 마르텐사이트 기지 내에 세컨더리 알파가 석출된 미세조직을 가짐을 알 수 있다. 반면 도 4 및 5의 오른쪽 미세조직에서 도시하는 상기 1-1 및 1-4 합금은 앞에서 설명한 바와 같이 베타 기지 내에 초석 알파와 세컨더리 알파가 석출된 미세조직을 가짐을 알 수 있다. 또한 상기 1-1 및 1-4 합금은 상기 1-1-1 및 1-4-1 합금과는 달리 조대한 결정립 조직을 갖지 않음을 알 수 있다.

[0152] 상기 시효 처리 동안 저온의 세컨더리(secondary) 알파상은 과포화된(super-saturated) 마르텐사이트 기지 또는 고온 베타상으로부터 평형 상분율에 따라 석출된다. 상기 시효 처리 시 생성되는 세컨더리 알파상은 용체화 처리 시 형성되는 초석 알파상과 그 형상이 상이하다. 용체화 처리는 시효 처리 보다 높은 온도에서 수행되므로 용체화 처리 시 확산 속도는 시효 처리 시 확산 속도보다 더 빠르다. 따라서 용체화 처리 시 형성되는 초석 알파상은 상대적으로 저온의 시효 처리 시 형성되는 세컨더리 알파상보다 성장 속도가 더 빠르므로 크기가 더 큰 형상적 특징을 가지게 된다.

[0154] 도 6은 상기 실시예 1-1 및 1-4 합금에서의 초석 알파상과 세컨더리 알파상의 미세조직을 도시한다.

[0155] 도 6의 왼쪽 그림에서 도시하는 바와 같이, 초석 알파상은 $1\mu\text{m}$ 이상의 크기를 가진다. 반면 도 6의 오른쪽 그림에서 도시하는 바와 같이, 세컨더리 알파상은 수십~수백 nm 크기를 가진다.

[0157] 상기 도 4 내지 6의 미세조직에 의해 본 발명의 상기 표 5에서의 실시예 1-1 내지 1-7의 합금들의 기계적 특성이 영향을 받는다.

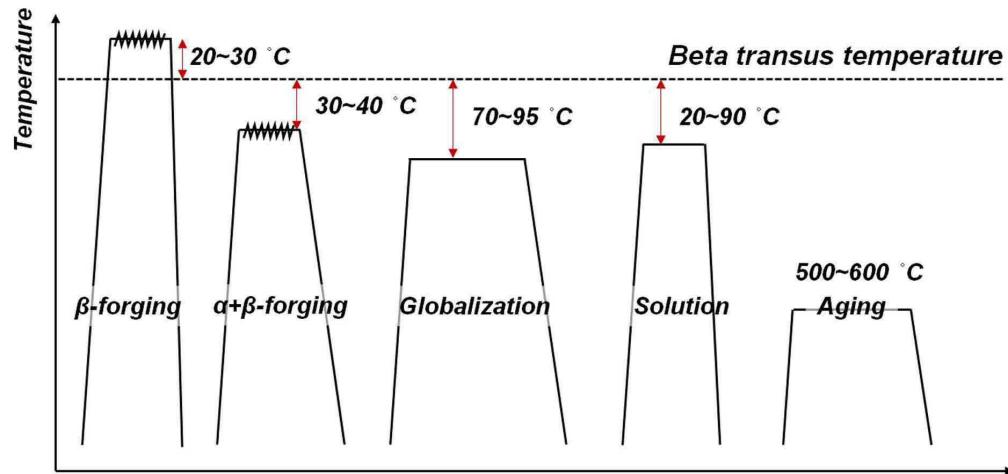
[0158] 도 7은 초석 알파상의 분율에 따른 본 발명의 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금의 연신율 변화를 도시한다.

[0159] 도 7에서 도시한 바와 같이 초석 알파상이 없는 1-1-1 내지 1-7-1 합금은 연신율이 10%를 넘지 못하는 것으로 나타났다. 반면 초석 알파상이 존재하는 1-1 내지 1-7 합금은 모두 10% 이상인 것으로 측정되었다. 따라서 본 발명의 Ti-Al-Fe-Sn계 타이타늄 합금은 초석 알파상이 존재하기만 1,000 MPa 이상의 인장강도와 함께 10% 이상의 연신율을 가짐을 알 수 있다.

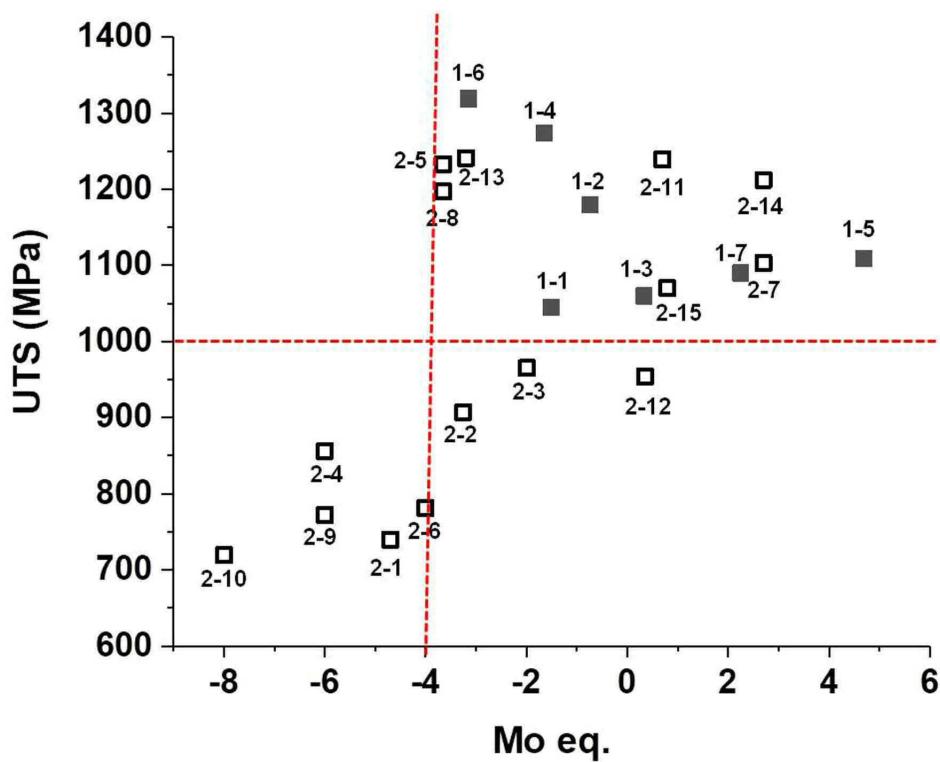
[0161] 이상과 같이 본 발명에 대해서 예시한 도면을 참조로 하여 설명하였으나, 본 명세서에 개시된 실시예와 도면에 의해 본 발명이 한정되는 것은 아니며, 본 발명의 기술사상의 범위 내에서 통상의 기술자에 의해 다양한 변형이 이루어질 수 있음을 자명하다. 아울러 앞서 본 발명의 실시예를 설명하면서 본 발명의 구성에 따른 작용 효과를 명시적으로 기재하여 설명하지 않았을지라도, 해당 구성에 의해 예측 가능한 효과 또한 인정되어야 함은 당연하다.

도면

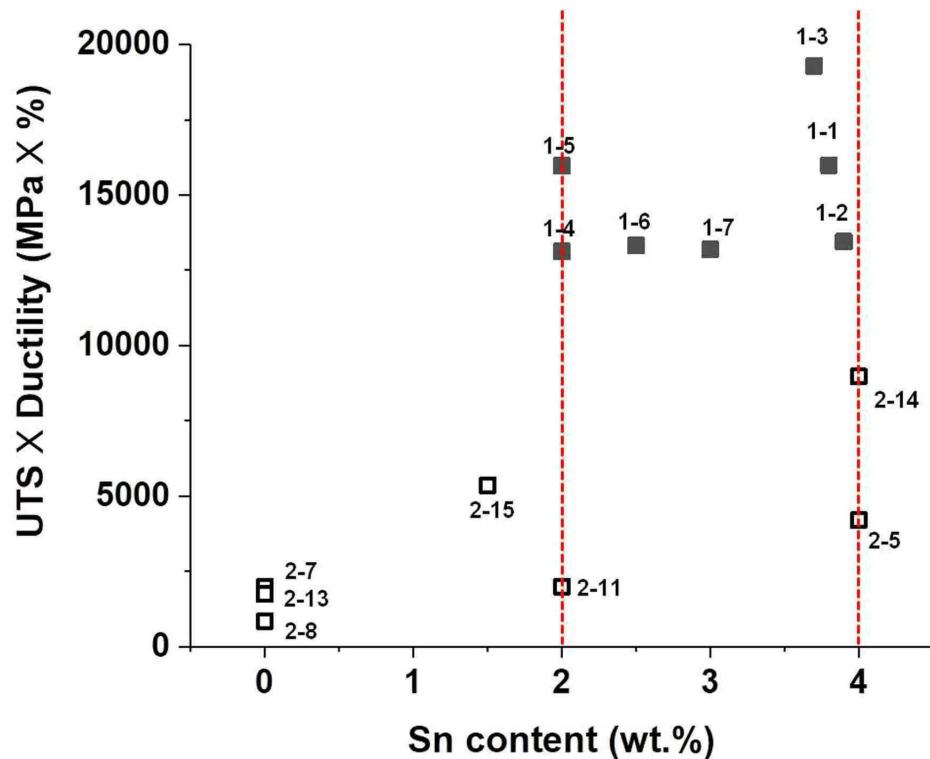
도면1



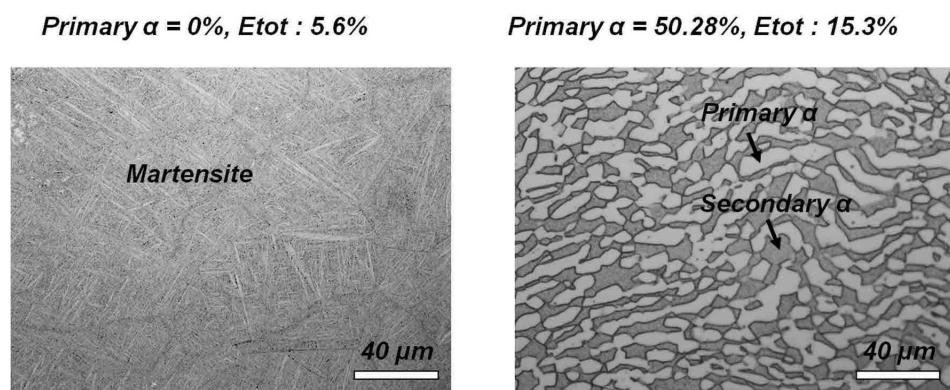
도면2



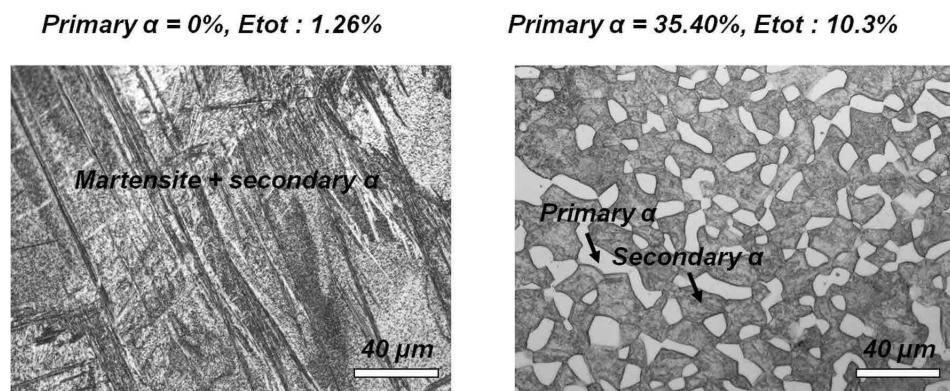
도면3



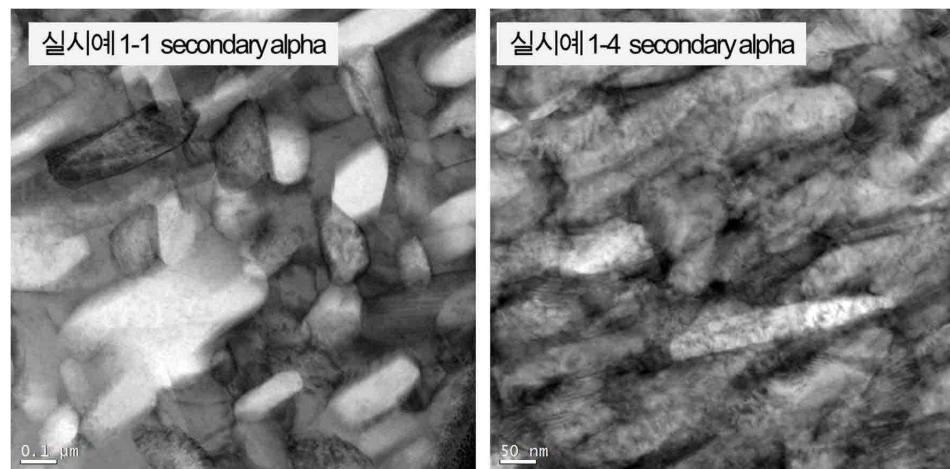
도면4



도면5



도면6



도면7

