



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2024-0172218
(43) 공개일자 2024년12월09일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 30/00 (2006.01) C21D 6/00 (2006.01)
C21D 8/10 (2006.01) C22C 38/00 (2006.01)
C22C 38/54 (2006.01)
(52) CPC특허분류
C22C 30/00 (2021.01)
C21D 6/00 (2013.01)
(21) 출원번호 10-2024-7036983
(22) 출원일자(국제) 2023년04월10일
심사청구일자 2024년11월06일
(85) 번역문제출일자 2024년11월06일
(86) 국제출원번호 PCT/JP2023/014635
(87) 국제공개번호 WO 2023/199902
국제공개일자 2023년10월19일
(30) 우선권주장
JP-P-2022-065270 2022년04월11일 일본(JP)

(71) 출원인
닛폰세이테츠 가부시키가이샤
일본 도쿄도 치요다구 마루노우찌 2조메 6방 1고
(72) 발명자
오스키 다카히로
일본 1008071 도쿄도 치요다구 마루노우찌 2조메 6방 1고 닛폰세이테츠 가부시키가이샤 내
아오타 쇼오고
일본 1008071 도쿄도 치요다구 마루노우찌 2조메 6방 1고 닛폰세이테츠 가부시키가이샤 내
조토쿠 가나
일본 1008071 도쿄도 치요다구 마루노우찌 2조메 6방 1고 닛폰세이테츠 가부시키가이샤 내
(74) 대리인
양영준, 최인호, 성재동

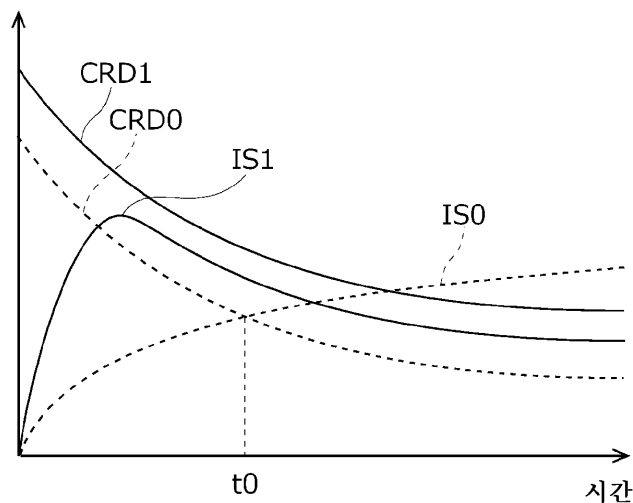
전체 청구항 수 : 총 3 항

(54) 발명의 명칭 합금재

(57) 요약

고온 환경에서 충분한 크리프 강도를 가지고, 또한, 우수한 내응력 완화 균열성 및 우수한 내용접 고온 균열성의 양립이 가능한, 합금재를 제공한다. 본 개시에 의한 합금재는, 질량%로, C: 0.050 내지 0.100%, Si: 1.00% 이하, Mn: 1.50% 이하, P: 0.035% 이하, S: 0.0015% 이하, Cr: 19.00 내지 23.00%, Ni: 30.00 내지 35.00%, N: 0.100% 이하, Al: 0.15 내지 0.70%, Ti: 0.15 내지 0.70%, 및, B: 0.0010 내지 0.0050%를 함유하고, 잔부는 Fe 및 불순물로 이루어지고, 식 (1) 및 식 (2)를 충족시킨다. $0.60 < Al + Ti < 1.20$ (1) $1.12 \leq Ti / Al$ (2)

대표도 - 도1



(52) CPC특허분류

C21D 8/10 (2013.01)

C22C 38/00 (2013.01)

C22C 38/54 (2013.01)

명세서

청구범위

청구항 1

화학 조성인, 질량%로,

C: 0.050 내지 0.100%,

Si: 1.00% 이하,

Mn: 1.50% 이하,

P: 0.035% 이하,

S: 0.0015% 이하,

Cr: 19.00 내지 23.00%,

Ni: 30.00 내지 35.00%,

N: 0.100% 이하,

Al: 0.15 내지 0.70%,

Ti: 0.15 내지 0.70%,

B: 0.0010 내지 0.0050%,

Nb: 0 내지 0.30%,

Ta: 0 내지 0.50%,

V: 0 내지 1.00%,

Zr: 0 내지 0.10%,

Hf: 0 내지 0.10%,

Cu: 0 내지 1.00%,

Mo: 0 내지 1.00%,

W: 0 내지 1.00%,

Co: 0 내지 1.00%,

Ca: 0 내지 0.0200%,

Mg: 0 내지 0.0200%,

희토류 원소: 0 내지 0.1000%, 및,

잔부는 Fe 및 불순물로 이루어지고,

식 (1) 및 식 (2)를 충족시키는,

합금재.

$0.60 < Al + Ti < 1.20$ (1)

$1.12 \leq Ti / Al$ (2)

여기서, 식 (1) 및 식 (2) 중의 각 원소 기호에는, 상기 합금재의 화학 조성 중의 대응하는 원소의 함유량이 질량%로 대입된다.

청구항 2

제1항에 있어서,

전해 추출법으로 얻어진 잔사 중의 질량%에 의한 Ti 함유량을 $[Ti]_R$ 로 정의했을 때, 식 (3)을 더 충족시키는, 합금재.

$$0.050 < [Ti]_R < 0.72Ti - 0.01(Ti/Al) - 0.11 \quad (3)$$

여기서, 식 (3) 중의 각 원소 기호에는, 상기 합금재의 화학 조성 중의 대응하는 원소의 함유량이 질량%로 대입된다.

청구항 3

제1항 또는 제2항에 있어서,

Nb: 0.01 내지 0.30%,

Ta: 0.01 내지 0.50%,

V: 0.01 내지 1.00%,

Zr: 0.01 내지 0.10%

Hf: 0.01 내지 0.10%,

Cu: 0.01 내지 1.00%,

Mo: 0.01 내지 1.00%,

W: 0.01 내지 1.00%,

Co: 0.01 내지 1.00%,

Ca: 0.0001 내지 0.0200%,

Mg: 0.0001 내지 0.0200%, 및,

희토류 원소: 0.001 내지 0.1000%

로 이루어지는 군에서 선택되는 1 원소 이상을 함유하는,

합금재.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 개시는, 합금재에 관한 것이며, 더욱 상세하게는, 고온 환경에서의 이용이 가능한 합금재에 관한 것이다.

배경 기술

[0002] 수증기 개질 장치, 에틸렌 분해로, 석유 정제 용도 및 석유 화학 플랜트 용도의 가열로관, 및, 다결정 실리콘 제조 장치 등에 사용되는 합금재는, 500 내지 1000℃의 고온 환경에서 사용된다. 그 때문에, 이러한 고온 환경에서 사용되는 합금재에는, 높은 크리프 강도와, 고온 환경에서의 우수한 내식성이 요구된다. 이러한 고온 환경에서 사용되는 합금재로서, 알로이 800, 알로이 800H, 알로이 800HT가 알려져 있다.

[0003] 알로이 800, 알로이 800H, 알로이 800HT는, Cr 및 Ni를 다량으로 함유한다. 그 때문에, 이들 합금재는, 고온에서의 내식성이 우수한 것이 알려져 있다. 이들 합금재는 또한, Al 및 Ti를 함유한다. 그 때문에, 고온 환경에서의 사용 중에, 합금재 중에, 감마 프라임(γ')상($Ni_3(Al, Ti)$)이 생성된다. γ' 상에 의한 석출 강화에 의해, 이들 합금재는, 우수한 크리프 강도를 갖는다.

[0004] 그러나, 알로이 800, 알로이 800H, 알로이 800HT에서는, 용접 시공 시에 있어서, 용접 열 영향부(HAZ: Heat-

Affected-Zone)에서 용접 고온 균열이 발생하기 쉽다. 또한, 비특허문헌 1 및 2에서도 소개되어 있는 대로, 이들 합금제에서는, 고온 환경에서의 사용 중에 있어서, 응력 완화 균열이 발생하는 경우가 있다. 그 때문에, 알로이 800, 알로이 800H, 알로이 800HT와 동등한 화학 조성을 갖는 합금제에서는, 우수한 내용접 고온 균열성 및 우수한 내용력 완화 균열성이 요구된다.

[0005] 상술한 합금제의 내용력 완화 균열성을 높이기 위해, 종래, Al 및 Ti의 총 함유량을 제한하는 방법이나, 용접 시공 후에 열처리를 실시하는 방법 등이 제안되어 있다. 그러나, Al 및 Ti의 총 함유량을 제한하면, 충분한 크리프 강도가 얻어지지 않는다. 또한, 용접 시공 후에 열처리를 실시하는 경우, 시공 비용이 높아지거나, 설비 설계 상, 용접 시공 후에 열처리를 할 수 없는 경우가 있거나 한다.

[0006] Al 및 Ti를 함유하는 합금제의 내용력 완화 균열성을 높이는 기술이, 국제 공개 제2018/066579호에 개시되어 있다. 이 문헌에서는, 고온 환경에서의 우수한 내용력 완화 균열성을 실현하기 위하여, 고온 환경에서의 사용 중에 합금제 중에 생성되는 γ' 상에 주목한다. 이 문헌에서는, 고온 환경에서의 사용 중에 적절한 양의 γ' 상을 생성하기 위하여, 합금제의 화학 조성을 조정한다. 이에 의해, 고온 환경에서의 사용 중에 있어서, 우수한 내용력 완화 균열성이 얻어진다고 특허문헌 1에는 기재되어 있다.

선행기술문헌

특허문헌

[0007] (특허문헌 0001) 국제 공개 제2018/066579호

비특허문헌

[0008] (비특허문헌 0001) Hans van Wortel: "Control of Relaxation Cracking in Austenitic High Temperature Components", CORROSION 2007(2007), NACE, Paper No.07423

(비특허문헌 0002) Richard Colwell and Cathleen Shargay: "Alloy 800H: Material and fabrication challenges associated with the mitigation of stress relaxation cracking", ASME Pressure Vessels & Piping Conference 2020, Paper No.2020-21842

발명의 내용

해결하려는 과제

[0009] 특허문헌 1에 기재된 합금제에서도, 고온 환경에서 우수한 내용력 완화 균열성이 얻어진다. 그러나, 다른 수단에 의해, 고온 환경에서 우수한 내용력 완화 균열성이 얻어져도 된다. 또한, 특허문헌 1에서는, 우수한 내용력 완화 균열성 및 우수한 내용접 고온 균열성의 양립에 대해서는 전혀 검토되어 있지 않다.

[0010] 본 개시의 목적은, 고온 환경에서 충분한 크리프 강도를 가지고, 또한, 우수한 내용력 완화 균열성 및 우수한 내용접 고온 균열성의 양립이 가능한, 합금제를 제공하는 것이다.

과제의 해결 수단

[0011] 본 개시에 의한 합금제는,

[0012] 화학 조성인, 질량%로,

[0013] C: 0.050 내지 0.100%,

[0014] Si: 1.00% 이하,

[0015] Mn: 1.50% 이하,

[0016] P: 0.035% 이하,

[0017] S: 0.0015% 이하,

- [0018] Cr: 19.00 내지 23.00%,
- [0019] Ni: 30.00 내지 35.00%,
- [0020] N: 0.100% 이하,
- [0021] Al: 0.15 내지 0.70%,
- [0022] Ti: 0.15 내지 0.70%,
- [0023] B: 0.0010 내지 0.0050%,
- [0024] Nb: 0 내지 0.30%,
- [0025] Ta: 0 내지 0.50%,
- [0026] V: 0 내지 1.00%,
- [0027] Zr: 0 내지 0.10%
- [0028] Hf: 0 내지 0.10%,
- [0029] Cu: 0 내지 1.00%,
- [0030] Mo: 0 내지 1.00%,
- [0031] W: 0 내지 1.00%,
- [0032] Co: 0 내지 1.00%,
- [0033] Ca: 0 내지 0.0200%,
- [0034] Mg: 0 내지 0.0200%,
- [0035] 희토류 원소: 0 내지 0.1000%, 및,
- [0036] 잔부는 Fe 및 불순물로 이루어지고,
- [0037] 식 (1) 및 식 (2)를 충족시킨다.
- [0038] $0.60 < Al + Ti < 1.20$ (1)
- [0039] $1.12 \leq Ti / Al$ (2)
- [0040] 여기서, 식 (1) 및 식 (2) 중의 각 원소 기호에는, 상기 합금재의 화학 조성 중의 대응하는 원소의 함유량이 질량%로 대입된다.

발명의 효과

- [0041] 본 개시에 의한 합금재는, 고온 환경에서 충분한 크리프 강도를 가지고, 또한, 우수한 내응력 완화 균열성 및 우수한 내용접 고온 균열성의 양립이 가능하다.

도면의 간단한 설명

- [0042] 도 1은 화학 조성 중의 각 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내인 합금재에 있어서, 고온 환경에서의 사용 중에 응력 완화 균열이 발생하는 메커니즘을 설명하기 위한 도면이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

- [0043] 본 발명자들은, 고온 환경에서 충분한 크리프 강도를 가지고, 또한, 우수한 내응력 완화 균열성 및 우수한 내용접 고온 균열성의 양립이 가능한 합금재에 대하여, 먼저, 화학 조성의 관점에서 검토를 행하였다. 그 결과, 본 발명자들은, 질량%로, C: 0.050 내지 0.100%, Si: 1.00% 이하, Mn: 1.50% 이하, P: 0.035% 이하, S: 0.0015% 이하, Cr: 19.00 내지 23.00%, Ni: 30.00 내지 35.00%, N: 0.100% 이하, Al: 0.15 내지 0.70%, Ti: 0.15 내지 0.70%, B: 0.0010 내지 0.0050%, Nb: 0 내지 0.30%, Ta: 0 내지 0.50%, V: 0 내지 1.00%, Zr: 0 내지 0.10%, Hf: 0 내지 0.10%, Cu: 0 내지 1.00%, Mo: 0 내지 1.00%, W: 0 내지 1.00%, Co: 0 내지 1.00%, Ca: 0 내지 0.0200%, Mg: 0 내지 0.0200%, 희토류 원소: 0 내지 0.1000%, 및, 잔부는 Fe 및 불순물로 이루어지는 화학 조

성을 갖는 합금제라면, 고온 환경에서 충분한 크리프 강도를 가지고, 또한, 우수한 내응력 완화 균열성 및 우수한 내용접 고온 균열성이 양립할 가능성이 있다고 생각하였다.

[0044] 본 발명자들은 또한, 상술한 화학 조성을 갖는 합금제에 있어서, 고온 환경에서의 크리프 강도를 높이는 수단을 검토하였다. 그 결과, 화학 조성 중의 각 원소 함유량이 상술한 범위인 합금제에 있어서, 다음 식 (1)을 충족시키면, 고온 환경에서의 크리프 강도가 충분히 높아지는 것을 알아내었다.

[0045] $0.60 < Al + Ti < 1.20$ (1)

[0046] 여기서, 식 (1) 중의 각 원소 기호에는, 합금제의 화학 조성 중의 대응하는 원소의 함유량이 질량%로 대입된다.

[0047] 본 발명자들은 또한, 우수한 내응력 완화 균열성 및 우수한 내용접 고온 균열성의 양립에 대하여, 검토를 행하였다. 구체적으로는, 본 발명자들은 먼저, 상술한 화학 조성을 갖는 합금제를 고온 환경에서 사용 중에, 응력 완화 균열이 발생하는 메커니즘을 조사하였다. 그 결과, 본 발명자들은 다음 지건을 얻었다.

[0048] 도 1은 화학 조성 중의 각 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내인 합금제에 있어서, 고온 환경에서의 사용 중에 응력 완화 균열이 발생하는 메커니즘을 설명하기 위한 도면이다. 도 1의 횡축은 시간을 나타낸다. 도 1의 종축은, 연신율 또는 변형량을 나타낸다. 도 1의 곡선 CRD0는, 크리프 파단 연신율을 나타낸다. 곡선 IS0는, 크리프 변형에 수반하여 결정립 내의 Cr 결핍 영역에 축적되는 변형량을 나타낸다.

[0049] 일반적으로, 고온 환경에서 사용되는 합금제는, 합금제의 제조 공정 중에 용체화 처리가 실시되어, 합금제 중의 석출물이 고용된다. 제조 공정 중에 있어서, 합금제 중에서 석출물이 충분히 고용되어 있기 때문에, 고온 환경에서의 사용 중에 γ' 상이 생성된다. γ' 상에 의한 석출 강화에 의해, 높은 크리프 강도가 얻어진다.

[0050] 이러한 합금제를 고온 환경에서 사용한 경우, 도 1에 나타내는 대로, 크리프 파단 연신율 CRD0는, 고온 환경에서의 사용 초기로부터 시간의 경과에 수반하여 서서히 저하된다. 한편, 고온 환경의 사용 초기(즉, 응력 완화 과정의 초기)로부터, 합금제의 내부에서는, 상술한 γ' 상이 생성된다.

[0051] 고온 환경에서의 합금제의 사용 중에서는, 상술한 γ' 상뿐만 아니라, TiC도 생성된다. TiC의 생성에 의해, 입계 근방에 Cr 결핍 영역이 발생한다. Cr 결핍 영역에서는, 입자 내의 다른 영역과 비교하여, 강도가 낮다. 그 때문에, 응력 완화 과정에 있어서, Cr 결핍 영역에 크리프 변형이 집중되기 쉽다. 변형을 구성하는 전위는, Cr 결핍 영역 내의 TiC에 포획된다. 시간의 경과에 수반하여, Cr 결핍 영역 중에 생성되는 TiC양이 증가한다. 그 때문에, TiC에 포획되는 전위량도 증가한다. 그 때문에, Cr 결핍 영역에서의 크리프 변형량 IS0도 증대된다. 증대된 크리프 변형량 IS0가 크리프 파단 연신율 CRD0를 초과한 시간 t_0 에, 합금제에 응력 완화 균열이 발생한다.

[0052] 이상과 같이, 응력 완화 균열이 발생하는 요인이 되는 크리프 변형량의 증대는 Cr 결핍 영역에서 발생하고, Cr 결핍 영역은 TiC의 생성에 의해 발생한다. 그 때문에, 본 발명자들은, 응력 완화 균열에는, γ' 상보다도 TiC가 영향을 미친다고 생각하였다. 그래서, 본 발명자들은, 응력 완화 과정에서의 합금제 중의 TiC에 주목하였다.

[0053] 본 발명자들은 처음에, 응력 완화 과정에 있어서, TiC의 생성을 억제하면 된다고 생각하였다. TiC를 억제하기 위해서는, 합금제 중의 Ti 함유량을 저감하면 된다. 그러나, Ti 함유량이 식 (1)을 충족하지 않으면, 고온 환경에서의 사용 중에, 충분한 γ' 상이 생성되지 않는다. 이 경우, 고온 환경에서 충분한 크리프 강도가 얻어지지 않는다.

[0054] 그래서, 본 발명자들은, 발상을 역전시켜, TiC의 생성을 억제하는 것이 아닌, 고온 환경에서의 사용 전에, 합금제 중에 미리 어느 정도의 TiC를 생성시켜 두는 것을 생각해 냈다. 그리고, 이러한 합금제를 사용하여, 내응력 완화 균열성을 조사하였다. 그 결과, 내응력 완화 균열성이 높아지는 것을 알아내었다.

[0055] 고온 환경에서 사용하기 전의 합금제가 미리 어느 정도의 양의 TiC를 포함하는 경우, 합금제의 제조 공정 중에 어느 정도의 양의 TiC가 생성된다. 이 TiC의 피닝 효과에 의해, 합금제 중의 결정립은 미세하게 되어 있다. 합금제 중의 결정립이 미세하면, 크리프 파단 연신율이 CRD0로부터 CRD1으로 상승한다.

[0056] 또한, 응력 완화 과정의 초기 단계에 있어서, 종전의 경우와 마찬가지로, Cr 결핍 영역 중에 TiC가 생성된다. 그러나, 고온 환경에서의 사용 전의 합금제에서는, 이미 TiC가 어느 정도의 양으로 존재하고 있다. 그 때문에, 응력 완화 과정의 초기 단계에서, TiC의 생성이 포화된다. 그리고, TiC의 생성이 포화된 후, 이미 생성되어 있는 TiC가 조대화한다. TiC가 조대화함으로써, TiC에 포획되어 있었던 전위가 TiC로부터 벗어난다. 그 결과, Cr 결핍 영역에 축적된 크리프 변형량은 저하된다. 따라서, Cr 결핍 영역에서 축적된 크리프 변형량은 도 1 중

의 IS1과 같은 곡선이 된다.

- [0057] 크리프 변형량 IS1의 피크는, 응력 완화 과정의 초기 단계에 형성된다. 크리프 변형량 IS1의 피크 시점은, TiC의 생성이 포화된 시점에 상당한다. 응력 완화 과정의 초기 단계에 있어서, 크리프 파단 연신율 CRD1은, 크리프 변형량 IS1의 피크보다도 높다. 그리고, 크리프 변형량 IS1은, 피크를 초과하면 시간의 경과와 함께 서서히 저하된다. 그 때문에, 크리프 파단 연신율 CRD1과 크리프 변형량 IS1이 교차하는 시간이, 시간 t_0 보다도 늦어진다. 그 결과, 내응력 완화 균열성이 높아진다.
- [0058] 또한, 상술한 바와 같이, 합금재가 어느 정도의 양의 TiC를 포함함으로써, 합금재 중의 결정립이 미세해진다. 그 때문에, 용접 시공 시의 내용접 고온 균열성도 높아진다. 따라서, 우수한 내응력 완화 균열성과 우수한 내용접 고온 균열성과의 양립이 가능해진다.
- [0059] 또한, 결정립이 미세해지면, 크리프 강도가 저하될 가능성이 있다. 그러나, 상술한 바와 같이, 합금재는 미리 어느 정도의 TiC를 포함하고 있고, 또한, 고온 환경에서의 사용 중에 있어서, γ' 상뿐만 아니라, TiC가 더 생성된다. 이미 존재하고 있었던 TiC 및 고온 환경에서의 사용 중에 새롭게 생성된 TiC는, 합금재를 석출 강화한다. 그 때문에, 고온 환경에서 충분한 크리프 강도를 유지할 수 있다.
- [0060] 이상의 지견에 기초하여, 본 발명자들은, 고온 환경에서 충분한 크리프 강도를 가지고, 또한, 우수한 내응력 완화 균열성 및 우수한 내용접 고온 균열성의 양립을 가능하게 하기 위한, 합금재 중의 TiC의 적절한 양에 대하여 검토를 행하였다. 그 결과, 다음 지견을 얻었다.
- [0061] 화학 조성 중의 각 원소 함유량이 상술한 범위 내인 합금재에 있어서, TiC를 어느 정도의 양으로 생성시키기 위해서는, Ti 함유량이 Al 함유량보다도 높지 않으면 안된다. 구체적으로는, Ti 함유량 및 Al 함유량이 식 (2)를 충족시키도록 한다.
- [0062] $1.12 \leq \text{Ti}/\text{Al} \quad (2)$
- [0063] 여기서, 식 (2) 중의 각 원소 기호에는, 합금재의 화학 조성 중의 대응하는 원소의 함유량이 질량%로 대입된다.
- [0064] 화학 조성 중의 각 원소 함유량이 상술한 범위 내이며, 식 (1) 및 식 (2)를 충족시키면, 합금재 중에 적절한 양의 TiC가 존재한다. 이 경우, 내응력 완화 균열성을 높일 수 있고, 또한, 용접 시공 시의 내용접 고온 균열성도 높아진다. 또한, 고온 환경에서의 사용 중에 있어서, γ' 상 및 TiC의 생성에 의해, 충분한 크리프 강도가 얻어진다.
- [0065] 이상의 지견에 기초하여 완성한 본 실시 형태에 의한 합금재는, 다음 구성을 갖는다.
- [0066] [1]
- [0067] 화학 조성이, 질량%로,
- [0068] C: 0.050 내지 0.100%,
- [0069] Si: 1.00% 이하,
- [0070] Mn: 1.50% 이하,
- [0071] P: 0.035% 이하,
- [0072] S: 0.0015% 이하,
- [0073] Cr: 19.00 내지 23.00%,
- [0074] Ni: 30.00 내지 35.00%,
- [0075] N: 0.100% 이하,
- [0076] Al: 0.15 내지 0.70%,
- [0077] Ti: 0.15 내지 0.70%,
- [0078] B: 0.0010 내지 0.0050%,
- [0079] Nb: 0 내지 0.30%,

- [0080] Ta: 0 내지 0.50%,
- [0081] V: 0 내지 1.00%,
- [0082] Zr: 0 내지 0.10%,
- [0083] Hf: 0 내지 0.10%,
- [0084] Cu: 0 내지 1.00%,
- [0085] Mo: 0 내지 1.00%,
- [0086] W: 0 내지 1.00%,
- [0087] Co: 0 내지 1.00%,
- [0088] Ca: 0 내지 0.0200%,
- [0089] Mg: 0 내지 0.0200%,
- [0090] 희토류 원소: 0 내지 0.1000%, 및,
- [0091] 잔부는 Fe 및 불순물로 이루어지고,
- [0092] 식 (1) 및 식 (2)를 충족시키는,
- [0093] 합금재.
- [0094] $0.60 < Al + Ti < 1.20$ (1)
- [0095] $1.12 \leq Ti / Al$ (2)
- [0096] 여기서, 식 (1) 및 식 (2) 중의 각 원소 기호에는, 상기 합금재의 화학 조성 중의 대응하는 원소의 함유량이 질량%로 대입된다.
- [0097] [2]
- [0098] [1]에 기재된 합금재이며,
- [0099] 전해 추출법으로 얻어진 잔사 중의 질량%에 의한 Ti 함유량을 $[Ti]_R$ 로 정의했을 때, 식 (3)을 더 충족시키는,
- [0100] 합금재.
- [0101] $0.050 < [Ti]_R < 0.72Ti - 0.01(Ti / Al) - 0.11$ (3)
- [0102] 여기서, 식 (3) 중의 각 원소 기호에는, 상기 합금재의 화학 조성 중의 대응하는 원소의 함유량이 질량%로 대입된다.
- [0103] [3]
- [0104] [1] 또는 [2]에 기재된 합금재이며,
- [0105] Nb: 0.01 내지 0.30%,
- [0106] Ta: 0.01 내지 0.50%,
- [0107] V: 0.01 내지 1.00%,
- [0108] Zr: 0.01 내지 0.10%
- [0109] Hf: 0.01 내지 0.10%,
- [0110] Cu: 0.01 내지 1.00%,
- [0111] Mo: 0.01 내지 1.00%,
- [0112] W: 0.01 내지 1.00%,
- [0113] Co: 0.01 내지 1.00%,

- [0114] Ca: 0.0001 내지 0.0200%,
- [0115] Mg: 0.0001 내지 0.0200%, 및,
- [0116] 희토류 원소: 0.001 내지 0.1000%,
- [0117] 로 이루어지는 군에서 선택되는 1 원소 이상을 함유하는,
- [0118] 합금재.
- [0119] 이하, 본 실시 형태의 합금재에 대하여 상세하게 설명한다. 또한, 원소에 관한 「%」는, 특별히 정함이 없는 한, 질량%를 의미한다.
- [0120] [본 실시 형태의 합금재의 특징]
- [0121] 본 실시 형태의 합금재는, 다음 특징을 갖는다.
- [0122] (특징 1)
- [0123] 화학 조성이, 질량%로, C: 0.050 내지 0.100%, Si: 1.00% 이하, Mn: 1.50% 이하, P: 0.035% 이하, S: 0.0015% 이하, Cr: 19.00 내지 23.00%, Ni: 30.00 내지 35.00%, N: 0.100% 이하, Al: 0.15 내지 0.70%, Ti: 0.15 내지 0.70%, B: 0.0010 내지 0.0050%, Nb: 0 내지 0.30%, Ta: 0 내지 0.50%, V: 0 내지 1.00%, Zr: 0 내지 0.10%, Hf: 0 내지 0.10%, Cu: 0 내지 1.00%, Mo: 0 내지 1.00%, W: 0 내지 1.00%, Co: 0 내지 1.00%, Ca: 0 내지 0.0200%, Mg: 0 내지 0.0200%, 희토류 원소: 0 내지 0.1000%, 및, 잔부는 Fe 및 불순물로 이루어진다.
- [0124] (특징 2)
- [0125] 특징 1의 화학 조성이, 식 (1)을 더 충족시킨다.
- [0126] $0.60 < Al + Ti < 1.20$ (1)
- [0127] 여기서, 식 (1) 중의 각 원소 기호에는, 합금재의 화학 조성 중의 대응하는 원소의 함유량이 질량%로 대입된다.
- [0128] (특징 3)
- [0129] 특징 1의 화학 조성이, 식 (2)를 더 충족시킨다.
- [0130] $1.12 \leq Ti / Al$ (2)
- [0131] 여기서, 식 (2) 중의 각 원소 기호에는, 합금재의 화학 조성 중의 대응하는 원소의 함유량이 질량%로 대입된다.
- [0132] 본 실시 형태의 합금재는, 상술한 특징 1 내지 특징 3을 충족시킨다. 그 때문에, 본 실시 형태의 합금재는, 고온 환경에서 충분한 크리프 강도를 가지고, 또한, 우수한 내응력 완화 균열성 및 우수한 내용접 고온 균열성의 양립을 가능하게 한다. 이하, 특징 1 내지 특징 3에 대하여 설명한다.
- [0133] [(특징 1) 화학 조성에 대하여]
- [0134] 본 실시 형태의 합금 화학 조성은, 다음 원소를 함유한다.
- [0135] C: 0.050 내지 0.100%
- [0136] 탄소(C)는 고온 환경에서의 합금재의 크리프 강도를 높인다. C 함유량이 0.050% 미만이면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, 상기 효과가 충분히 얻어지지 않는다.
- [0137] 한편, C 함유량이 0.100%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, 입계에 $M_{23}C_6$ 형의 Cr 탄화물을 생성한다. 이 경우, 입계에 Cr 결핍 영역이 생성된다. 그 때문에, 합금재의 내응력 완화 균열성이 저하된다.
- [0138] 따라서, C 함유량은 0.050 내지 0.100%이다.
- [0139] C 함유량의 바람직한 하한은, 0.053%이며, 더욱 바람직하게는 0.055%이며, 더욱 바람직하게는 0.057%이며, 더욱 바람직하게는 0.060%이다.
- [0140] C 함유량의 바람직한 상한은 0.095%이며, 더욱 바람직하게는 0.090%이며, 더욱 바람직하게는 0.085%이며, 더욱 바람직하게는 0.080%이다.

- [0141] Si: 1.00% 이하
- [0142] 실리콘(Si)은 불가피하게 함유된다. 즉, Si 함유량은 0% 초과이다. Si는, 제강 공정에 있어서, 합금을 탈산한다. Si는 또한, 고온 환경에서 합금재의 내산화성을 높인다. Si가 조금이라도 함유되면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다. 그러나, Si 함유량이 1.00%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, 내용접 고온 균열성이 저해된다. 따라서, Si 함유량은 1.00% 이하이다.
- [0143] Si 함유량의 바람직한 하한은 0.01%이며, 더욱 바람직하게는 0.05%이며, 더욱 바람직하게는 0.10%이며, 더욱 바람직하게는 0.12%이며, 더욱 바람직하게는 0.15%이다.
- [0144] Si 함유량의 바람직한 상한은 0.90%이며, 더욱 바람직하게는 0.80%이며, 더욱 바람직하게는 0.70%이며, 더욱 바람직하게는 0.65%이며, 더욱 바람직하게는 0.60%이며, 더욱 바람직하게는 0.55%이며, 더욱 바람직하게는 0.50%이다.
- [0145] Mn: 1.50% 이하
- [0146] 망간(Mn)은 불가피하게 함유된다. 즉, Mn 함유량은 0% 초과이다. Mn은, 용접 시에 있어서 합금재의 용접부를 탈산한다. Mn은 또한, 오스테나이트를 안정화한다. Mn이 조금이라도 함유되면, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다. 그러나, Mn 함유량이 1.50%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, 고온 환경에서의 사용 시에 있어서, 시그마상(σ 상)이 생성되기 쉬워진다. σ 상은, 고온 환경에서의 합금재의 인성 및 크리프 연성을 저하시킨다. 따라서, Mn 함유량은 1.50% 이하이다.
- [0147] Mn 함유량의 바람직한 하한은 0.01%이며, 더욱 바람직하게는 0.05%이며, 더욱 바람직하게는 0.10%이며, 더욱 바람직하게는 0.40%이며, 더욱 바람직하게는 0.50%이며, 더욱 바람직하게는 0.60%이다.
- [0148] Mn 함유량의 바람직한 상한은 1.45%이며, 더욱 바람직하게는 1.40%이며, 더욱 바람직하게는 1.35%이며, 더욱 바람직하게는 1.30%이며, 더욱 바람직하게는 1.25%이며, 더욱 바람직하게는 1.20%이다.
- [0149] P: 0.035% 이하
- [0150] 인(P)은 불가피하게 함유된다. 즉, P 함유량은 0% 초과이다. P는, 대입열 용접 시에 있어서, 합금재의 입계에 편석된다. P 함유량이 0.035%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, 상술한 편석이 발생하여, 내응력 완화 균열성이 저해된다. 따라서, P 함유량은 0.035% 이하이다.
- [0151] P 함유량은 가능한 한 낮은 편이 바람직하다. 그러나, P 함유량의 과도한 저감은, 합금재의 제조 비용을 인상시킨다. 따라서, 통상의 공업 생산을 고려하면, P 함유량의 바람직한 하한은 0.001%이며, 더욱 바람직하게는 0.002%이며, 더욱 바람직하게는 0.005%이다.
- [0152] P 함유량의 바람직한 상한은 0.030%이며, 더욱 바람직하게는 0.025%이며, 더욱 바람직하게는 0.020%이며, 더욱 바람직하게는 0.015%이다.
- [0153] S: 0.0015% 이하
- [0154] 황(S)은 불가피하게 함유된다. 즉, S 함유량은 0% 초과이다. S는, 대입열 용접 시에 있어서, 합금재의 입계에 편석된다. S 함유량이 0.0015%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, 상술한 편석이 발생하여, 내응력 완화 균열성이 저해된다. 따라서, S 함유량은 0.0015% 이하이다.
- [0155] S 함유량은 가능한 한 낮은 편이 바람직하다. 그러나, S 함유량의 과도한 저감은, 합금재의 제조 비용을 인상시킨다. 따라서, 통상의 공업 생산을 고려하면, S 함유량의 바람직한 하한은 0.0001%이며, 더욱 바람직하게는 0.0002%이다.
- [0156] S 함유량의 바람직한 상한은 0.0012%이며, 더욱 바람직하게는 0.0010%이며, 더욱 바람직하게는 0.0008%이며, 더욱 바람직하게는 0.0006%이다.
- [0157] Cr: 19.00 내지 23.00%
- [0158] 크롬(Cr)은 고온 환경에서의 합금재의 내식성을 높인다. Cr 함유량이 19.00% 미만이면 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, 상기 효과가 충분히 얻어지지 않는다. 한편, Cr 함유량이 23.00%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, 고온 환경으로 오스테나이트의 안정성이 저해된다. 이 경우, 합금

재의 크리프 강도가 저하된다. 따라서, Cr 함유량은 19.00 내지 23.00%이다.

[0159] Cr 함유량의 바람직한 하한은 19.20%이며, 더욱 바람직하게는 19.40%이며, 더욱 바람직하게는 19.60%이다.

[0160] Cr 함유량의 바람직한 상한은 22.50%이며, 더욱 바람직하게는 22.00%이며, 더욱 바람직하게는 21.50%이며, 더욱 바람직하게는 21.00%이며, 더욱 바람직하게는 20.50%이며, 더욱 바람직하게는 20.00%이다.

[0161] Ni: 30.00 내지 35.00%

[0162] 니켈(Ni)은 오스테나이트를 안정화하여, 고온 환경에서의 합금재의 크리프 강도를 높인다. Ni 함유량이 30.00% 미만이면 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, 상기 효과가 충분히 얻어지지 않는다. 한편, Ni 함유량이 35.00%를 초과하면, 상기 효과가 포화된다. 또한, 원료 비용이 높아진다. 따라서, Ni 함유량은 30.00 내지 35.00%이다.

[0163] Ni 함유량의 바람직한 하한은 30.20%이며, 더욱 바람직하게는 30.40%이며, 더욱 바람직하게는 30.60%이며, 더욱 바람직하게는 30.80%이며, 더욱 바람직하게는 31.20%이며, 더욱 바람직하게는 31.40%이며, 더욱 바람직하게는 31.60%이다.

[0164] Ni 함유량의 바람직한 상한은 34.50%이며, 더욱 바람직하게는 34.00%이며, 더욱 바람직하게는 33.50%이며, 더욱 바람직하게는 33.00%이다.

[0165] N: 0.100% 이하

[0166] 질소(N)는 불가피하게 함유된다. 즉, N 함유량은 0% 초과이다. N은, 매트릭스(모상)에 고용되어 오스테나이트를 안정화한다. 고용 N은 또한, 고온 환경에서의 사용 중에 있어서 합금재 중에 미세한 질화물을 형성한다. 미세한 질화물은 Cr 결핍 영역을 강화하기 때문에, 합금재의 내응력 완화 균열성을 높인다. 고온 환경에서의 사용 중에 생성된 미세한 질화물은, 석출 강화에 의해 크리프 강도를 더 높인다. N이 조금이라도 함유되면, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다. 그러나, N 함유량이 0.100%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, 조대한 TiN이 생성된다. 조대한 TiN은 합금재의 인성을 저하시킨다. 따라서, N 함유량은 0.100% 이하이다.

[0167] N 함유량의 바람직한 하한은 0.001%이다.

[0168] N 함유량의 바람직한 상한은 0.090%이며, 더욱 바람직하게는 0.080%이며, 더욱 바람직하게는 0.070%이며, 더욱 바람직하게는 0.060%이며, 더욱 바람직하게는 0.050%이며, 더욱 바람직하게는 0.040%이며, 더욱 바람직하게는 0.030%이며, 더욱 바람직하게는 0.020%이며, 더욱 바람직하게는 0.010%이다.

[0169] Al: 0.15 내지 0.70%

[0170] 알루미늄(Al)은 제강 공정에 있어서, 합금재를 탈산한다. Al은 또한, 고온 환경에서의 합금재의 내산화성을 높인다. Al은 또한, 고온 환경에서 γ' 상을 생성하여, 고온 환경에서의 합금재의 크리프 강도를 높인다. Al 함유량이 0.15% 미만이면 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, 상기 효과가 충분히 얻어지지 않는다.

[0171] 한편, Al 함유량이 0.70%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, 합금재의 제조 공정 중에 있어서 γ' 상이 다량으로 생성된다. 이 경우, 합금재의 제조 공정 중의 열간 가공성이 저하된다. 또한, Al 함유량이 0.70%를 초과하면, TiC가 충분히 생성되지 않는다. 이 경우, TiC에 의한 합금재 중의 결정립이 충분히 미세하게 되지 않는다. 그 때문에, 합금재의 용접 시공 시에, 합금재의 용접 열 영향부에 있어서 내용접 고온 균열성이 저하된다. 또한, 식 (1)을 충족시키는 Ti 양이 감소하기 때문에, 700℃에서 석출 강화하는 TiC가 감소하여 합금재의 크리프 강도가 충분히 높아지지 않는다. 또한, 응력 완화 과정의 초기 단계에서 TiC가 충분히 생성되지 않는다. 그 때문에, 고온 환경에서의 내응력 완화 균열성이 저하된다.

[0172] 따라서, Al 함유량은 0.15 내지 0.70%이다.

[0173] Al 함유량의 바람직한 하한은 0.17%이며, 더욱 바람직하게는 0.19%이며, 더욱 바람직하게는 0.21%이며, 더욱 바람직하게는 0.23%이다.

[0174] Al 함유량의 바람직한 상한은 0.65%이며, 더욱 바람직하게는 0.60%이며, 더욱 바람직하게는 0.57%이며, 더욱 바람직하게는 0.55%이며, 더욱 바람직하게는 0.53%이며, 더욱 바람직하게는 0.51%이며, 더욱 바람직하게는 0.45%이며, 더욱 바람직하게는 0.40%이다.

- [0175] 또한, Al 함유량은, 소위 전체 Al(Total Al)의 함유량(질량%)이다.
- [0176] Ti: 0.15 내지 0.70%
- [0177] 티타늄(Ti)은 고온 환경에서 Ni 및 Al과 결합하여 γ' 상을 생성하여, 고온 환경에서의 합금재의 크리프 강도를 높인다. Ti 함유량이 0.15% 미만이면 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, 상기 효과가 충분히 얻어지지 않는다. 한편, Ti 함유량이 0.70%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, 조대한 TiC가 생성된다. 이 경우, 합금재의 용접 시공 시에, 합금재의 용접 열 영향부에 있어서 내용접 고온 균열성이 저하된다. 또한, Ti 함유량이 0.70%를 초과하면, 합금재의 제조 공정 중에 있어서 γ' 상이 다량으로 생성된다. 이 경우, 합금재의 제조 공정 중의 열간 가공성이 저하된다. 따라서, Ti 함유량은 0.15 내지 0.70%이다.
- [0178] Ti 함유량의 바람직한 하한은 0.17%이며, 더욱 바람직하게는 0.19%이며, 더욱 바람직하게는 0.21%이며, 더욱 바람직하게는 0.25%이다.
- [0179] Ti 함유량의 바람직한 상한은 0.65%이며, 더욱 바람직하게는 0.60%이며, 더욱 바람직하게는 0.59%이며, 더욱 바람직하게는 0.57%이며, 더욱 바람직하게는 0.55%이며, 더욱 바람직하게는 0.50%이며, 더욱 바람직하게는 0.45%이다.
- [0180] B: 0.0010 내지 0.0050%
- [0181] 보론(B)은 고온 환경에서 입계에 편석되어, 입계 강도를 높인다. 그 때문에, 합금재의 내응력 완화 균열성을 높인다. B 함유량이 0.0010% 미만이면 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, 상기 효과가 충분히 얻어지지 않는다. 한편, B 함유량이 0.0050%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, B가 입계에서의 Cr 탄화물의 생성을 촉진한다. 이 경우, 합금재의 내응력 완화 균열성이 저하된다. 따라서, B 함유량은 0.0010 내지 0.0050%이다.
- [0182] B 함유량의 바람직한 하한은 0.0012%이며, 더욱 바람직하게는 0.0014%이며, 더욱 바람직하게는 0.0015%이다.
- [0183] B 함유량의 바람직한 상한은 0.0045%이며, 더욱 바람직하게는 0.0040%이며, 더욱 바람직하게는 0.0035%이며, 더욱 바람직하게는 0.0030%이다.
- [0184] 본 실시 형태에 의한 합금재의 화학 조성의 잔부는, Fe 및 불순물로 이루어진다. 여기서, 불순물이란, 합금재를 공업적으로 제조할 때, 원료로서의 광석, 스크랩, 또는 제조 환경 등으로부터 혼입되는 것으로서, 의도적으로 함유되는 것은 아니며, 본 실시 형태의 합금재에 악영향을 주지 않는 범위에서 허용되는 것을 의미한다. 불순물의 대표예는, Sn, As, Zn, Pb 및 Sb이다. 이들 불순물의 합계 함유량은 0.1% 이하이다.
- [0185] [임의 원소(Optional Elements)]
- [0186] 본 실시 형태의 합금재 화학 조성은,
- [0187] Fe의 일부를 대신하여,
- [0188] Nb: 0 내지 0.30%,
- [0189] Ta: 0 내지 0.50%,
- [0190] V: 0 내지 1.00%,
- [0191] Zr: 0 내지 0.10%
- [0192] Hf: 0 내지 0.10%,
- [0193] Cu: 0 내지 1.00%,
- [0194] Mo: 0 내지 1.00%,
- [0195] W: 0 내지 1.00%,
- [0196] Co: 0 내지 1.00%,
- [0197] Ca: 0 내지 0.0200%,
- [0198] Mg: 0 내지 0.0200%,

- [0199] 희토류 원소: 0 내지 0.1000%
- [0200] 로 이루어지는 군에서 선택되는 1 원소 이상을 더 함유해도 된다.
- [0201] 이하, 이들 임의 원소에 대하여 설명한다.
- [0202] [제1 군: Nb, Ta, V, Zr 및 Hf에 대하여]
- [0203] 본 실시 형태에 의한 합금재의 화학 조성은, Fe의 일부를 대신하여, Nb, Ta, V, Zr 및 Hf로 이루어지는 군에서 선택되는 1 원소 이상을 더 함유해도 된다. 이들 원소는 모두 다, C와 결합하여 탄화물을 생성하여, 고용 C를 저감한다. 이에 의해, 고온 환경에 있어서, 입계에서의 Cr 탄화물의 생성이 억제된다. 그 때문에, Cr 결핍층의 생성이 억제된다. 그 결과, 고온 환경에서의 합금재의 내응력 완화 균열성이 더욱 높아진다.
- [0204] Nb: 0 내지 0.30%
- [0205] 니오븀(Nb)은 임의 원소이며, 함유되지 않아도 된다. 즉, Nb 함유량은 0%여도 된다. Nb가 함유되는 경우, 즉, Nb 함유량이 0% 초과인 경우, Nb는, C와 결합하여 탄화물을 생성한다. 탄화물을 생성하여 C를 고정함으로써, 합금재 중의 고용 C량이 저감된다. 이에 의해, 고온 환경에 있어서, 입계에서의 Cr 탄화물의 생성이 억제된다. 그 때문에, Cr 결핍 영역의 생성이 억제된다. 그 결과, 합금재의 내응력 완화 균열성이 높아진다. Nb는 또한, 고온 환경에서의 사용 중에 있어서, N과 함께, 합금재 중에 미세한 질화물을 형성한다. 미세한 질화물은 Cr 결핍 영역을 강화하기 때문에, 합금재의 내응력 완화 균열성을 높인다. 고온 환경에서의 사용 중에 생성된 미세한 질화물은, 석출 강화에 의해 크리프 강도를 더 높인다. Nb가 조금이라도 함유되면, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다.
- [0206] 그러나, Nb 함유량이 0.30%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, 합금재의 용접 시공 시에, 합금재의 용접 열 영향부에 있어서 내용접 고온 균열성이 저하된다. 따라서, Nb 함유량은 0 내지 0.30%이다.
- [0207] Nb 함유량의 바람직한 하한은 0.01%이며, 더욱 바람직하게는 0.02%이며, 더욱 바람직하게는 0.05%이며, 더욱 바람직하게는 0.08%이다.
- [0208] Nb 함유량의 바람직한 상한은 0.25%이며, 더욱 바람직하게는 0.20%이며, 더욱 바람직하게는 0.15%이다.
- [0209] Ta: 0 내지 0.50%
- [0210] 탄탈(Ta)은 임의 원소이며, 함유되지 않아도 된다. 즉, Ta 함유량은 0%여도 된다. Ta가 함유되는 경우, 즉, Ta 함유량이 0% 초과인 경우, Ta는, C와 결합하여 탄화물을 생성한다. 탄화물을 생성하여 C를 고정함으로써, 합금재 중의 고용 C량이 저감된다. 이에 의해, 고온 환경에 있어서, 입계에서의 Cr 탄화물의 생성이 억제된다. 그 때문에, Cr 결핍 영역의 생성이 억제된다. 그 결과, 합금재의 내응력 완화 균열성이 높아진다. Ta가 조금이라도 함유되면, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다.
- [0211] 그러나, Ta 함유량이 0.50%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, 합금재의 용접 시공 시에, 합금재의 용접 열 영향부에 있어서 내용접 고온 균열성이 저하된다. 따라서, Ta 함유량은 0 내지 0.50%이다.
- [0212] Ta 함유량의 바람직한 하한은 0.01%이며, 더욱 바람직하게는 0.02%이며, 더욱 바람직하게는 0.05%이며, 더욱 바람직하게는 0.08%이다.
- [0213] Ta 함유량의 바람직한 상한은 0.45%이며, 더욱 바람직하게는 0.40%이며, 더욱 바람직하게는 0.35%이며, 더욱 바람직하게는 0.30%이다.
- [0214] V: 0 내지 1.00%
- [0215] 바나듐(V)은 임의 원소이며, 함유되지 않아도 된다. 즉, V 함유량은 0%여도 된다. V가 함유되는 경우, 즉, V 함유량이 0% 초과인 경우, V는, C와 결합하여 탄화물을 생성한다. 탄화물을 생성하여 C를 고정함으로써, 합금재 중의 고용 C량이 저감된다. 이에 의해, 고온 환경에 있어서, 입계에서의 Cr 탄화물의 생성이 억제된다. 그 때문에, Cr 결핍 영역의 생성이 억제된다. 그 결과, 합금재의 내응력 완화 균열성이 높아진다. V가 조금이라도 함유되면, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다.
- [0216] 그러나, V 함유량이 1.00%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, 합금재의 용접 시공

시에, 합금재의 용접 열 영향부에 있어서 내용접 고온 균열성이 저하된다. 따라서, V 함유량은 0 내지 1.00%이다.

[0217] V 함유량의 바람직한 하한은 0.01%이며, 더욱 바람직하게는 0.02%이며, 더욱 바람직하게는, 0.04%이며, 더욱 바람직하게는 0.06%이다.

[0218] V 함유량의 바람직한 상한은 0.80%이며, 더욱 바람직하게는 0.50%이며, 더욱 바람직하게는 0.40%이며, 더욱 바람직하게는 0.35%이며, 더욱 바람직하게는 0.30%이다.

[0219] Zr: 0 내지 0.10%

[0220] 지르코늄(Zr)은 임의 원소이며, 함유되지 않아도 된다. 즉, Zr 함유량은 0%여도 된다. Zr이 함유되는 경우, 즉, Zr 함유량이 0% 초과인 경우, Zr은, C와 결합하여 탄화물을 생성한다. 탄화물을 생성하여 C를 고정함으로써, 합금재 중의 고용 C량이 저감된다. 이에 의해, 고온 환경에 있어서, 입계에서의 Cr 탄화물의 생성이 억제된다. 그 때문에, Cr 결핍 영역의 생성이 억제된다. 그 결과, 합금재의 내응력 완화 균열성이 높아진다. Zr이 조금이라도 함유되면, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다.

[0221] 그러나, Zr 함유량이 0.10%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, 합금재의 용접 시공 시에, 합금재의 용접 열 영향부에 있어서 내용접 고온 균열성이 저하된다. 따라서, Zr 함유량은 0 내지 0.10%이다.

[0222] Zr 함유량의 바람직한 하한은 0.01%이며, 더욱 바람직하게는 0.02%이다.

[0223] Zr 함유량의 바람직한 상한은 0.09%이며, 더욱 바람직하게는 0.08%이며, 더욱 바람직하게는 0.07%이며, 더욱 바람직하게는 0.06%이다.

[0224] Hf: 0 내지 0.10%

[0225] 하프늄(Hf)은 임의 원소이며, 함유되지 않아도 된다. 즉, Hf 함유량은 0%여도 된다. Hf가 함유되는 경우, 즉, Hf 함유량이 0% 초과인 경우, Hf는, C와 결합하여 탄화물을 생성한다. 탄화물을 생성하여 C를 고정함으로써, 합금재 중의 고용 C량이 저감된다. 이에 의해, 고온 환경에 있어서, 입계에서의 Cr 탄화물의 생성이 억제된다. 그 때문에, Cr 결핍 영역의 생성이 억제된다. 그 결과, 합금재의 내응력 완화 균열성이 높아진다. Hf가 조금이라도 함유되면, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다.

[0226] 그러나, Hf 함유량이 0.10%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, 합금재의 용접 시공 시에, 합금재의 용접 열 영향부에 있어서 내용접 고온 균열성이 저하된다. 따라서, Hf 함유량은 0 내지 0.10%이다.

[0227] Hf 함유량의 바람직한 하한은 0.01%이며, 더욱 바람직하게는 0.02%이다.

[0228] Hf 함유량의 바람직한 상한은 0.09%이며, 더욱 바람직하게는 0.08%이며, 더욱 바람직하게는 0.07%이며, 더욱 바람직하게는 0.06%이다.

[0229] [제2 군: Cu, Mo, W 및 Co에 대하여]

[0230] 본 실시 형태에 의한 합금재의 화학 조성은 또한, Fe의 일부를 대신하여, Cu, Mo, W 및 Co로 이루어지는 군에서 선택되는 1 원소 이상을 함유해도 된다. 이들 원소는 모두 다, 고온 환경에서의 합금재의 크리프 강도를 높인다.

[0231] Cu: 0 내지 1.00%

[0232] 구리(Cu)는 임의 원소이며, 함유되지 않아도 된다. 즉, Cu 함유량은 0%여도 된다. Cu가 함유되는 경우, 즉, Cu 함유량이 0% 초과인 경우, Cu는 고온 환경에서의 합금재의 사용 중에 있어서, 입자 내에 Cu상으로서 석출된다. 이 석출 강화에 의해, 합금재의 크리프 강도가 높아진다. Cu가 조금이라도 함유되면, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다.

[0233] 그러나, Cu 함유량이 1.00%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, 결정립 내에 있어서, Cu상이 과잉으로 석출된다. 이 경우, 결정립 내외 결정립계의 강도 차가 커진다. 그 때문에, 내응력 완화 균열성이 저하된다. 따라서, Cu 함유량은 0 내지 1.00%이다.

[0234] Cu 함유량의 바람직한 하한은 0.01%이며, 더욱 바람직하게는 0.02%이며, 더욱 바람직하게는 0.05%이며, 더욱 바

람직하게는 0.10%이며, 더욱 바람직하게는 0.15%이며, 더욱 바람직하게는 0.20%이다.

[0235] Cu 함유량의 바람직한 상한은 0.90%이며, 더욱 바람직하게는 0.80%이며, 더욱 바람직하게는 0.70%이며, 더욱 바람직하게는 0.60%이며, 더욱 바람직하게는 0.55%이며, 더욱 바람직하게는 0.50%이다.

[0236] Mo: 0 내지 1.00%

[0237] 몰리브덴(Mo)은 임의 원소이며, 함유되지 않아도 된다. 즉, Mo 함유량은 0%여도 된다. Mo가 함유되는 경우, 즉, Mo 함유량이 0% 초과인 경우, Mo는, 고온 환경에서의 합금재의 사용 중에 있어서, 고용 강화에 의해, 합금재의 크리프 강도를 높인다. Mo가 조금이라도 함유되면, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다.

[0238] 그러나, Mo 함유량이 1.00%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, 결정립 내에 있어서, LAVES상 등의 금속간 화합물이 생성된다. 이 경우, 2차 유기 석출 경화가 증가하고, 결정립 내와 결정립계의 강도 차가 커진다. 그 때문에, 내응력 완화 균열성이 저해된다. 따라서, Mo 함유량은 0 내지 1.00%이다.

[0239] Mo 함유량의 바람직한 하한은 0.01%이며, 더욱 바람직하게는 0.02%이며, 더욱 바람직하게는 0.03%이며, 더욱 바람직하게는 0.04%이며, 더욱 바람직하게는 0.05%이며, 더욱 바람직하게는 0.10%이며, 더욱 바람직하게는 0.20%이며, 더욱 바람직하게는 0.30%이다.

[0240] Mo 함유량의 바람직한 상한은 0.90%이며, 더욱 바람직하게는 0.80%이며, 더욱 바람직하게는 0.70%이며, 더욱 바람직하게는 0.65%이며, 더욱 바람직하게는 0.60%이다.

[0241] W: 0 내지 1.00%

[0242] 텅스텐(W)은 임의 원소이며, 함유되지 않아도 된다. 즉, W 함유량은 0%여도 된다. W가 함유되는 경우, 즉, W 함유량이 0% 초과인 경우, W는, 고온 환경에서의 합금재의 사용 중에 있어서, 고용 강화에 의해, 합금재의 크리프 강도를 높인다. W가 조금이라도 함유되면, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다.

[0243] 그러나, W 함유량이 1.00%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, 결정립 내에 있어서, LAVES상 등의 금속간 화합물이 생성된다. 이 경우, 2차 유기 석출 경화가 증가하고, 결정립 내와 결정립계의 강도 차가 커진다. 그 때문에, 내응력 완화 균열성이 저해된다. 따라서, W 함유량은 0 내지 1.00%이다.

[0244] W 함유량의 바람직한 하한은 0.01%이며, 더욱 바람직하게는 0.02%이며, 더욱 바람직하게는 0.03%이며, 더욱 바람직하게는 0.04%이며, 더욱 바람직하게는 0.05%이며, 더욱 바람직하게는 0.10%이다.

[0245] W 함유량의 바람직한 상한은 0.90%이며, 더욱 바람직하게는 0.80%이며, 더욱 바람직하게는 0.70%이며, 더욱 바람직하게는 0.65%이며, 더욱 바람직하게는 0.60%이며, 더욱 바람직하게는 0.50%이다.

[0246] Co: 0 내지 1.00%

[0247] 코발트(Co)은 임의 원소이며, 함유되지 않아도 된다. 즉, Co 함유량은 0%여도 된다. Co가 함유되는 경우, 즉, Co 함유량이 0% 초과인 경우, Co는, 오스테나이트를 안정화하여, 고온 환경에서의 합금재의 크리프 강도를 높인다. Co가 조금이라도 함유되면, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다.

[0248] 그러나, Co 함유량이 1.00%를 초과하면, 원료 비용이 높아진다. 따라서, Co 함유량은 0 내지 1.00%이다.

[0249] Co 함유량의 바람직한 하한은 0.01%이며, 더욱 바람직하게는 0.02%이며, 더욱 바람직하게는 0.03%이며, 더욱 바람직하게는 0.05%이며, 더욱 바람직하게는 0.10%이다.

[0250] Co 함유량의 바람직한 상한은 0.90%이며, 더욱 바람직하게는 0.80%이며, 더욱 바람직하게는 0.70%이며, 더욱 바람직하게는 0.60%이며, 더욱 바람직하게는 0.50%이다.

[0251] [제3 군: Ca, Mg 및 희토류 원소(REM)에 대하여]

[0252] 본 실시 형태에 의한 합금재의 화학 조성은 또한, Fe의 일부를 대신하여, Ca, Mg 및 희토류 원소(REM)로 이루어지는 군에서 선택되는 1 원소 이상을 함유해도 된다. 이들 원소는 모두 다, 합금재의 열간 가공성을 높인다.

[0253] Ca: 0 내지 0.0200%

[0254] 칼슘(Ca)은 임의 원소이며, 함유되지 않아도 된다. 즉, Ca 함유량은 0%여도 된다. Ca가 함유되는 경우, 즉, Ca 함유량이 0% 초과인 경우, Ca는, O(산소) 및 S(황)을 개재물로서 고정하여, 합금재의 열간 가공성을 높인다. Ca는 또한, S를 고정하여, S의 입계 편석을 억제한다. 그 때문에, 합금재의 용접 시공 시에, 합금재의 용접 열

영향부(HAZ)에 있어서 내용접 고온 균열성이 향상된다. Ca가 조금이라도 함유되면, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다.

[0255] 그러나, Ca 함유량이 0.0200%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, 합금재의 청정성이 저하되고, 합금재의 열간 가공성이 돌아가서 저하된다. 따라서, Ca 함유량은 0 내지 0.0200%이다.

[0256] Ca 함유량의 바람직한 하한은 0.0001%이며, 더욱 바람직하게는 0.0002%이며, 더욱 바람직하게는 0.0005%이며, 더욱 바람직하게는 0.0010%이다.

[0257] Ca 함유량의 바람직한 상한은 0.0150%이며, 더욱 바람직하게는 0.0100%이며, 더욱 바람직하게는 0.0080%이며, 더욱 바람직하게는 0.0050%이며, 더욱 바람직하게는 0.0040%이다.

[0258] Mg: 0 내지 0.0200%

[0259] 마그네슘(Mg)은 임의 원소이며, 함유되지 않아도 된다. 즉, Mg 함유량은 0%여도 된다.

[0260] Mg가 함유되는 경우, 즉, Mg 함유량이 0% 초과인 경우, Mg는, O(산소) 및 S(황)을 개재물로서 고정하여, 합금재의 열간 가공성을 높인다. Mg는 또한, S를 고정하여, S의 입계 편석을 억제한다. 그 때문에, 합금재의 용접 시공 시에, 합금재의 HAZ에 있어서 내용접 고온 균열성을 높인다. Mg가 조금이라도 함유되면, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다.

[0261] 그러나, Mg 함유량이 0.0200%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, 합금재의 청정성이 저하되고, 합금재의 열간 가공성이 오히려 저하된다. 따라서, Mg 함유량은 0 내지 0.0200%이다.

[0262] Mg 함유량의 바람직한 하한은 0.0001%이며, 더욱 바람직하게는 0.0002%이며, 더욱 바람직하게는 0.0005%이며, 더욱 바람직하게는 0.0010%이다.

[0263] Mg 함유량의 바람직한 상한은 0.0150%이며, 더욱 바람직하게는 0.0100%이며, 더욱 바람직하게는 0.0080%이며, 더욱 바람직하게는 0.0050%이며, 더욱 바람직하게는 0.0040%이다.

[0264] 희토류 원소: 0 내지 0.1000%

[0265] 희토류 원소(REM)은 임의 원소이며, 함유되지 않아도 된다. 즉, REM 함유량은 0%여도 된다. REM이 함유되는 경우, 즉, REM 함유량이 0% 초과인 경우, REM은, O(산소) 및 S(황)를 개재물로서 고정하여, 합금재의 열간 가공성을 높인다. REM은 또한, S를 고정하여, S의 입계 편석을 억제한다. 그 때문에, 합금재의 용접 시공 시에, 합금재의 HAZ에 있어서 내용접 고온 균열성을 높인다. REM이 조금이라도 함유되면, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다.

[0266] 그러나, REM 함유량이 0.1000%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, 합금재의 청정성이 저하되고, 합금재의 열간 가공성이 오히려 저하된다. 따라서, REM 함유량은 0 내지 0.1000%이다.

[0267] REM 함유량의 바람직한 하한은 0.0001%이며, 더욱 바람직하게는 0.0005%이며, 더욱 바람직하게는 0.0010%이며, 더욱 바람직하게는 0.0020%이다.

[0268] REM 함유량의 바람직한 상한은 0.0800%이며, 더욱 바람직하게는 0.0600%이며, 더욱 바람직하게는 0.0400%이다.

[0269] 본 명세서에 있어서의 REM은, Sc, Y 및 란타노이드(원자 번호 57번의 La 내지 71번의 Lu) 중 적어도 1 원소 이상을 함유하고, REM 함유량은, 이들 원소의 합계 함유량을 의미한다.

[0270] [(특징 2) 식 (1)에 대하여]

[0271] 본 실시 형태의 합금재의 화학 조성은 또한, 식 (1)을 충족시킨다.

[0272] $0.60 < Al + Ti < 1.20$ (1)

[0273] 여기서, 식 (1) 중의 각 원소 기호에는, 합금재의 화학 조성 중의 대응하는 원소의 함유량이 질량%로 대입된다.

[0274] $F1 = Al + Ti$ 로 정의한다. F1은 γ' 상의 생성량의 지표이다. 본 실시 형태의 합금재에서는, 고온 환경에서의 사용 중에 γ' 상이 생성된다. 이 γ' 상에 의해, 고온 환경에서의 합금재의 크리프 강도가 높아진다.

[0275] 화학 조성 중의 각 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, F1이 0.60 이하이면 고온 환경에 있어서 합금재 중에 충분한 양의 γ' 상이 생성되지 않는다. 이 경우, 고온 환경에서의 합금재의 크리프 강도가 저하된다.

[0276] 한편, 화학 조성 중의 각 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내여도, F1이 1.20 이상이면, 합금재 중에 γ' 상

이 과잉으로 많이 생성된다. 이 경우, 합금재의 내용접 고온 균열성이 저하된다. 따라서, F1은 0.60 초과 내지 1.20 미만이다.

[0277] F1의 바람직한 하한은 0.62이며, 더욱 바람직하게는 0.64이며, 더욱 바람직하게는 0.66이며, 더욱 바람직하게는 0.68이며, 더욱 바람직하게는 0.70이다.

[0278] F1의 바람직한 상한은 1.15이며, 더욱 바람직하게는 1.10이며, 또한 1.05이며, 더욱 바람직하게는 1.00이며, 더욱 바람직하게는 0.95이다.

[0279] [(특징 3) 식 (2)에 대하여]

[0280] 본 실시 형태의 합금재의 화학 조성은, 식 (2)를 더 충족시킨다.

[0281] $1.12 \leq \text{Ti}/\text{Al}$ (2)

[0282] 여기서, 식 (2) 중의 각 원소 기호에는, 합금재의 화학 조성 중의 대응하는 원소의 함유량이 질량%로 대입된다.

[0283] $F2 = \text{Ti}/\text{Al}$ 로 정의한다. F2는, 고온 환경에서의 합금재의 내용력 완화 균열성의 지표이다.

[0284] 고온 환경에 있어서, 크리프 강도와 내용력 완화 균열성을 양립시키기 위하여, 본 실시 형태의 합금재에서는, Al 함유량에 대하여 Ti 함유량을 많게 한다. 이 경우, 합금재는 어느 정도의 양의 TiC를 함유한다. 그 때문에, TiC에 의해, 합금재 중의 결정립은 세립화된다. 그 결과, 고온 환경에서의 합금재의 크리프 파단 연신율이 높아진다. 본 실시 형태의 합금재에서는 또한, Al 함유량에 대하여 Ti 함유량을 많게 함으로써, 응력 완화 과정의 초기 단계에서 TiC의 생성이 포화된다. TiC의 생성이 포화된 후, 시간의 경과와 함께, TiC는 조대화한다. 그 결과, Cr 결핍 영역에 축적되는 크리프 변형량은, 응력 완화 과정의 초기 단계에서 피크를 형성한다. 그 후, 시간의 경과와 함께, 크리프 변형량은 감소한다. 그 결과, 고온 환경에서의 내용력 완화 균열성이 높아진다. F2이 1.12 미만이면 상기 효과가 충분히 얻어지지 않는다. 따라서, F2는 1.12 이상이다.

[0285] F2의 바람직한 하한은 1.13이며, 더욱 바람직하게는 1.15이며, 더욱 바람직하게는 1.30이며, 더욱 바람직하게는 1.40이며, 더욱 바람직하게는 1.50이다.

[0286] F2의 상한은 특별히 한정되지는 않는다. 합금재의 내산화성을 높이는 관점에서는, F2의 바람직한 상한은 4.00이며, 더욱 바람직하게는 3.90이며, 더욱 바람직하게는 3.70이며, 더욱 바람직하게는 3.50이며, 더욱 바람직하게는 3.30이다.

[0287] [본 실시 형태의 합금재의 바람직한 형태]

[0288] 바람직하게는, 본 실시 형태의 합금재는 특징 1 내지 특징 3을 충족하고, 다음 특징 4를 더 충족시킨다.

[0289] (특징 4)

[0290] 전해 추출법으로 얻어진 잔사 중의 질량%에 의한 Ti 함유량을 $[\text{Ti}]_R$ 로 정의했을 때, 식 (3)을 충족시킨다.

[0291] $0.050 < [\text{Ti}]_R < 0.72\text{Ti} - 0.01(\text{Ti}/\text{Al}) - 0.11$ (3)

[0292] 여기서, 식 (3) 중의 각 원소 기호에는, 합금재의 화학 조성 중의 대응하는 원소의 함유량이 질량%로 대입된다.

[0293] 이하, 특징 4에 대하여 설명한다.

[0294] [(특징 4) 식 (3)에 대하여]

[0295] 잔사 중의 Ti 함유량인 $[\text{Ti}]_R$ 은, 합금재 중의 TiC양의 지표이다. 우수한 내용력 완화 균열성 및 우수한 내용접 고온 균열성을 양립시키기 위해서는, 합금재 중의 TiC양 및 고용 Ti양이 적절한 것이 바람직하다.

[0296] $[\text{Ti}]_R$ 이 0.050보다도 높으면, 고온 환경에서 합금재를 사용하기 전에, 합금재 중에 어느 정도의 TiC가 존재하고 있다. 이 경우, TiC에 의한 피닝 효과가 얻어진다. 그 때문에, 합금재 중의 결정립은 미세화된다. 그 결과, 고온 환경에서의 합금재의 크리프 파단 연신율이 높아진다. 또한, 고온 환경에서 합금재를 사용하기 전에, 합금재 중에 어느 정도의 양의 TiC가 이미 존재하고 있다. 그 때문에, 도 1을 사용하여 상술에서 설명한 대로, 고온 사용 중에 있어서, 응력 완화 과정의 초기 단계에서 TiC의 생성이 포화된다. 그 결과, Cr 결핍 영역의 크리프 변형량도, 응력 완화 과정의 초기 단계에서 피크를 형성한다. 그 후, 시간의 경과와 함께, 크리프 변형량은 저하된다. 그 결과, 고온 환경에서의 합금재의 응력 완화 균열이 더 억제된다.

- [0297] 한편, $[Ti]_R$ 이 $F3(=0.72Ti-0.01(Ti/Al)-0.11)$ 보다도 낮으면, 합금재 중의 TiC의 양이 적절하며, 지나치게 많지는 않다. 가령, 합금재 중에 TiC가 과도하게 많이 존재하고 있으면, 합금재의 용접 시공 시에, TiC에 기인한 용접 고온 균열이 발생한다. 즉, $[Ti]_R$ 이 F3 미만이면 합금재의 내용접 고온 균열성이 더욱 높아진다. 또한, 가령 합금재 중에 TiC가 과잉으로 많이 존재하고 있으면 또한, 고온 환경에서의 사용 중에, 충분한 γ '상이 생성되지 않는다. 이 경우, 고온 환경에서 크리프 강도가 높아지지 않는다. 즉, $[Ti]_R$ 이 F3 미만이면 합금재의 크리프 강도가 더욱 높아진다. 따라서, 바람직하게는 $[Ti]_R$ 은 0.050보다도 높고, $F3(=0.72Ti-0.01(Ti/Al)-0.11)$ 미만이다.
- [0298] $[Ti]_R$ 의 더욱 바람직한 하한은 0.055이며, 더욱 바람직하게는 0.060이며, 더욱 바람직하게는 0.065이며, 더욱 바람직하게는 0.070이며, 더욱 바람직하게는 0.075이다.
- [0299] $[Ti]_R$ 의 더욱 바람직한 상한(F3)은, $0.72Ti-0.01(Ti/Al)-0.15$ 이며, 더욱 바람직하게는 $0.72Ti-0.01(Ti/Al)-0.18$ 이며, 더욱 바람직하게는 $0.72Ti-0.01(Ti/Al)-0.20$ 이다.
- [0300] $[Ti]_R$ 의 측정 방법]
- [0301] $[Ti]_R$ 은 다음 전해 추출법으로 측정할 수 있다.
- [0302] 합금재의 표면으로부터 1mm 깊이 이상의 위치로부터 시험편을 채취한다. 시험편의 사이즈는 특별히 한정되지는 않는다. 시험편은 예를 들어, 직경 10mm×길이 70mm이다.
- [0303] 채취한 시험편의 표면을, 예비의 전해 연마로 50 μ m 정도 연마하여 신생면을 얻는다. 전해 연마한 시험편을, 전해액(10% 아세틸아세톤+1% 테트라암모늄+메탄올)을 사용하여 전류값 270mA로 본 전해한다. 이때, 전해 깊이를 31 μ m 정도로 한다. 본 전해 후의 전해액을 0.2 μ m의 필터를 통하여 잔사를 포착한다. 얻어진 잔사를 산 분해하고, ICP(유도 결합 플라즈마) 발광 분석으로, 잔사 중의 Ti 질량(g)을 구한다. 또한, 본 전해 전의 시험편의 질량(g)과, 본 전해 후의 시험편의 질량(g)을 측정한다. 그리고, 본 전해 전의 시험편의 질량으로부터 본 전해 후의 시험편의 질량을 차감한 값을, 본 전해된 모재 질량(g)으로 정의한다. 잔사 중의 Ti 질량을 본 전해된 모재 질량으로 나누어, 잔사 중의 Ti 함유량(질량%)을 구한다. 즉, 다음 식에 기초하여, 잔사 중의 Ti 함유량인 $[Ti]_R$ (질량%)을 구한다.
- [0304] $[Ti]_R = \text{잔사 중의 Ti 질량} / \text{모재 질량} \times 100$
- [0305] [합금재의 효과]
- [0306] 본 실시 형태의 합금재는, 상술한 특징 1 내지 특징 3을 충족시킨다. 그 결과, 본 실시 형태의 합금재는, 고온 환경에서 충분한 크리프 강도를 가지며, 또한, 우수한 내용력 완화 균열성 및 우수한 내용접 균열성의 양립이 가능하다. 본 실시 형태의 합금재가 특징 4를 더 충족시키면, 크리프 강도 및 내용접 고온 균열성이 더욱 높아진다.
- [0307] [합금재의 마이크로 조직]
- [0308] 본 실시 형태의 합금재의 마이크로 조직은, 오스테나이트로 이루어진다.
- [0309] [합금재의 형상]
- [0310] 본 실시 형태의 합금재의 형상은 특별히 한정되지는 않는다. 합금재는 합금관이어도 되고, 합금판이어도 된다. 합금재는 합금 봉재여도 된다. 바람직하게는, 본 실시 형태의 합금재는, 합금관이다.
- [0311] [합금재의 제조 방법]
- [0312] 특징 1 내지 특징 4를 충족시키는 본 실시 형태의 합금재의 제조 방법을 설명한다. 이후에 설명하는 제조 방법은, 본 실시 형태의 합금재의 제조 방법의 일례이다. 따라서, 특징 1 내지 특징 4를 충족시키는 합금재는, 이후에 설명하는 제조 방법 이외의 다른 제조 방법에 의해 제조되어도 된다. 그러나, 이후에 설명하는 제조 방법은, 본 실시 형태의 합금재의 제조 방법의 바람직한 일례이다.
- [0313] 본 실시 형태의 합금재의 제조 방법은, 다음 공정을 포함한다.

- [0314] (공정 1) 준비 공정
- [0315] (공정 2) 열간 가공 공정
- [0316] (공정 3) 냉간 가공 공정
- [0317] (공정 4) 열처리 공정
- [0318] 공정 2의 열간 가공 공정에서는, 다음 조건 1을 충족시킨다.
- [0319] (조건 1)
- [0320] 열간 가공 전의 가열 시의 가열 온도 $T1(^{\circ}\text{C})$ 과, 가열 온도 $T1$ 에서의 유지 시간 $t1(\text{분})$ 이, 다음 범위 내이다.
- [0321] $T1$: 1100 내지 1280°C
- [0322] $t1$: 3 내지 120분
- [0323] 또한, 공정 4의 열처리 공정에서는, 다음 조건 2를 충족시킨다.
- [0324] (조건 2)
- [0325] 열처리 공정에서의 열처리 온도 $T2(^{\circ}\text{C})$ 와, 열처리 온도 $T2$ 에서의 유지 시간 $t2(\text{분})$ 가 다음 범위 내이다.
- [0326] $T2$: 1050 내지 1300°C
- [0327] $t2$: 1 내지 60분
- [0328] 이하, 각 공정에 대하여 설명한다.
- [0329] [(공정 1) 준비 공정]
- [0330] 준비 공정에서는, 상술한 특징 1의 화학 조성을 갖는 소재를 준비한다. 소재는 제3자로부터 공급되어도 되고, 제조해도 된다. 소재는 잉곳이어도 되고, 슬래브, 블룸, 빌렛이어도 된다.
- [0331] 소재를 제조하는 경우, 다음 방법에 의해, 소재를 제조한다. 상술한 화학 조성을 갖는 용강을 제조한다. 제조된 용강을 사용하여, 조괴법에 의해 잉곳을 제조한다. 제조된 용강을 사용하여, 연속 주조법에 의해 슬래브, 블룸, 빌렛을 제조해도 된다. 제조된 잉곳, 슬래브, 블룸에 대하여 열간 가공을 실시하여, 빌렛을 제조해도 된다. 예를 들어, 잉곳에 대하여 열간 단조를 실시하여, 원주상의 빌렛을 제조하고, 이 빌렛을 소재로 해도 된다. 이 경우, 열간 단조 개시 직전의 소재 온도는 특별히 한정되지는 않지만, 예를 들어, 1000 내지 1300°C 이다. 열간 단조 후의 소재의 냉각 방법은 특별히 한정되지는 않는다.
- [0332] [(공정 2) 열간 가공 공정]
- [0333] 열간 가공 공정에서는, 준비 공정에 있어서 준비된 소재에 대하여 열간 가공을 실시하여, 중간 합금재를 제조한다. 중간 합금재는 예를 들어, 합금관이어도 되고, 합금판이어도 되고, 합금 봉재여도 된다.
- [0334] 중간 합금재가 합금관인 경우, 열간 가공 공정에서는, 다음 가공을 실시한다. 먼저, 원기둥 소재를 준비한다. 기계 가공에 의해, 원기둥 소재의 중심축을 따른 관통 구멍을 형성한다. 관통 구멍이 형성된 원기둥 소재를 가열한다. 가열된 원기둥 소재에 대하여, 유진 세쥬르네법으로 대표되는 열간 압출을 실시하여, 중간 합금재(합금관)를 제조한다. 열간 압출법 대신에, 열간 편칭 제관법을 실시해도 된다.
- [0335] 또한, 열간 압출 대신에 만네스만법에 의한 천공 압연을 실시하여, 합금관을 제조해도 된다. 이 경우, 원기둥 소재를 가열한다. 가열된 원기둥 소재에 대하여 천공기에 의한 천공 압연을 실시한다. 천공 압연하는 경우, 천공비는 특별히 한정되지는 않지만, 예를 들어, 1.0 내지 4.0이다. 천공 압연된 원기둥 소재를 또한, 맨드릴 밀, 리듀서, 사이징 밀 등에 의해 열간 압연하여 중공 소관(합금관)으로 한다. 열간 가공 공정에서의 누적 감면율은 특별히 한정되지는 않지만, 예를 들어, 20 내지 80%이다. 열간 가공에 의해 합금관을 제조하는 경우, 열간 가공이 완료된 직후의 중공 소관의 온도(처리 온도)는, 800°C 이상인 것이 바람직하다.
- [0336] 중간 합금재가 합금판인 경우, 열간 가공 공정은 예를 들어, 한 쌍의 워크롤을 구비하는 1개 또는 복수의 압연기를 사용한다. 슬래브 등의 소재를 가열한다. 가열된 소재에 대하여 압연기를 사용하여 열간 압연을 실시하여, 합금판을 제조한다.
- [0337] 열간 가공 공정에서는, 상술한 조건 1을 충족시킨다. 즉, 열간 가공 전의 가열 시의 가열 온도 $T1(^{\circ}\text{C})$ 과, 가열

온도 T1에서의 유지 시간 t1(분)은, 다음 범위 내이다.

[0338] T1: 1100 내지 1280℃

[0339] t1: 3 내지 120분

[0340] 바람직하게는, 열간 가공 공정에서는, 다음 조건 3을 충족시킨다.

[0341] (조건 3)

[0342] 가열 온도 T1(℃)과, 가열 온도 T1에서의 유지 시간 t1(분)이, 다음 식 (A)를 충족시키도록 한다.

[0343] $800 \leq T1 \times \text{LOG}(t1) \leq 2100$ (A)

[0344] $FA = T1 \times \text{LOG}(t1)$ 로 정의한다. FA는, 제조 후의 합금재 중의 TiC양에 영향을 미친다.

[0345] FA가 800 이상이면, 열간 가공 전의 가열 시에 있어서, 충분한 양의 TiC가 생성된다. 그 때문에, 제조 후의 합금재에 있어서, $[Ti]_R$ 이 0.050보다도 높아진다.

[0346] 한편, FA가 2100 이하이면 열간 가공 전의 가열 시에 있어서, TiC가 적절한 양으로 생성된다. 그 때문에, 제조 후의 합금재에 있어서, $[Ti]_R$ 이 $F3(=0.72Ti-0.01(Ti/Al)-0.11)$ 미만이 된다. 따라서, 바람직하게는 FA는 800 내지 2100이다.

[0347] FA의 더욱 바람직한 하한은 820이며, 더욱 바람직하게는 840이며, 더욱 바람직하게는 860이며, 더욱 바람직하게는 1000이며, 더욱 바람직하게는 1200이다.

[0348] FA의 더욱 바람직한 상한은 2050이며, 더욱 바람직하게는 2000이며, 더욱 바람직하게는 1950이며, 더욱 바람직하게는 1850이다.

[0349] [(공정 3) 냉간 가공 공정]

[0350] 냉간 가공 공정은 필요에 따라서 실시한다. 즉, 냉간 가공 공정은 실시하지 않아도 된다. 실시하는 경우, 중간 합금재에 대하여 산세 처리를 실시한 후, 냉간 가공을 실시한다. 중간 합금재가 합금관 또는 합금 봉재인 경우, 냉간 가공은 예를 들어, 냉간 추신이다. 중간 합금재가 합금판인 경우, 냉간 가공은 예를 들어, 냉간 압연이다. 냉간 가공 공정을 실시함으로써, 재결정의 발현 및 정립화를 행할 수 있다. 냉간 가공 공정에서의 감면율은 특별히 한정되지는 않지만, 예를 들어, 10 내지 90%이다.

[0351] [(공정 4) 열처리 공정]

[0352] 열처리 공정에서는, 열간 가공 공정 후 또는 냉간 가공 공정 후의 중간 합금재에 대하여 열처리를 실시하고, 합금재 중의 TiC의 양과 결정립의 사이즈를 조정한다.

[0353] 열처리 공정에서는, 상술한 조건 2를 충족시킨다. 즉, 열처리 온도 T2(℃)와, 열처리 온도 T2에서의 유지 시간 t2(분)는, 다음 범위 내이다.

[0354] T2: 1050 내지 1300℃

[0355] t2: 1 내지 60분

[0356] 바람직하게는, 열처리 공정에서는, 다음 조건 4를 충족시킨다.

[0357] (조건 4)

[0358] 열처리 온도 T2(℃)와, 열처리 온도 T2에서의 유지 시간 t2(분)가, 다음 식 (B)를 충족시키도록 한다.

[0359] $2600 \leq T2 \times (\text{LOG}(t2)+2) \leq 4400$ (B)

[0360] $FB = T2 \times (\text{LOG}(t2)+2)$ 로 정의한다. FB는, FA와 마찬가지로, 제조 후의 합금재 중의 TiC양에 영향을 미친다.

[0361] FB가 2600 이상이면, 제조 후의 합금재에 있어서, 충분한 양의 TiC가 생성된다. 그 때문에, $[Ti]_R$ 이 0.050보다도 높아진다.

[0362] 한편, FB가 4400 이하이면, 제조 후의 합금재에 있어서, TiC가 적절한 양으로 생성된다. 그 때문에, $[Ti]_R$ 이 $0.72Ti-0.01(Ti/Al)-0.11$ 미만이 된다. 따라서, 바람직하게는 FB는 2600 내지 4400이다.

- [0363] FB의 더욱 바람직한 하한은 2650이며, 더욱 바람직하게는 2700이며, 더욱 바람직하게는 2750이다.
- [0364] FB의 더욱 바람직한 상한은 4350이며, 더욱 바람직하게는 4300이며, 더욱 바람직하게는 4250이며, 더욱 바람직하게는 4000이며, 더욱 바람직하게는 3800이다.
- [0365] 열처리 온도 T2(℃)에서 유지 시간 t2(분) 유지한 후, 중간 합금재를 냉각한다. 냉각 방법은 급랭(수랭)이 바람직하다.
- [0366] 바람직하게는, 열간 가공 공정 및 열처리 공정에서는, 다음 조건 5를 더 충족시킨다.
- [0367] (조건 5)
- [0368] $0.30 \leq FA/FB$ (C)
- [0369] $FC=FA/FB$ 로 정의한다. FC는, FA 및 FB와 마찬가지로, 제조 후의 합금재 중의 TiC양에 영향을 미친다. FC가 0.30 이상이면, 제조 후의 합금재에 있어서, 충분한 양의 TiC가 얻어지기 쉽다. 그 때문에, $[Ti]_R$ 이 0.050보다도 높아진다.
- [0370] 따라서, 바람직하게는 FC는 0.30 이상이다.
- [0371] FC의 더욱 바람직한 하한은 0.33이며, 더욱 바람직하게는 0.35이며, 더욱 바람직하게는 0.38이다.
- [0372] FC의 상한은 특별히 한정되지는 않는다. FC의 상한은 예를 들어 0.60이다.
- [0373] 이상의 공정에 의해, 본 실시 형태의 합금재를 제조할 수 있다. 상술한 제조 방법은, 본 실시 형태의 합금재의 제조 방법의 일례이다. 따라서, 본 실시 형태의 합금재의 제조 방법은, 상술한 제조 방법에 한정되지는 않는다. 특징 1 내지 특징 3을 충족시키면, 또는, 특징 1 내지 특징 4를 충족시키면, 합금재의 제조 방법은, 상술한 제조 방법에 한정되지는 않는다.
- [0374] [합금재의 용접 조인트의 제조 방법]
- [0375] 본 실시 형태의 합금재의 용접 조인트는, 다음 방법에 의해 제조할 수 있다.
- [0376] 모재로서, 본 실시 형태의 합금재를 준비한다. 준비된 모재에 대하여 개선을 형성한다. 구체적으로는, 모재의 단부에, 주지의 가공 방법에 의해 개선을 형성한다. 개선 형상은, V 형상이어도 되고, U 형상이어도 되고, X형상이어도 되고, V 형상, U 형상 및 X형상 이외의 다른 형상이어도 된다.
- [0377] 준비된 모재에 대하여 용접을 실시하여, 용접 조인트를 제조한다. 구체적으로는, 개선이 형성된 2개의 모재를 준비한다. 준비된 모재의 개선끼리를 맞댄다. 그리고, 맞대어진 한 쌍의 개선부에 대하여 주지의 용접 재료를 사용하여 용접을 실시하여, 상술한 화학 조성을 갖는 용접 금속을 형성한다. 용접 재료는 예를 들어, AWS 규격명: ER NiCr-3이다. 단, 용접 재료는 이에 한정되지는 않는다.
- [0378] 용접 방법은, 용접 금속을 1층 형성해도 되고, 다층 용접이어도 된다. 용접 방법은, 예를 들어, 티그 용접(GTAW), 피복 아크 용접(SMAW), 플럭스 코어드 와이어 아크 용접(FCAW), 가스 메탈 아크 용접(GMAW), 서브머지드 아크 용접(SAW)이다. 이상의 제조 공정에 의해, 본 실시 형태의 합금재 용접 조인트를 제조할 수 있다.
- [0379] 실시예
- [0380] 실시예에 의해 본 실시 형태의 합금재 효과를 더욱 구체적으로 설명한다. 이하의 실시예에서의 조건은, 본 실시 형태의 합금재 실시 가능성 및 효과를 확인하기 위하여 채용한 일 조건예이다. 따라서, 본 실시 형태의 합금재는 이 일 조건예에 한정되지는 않는다.
- [0381] [합금재의 제조]
- [0382] 표 1-1 및 표 1-2에 나타내는 화학 조성을 갖는 잉곳을 제조하였다. 잉곳의 형상은, 외경 120mm의 원주상이며, 잉곳의 질량은 30kg이었다.

[0383] [표 1-1]

시험 번호	화학 조성 (단위는 질량%, 간부는 Fe 및 불순물)										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	Al	Ti	B
1	0.059	0.10	1.08	0.011	0.0005	19.79	30.38	0.002	0.26	0.57	0.0018
2	0.062	0.18	0.92	0.012	0.0005	19.82	30.45	0.002	0.22	0.55	0.0016
3	0.058	0.14	1.11	0.011	0.0005	19.74	30.26	0.002	0.18	0.59	0.0015
4	0.091	0.13	0.85	0.011	0.0006	19.88	30.54	0.002	0.21	0.55	0.0018
5	0.053	0.72	1.04	0.013	0.0005	19.80	31.12	0.002	0.29	0.49	0.0011
6	0.062	0.17	1.44	0.010	0.0003	19.84	30.99	0.002	0.23	0.51	0.0016
7	0.060	0.14	0.49	0.011	0.0006	19.96	30.84	0.003	0.24	0.53	0.0018
8	0.061	0.23	1.07	0.028	0.0007	19.53	30.77	0.001	0.27	0.57	0.0015
9	0.057	0.16	0.93	0.012	0.0012	19.47	30.85	0.002	0.22	0.57	0.0022
10	0.059	0.15	0.85	0.011	0.0008	22.14	31.08	0.004	0.28	0.54	0.0017
11	0.062	0.22	1.16	0.013	0.0005	20.86	34.25	0.003	0.22	0.49	0.0013
12	0.058	0.19	0.88	0.012	0.0004	20.44	30.46	0.028	0.25	0.52	0.0016
13	0.060	0.12	1.16	0.014	0.0005	20.43	32.01	0.002	0.24	0.54	0.0028
14	0.064	0.22	1.03	0.012	0.0004	19.96	30.83	0.002	0.22	0.51	0.0014
15	0.063	0.15	0.68	0.011	0.0003	19.28	30.46	0.002	0.27	0.47	0.0011
16	0.067	0.28	0.99	0.011	0.0004	21.49	31.66	0.003	0.25	0.50	0.0022
17	0.061	0.18	0.89	0.013	0.0005	19.88	32.22	0.001	0.22	0.55	0.0019
18	0.055	0.13	0.94	0.012	0.0006	21.53	31.28	0.002	0.26	0.53	0.0019
19	0.062	0.28	1.08	0.016	0.0004	19.67	31.18	0.004	0.25	0.55	0.0018
20	0.064	0.16	0.82	0.010	0.0004	19.71	31.47	0.002	0.28	0.56	0.0015
21	0.059	0.21	0.79	0.013	0.0007	20.81	32.55	0.002	0.26	0.49	0.0017
22	0.055	0.17	1.02	0.011	0.0005	19.69	30.89	0.002	0.32	0.58	0.0012
23	0.057	0.19	1.25	0.012	0.0006	20.63	31.37	0.003	0.24	0.56	0.0016
24	0.062	0.23	0.96	0.010	0.0005	19.77	30.76	0.002	0.23	0.54	0.0017
25	0.063	0.16	0.72	0.012	0.0003	19.84	31.15	0.001	0.25	0.55	0.0021
26	0.061	0.22	1.13	0.015	0.0007	20.45	31.09	0.002	0.22	0.52	0.0019
27	0.060	0.18	0.84	0.011	0.0004	19.62	31.98	0.002	0.34	0.56	0.0014
28	0.061	0.09	0.90	0.011	0.0005	19.76	31.54	0.003	0.31	0.57	0.0010
29	0.052	0.07	1.35	0.024	0.0005	19.89	30.38	0.002	0.51	0.58	0.0011
30	0.051	0.17	0.84	0.023	0.0004	19.73	30.55	0.002	0.17	0.49	0.0012
31	0.055	0.15	1.16	0.026	0.0012	21.74	30.44	0.008	0.50	0.57	0.0021
32	0.057	0.11	0.93	0.025	0.0011	20.82	30.39	0.005	0.51	0.58	0.0022
33	0.056	0.14	1.26	0.022	0.0013	20.77	30.58	0.006	0.50	0.57	0.0010
34	0.097	0.10	1.09	0.023	0.0010	21.11	30.51	0.004	0.51	0.57	0.0021
35	0.073	0.68	1.18	0.021	0.0006	19.79	30.38	0.003	0.28	0.33	0.0018
36	0.073	0.68	1.20	0.011	0.0006	19.70	30.28	0.003	0.79	0.18	0.0012
37	0.052	0.15	0.89	0.022	0.0005	19.28	30.47	0.002	0.16	0.21	0.0011
38	0.061	0.54	1.08	0.024	0.0009	19.55	30.64	0.003	0.55	0.68	0.0019
39	0.079	0.11	1.39	0.010	0.0005	19.19	30.43	0.002	0.59	0.29	0.0011

[0384]

[0385] [표 1-2]

시험 번호	화학 조성 (단위는 질량%, 잔부는 Fe 및 불순물)												F1	F2
	Nb	Ta	V	Zr	Hf	Cu	Mo	W	Co	Ca	Mg	REM		
1	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.83	2.19
2	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.77	2.50
3	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.77	3.28
4	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.76	2.62
5	-	-	-	-	-	-	0.40	-	-	-	-	-	0.78	1.69
6	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.74	2.22
7	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.77	2.21
8	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.84	2.11
9	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.79	2.59
10	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.82	1.93
11	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.71	2.23
12	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.77	2.08
13	-	-	-	-	-	-	0.38	-	-	-	-	-	0.78	2.25
14	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.73	2.32
15	0.05	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.74	1.74
16	-	0.27	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.75	2.00
17	-	-	0.15	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.77	2.50
18	-	-	-	0.04	-	-	-	-	-	-	-	-	0.79	2.04
19	-	-	-	-	0.07	-	-	-	-	-	-	-	0.80	2.20
20	-	-	-	-	-	0.46	-	-	-	-	-	-	0.84	2.00
21	-	-	-	-	-	-	0.92	-	-	-	-	-	0.75	1.88
22	-	-	-	-	-	-	-	0.18	-	-	-	-	0.90	1.81
23	-	-	-	-	-	-	-	-	0.95	-	-	-	0.80	2.33
24	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0028	-	-	0.77	2.35
25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0015	-	0.80	2.20
26	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0048	0.74	2.36
27	-	-	-	-	-	-	0.42	-	-	0.0022	-	-	0.90	1.65
28	-	-	0.08	-	-	-	0.35	-	-	0.0026	-	-	0.88	1.84
29	-	-	-	-	-	-	0.37	-	-	-	-	-	1.09	1.14
30	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.66	2.88
31	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.07	1.14
32	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.09	1.14
33	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.07	1.14
34	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.08	1.12
35	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.61	1.18
36	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.97	0.23
37	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.37	1.31
38	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.23	1.24
39	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.88	0.49

[0386]

[0387] 표 1-2 중의 「-」은, 대응하는 원소의 함유량이, 불순물 레벨 이하였던 것을 의미한다.

[0388] 제조된 잉곳에 대하여 열간 단조를 실시하여, 두께 30mm의 소재(합금판)를 제조하였다. 열간 단조에서의 잉곳의 가열 온도는, 1000 내지 1300℃였다.

[0389] 제조된 소재에 대하여 열간 가공 공정을 실시하였다. 구체적으로는, 소재를 가열로에서 가열하였다. 열간 가공 공정에서의 가열 온도 T1은 1100 내지 1280℃이며, 가열 온도 T1에서의 유지 시간 t1은 3 내지 120분이었다. FA값을 표 2에 나타낸다. 가열 후의 소재를 열간 압연하여, 두께 15mm의 중간 합금재(합금판)를 제조하였다.

[0390] [표 2]

시험 번호	열간 가공 공정	열 처리 공정	FC	[Ti] _R (질량%)	F3	[Ti] _R <F3	크리프 강도	내응력 완화 균열성	내용접 고온 균열성	비고
	FA	FB								
1	1435	3212	0.45	0.110	0.278	T	E	E	E	본 발명예
2	1411	3347	0.42	0.080	0.261	T	E	E	E	본 발명예
3	1574	2996	0.53	0.170	0.282	T	E	E	E	본 발명예
4	1435	3212	0.45	0.170	0.260	T	E	E	E	본 발명예
5	1587	3212	0.49	0.090	0.226	T	E	E	E	본 발명예
6	1200	3212	0.37	0.093	0.235	T	E	E	E	본 발명예
7	1220	3660	0.33	0.080	0.250	T	E	E	E	본 발명예
8	1423	3158	0.45	0.130	0.279	T	E	E	E	본 발명예
9	1220	3212	0.38	0.100	0.274	T	E	E	E	본 발명예
10	1210	3266	0.37	0.090	0.260	T	E	E	E	본 발명예
11	1411	2915	0.48	0.150	0.221	T	E	E	E	본 발명예
12	1435	3540	0.41	0.100	0.244	T	E	E	E	본 발명예
13	1561	2942	0.53	0.160	0.256	T	E	E	E	본 발명예
14	1548	3212	0.48	0.090	0.234	T	E	E	E	본 발명예
15	1423	2738	0.52	0.120	0.211	T	E	E	E	본 발명예
16	1574	3570	0.44	0.100	0.230	T	E	E	E	본 발명예
17	1678	3022	0.56	0.090	0.261	T	E	E	E	본 발명예
18	1802	3212	0.56	0.090	0.251	T	E	E	E	본 발명예
19	1561	3450	0.45	0.130	0.264	T	E	E	E	본 발명예
20	1411	3780	0.37	0.120	0.273	T	E	E	E	본 발명예
21	1435	3570	0.40	0.080	0.224	T	E	E	E	본 발명예
22	1220	3212	0.38	0.110	0.289	T	E	E	E	본 발명예
23	1561	3144	0.50	0.120	0.270	T	E	E	E	본 발명예
24	1210	2948	0.41	0.100	0.255	T	E	E	E	본 발명예
25	1423	3541	0.40	0.160	0.264	T	E	E	E	본 발명예
26	1574	3375	0.47	0.130	0.241	T	E	E	E	본 발명예
27	1692	2973	0.57	0.100	0.277	T	E	E	E	본 발명예
28	1773	3405	0.52	0.150	0.282	T	E	E	E	본 발명예
29	611	2416	0.25	0.036	0.296	T	E	G	E	본 발명예
30	2287	4520	0.51	0.230	0.214	F	G	E	G	본 발명예
31	608	3900	0.16	0.045	0.289	T	E	G	E	본 발명예
32	2218	3790	0.59	0.301	0.296	F	E	E	G	본 발명예
33	1561	2520	0.62	0.040	0.289	T	E	G	E	본 발명예
34	1901	4496	0.42	0.305	0.289	F	G	E	G	본 발명예
35	1011	3610	0.28	0.048	0.116	T	E	G	E	본 발명예
36	1435	3374	0.43	0.010	0.017	T	B	B	B	비교예
37	1200	2738	0.44	0.020	0.028	T	B	G	E	비교예
38	1574	4138	0.38	0.170	0.367	T	E	G	B	비교예
39	1411	2738	0.52	0.030	0.094	T	G	B	E	비교예

[0391]

[0392]

중간 합금재에 대하여 열처리 공정을 실시하였다. 열처리 공정에서의 열처리 온도 T2는 1050 내지 1300℃이며, 열처리 온도 T2에서의 유지 시간 t2는 1 내지 60분이었다. FB값 및 FC값을 표 2에 나타낸다. 유지 시간 t2 경과 후의 중간 합금재를 상온까지 수랭하였다. 이상의 공정에 의해, 각 시험 번호의 합금재(합금판)를 제조하였다.

[0393]

[평가 시험]

[0394]

제조된 합금재를 사용하여, 다음의 평가 시험을 실시하였다.

[0395]

(시험 1) [Ti]_R 측정 시험

[0396]

(시험 2) 크리프 강도 평가 시험

[0397]

(시험 3) 내응력 완화 균열성 평가 시험

[0398]

(시험 4) 내용접 고온 균열성 평가 시험

[0399]

이하, 각 평가 시험에 대하여 설명한다.

[0400]

[(시험 1) [Ti]_R 측정 시험]

- [0401] 각 시험 번호의 합금재의 표면으로부터 1mm 깊이 이상의 위치로부터 시험편을 채취하였다. 시험편의 사이즈는, 직경 10mm×길이 70mm였다. 상술한 $[[Ti]_R]$ 의 측정 방법]에 기초하여, 잔사 중의 Ti 함유량 $[Ti]_R$ (질량%)을 구하였다. 얻어진 $[Ti]_R$ 을 표 2 중의 「 $[Ti]_R$ (질량%)」란에 나타낸다.
- [0402] [(시험 2) 크리프 강도 평가 시험]
- [0403] 각 시험 번호의 합금재(합금판)에 대하여 다음 크리프 강도 평가 시험을 실시하였다.
- [0404] 각 시험 번호의 합금재(합금판)의 판 폭 중앙 위치 또한 판 두께 중앙 위치로부터, JIS Z2271: 2010에 준거한 크리프 파단 시험편을 채취하였다. 크리프 파단 시험편의 평행부의 축 방향에 수직한 단면은 원형이었다. 평행부의 외경은 6mm이며, 길이는 30mm였다. 크리프 파단 시험편의 길이 방향은 합금판의 압연 방향과 평행하였다.
- [0405] 채취한 크리프 파단 시험편을 사용하여, JIS Z2271: 2010에 준거한 크리프 파단 시험을 실시하였다. 구체적으로는, 크리프 파단 시험편을 700℃에서 가열하였다. 그 후, 크리프 파단 시험을 실시하였다. 시험 응력은 80MPa로 하였다. 시험에서는, 크리프 파단 시간(시간)을 구하였다.
- [0406] 얻어진 크리프 파단 시간에 따라서, 크리프 강도를 다음과 같이 평가하였다.
- [0407] 평가 E(Excellent) : 크리프 파단 시간이 4000시간보다도 길다
- [0408] 평가 G(Good) : 크리프 파단 시간이 2000 내지 4000시간
- [0409] 평가 B(Bad) : 크리프 파단 시간이 2000시간보다도 짧다
- [0410] 평가 G 또는 평가 E인 경우, 우수한 크리프 강도가 얻어졌다고 판단하였다. 평가 결과를 표 2 중의 「크리프 강도」란에 나타낸다.
- [0411] [(시험 3) 내응력 완화 균열성 평가 시험]
- [0412] 각 시험 번호의 합금재(합금판)에 대하여, 다음 내응력 완화 균열성 평가 시험을 실시하였다.
- [0413] 각 시험 번호의 합금재(합금판)의 판 폭 중앙 위치 또한 판 두께 중앙 위치로부터, 각상 시험편을 채취하였다. 각상 시험편의 길이 방향에 수직한 단면은, 10mm×10mm의 직사각형으로 하였다. 각상 시험편의 길이는 100mm로 하였다. 각상 시험편의 길이 방향은 합금재(합금판)의 압연 방향과 평행으로 하였다.
- [0414] 고주파 열 사이클 장치를 사용하여, 채취한 각상 시험편에 대하여 다음 열 이력을 부여하였다. 구체적으로는, 각상 시험편을 대기 중에 있어서, 상온으로부터 70℃/초로 1300℃까지 승온하였다. 그 후, 1300℃에서 180초 유지하였다. 그 후, 각상 시험편을 50℃/초의 냉각 속도로 상온까지 냉각하였다. 이상의 열 이력을 각상 시험편에 부여함으로써, 용접 모의 시험편을 제작하였다.
- [0415] 용접 모의 시험편을 사용하여, ASTM E328-02에 준거한 응력 완화 시험을 실시하였다. 구체적으로는, 용접 모의 시험편으로부터, 응력 완화 시험용의 시험편을 제작하였다. 시험편은, 길이 80mm, 표점 간 거리 $GL=30mm$ 의 테두리 구비 크리프 시험편으로 하였다. 휨 변위 부하용 시험 지그를 사용하여, 시험편에 대하여 초기의 냉간 변형을 20% 부여하였다. 냉간 변형이 부여된 시험편이 설치된 시험 지그를 가열로에 장입하고, 650℃에서 300시간 유지하였다.
- [0416] ASTM E328-02에 준거한 응력 완화 시험의 결과에 대하여, 다음과 같이 평가하였다.
- [0417] 평가 E(Excellent) : 300시간 경과 후의 시험편이 파단되지 않았다
- [0418] 평가 G(Good) : 200 내지 300시간 경과 후의 시험편이 파단되었다
- [0419] 평가 B(Bad) : 200시간 미만에서 시험편이 파단되었다
- [0420] 평가 G 또는 평가 E인 경우, 우수한 내응력 완화 균열성이 얻어졌다고 판단하였다. 평가 결과를 표 2 중의 「내응력 완화 균열성」란에 나타낸다.
- [0421] [(시험 4) 내용접 고온 균열성 평가 시험]
- [0422] 각 시험 번호의 합금재(합금판)의 판 폭 중앙 위치 또한 판 두께 중앙 위치를 중심으로 한 판 두께 12mm, 폭 40mm, 길이 300mm의 시험편을 채취하였다. 채취한 시험편에 대하여 다음으로 나타내는 론지 바레스트레인 시험

을 실시하였다.

- [0423] 구체적으로는, 시험편의 판 폭 중앙 위치의 길이 방향으로, 용접 전류 200A, 전압 12V, 속도 15cm/분의 용접 조건에서, 용접봉 없는 TIG 용접을 실시하였다. 용접봉 없는 TIG 용접의 도중에, 표층에 2%의 변형이 가해지도록 용접 방향과 평행하게 굽힘 응력을 순간적으로 부여하였다.
- [0424] 굽힘 응력의 부여에 의해 용접 균열이 발생한 개소를 포함하는 부분을, 광학 현미경으로 관찰 가능한 사이즈로 잘라냈다. 잘라낸 샘플의 사이즈는, 40mm×40mm×12mm였다.
- [0425] 잘라내진 샘플의 용접부 표면의 스케일을 버프 연마에 의해 제거하였다. 그 후, 100배의 광학 현미경을 사용하여, HAZ의 균열 유무 및 균열이 발생하는 경우에는 균열의 길이를 측정하였다. 구체적으로는, 용접 금속과 HAZ의 경계를 기점으로 하여, 용접 방향과 수직인 방향으로 전파된 균열의 길이(용접 방향과 수직인 방향의 길이)를 측정하였다. 시험편에 발생한 모든 균열의, 용접 방향과 수직인 방향의 길이를 구하였다. 그것들 균열의 길이의 합계를, 총 균열 길이(mm)로 정의하였다. 2개의 시험편의 각각에서, 총 균열 길이를 구하였다. 구한 총 균열 길이의 산술 평균값을, 평균 총 균열 길이로 정의하였다.
- [0426] 얻어진 평균 총 균열 길이에 기초하여, 내용접 고온 균열성을 다음과 같이 평가하였다.
- [0427] 평가 E(Excellent): 평균 총 균열 길이가 2.0mm 이하이다
- [0428] 평가 G(Good): 평균 총 균열 길이가 2.0 초과 내지 3.0mm 미만이다
- [0429] 평가 B(Bad): 평균 총 균열 길이가 3.0mm 이상이다
- [0430] 평가 G 또는 평가 E인 경우, 우수한 내용접 고온 균열성이 얻어졌다고 판단하였다. 평가 결과를 표 2 중의 「내용접 고온 균열성」란에 나타낸다.
- [0431] [시험 결과]
- [0432] 표 2에 시험 결과를 나타낸다.
- [0433] 표 1-1, 표 1-2 및 표 2를 참조하여, 시험 번호 1 내지 35에서는, 합금재가 특징 1 내지 특징 3을 충족하였다. 그 때문에, 고온 환경에 있어서, 충분한 크리프 강도가 얻어졌다. 또한, 우수한 내응력 완화 균열성 및 우수한 내용접 고온 균열성이 얻어졌다.
- [0434] 또한, 시험 번호 1 내지 28에서는, 제조 조건의 FA가 식 (A)를 충족하고, FB가 식 (B)를 충족하고, FC가 식 (C)를 충족하였다. 그 결과, 시험 번호 1 내지 28에서는, 합금재가 특징 1 내지 특징 3뿐만 아니라, 특징 4도 충족하였다. 그 때문에, 시험 번호 1 내지 28에서는, 크리프 강도 평가 시험, 내응력 완화 균열성 평가 시험, 및, 내용접 고온 균열성 평가 시험에 있어서, 평가 E가 얻어지고, 더욱 우수한 크리프 강도, 내응력 완화 균열성 및 내용접 고온 균열성이 얻어졌다.
- [0435] 한편, 시험 번호 36에서는, A1 함유량이 너무 높았다. 그 때문에, 충분한 내응력 완화 균열성 및 내용접 고온 균열성이 얻어지지 않았다. 또한, 충분한 크리프 강도가 얻어지지 않았다.
- [0436] 시험 번호 37에서는, 화학 조성 중의 각 원소 함유량이 적절했지만, F1이 식 (1)의 하한 미만이었다. 그 때문에, 충분한 크리프 강도가 얻어지지 않았다.
- [0437] 시험 번호 38에서는, 화학 조성 중의 각 원소 함유량이 적절했지만, F1이 식 (1)의 상한을 초과하였다. 그 때문에, 충분한 내용접 고온 균열성이 얻어지지 않았다.
- [0438] 시험 번호 39에서는, 화학 조성 중의 각 원소 함유량이 적절했지만, F2가 식 (2)의 하한 미만이었다. 그 결과, 충분한 내응력 완화 균열성이 얻어지지 않았다.
- [0439] 이상, 본 발명의 실시 형태를 설명하였다. 그러나, 상술한 실시 형태는 본 발명을 실시하기 위한 예시에 지나지 않는다. 따라서, 본 발명은 상술한 실시 형태에 한정되지는 않으며, 그 취지를 이탈하지 않는 범위 내에서 상술한 실시 형태를 적절히 변경하여 실시할 수 있다.

도면

도면1

