



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2025년05월21일
(11) 등록번호 10-2810752
(24) 등록일자 2025년05월16일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 38/44 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/42 (2006.01)
C22C 38/46 (2006.01) C22C 38/48 (2006.01)
C22C 38/52 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
(52) CPC특허분류
C22C 38/44 (2013.01)
C21D 8/0247 (2013.01)
(21) 출원번호 10-2022-7027311
(22) 출원일자(국제) 2021년01월08일
심사청구일자 2022년08월08일
(85) 번역문제출일자 2022년08월08일
(65) 공개번호 10-2022-0124238
(43) 공개일자 2022년09월13일
(86) 국제출원번호 PCT/JP2021/000448
(87) 국제공개번호 WO 2021/141107
국제공개일자 2021년07월15일
(30) 우선권주장
JP-P-2020-003010 2020년01월10일 일본(JP)
(56) 선행기술조사문헌
W02019168119 A1
KR1020190042675 A

(73) 특허권자
닛폰세이테츠 가부시카가이샤
일본 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쵸메 6방 1고
(72) 발명자
오스키 다카히로
일본 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쵸메 6방 1고
닛폰세이테츠 가부시카가이샤 내
구리하라 신노스케
일본 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쵸메 6방 1고
닛폰세이테츠 가부시카가이샤 내
(뒷면에 계속)
(74) 대리인
(유)한양특허법인

전체 청구항 수 : 총 2 항

심사관 : 배근태

(54) 발명의 명칭 오스테나이트계 스테인리스 강재

(57) 요약

대입열 용접 후의 600 초과~750℃의 평균 조업 온도에서의 사용에 있어서도, 높은 크리프 강도를 갖고, 또한, 대입열 용접 후에 600 초과~750℃의 평균 조업 온도에서 장시간 사용한 후에도, 뛰어난 내응력 완화 균열성을 갖는, 오스테나이트계 스테인리스 강재를 제공한다. 본 개시의 강재는, 화학 조성이, 질량%로, C : 0.030% 이하, Si : 1.50% 이하, Mn : 2.00% 이하, P : 0.045% 이하, S : 0.0300% 이하, Cr : 15.00~25.00%, Ni : 8.00~20.00%, N : 0.050~0.250%, Nb : 0.10~1.00%, Mo : 0.05~5.00%, B : 0.0005~0.0100%, 및, 잔부가 Fe 및 불순물로 이루어지고, 강재 중의 N 함유량(질량%)에 대한 고용 N량(질량%)의 비가 0.40~0.90이다.

(52) CPC특허분류

C22C 38/001 (2013.01)

C22C 38/42 (2013.01)

C22C 38/46 (2013.01)

C22C 38/48 (2013.01)

C22C 38/52 (2013.01)

C22C 38/58 (2013.01)

C21D 2211/001 (2013.01)

(72) 발명자

조토쿠 가나

일본 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쵸메 6방 1고

닛폰세이테츠 가부시키키가이샤 내

스즈키 유헤이

일본 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쵸메 6방 1고

닛폰세이테츠 가부시키키가이샤 내

아오타 쇼고

일본 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쵸메 6방 1고

닛폰세이테츠 가부시키키가이샤 내

명세서

청구범위

청구항 1

오스테나이트계 스테인리스 강재로서,

화학 조성이, 질량%로,

C : 0% 초과 0.030% 이하,

Si : 0% 초과 1.50% 이하,

Mn : 0% 초과 2.00% 이하,

P : 0% 초과 0.045% 이하,

S : 0% 초과 0.0300% 이하,

Cr : 15.00~25.00%,

Ni : 8.00~20.00%,

N : 0.050~0.250%,

Nb : 0.10~1.00%,

Mo : 0.05~5.00%,

B : 0.0005~0.0100%,

Ti : 0~0.50%,

Ta : 0~0.50%,

V : 0~1.00%,

Zr : 0~0.10%,

Hf : 0~0.10%,

Cu : 0~4.00%,

W : 0~5.00%,

Co : 0~1.00%,

sol.Al : 0~0.100%,

Ca : 0~0.0200%,

Mg : 0~0.0200%,

희토류 원소 : 0~0.100%,

Sn : 0~0.010%,

As : 0~0.010%,

Zn : 0~0.010%,

Pb : 0~0.010%,

Sb : 0~0.010%, 및,

잔부가 Fe 및 불순물로 이루어지고,

상기 오스테나이트계 스테인리스 강재 중의 N 함유량(질량%)에 대한 상기 오스테나이트계 스테인리스 강재 중의

고용 N량(질량%)의 비가 0.40~0.90인, 오스테나이트계 스테인리스 강재.

청구항 2

청구항 1에 있어서,

상기 화학 조성은, 제1군~제4군 중 어느 하나의 군에 속하는 적어도 1원소 이상을 함유하는, 오스테나이트계 스테인리스 강재.

제1군 :

Ti : 0.01~0.50%,

Ta : 0.01~0.50%,

V : 0.01~1.00%,

Zr : 0.01~0.10%, 및,

Hf : 0.01~0.10%,

제2군 :

Cu : 0.01~4.00%,

W : 0.01~5.00%, 및,

Co : 0.01~1.00%,

제3군 :

sol.Al : 0.001~0.100%,

제4군 :

Ca : 0.0001~0.0200%,

Mg : 0.0001~0.0200%, 및,

희토류 원소 : 0.001~0.100%.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 개시는, 강재에 관한 것이고, 더욱 상세하게는, 오스테나이트계 스테인리스 강재에 관한 것이다.

배경 기술

[0002] 석유 정제 플랜트나 석유 화학 플랜트 등의 화학 플랜트 설비에 이용되는 강재는, 고온 강도가 요구된다. 이러한 화학 플랜트 설비 용도의 강재로서, 오스테나이트계 스테인리스 강재가 이용되고 있다.

[0003] 화학 플랜트 설비는 복수의 장치를 포함한다. 화학 플랜트 설비의 각 장치는 예를 들면, 감압 증류 장치, 탈황 장치, 접촉 개질 장치 등이다. 이들 장치는, 가열로관, 반응탑, 조(槽), 열교환기, 배관 등을 포함한다. 각 장치의 조업(操業) 시의 평균 온도는 상이하다. 이하, 조업 시의 평균 온도를 「평균 조업 온도」라고 한다. 화학 플랜트 설비에서 처리하는 원료와 생성물에 의해, 조업 온도는 크게 변화한다. 그리고, 화학 플랜트 설비의 장치에는, 600 초과~750℃의 평균 조업 온도에서 가동하는 장치도 복수 존재한다.

[0004] 600 초과~750℃의 평균 조업 온도에서 가동하는 장치에서는, 높은 크리프 강도가 요구된다.

[0005] 국제 공개 제2018/043565호(특허문헌 1)에서는, 고온역에서 사용되는 오스테나이트계 스테인리스 강재의 크리프 강도의 개선에 대해 개시되어 있다. 이 문헌에 개시되어 있는 오스테나이트계 스테인리스강은, 질량%로, C : 0.030% 이하, Si : 0.10~1.00%, Mn : 0.20~2.00%, P : 0.040% 이하, S : 0.010% 이하, Cr : 16.0~25.0%, Ni : 10.0~30.0%, Mo : 0.1~5.0%, Nb : 0.20~1.00%, N : 0.050~0.300%, sol.Al : 0.0005~0.100%, B : 0.0010~0.0080%, Cu : 0~5.0%, W : 0~5.0%, Co : 0~1.0%, V : 0~1.00%, Ta : 0~0.2%, Hf : 0~0.20%, Ca : 0~0.010%, Mg : 0~0.010%,

및, 희토류 원소 : 0~0.10%를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불순물로 이루어지며, 식 (1)을 만족하는 화학 조성을 갖는다. 여기서, 식 (1)은 다음과 같다. $B+0.004-0.9C+0.017Mo^2 \geq 0$.

선행기술문헌

특허문헌

[0006] (특허문헌 0001) 국제 공개 제2018/043565호

발명의 내용

해결하려는 과제

[0007] 그런데, 화학 플랜트 설비를 신규로 건설하거나, 화학 플랜트 설비를 보수하거나 하는 경우, 화학 플랜트 설비 내의 장치에 사용되는 강재는, 화학 플랜트가 소재하는 현지에서, 용접된다. 최근의 용접 시공에서는, 용접의 패스 수를 저감하기 위해, 입열량을 크게 한 대입열 용접이 채용되는 경우가 많다.

[0008] 상술과 같이, 600℃ 초과와 평균 조업 온도에서 사용되는 강재에는 뛰어난 고온 강도가 요구된다. 그 때문에, 강재가 후유화 및/또는 대형화하기 쉽다. 이러한 강재가 용접되었을 경우, 용접열 영향부(이하, HAZ라고도 한다)에는 큰 잔류 응력이 발생한다. 이러한 강재를 600℃ 초과와 평균 조업 온도에서 사용하는 경우, 용접열 영향부의 잔류 응력이 완화하는 응력 완화 과정이 발생한다. 응력 완화 과정에서는, 용접열 영향부에서의 잔류 응력의 회복 도중에 결정 입내에 탄화물이 생성되어, 이차 유기(誘起) 석출 경화가 발현된다. 이차 유기 석출 경화에 의해, 입내와 입계의 경도의 차가 증대한다. 그 결과, 입계에 응력 완화 균열이 발생하는 경우가 있다. 따라서, 600 초과~750℃의 평균 조업 온도에서 장기간 사용되는 강재에서는, 크리프 강도가 높을 뿐만 아니라, 응력 완화 균열을 억제할 수 있는, 즉, 내(耐)응력 완화 균열성이 높은 것도 요구된다.

[0009] 특허문헌 1에 제안된 오스테나이트계 스테인리스강은, 뛰어난 크리프 강도를 나타낸다. 그러나, 특허문헌 1에서는, 내응력 완화 균열성에 관한 검토가 되어 있지 않다.

[0010] 본 개시의 목적은, 대입열 용접 후의 600 초과~750℃의 평균 조업 온도에서의 사용에 있어서도, 높은 크리프 강도를 갖고, 또한, 대입열 용접 후에 600 초과~750℃의 평균 조업 온도에서 장시간 사용한 후에도, 뛰어난 내응력 완화 균열성을 갖는, 오스테나이트계 스테인리스 강재를 제공하는 것이다.

과제의 해결 수단

[0011] 오스테나이트계 스테인리스 강재로서,

[0012] 화학 조성이, 질량%로,

[0013] C : 0% 초과 0.030% 이하,

[0014] Si : 0% 초과 1.50% 이하,

[0015] Mn : 0% 초과 2.00% 이하,

[0016] P : 0% 초과 0.045% 이하,

[0017] S : 0% 초과 0.0300% 이하,

[0018] Cr : 15.00~25.00%,

[0019] Ni : 8.00~20.00%,

[0020] N : 0.050~0.250%,

[0021] Nb : 0.10~1.00%,

[0022] Mo : 0.05~5.00%,

[0023] B : 0.0005~0.0100%,

- [0024] Ti : 0~0.50%,
- [0025] Ta : 0~0.50%,
- [0026] V : 0~1.00%,
- [0027] Zr : 0~0.10%,
- [0028] Hf : 0~0.10%,
- [0029] Cu : 0~4.00%,
- [0030] W : 0~5.00%,
- [0031] Co : 0~1.00%,
- [0032] sol.Al : 0~0.100%,
- [0033] Ca : 0~0.0200%,
- [0034] Mg : 0~0.0200%,
- [0035] 희토류 원소 : 0~0.100%,
- [0036] Sn : 0~0.010%,
- [0037] As : 0~0.010%,
- [0038] Zn : 0~0.010%,
- [0039] Pb : 0~0.010%,
- [0040] Sb : 0~0.010%, 및,
- [0041] 잔부가 Fe 및 불순물로 이루어지고,
- [0042] 상기 오스테나이트계 스테인리스 강재 중의 N 함유량(질량%)에 대한 상기 오스테나이트계 스테인리스 강재 중의 고용 N량(질량%)의 비가 0.40~0.90이다.

발명의 효과

- [0043] 본 개시의 오스테나이트계 스테인리스 강재는, 대입열 용접 후의 600 초과~750℃의 평균 조업 온도에서의 사용에 있어서도, 높은 크리프 강도를 갖고, 또한, 대입열 용접 후에 600 초과~750℃의 평균 조업 온도에서 장시간 사용한 후에도, 뛰어난 내응력 완화 균열성을 갖는다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

- [0044] 본 발명자들은, 대입열 용접 후의 600 초과~750℃의 평균 조업 온도에서의 사용에 있어서도, 높은 크리프 강도를 갖고, 또한, 대입열 용접 후에 600 초과~750℃의 평균 조업 온도에서 장시간 사용한 후에도, 뛰어난 내응력 완화 균열성을 갖는 오스테나이트계 스테인리스 강재에 대해, 검토를 행했다. 이하, 600 초과~750℃의 평균 조업 온도의 환경을 「고온 환경」이라고도 한다.
- [0045] 본 발명자들은 우선, 내응력 완화 균열성에 관해 검토를 행했다. 응력 완화 균열은 다음의 메커니즘에서 발생한다고 생각할 수 있다. 고온 환경에 있어서, 강재 중의 입계에는 Cr 탄화물이 생성된다. 이에 의해, 입계를 따라 Cr 결핍 영역(탈탄 영역)이 형성된다. Cr 결핍 영역은 연질이다. 그 때문에, 이차 유기 석출 경화된 결정립의 입내와, 입계를 따른 Cr 결핍 영역의 강도 차가 커진다. 그 결과, 응력 완화 균열이 발생한다.
- [0046] 따라서, 내응력 완화 균열성을 높이기 위해서는, 입계를 따른 Cr 결핍 영역의 생성을 억제하는 것이 유효하다. Cr 결핍 영역의 생성을 억제하기 위해서는, 강재 중에 Cr 탄화물이 생성되는 것을 억제할 필요가 있다. Cr 탄화물의 생성을 억제하려면, C 함유량을 저감하고, 또한, 강재 중의 C가 Cr과 결합하는 것을 억제하기 위해, 강재에 Nb를 함유하여 강재 중의 C를 NbC로서 결합시키는 것이 유효하다.
- [0047] 이상의 사항을 고려하여, 본 발명자들은 강재의 화학 조성을 검토했다. 그 결과, 화학 조성인, 질량%로, C : 0.030% 이하, Si : 1.50% 이하, Mn : 2.00% 이하, P : 0.045% 이하, S : 0.0300% 이하, Cr : 15.00~25.00%, Ni :

8.00~20.00%, N : 0.050~0.250%, Nb : 0.10~1.00%, Mo : 0.05~5.00%, B : 0.0005~0.0100%, Ti : 0~0.50%, Ta : 0~0.50%, V : 0~1.00%, Zr : 0~0.10%, Hf : 0~0.10%, Cu : 0~4.00%, W : 0~5.00%, Co : 0~1.00%, sol.Al : 0~0.100%, Ca : 0~0.0200%, Mg : 0~0.0200%, 희토류 원소 : 0~0.100%, Sn : 0~0.010%, As : 0~0.010%, Zn : 0~0.010%, Pb : 0~0.010%, Sb : 0~0.010%, 및, 잔부가 Fe 및 불순물로 이루어지는 오스테나이트계 스테인리스 강재이면, 크리프 강도를 높이면서, 내응력 완화 균열성을 높일 수 있다고 생각했다.

[0048] 상기 화학 조성으로 하면, Cr 결핍 영역의 생성을 억제할 수 있다. 그러나, 상기 화학 조성이어도, C 및 Cr이 함유되기 때문에, Cr 결핍 영역은 어떻게 해도 생성되어 버린다. 그래서, 본 발명자들은, 종래와는 발상이 상이한 수단에 의해 응력 완화 균열을 억제하는 것을 검토했다. 본 발명자들은, C 함유량을 0.030% 이하로 억제하여 극력 Cr 결핍 영역의 발생을 억제하면서, 그에 더하여, Cr 결핍 영역이 생성되어도, Cr 결핍 영역을 강화하는 방법에 대해 검토를 행했다.

[0049] Cr 결핍 영역은 탈탄 영역이기 때문에, Cr 결핍 영역에 있어서 탄화물의 석출 강화를 이용할 수는 없다. 그래서, 본 발명자들은, 고온 환경에 있어서의 사용 시에, 강재 중에 질화물을 석출시키는 것을 생각했다. 질화물의 생성에서는, C를 사용하지 않기 때문에, Cr 결핍 영역(탈탄 영역)이 증대하는 경우는 없다. 결정 입계 근방에 생성된 Cr 결핍 영역에, 고온 환경에 있어서의 사용 중에 질화물이 석출되면, 석출 강화에 의해, 결정 입계 근방의 연화를 억제할 수 있다. 그 때문에, 이차 유기 석출 경화된 결정립의 입내와, 결정 입계를 따라 형성된 Cr 결핍 영역의 강도 차를 작게 할 수 있어, 내응력 완화 균열성을 높일 수 있다. 또한, Cr 결핍 영역을 강화함으로써, 크리프 강도도 높아진다.

[0050] 또한, 상기의 내응력 완화 균열 억제와 고(高)크리프 강도를 함께 발휘하기 위해서는, 고온 환경에서의 사용 시에 있어서, Cr 결핍 영역 및 입내를 석출 강화하는 질화물을 형성하기 위한 고용 N량을 확보한 다음에, 사용 전의 강재에 있어서, 질화물을 미리 석출시키는 것이 중요하다. 사용 전의 강재에서의 질화물의 생성에 의해, 질화물의 피닝 효과가 발생하여 결정립을 세립화할 수 있다. 결정립을 세립화할 수 있으면, Cr 탄화물의 입계 석출량(피복율)이 낮아지고, 또한, 인(P)이나 황(S)의 입계 편석량이 작아진다. 이 경우, 결정 입계 및 결정 입계 근방의 경도 저하를 억제할 수 있어, 결정립의 입내와 결정 입계 및 Cr 결핍 영역의 강도 차를 작게 할 수 있다. 그 때문에, 강재의 내응력 완화 균열성이 높아진다.

[0051] 이상과 같이, 본 발명자들은, 고온 환경에서의 사용 전의 강재에서는 질화물을 생성하여 피닝 효과에 의해 결정립을 미세화하면서, 고온 환경에서의 사용 중의 강재에서는 질화물을 생성하여 Cr 결핍 영역을 강화함으로써, 내응력 완화 균열성을 높일 수 있다고 생각했다. 그리고, 크리프 강도와 내응력 완화 균열성의 양립을 고려한 결과, 상술한 화학 조성을 갖고, 또한, 강재 중의 N 함유량에 대한 강재 중의 고용 N량의 비가 0.40~0.90이면, 크리프 강도와 내응력 완화 균열성의 양립이 가능한 것을 본 발명자들은 찾아냈다.

[0052] 이상의 지견에 의거하여 완성한 본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재는, 다음의 구성을 갖는다.

[0053] [1]

[0054] 오스테나이트계 스테인리스 강재로서,

[0055] 화학 조성이, 질량%로,

[0056] C : 0.030% 이하,

[0057] Si : 1.50% 이하,

[0058] Mn : 2.00% 이하,

[0059] P : 0.045% 이하,

[0060] S : 0.0300% 이하,

[0061] Cr : 15.00~25.00%,

[0062] Ni : 8.00~20.00%,

[0063] N : 0.050~0.250%,

[0064] Nb : 0.10~1.00%,

[0065] Mo : 0.05~5.00%,

- [0066] B : 0.0005~0.0100%,
- [0067] Ti : 0~0.50%,
- [0068] Ta : 0~0.50%,
- [0069] V : 0~1.00%,
- [0070] Zr : 0~0.10%,
- [0071] Hf : 0~0.10%,
- [0072] Cu : 0~4.00%,
- [0073] W : 0~5.00%,
- [0074] Co : 0~1.00%,
- [0075] sol.Al : 0~0.100%,
- [0076] Ca : 0~0.0200%,
- [0077] Mg : 0~0.0200%,
- [0078] 희토류 원소 : 0~0.100%,
- [0079] Sn : 0~0.010%,
- [0080] As : 0~0.010%,
- [0081] Zn : 0~0.010%,
- [0082] Pb : 0~0.010%,
- [0083] Sb : 0~0.010%, 및,
- [0084] 잔부가 Fe 및 불순물로 이루어지고,
- [0085] 상기 오스테나이트계 스테인리스 강재 중의 N 함유량(질량%)에 대한 상기 오스테나이트계 스테인리스 강재 중의 고용 N량(질량%)의 비가 0.40~0.90인, 오스테나이트계 스테인리스 강재.
- [0086] [2]
- [0087] [1]에 있어서,
- [0088] 상기 화학 조성은, 제1군~제4군 중 어느 하나의 군에 속하는 적어도 1원소 이상을 함유하는, 오스테나이트계 스테인리스 강재.
- [0089] 제1군 :
- [0090] Ti : 0.01~0.50%,
- [0091] Ta : 0.01~0.50%,
- [0092] V : 0.01~1.00%,
- [0093] Zr : 0.01~0.10%, 및,
- [0094] Hf : 0.01~0.10%,
- [0095] 제2군 :
- [0096] Cu : 0.01~4.00%,
- [0097] W : 0.01~5.00%, 및,
- [0098] Co : 0.01~1.00%,
- [0099] 제3군 :

- [0100] sol.Al : 0.001~0.100%,
- [0101] 제4군 :
- [0102] Ca : 0.0001~0.0200%,
- [0103] Mg : 0.0001~0.0200%, 및,
- [0104] 희토류 원소 : 0.001~0.100%.
- [0105] 이하, 본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재에 대해 상세하게 서술한다. 원소에 관한 「%」는, 특별히 언급이 없는 한, 질량%를 의미한다.
- [0106] [화학 조성에 대해]
- [0107] 본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재의 화학 조성은, 다음의 원소를 함유한다.
- [0108] C : 0.030% 이하
- [0109] 탄소(C)는 불가피하게 함유된다. 즉, C 함유량은 0% 초과이다. C는, 입계에 $M_{23}C_6$ 형의 Cr 탄화물을 생성한다. 이 경우, 입계에 Cr 결핍 영역이 생성되어, 강재의 내응력 완화 균열성이 저하한다. C 함유량이 0.030%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 강재의 내응력 완화 균열성이 현저하게 저하한다. 따라서, C 함유량은 0.030% 이하이다. C 함유량의 바람직한 상한은 0.026%이고, 더욱 바람직하게는 0.024%이며, 더욱 바람직하게는 0.022%이고, 더욱 바람직하게는 0.020%이며, 더욱 바람직하게는 0.018%이다. C 함유량은 되도록 낮은 편이 바람직하다. 그러나, C 함유량의 과잉적인 저감은 제조 비용을 높게 한다. 따라서, 공업 생산상, C 함유량의 바람직한 하한은 0.001%이며, 더욱 바람직하게는 0.002%이다.
- [0110] Si : 1.50% 이하
- [0111] 실리콘(Si)은 불가피하게 함유된다. 즉, Si 함유량은 0% 초과이다. Si는, 제강 공정에 있어서, 강을 탈산한다. Si는 또한, 고온 환경(600 초과~750℃의 평균 조업 온도)에서 강재를 사용하는 경우에 있어서, 강재의 내(耐)산화성 및 내(耐)수증기 산화성을 높인다. Si가 조금이라도 함유되면, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다. 그러나, Si 함유량이 1.50%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 용접 균열 감수성을 현저하게 높인다. 또한, 고온 환경에서의 장시간 사용에 의해, 강재 중에 시그마상(σ 상)을 생성한다. σ 상은, 강재의 인성을 저하한다. 따라서, Si 함유량은 1.50% 이하이다. Si 함유량의 바람직한 하한은 0.01%이고, 더욱 바람직하게는 0.05%이며, 더욱 바람직하게는 0.10%이고, 더욱 바람직하게는 0.15%이며, 더욱 바람직하게는 0.18%이다. Si 함유량의 바람직한 상한은 1.40%이고, 더욱 바람직하게는 1.20%이며, 더욱 바람직하게는 1.00%이고, 더욱 바람직하게는 0.80%이며, 더욱 바람직하게는 0.70%이고, 더욱 바람직하게는 0.60%이며, 더욱 바람직하게는 0.50%이다.
- [0112] Mn : 2.00% 이하
- [0113] 망간(Mn)은 불가피하게 함유된다. 즉, Mn 함유량은 0% 초과이다. Mn은, 강재 중의 S와 결합하여 MnS를 형성하고, 강재의 열간 가공성을 높인다. Mn은 또한, 용접 시에 있어서 강재의 용접부를 탈산한다. Mn이 조금이라도 함유되면, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다. 그러나, Mn 함유량이 2.00%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 고온 환경에서의 사용 시에 있어서, 시그마상(σ 상)이 생성되기 쉬워진다. σ 상은, 고온 환경에서의 사용 시에 있어서의 강재의 인성을 저하한다. 따라서, Mn 함유량은 2.00% 이하이다. Mn 함유량의 바람직한 하한은 0.01%이고, 더욱 바람직하게는 0.10%이며, 더욱 바람직하게는 0.40%이고, 더욱 바람직하게는 0.50%이며, 더욱 바람직하게는 0.60%이다. Mn 함유량의 바람직한 상한은 1.80%이고, 더욱 바람직하게는 1.60%이며, 더욱 바람직하게는 1.50%이고, 더욱 바람직하게는 1.30%이며, 더욱 바람직하게는 1.10%이고, 더욱 바람직하게는 0.95%이다.
- [0114] P : 0.045% 이하
- [0115] 인(P)은 불가피하게 함유된다. 즉, P 함유량은 0% 초과이다. P는, 대입열 용접 시에 있어서, 강재의 입계에 편석된다. 그 결과, 내응력 완화 균열성을 저하한다. P 함유량이 0.045%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 내응력 완화 균열성이 저하한다. 따라서, P 함유량은 0.045% 이하이다. P 함유량의 바람직한 상한은 0.035%이며, 더욱 바람직하게는 0.030%이다. P 함유량은 되도록 낮은 편이 바람직하다. 그러나, P 함유량의 과잉적인 저감은, 강재의 제조 비용을 인상한다. 따라서, 통상의 공업 생산을 고려하면, P

함유량의 바람직한 하한은 0.001%이며, 더욱 바람직하게는 0.002%이다.

[0116]

S : 0.0300% 이하

[0117]

황(S)은 불가피하게 함유된다. 즉, S 함유량은 0% 초과이다. S는, 대입열 용접 시에 있어서, 강재의 입계에 편석된다. 그 결과, 내응력 완화 균열성을 저하한다. S 함유량이 0.0300%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 내응력 완화 균열성이 저하한다. 따라서, S 함유량은 0.0300% 이하이다. S 함유량의 바람직한 상한은 0.0150%이고, 더욱 바람직하게는 0.0100%이며, 더욱 바람직하게는 0.0050%이고, 더욱 바람직하게는 0.0030%이다. S 함유량은 되도록 낮은 편이 바람직하다. 그러나, S 함유량의 과잉적인 저감은, 강재의 제조 비용을 인상한다. 따라서, 통상의 공업 생산을 고려하면, S 함유량의 바람직한 하한은 0.0001%이며, 더욱 바람직하게는 0.0002%이다.

[0118]

Cr : 15.00~25.00%

[0119]

크롬(Cr)은, 고온 환경에서의 강재 사용 시에 있어서, 강재의 내산화성 및 내식성을 높인다. Cr 함유량이 15.00% 미만이면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 상기 효과를 충분히 얻을 수 없다. 한편, Cr 함유량이 25.00%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 고온 환경에서의 강재 중의 오스테나이트의 안정성이 저하한다. 이 경우, 강재의 크리프 강도가 저하한다. 따라서, Cr 함유량은 15.00~25.00%이다. Cr 함유량의 바람직한 하한은 16.00%이고, 더욱 바람직하게는 16.20%이며, 더욱 바람직하게는 16.40%이다. Cr 함유량의 바람직한 상한은 24.00%이고, 더욱 바람직하게는 23.00%이며, 더욱 바람직하게는 22.00%이고, 더욱 바람직하게는 21.00%이며, 더욱 바람직하게는 20.00%이고, 더욱 바람직하게는, 19.00%이다.

[0120]

Ni : 8.00~20.00%

[0121]

니켈(Ni)은 오스테나이트를 안정화하여, 고온 환경에서의 강재의 크리프 강도를 높인다. Ni 함유량이 8.00% 미만이면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 상기 효과를 충분히 얻을 수 없다. 한편, Ni 함유량이 20.00%를 초과하면, 상기 효과가 포화하고, 또한, 제조 비용이 높아진다. 따라서, Ni 함유량은 8.00~20.00%이다. Ni 함유량의 바람직한 하한은, 8.50%이고, 더욱 바람직하게는 9.00%이며, 더욱 바람직하게는 9.20%이고, 더욱 바람직하게는 9.40%이다. Ni 함유량의 바람직한 상한은 18.00%이고, 더욱 바람직하게는 16.00%이며, 더욱 바람직하게는 15.00%이고, 더욱 바람직하게는 14.00%이다.

[0122]

N : 0.050~0.250%

[0123]

질소(N)는 매트릭스(모상)에 고용하여 오스테나이트를 안정화한다. 고용 N은 또한, 고온 환경에서의 사용 중에 있어서 강재 중에 미세한 질화물을 형성한다. 미세한 질화물은 Cr 결핍 영역을 강화하기 때문에, 강재의 내응력 완화 균열성을 높인다. 고온 환경에서의 사용 중에 생성된 미세한 질화물은 또한, 석출 강화에 의해 크리프 강도를 높인다. N 함유량이 0.050% 미만이면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 상기 효과를 충분히 얻을 수 없다. 한편, N 함유량이 0.250%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 결정 입계에 Cr 질화물(Cr₂N)이 생성된다. 이 경우, 입계 근방에서 질화물의 석출량이 감소한다. 그 때문에, 입계 근방의 강도가 저하한다. 그 결과, 입내 강도와 입계 강도의 차가 커져, 내응력 완화 균열성이 저하한다. 따라서, N 함유량은 0.050~0.250%이다. N 함유량의 바람직한 하한은 0.052%이고, 더욱 바람직하게는 0.055%이며, 더욱 바람직하게는 0.060%이다. N 함유량의 바람직한 상한은 0.200%이고, 더욱 바람직하게는 0.150%이며, 더욱 바람직하게는 0.120%이다.

[0124]

Nb : 0.10~1.00%

[0125]

니오븀(Nb)은, 고온 환경에서의 사용 중에 있어서, N과 함께, 강재 중에 미세한 질화물을 형성한다. 미세한 질화물은 Cr 결핍 영역을 강화하기 때문에, 강재의 내응력 완화 균열성을 높인다. 고온 환경에서의 사용 중에 생성된 미세한 질화물은 또한, 석출 강화에 의해 크리프 강도를 높인다. Nb는 또한, C와 결합하여 MX형의 Nb 탄화물을 생성한다. Nb 탄화물을 생성하여 C를 고정함으로써, 강재 중의 고용 C량이 저감한다. 이에 의해, 고온 환경에서의 강재의 사용 중에 있어서, 입계에서의 Cr 탄화물의 석출이 억제되어, 강재의 내응력 완화 균열성이 높아진다. Nb 함유량이 0.10% 미만이면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 상기 효과를 충분히 얻을 수 없다. 한편, Nb 함유량이 1.00%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 질화물 및 탄화물이 과잉적으로 생성된다. 이 경우, 결정 입내의 강도가 과잉적으로 높아져, 결정 입내와 결정 입계의 강도 차가 커진다. 그 때문에, 입계면에서 응력 집중이 발생하여, 내응력 완화 균열성이 저하한다. 따

라서, Nb 함유량은 0.10~1.00%이다. Nb 함유량의 바람직한 하한은 0.20%이고, 더욱 바람직하게는 0.23%이며, 더욱 바람직하게는 0.25%이고, 더욱 바람직하게는 0.30%이며, 더욱 바람직하게는 0.35%이다. Nb 함유량의 바람직한 상한은 0.80%이고, 더욱 바람직하게는 0.60%이며, 더욱 바람직하게는 0.50%이다.

[0126] Mo : 0.05~5.00%

[0127] 몰리브덴(Mo)은, 고온 환경에서의 강재의 사용 중에 있어서, 입계에서의 $M_{23}C_6$ 형의 Cr 탄화물이 생성 및 성장하는 것을 억제한다. 이에 의해, 강재의 내응력 완화 균열성이 높아진다. Mo는 또한, 고용 강화 원소로서, 고온 환경에서의 강재의 크리프 강도를 높인다. Mo 함유량이 0.05% 미만이면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 상기 효과를 충분히 얻을 수 없다. 한편, Mo 함유량이 5.00%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 결정 입내에 있어서, LAVES상 등의 금속간 화합물의 생성을 현저하게 촉진한다. 이 경우, 결정 입내의 강도가 과잉적으로 높아져, 결정 입내와 결정 입계의 강도 차가 커진다. 그 때문에, 입계면에서 응력 집중이 발생하여, 내응력 완화 균열성이 저하한다. 따라서, Mo 함유량은 0.05~5.00%이다. Mo 함유량의 바람직한 하한은 0.06%이고, 더욱 바람직하게는 0.10%이며, 더욱 바람직하게는 0.15%이고, 더욱 바람직하게는 0.20%이며, 더욱 바람직하게는 0.24%이고, 더욱 바람직하게는 0.28%이며, 더욱 바람직하게는 0.32%이다. Mo 함유량의 바람직한 상한은 4.00%이고, 더욱 바람직하게는 3.00%이며, 더욱 바람직하게는 2.00%이고, 더욱 바람직하게는 1.50%이며, 더욱 바람직하게는 1.00%이다.

[0128] B : 0.0005~0.0100%

[0129] 붕소(B)는, 고온 환경에서의 강재의 사용 중에 있어서, 입계에 편석하여, 입계 강도를 높인다. 그 때문에, 강재의 내응력 완화 균열성을 높인다. B 함유량이 0.0005% 미만이면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 상기 효과를 충분히 얻을 수 없다. 한편, B 함유량이 0.0100%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, B가 입계에서의 Cr 탄화물의 생성을 촉진한다. 이 경우, 강재의 내응력 완화 균열성이 저하한다. 따라서, B 함유량은 0.0005~0.0100%이다. B 함유량의 바람직한 하한은 0.0012%이고, 더욱 바람직하게는 0.0014%이며, 더욱 바람직하게는 0.0016%이고, 더욱 바람직하게는 0.0018%이며, 더욱 바람직하게는 0.0020%이다. B 함유량의 바람직한 상한은 0.0080%이고, 더욱 바람직하게는 0.0060%이며, 더욱 바람직하게는 0.0050%이고, 더욱 바람직하게는 0.0040%이며, 더욱 바람직하게는 0.0035%이고, 더욱 바람직하게는 0.0030%이다.

[0130] 본 실시 형태에 의한 오스테나이트계 스테인리스 강재의 화학 조성의 잔부는, Fe 및 불순물로 이루어진다. 여기서, 불순물이란, 오스테나이트계 스테인리스 강재를 공업적으로 제조할 때에, 원료로서의 광석, 스크랩, 또는 제조 환경 등으로부터 혼입되는 것이며, 본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재에 악영향을 주지 않는 범위에서 허용되는 것을 의미한다.

[0131] 불순물 중, Sn, As, Zn, Pb 및 Sb의 함유량은 각각, 다음과 같다.

[0132] Sn : 0~0.010%,

[0133] As : 0~0.010%,

[0134] Zn : 0~0.010%,

[0135] Pb : 0~0.010%,

[0136] Sb : 0~0.010%,

[0137] 주석(Sn), 비소(As), 아연(Zn), 납(Pb) 및 안티몬(Sb)은 모두, 불순물이다. Sn 함유량은 0%이어도 된다. 마찬가지로, As 함유량은 0%이어도 된다. Zn 함유량은 0%이어도 된다. Pb 함유량은 0%이어도 된다. 함유되는 경우, 이들 원소는 모두, 입계에 편석하여 입계의 용점을 내리거나, 입계의 결합력을 저하하거나 한다. Sn 함유량이 0.010%를 초과하는 경우, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 강재의 열간 가공성 및 용접성이 저하한다. 마찬가지로, As 함유량이 0.010%를 초과하는 경우, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 강재의 열간 가공성 및 용접성이 저하한다. Zn 함유량이 0.010%를 초과하는 경우, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 강재의 열간 가공성 및 용접성이 저하한다. Pb 함유량이 0.010%를 초과하는 경우, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 강재의 열간 가공성 및 용접성이 저하한다. Sb 함유량이 0.010%를 초과하는 경우, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 강재의 열간 가공성 및 용접성이 저하한다. 따라서, Sn 함유량은 0~0.010%이다. As 함유량은 0~0.010%이다.

Zn 함유량은 0~0.010%이다. Pb 함유량은 0~0.010%이다. Sb 함유량은 0~0.010%이다.

[0138] [임의 원소에 대해]

[0139] [제1군 임의 원소]

[0140] 본 실시 형태에 의한 오스테나이트계 스테인리스 강재의 화학 조성은 또한, Fe의 일부를 대신하여, Ti, Ta, V, Zr 및 Hf로 이루어지는 군으로부터 선택되는 1원소 또는 2원소 이상을 함유해도 된다. 이들 원소는 모두, C와 결합하여 탄화물을 생성하고, 고용 C량을 저감함으로써, 강재의 내응력 완화 균열성을 더욱 높인다.

[0141] Ti : 0~0.50%

[0142] 티타늄(Ti)은 임의 원소이며, 함유되지 않아도 된다. 즉, Ti 함유량은 0%이어도 된다. 함유되는 경우, Ti는, 강재 중의 C와 결합하여 탄화물을 생성한다. 이에 의해, Cr 탄화물의 생성이 억제되어, 강재의 내응력 완화 균열성이 더욱 높아진다. Ti가 조금이라도 함유되면, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다. 그러나, Ti 함유량이 0.50%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 탄화물이 결정 입내에 과잉적으로 석출된다. 이 경우, 결정 입내의 강도가 과잉적으로 높아져, 결정 입내와 결정 입계의 강도 차가 커진다. 그 때문에, 입계면에서 응력 집중이 발생하여, 내응력 완화 균열성이 오히려 저하한다. 따라서, Ti 함유량은 0~0.50%이다. Ti 함유량의 바람직한 하한은 0% 초과이고, 더욱 바람직하게는 0.01%이며, 더욱 바람직하게는 0.02%이고, 더욱 바람직하게는 0.03%이다. Ti 함유량의 바람직한 상한은 0.45%이고, 더욱 바람직하게는 0.40%이며, 더욱 바람직하게는 0.35%이고, 더욱 바람직하게는 0.30%이다.

[0143] Ta : 0~0.50%

[0144] 탄탈(Ta)은 임의 원소이며, 함유되지 않아도 된다. 즉, Ta 함유량은 0%이어도 된다. 함유되는 경우, Ta는, C와 결합하여 탄화물을 생성한다. 이에 의해, Cr 탄화물의 생성이 억제되어, 강재의 내응력 완화 균열성이 더욱 높아진다. Ta가 조금이라도 함유되면, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다. 그러나, Ta 함유량이 0.50%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 탄화물이 결정 입내에 과잉적으로 석출된다. 이 경우, 결정 입내의 강도가 과잉적으로 높아져, 결정 입내와 결정 입계의 강도 차가 커진다. 그 때문에, 입계면에서 응력 집중이 발생하여, 내응력 완화 균열성이 오히려 저하한다. 따라서, Ta 함유량은 0~0.50%이다. Ta 함유량의 바람직한 하한은 0% 초과이고, 더욱 바람직하게는 0.01%이며, 더욱 바람직하게는 0.02%이고, 더욱 바람직하게는 0.03%이며, 더욱 바람직하게는 0.05%이다. Ta 함유량의 바람직한 상한은 0.45%이고, 더욱 바람직하게는 0.40%이며, 더욱 바람직하게는 0.35%이고, 더욱 바람직하게는 0.30%이다.

[0145] V : 0~1.00%

[0146] 바나듐(V)은 임의 원소이며, 함유되지 않아도 된다. 즉, V 함유량은 0%이어도 된다. 함유되는 경우, V는, C와 결합하여 탄화물을 생성한다. 이에 의해, Cr 탄화물의 생성이 억제되어, 강재의 내응력 완화 균열성이 더욱 높아진다. V가 조금이라도 함유되면, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다. 그러나, V 함유량이 1.00%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 탄화물이 결정 입내에 과잉적으로 석출된다. 이 경우, 결정 입내의 강도가 과잉적으로 높아져, 결정 입내와 결정 입계의 강도 차가 커진다. 그 때문에, 입계면에서 응력 집중이 발생하여, 내응력 완화 균열성이 오히려 저하한다. 따라서, V 함유량은 0~1.00%이다. V 함유량의 바람직한 하한은 0% 초과이고, 더욱 바람직하게는 0.01%이며, 더욱 바람직하게는 0.02%이고, 더욱 바람직하게는, 0.04%이며, 더욱 바람직하게는 0.06%이다. V 함유량의 바람직한 상한은 0.50%이고, 더욱 바람직하게는 0.40%이며, 더욱 바람직하게는 0.35%이고, 더욱 바람직하게는 0.30%이다.

[0147] Zr : 0~0.10%

[0148] 지르코늄(Zr)은 임의 원소이며, 함유되지 않아도 된다. 즉, Zr 함유량은 0%이어도 된다. 함유되는 경우, Zr은, C와 결합하여 탄화물을 생성한다. 이에 의해, Cr 탄화물의 생성이 억제되어, 강재의 내응력 완화 균열성이 더욱 높아진다. Zr이 조금이라도 함유되면, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다. 그러나, Zr 함유량이 0.10%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 탄화물이 결정 입내에 과잉적으로 석출된다. 이 경우, 결정 입내의 강도가 과잉적으로 높아져, 결정 입내와 결정 입계의 강도 차가 커진다. 그 때문에, 입계면에서 응력 집중이 발생하여, 내응력 완화 균열성이 오히려 저하한다. 따라서, Zr 함유량은 0~0.10%이다. Zr 함유량의 바람직한 하한은 0% 초과이고, 더욱 바람직하게는 0.01%이며, 더욱 바람직하게는 0.02%이다. Zr 함유량의 바람직한 상한은 0.09%이고, 더욱 바람직하게는 0.08%이며, 더욱 바람직하게는 0.07%이고, 더욱 바람직하게는 0.06%이다.

- [0149] Hf : 0~0.10%
- [0150] 하프늄(Hf)은 임의 원소이며, 함유되지 않아도 된다. 즉, Hf 함유량은 0%이어도 된다. 함유되는 경우, Hf는, C와 결합하여 탄화물을 생성한다. 이에 의해, Cr 탄화물의 생성이 억제되어, 강재의 내응력 완화 균열성이 더욱 높아진다. Hf가 조금이라도 함유되면, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다. 그러나, Hf 함유량이 0.10%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 탄화물이 결정 입내에 과잉적으로 석출된다. 이 경우, 결정 입내의 강도가 과잉적으로 높아져, 결정 입내와 결정 입계의 강도 차가 커진다. 그 때문에, 입계면에서 응력 집중이 발생하여, 내응력 완화 균열성이 오히려 저하한다. 따라서, Hf 함유량은 0~0.10%이다. Hf 함유량의 바람직한 하한은 0% 초과이고, 더욱 바람직하게는 0.01%이며, 더욱 바람직하게는 0.02%이다. Hf 함유량의 바람직한 상한은 0.09%이고, 더욱 바람직하게는 0.08%이며, 더욱 바람직하게는 0.07%이고, 더욱 바람직하게는 0.06%이다.
- [0151] [제2군 임의 원소]
- [0152] 본 실시 형태에 의한 오스테나이트계 스테인리스 강재의 화학 조성은 또한, Fe의 일부를 대신하여, Cu, W 및 Co로 이루어지는 군으로부터 선택되는 1원소 또는 2원소 이상을 함유해도 된다. 이들 원소는 모두, 600 초과~750℃의 평균 조업 온도에서의 강재의 크리프 강도를 더욱 높인다.
- [0153] Cu : 0~4.00%
- [0154] 구리(Cu)는 임의 원소이며, 함유되지 않아도 된다. 즉, Cu 함유량은 0%이어도 된다. 함유되는 경우, Cu는, 고온 환경에서의 강재의 사용 중에 있어서, 입내에 Cu상으로서 석출되고, 석출 강화에 의해 강재의 크리프 강도를 더욱 높인다. Cu 함유량이 조금이라도 함유되면, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다. 그러나, Cu 함유량이 4.00%를 초과하면, 고온 환경에서의 사용 중에 있어서, Cu상의 석출량이 증대하여, 크리프 연성이 저하하는 경우가 있다. 따라서, Cu 함유량은 0~4.00%이다. Cu 함유량의 바람직한 하한은 0% 초과이고, 더욱 바람직하게는 0.01%이며, 더욱 바람직하게는 0.05%이고, 더욱 바람직하게는 0.10%이며, 더욱 바람직하게는 0.20%이고, 더욱 바람직하게는 0.30%이다. Cu 함유량의 바람직한 상한은 3.50%이고, 더욱 바람직하게는 3.00%이며, 더욱 바람직하게는 2.50%이고, 더욱 바람직하게는 2.00%이다.
- [0155] W : 0~5.00%
- [0156] 텅스텐(W)은 임의 원소이며, 함유되지 않아도 된다. 즉, W 함유량은 0%이어도 된다. 함유되는 경우, W는, 고온 환경에서의 강재의 사용 중에 있어서, 고용 강화에 의해, 강재의 크리프 강도를 더욱 높인다. W가 조금이라도 함유되면, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다. 그러나 W 함유량이 5.00%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 오스테나이트의 안정성이 저하하여 인성이 저하한다. 따라서, W 함유량은 0~5.00%이다. W 함유량의 바람직한 하한은 0% 초과이고, 더욱 바람직하게는 0.01%이며, 더욱 바람직하게는 0.10%이고, 더욱 바람직하게는 0.20%이며, 더욱 바람직하게는 0.25%이고, 더욱 바람직하게는 0.30%이다. W 함유량의 바람직한 상한은 4.00%이고, 더욱 바람직하게는 3.00%이며, 더욱 바람직하게는 2.50%이고, 더욱 바람직하게는 2.00%이며, 더욱 바람직하게는 1.50%이다.
- [0157] Co : 0~1.00%
- [0158] 코발트(Co)는 임의 원소이며, 함유되지 않아도 된다. 즉, Co 함유량은 0%이어도 된다. 함유되는 경우, Co는 오스테나이트를 안정화하여, 600 초과~750℃의 평균 조업 온도에서의 강재의 크리프 강도를 더욱 높인다. Co가 조금이라도 함유되면, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다. 그러나, Co 함유량이 1.00%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 원료 비용이 높아진다. 따라서, Co 함유량은 0~1.00%이다. Co 함유량의 바람직한 하한은 0% 초과이고, 더욱 바람직하게는 0.01%이며, 더욱 바람직하게는 0.04%이고, 더욱 바람직하게는 0.10%이다. Co 함유량의 바람직한 상한은 0.90%이고, 더욱 바람직하게는 0.80%이며, 더욱 바람직하게는 0.70%이고, 더욱 바람직하게는 0.60%이다.
- [0159] [제3군 임의 원소]
- [0160] 본 실시 형태에 의한 오스테나이트계 스테인리스 강재의 화학 조성은 또한, Fe의 일부를 대신하여, Al을 함유해도 된다. Al은 제강 공정에 있어서, 강을 탈산한다.
- [0161] sol.Al : 0~0.100%
- [0162] 알루미늄(Al)은 임의 원소이며, 함유되지 않아도 된다. 즉, Al 함유량은 0%이어도 된다. 함유되는 경우, Al은

제강 공정에 있어서, 강을 탈산한다. Al이 조금이라도 함유되면, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다. 그러나, sol.Al 함유량이 0.100%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 강재의 가공성 및 연성이 저하한다. 따라서, sol.Al 함유량은 0~0.100%이다. sol.Al 함유량의 바람직한 하한은 0% 초과이고, 더욱 바람직하게는 0.001%이며, 더욱 바람직하게는 0.005%이고, 더욱 바람직하게는 0.010%이다. Al 함유량의 바람직한 상한은 0.080%이고, 더욱 바람직하게는 0.060%이며, 더욱 바람직하게는 0.040%이다. 본 실시 형태에 있어서 sol.Al 함유량은, 산가용 Al(sol.Al)의 함유량을 의미한다.

[0163] [제4군 임의 원소]

[0164] 본 실시 형태에 의한 오스테나이트계 스테인리스 강재의 화학 조성은 또한, Fe의 일부를 대신하여, Ca, Mg 및 희토류 원소(REM)로 이루어지는 군으로부터 선택되는 1원소 또는 2원소 이상을 함유해도 된다. 이들 원소는 모두, 강재의 열간 가공성을 높인다.

[0165] Ca : 0~0.0200%

[0166] 칼슘(Ca)은 임의 원소이며, 함유되지 않아도 된다. 즉, Ca 함유량은 0%이어도 된다. 함유되는 경우, Ca는, O(산소) 및 S(황)를 개재물로서 고정하여, 강재의 열간 가공성을 높인다. Ca는 또한, S를 고정하여, S의 입계 편석을 억제한다. 이에 의해, 용접 시의 HAZ의 취화 균열을 저감한다. Ca가 조금이라도 함유되면, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다. 그러나, Ca 함유량이 0.0200%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 강재의 청정성이 저하하여, 강재의 열간 가공성이 오히려 저하한다. 따라서, Ca 함유량은 0~0.0200%이다. Ca 함유량의 바람직한 하한은 0% 초과이고, 더욱 바람직하게는 0.0001%이며, 더욱 바람직하게는 0.0002%이고, 더욱 바람직하게는 0.0005%이다. Ca 함유량의 바람직한 상한은 0.0150%이고, 더욱 바람직하게는 0.0100%이며, 더욱 바람직하게는 0.0080%이고, 더욱 바람직하게는 0.0050%이며, 더욱 바람직하게는 0.0040%이다.

[0167] Mg : 0~0.0200%

[0168] 마그네슘(Mg)은 임의 원소이며, 함유되지 않아도 된다. 즉, Mg 함유량은 0%이어도 된다. 함유되는 경우, Mg는, O(산소) 및 S(황)를 개재물로서 고정하여, 강재의 열간 가공성을 높인다. Mg는 또한, S를 고정하여, S의 입계 편석을 억제한다. 이에 의해, 용접 시의 HAZ의 취화 균열을 저감한다. Mg가 조금이라도 함유되면, 상기 효과가 어느 정도 얻어진다. 그러나, Mg 함유량이 0.0200%를 초과하면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 강재의 청정성이 저하하여, 강재의 열간 가공성이 오히려 저하한다. 따라서, Mg 함유량은 0~0.0200%이다. Mg 함유량의 바람직한 하한은 0% 초과이고, 더욱 바람직하게는 0.0001%이며, 더욱 바람직하게는 0.0002%이고, 더욱 바람직하게는 0.0005%이다. Mg 함유량의 바람직한 상한은 0.0150%이고, 더욱 바람직하게는 0.0100%이며, 더욱 바람직하게는 0.0080%이고, 더욱 바람직하게는 0.0050%이며, 더욱 바람직하게는 0.0040%이다.

[0169] 희토류 원소 : 0~0.100%

[0170] 희토류 원소(REM)는 임의 원소이며, 함유되지 않아도 된다. 즉, REM 함유량은 0%이어도 된다. 함유되는 경우, REM은, O(산소) 및 S(황)를 개재물로서 고정하여, 강재의 열간 가공성을 높인다. 그러나, REM 함유량이 너무 많으면, 다른 원소 함유량이 본 실시 형태의 범위 내이어도, 강재의 열간 가공성이 저하한다. 따라서, REM 함유량은 0~0.100%이다. REM 함유량의 바람직한 하한은 0% 초과이고, 더욱 바람직하게는 0.001%이며, 더욱 바람직하게는 0.002%이다. REM 함유량의 바람직한 상한은 0.080%이며, 더욱 바람직하게는 0.060%이다.

[0171] 본 명세서에 있어서의 REM은, Sc, Y, 및 란타노이드(원자 번호 57번의 La~71번의 Lu) 중 적어도 1원소 또는 2원소 이상을 함유하고, REM 함유량은, 이들 원소의 합계 함유량을 의미한다.

[0172] [오스테나이트계 스테인리스 강재의 화학 조성 분석 방법]

[0173] 본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재의 화학 조성은, 주지의 성분 분석법에 의해 구할 수 있다. 구체적으로는, 오스테나이트계 스테인리스 강재가 강판인 경우, 직경 5mm의 드릴을 이용하여, 두께 중앙 위치에서 천공 가공하여 절분을 생성하고, 그 절분을 채취한다. 오스테나이트계 스테인리스 강재가 강관인 경우, 직경 5mm의 드릴을 이용하여, 관폭 중앙 위치 또한 관두께 중앙 위치에서 천공 가공하여 절분을 생성하고, 그 절분을 채취한다. 오스테나이트계 스테인리스 강재가 봉강인 경우, 직경 5mm의 드릴을 이용하여 R/2 위치에서 천공 가공하여 절분을 생성하고, 그 절분을 채취한다. 여기서, R/2 위치란, 봉강의 길이 방향에 수직인 단면에 있어서의, 반경 R의 중앙 위치를 의미한다.

[0174] 채취된 절분을 산에 용해시켜 용액을 얻는다. 용액에 대해, ICP-AES(Inductively Coupled Plasma Atomic

Emission Spectrometry)를 실시하여, 화학 조성의 원소 분석을 실시한다. C 함유량 및 S 함유량에 대해서는, 주지의 고주파 연소법(연소-적외선 흡수법)에 의해 구한다. N 함유량에 대해서는, 주지의 불활성 가스 용융-열전도도법을 이용하여 구한다.

[0175] [고용 N 비율에 대해]

[0176] 본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재 중의 N 함유량(질량%)에 대한 강재 중의 고용 N량(질량%)의 비를 「고용 N 비율」로 정의한다. 즉, 고용 N 비율은 다음의 식으로 나타내어진다.

[0177] $\text{고용 N 비율} = \text{강재 중의 고용 N량(질량\%)} / \text{강재 중의 N 함유량(질량\%)}$

[0178] 본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재에 있어서, 고용 N 비율은 0.40~0.90이다.

[0179] 고용 N 비율이 0.40 미만이면, 오스테나이트계 스테인리스 강재 중의 질화물이 너무 많다. 이 경우, 강재 중의 N 고용량이 부족하기 때문에, 고온 환경에서의 사용 중에 있어서, Cr 결핍 영역에 미세한 질화물이 충분히 석출되지 않는다. 그 때문에, 고온 환경에서의 강재의 내용력 완화 균열성 및 크리프 강도가 저하한다. 한편, 고용 N 비율이 0.90을 초과하면, 오스테나이트계 스테인리스 강재 중의 질화물이 너무 적다. 이 경우, 질화물에 의한 결정립 미세화가 불충분하게 된다. 그 결과, 입계의 강도가 저하하여, 내용력 완화 균열성이 저하한다.

[0180] 고용 N 비율이 0.40~0.90이면, 오스테나이트계 스테인리스 강재 중에 있어서, 고온 환경에서의 사용 중에 질화물을 생성하기 위한 충분한 고용 N량이 존재하고, 또한, 결정립을 미세화하는데 충분한 질화물이 존재하고 있다. 그 때문에, 고온 환경에서의 오스테나이트계 스테인리스 강재에 있어서, 충분한 내용력 완화 균열성 및 크리프 강도가 얻어진다. 고용 N 비율의 바람직한 하한은, 0.45이고, 더욱 바람직하게는 0.48이며, 더욱 바람직하게는 0.50이고, 더욱 바람직하게는 0.55이며, 더욱 바람직하게는 0.58이고, 더욱 바람직하게는 0.60이며, 더욱 바람직하게는 0.63이다. 고용 N 비율의 바람직한 상한은 0.88이고, 더욱 바람직하게는 0.86이며, 더욱 바람직하게는 0.85이고, 더욱 바람직하게는 0.83이며, 더욱 바람직하게는 0.80이고, 더욱 바람직하게는 0.78이며, 더욱 바람직하게는 0.75이다.

[0181] [고용 N 비율의 측정 방법]

[0182] 고용 N 비율은 다음의 방법으로 측정할 수 있다. 구체적으로는, 상술한 화학 분석법에 의해 강재 중의 N 함유량(이하, 전체 N 함유량이라고 한다)을 구한다. 또, 전해 추출 잔사법에 의해, 잔사 중의 N량(이하, 잔사 N량이라고 한다)을 구한다. 얻어진 전체 N 함유량 및 잔사 N량을 이용하여, 다음 식에 의해 고용 N 비율을 구한다.

[0183] $\text{고용 N 비율} = (1 - \text{잔사 N량} / \text{전체 N 함유량})$

[0184] 보다 구체적으로는, 다음의 방법에 의해 구한다.

[0185] 오스테나이트계 스테인리스 강재로부터, 시험편을 채취한다. 시험편의 길이 방향에 수직인 단면은, 원형이어도 직사각형이어도 된다. 오스테나이트계 스테인리스 강재가 강관인 경우, 시험편의 길이 방향에 수직인 단면의 중심이 두께 중앙 위치가 되고, 시험편의 길이 방향이 강관의 길이 방향이 되도록, 시험편을 채취한다. 오스테나이트계 스테인리스 강재가 강판인 경우, 시험편의 길이 방향에 수직인 단면의 중심이 판두께 중앙 위치가 되고, 시험편의 길이 방향이 강관의 길이 방향이 되도록, 시험편을 채취한다. 오스테나이트계 스테인리스 강재가 봉강인 경우, 시험편의 길이 방향에 수직인 단면의 중심이 봉강의 R/2 위치가 되고, 시험편의 길이 방향이 봉강의 길이 방향이 되도록, 시험편을 채취한다.

[0186] 채취한 시험편의 표면을, 예비의 전해 연마로 50 μm 정도 연마하여 신생면을 얻는다. 전해 연마한 시험편을, 전해액(10% 아세트산+1% 테트라암모늄+메탄올)으로 전해한다. 전해 후의 전해액을 0.2 μm의 필터를 통해 잔사를 포착한다. 얻어진 잔사를 산분해하고, ICP(유도 결합 플라즈마) 발광 분석으로, 잔사 중의 N의 질량을 구한다. 또한, 본 전해 전의 시험편의 질량과, 본 전해 후의 시험편의 질량을 측정한다. 그리고, 본 전해 전의 시험편의 질량으로부터 본 전해 후의 시험편의 질량을 뺀 값을, 본 전해된 모재 질량으로 정의한다. 잔사 중의 N 질량을 본 전해된 모재 질량으로 나누어, 잔사 N량(질량%)을 구한다. 즉, 다음의 식에 의거하여, 잔사 N량(질량%)을 구한다.

[0187] $\text{잔사 N량} = \text{잔사 중의 N 질량} / \text{모재 질량} \times 100$

[0188] 상술한 주지의 성분 분석법에 의해, 강재 중의 전체 N 함유량(질량%)을 구한다. 구한 전체 N 함유량 및 잔사 N량을 이용하여, 다음 식에 의해 고용 N 비율을 구한다.

- [0189] 고용 N 비율=(1-잔사 N량/전체 N 함유량)
- [0190] [본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재의 형상]
- [0191] 본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재의 형상은 특별히 한정되지 않는다. 본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재는, 강관이어도 되고, 강판이어도 되며, 봉강이어도 된다. 또, 본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재는, 단조품이어도 된다.
- [0192] [본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재의 용도에 대해]
- [0193] 본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재는, 600 초과~750℃의 평균 조업 온도(즉, 고온 환경)에서 사용되는 장치 용도에 적합하다. 본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재는 또한, 대입열 용접이 실시된 후, 600 초과~750℃의 평균 조업 온도에서 장기간 사용되는 장치 용도에 적합하다. 600 초과~750℃의 평균의 조업 온도이며, 일시적으로 조업 온도가 750℃를 초과하는 경우가 있어도, 평균의 조업 온도가 600 초과~750℃ 이면, 본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재의 사용에 적합하다. 이러한 장치의 최고 도달 온도는 750℃보다 높아도 된다. 이러한 장치는 예를 들면, 석유 정제나 석유 화학으로 대표되는 화학 플랜트 설비의 장치이다. 이러한 장치는 예를 들면, 가열로관, 조, 배관 등을 구비한다.
- [0194] 또한, 본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재는, 화학 플랜트 설비 이외의 다른 설비에도 당연히 사용 가능하다. 화학 플랜트 설비 이외의 다른 설비는 예를 들면, 화학 플랜트 설비와 동일하게 600 초과~750℃ 정도의 평균 조업 온도에서의 사용이 상정되는, 화력 발전 보일러 설비(예를 들면 보일러 튜브) 등이다.
- [0195] [본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재의 제조 방법]
- [0196] 이하, 본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재의 제조 방법을 설명한다. 이후에 설명하는 오스테나이트계 스테인리스 강재의 제조 방법은, 본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재의 제조 방법의 일례이다. 따라서, 상술한 구성을 갖는 오스테나이트계 스테인리스 강재는, 이후에 설명하는 제조 방법 이외의 다른 제조 방법에 의해 제조되어도 된다. 그러나, 이후에 설명하는 제조 방법은, 본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재의 제조 방법의 바람직한 일례이다.
- [0197] 본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재의 제조 방법은, 소재를 준비하는 공정(준비 공정)과, 소재에 대해 열간 가공을 실시하여 중간 강재를 제조하는 공정(열간 가공 공정)과, 필요에 따라, 열간 가공 공정 후의 중간 강재에 대해 산세 처리를 실시한 후 냉간 가공을 실시하는 공정(냉간 가공 공정)과, 냉간 가공 공정 후의 중간 강재에 대해, 용체화 처리를 실시하는 공정(용체화 처리 공정)을 포함한다. 이하, 각 공정에 대해 설명한다.
- [0198] [준비 공정]
- [0199] 준비 공정에서는, 상술한 화학 조성을 갖는 소재를 준비한다. 소재는 제3자로부터 공급되어도 되고, 제조해도 된다. 소재는 잉곳이어도 되고, 슬래브, 블룸, 빌릿이어도 된다. 소재를 제조하는 경우, 다음의 방법에 의해, 소재를 제조한다. 상술한 화학 조성을 갖는 용강을 제조한다. 제조된 용강을 이용하여, 조괴법에 의해 잉곳을 제조한다. 제조된 용강을 이용하여, 연속 주조법에 의해 슬래브, 블룸, 빌릿(원기둥 소재)을 제조해도 된다. 제조된 잉곳, 슬래브, 블룸에 대해 열간 가공을 실시하여, 빌릿을 제조해도 된다. 예를 들면, 잉곳에 대해 열간 단조를 실시하여, 원기둥 형상의 빌릿을 제조하고, 이 빌릿을 소재(원기둥 소재)로 해도 된다. 이 경우, 열간 단조 개시 직전의 소재의 온도는 특별히 한정되지 않는데, 예를 들면, 1000~1300℃이다. 열간 단조 후의 소재의 냉각 방법은 특별히 한정되지 않는다.
- [0200] [열간 가공 공정]
- [0201] 열간 가공 공정에서는, 준비 공정에 있어서 준비된 소재에 대해 열간 가공을 실시하여, 중간 강재를 제조한다. 중간 강재는 예를 들면 강관이어도 되고, 강판이어도 되며, 봉강이어도 된다.
- [0202] 중간 강재가 강관인 경우, 열간 가공 공정에서는, 다음의 가공을 실시한다. 우선, 원기둥 소재를 준비한다. 기계 가공에 의해, 원기둥 소재의 중심축을 따른 관통 구멍을 형성한다. 관통 구멍이 형성된 원기둥 소재에 대해, 유진세쥬르네법으로 대표되는 열간 압출을 실시하여, 중간 강재(강관)를 제조한다. 열간 압출 직전의 소재의 온도는 특별히 한정되지 않는다. 열간 압출 직전의 소재의 온도는 예를 들면, 1000~1300℃이다. 열간 압출법을 대신하여, 열간 압발 제관법을 실시해도 된다.
- [0203] 열간 압출을 대신하여, 만네스만법에 의한 천공 압연을 실시하여, 강관을 제조해도 된다. 이 경우, 천공기에

의해 등근 빌릿을 천공 압연한다. 천공 압연하는 경우, 천공비는 특별히 한정되지 않는데, 예를 들면, 1.0~4.0이다. 천공 압연된 등근 빌릿을 추가로, 맨드릴 밀, 리듀서, 사이징 밀 등에 의해 열간 압연하여 소관(素管)으로 한다. 열간 가공 공정에서의 누적의 감면율은 특별히 한정되지 않는데, 예를 들면, 20~80%이다.

[0204] 중간 강재가 강판인 경우, 열간 가공 공정은 예를 들면, 한 쌍의 워크 롤을 구비하는 1 또는 복수의 압연기를 이용한다. 슬래브 등의 소재에 대해 압연기를 이용하여 열간 압연을 실시하여, 강판을 제조한다. 열간 압연 전에 소재를 가열한다. 가열 후의 소재에 대해 열간 압연을 실시한다. 열간 압연 직전의 소재의 온도는 예를 들면, 1000~1300℃이다.

[0205] 중간 강재가 봉강인 경우, 열간 가공 공정은 예를 들면, 조압연 공정과, 마무리 압연 공정을 포함한다. 조압연 공정에서는, 소재를 열간 가공하여 빌릿을 제조한다. 조압연 공정은 예를 들면, 분괴 압연기를 이용한다. 분괴 압연기에 의해 소재에 대해 분괴 압연을 실시하여, 빌릿을 제조한다. 분괴 압연기의 하류에 연속 압연기가 설치되어 있는 경우, 분괴 압연 후의 빌릿에 대해 추가로, 연속 압연기를 이용하여 열간 압연을 실시하고, 추가로 사이즈가 작은 빌릿을 제조해도 된다. 연속 압연기에서는, 예를 들면, 한 쌍의 수평 롤을 갖는 수평 스탠드와, 한 쌍의 수직 롤을 갖는 수직 스탠드가 교대로 일렬로 배열된다. 조압연 공정에서는, 블룸 등의 소재를 빌릿으로 제조한다. 조압연 공정 직전의 소재 온도는 특별히 한정되지 않는데, 예를 들면, 1000~1300℃이다. 마무리 압연 공정에서는, 우선 빌릿을 가열한다. 가열 후의 빌릿에 대해, 연속 압연기를 이용하여 열간 압연을 실시하여, 봉강을 제조한다. 마무리 압연 공정에서의 가열로에서의 가열 온도는 특별히 한정되지 않는데, 예를 들면, 1000~1300℃이다.

[0206] 열간 가공 후의 중간 강재에 대해, 일정 시간 방랭한 후, 급랭을 실시한다. 급랭의 조건은 다음과 같다.

[0207] 열간 가공 완료로부터 급랭 개시까지의 시간 t1 : 0.50분~5.00분

[0208] 급랭 개시 시의 중간 강재 온도 T1 : 700℃ 이상

[0209] 열간 가공 완료로부터 급랭 개시까지의 냉각 속도 CR1 : 15℃/분 이상

[0210] [열간 가공 완료로부터 급랭 개시까지의 시간 t1]

[0211] 열간 가공 완료로부터 급랭 개시까지의 시간 t1(분)을 「방치 시간」 t1이라고 칭한다. 열간 가공 후의 중간 강재를 급랭하는 경우, 수냉 장치를 이용한다. 수냉 장치에 의해, 중간 강재를 급랭(수냉)한다. 열간 가공 완료로부터, 급랭 개시까지의 사이에, 중간 강재를 일부러 일정 시간 방치한다. 이에 의해, 질화물의 형성을 촉진한다. 방치 시간 t1이 0.50분보다 짧아지면, 질화물이 충분히 생성되지 않은 채 급랭이 개시된다. 이 경우, 열간 가공 공정에서의 다른 조건, 및, 후술하는 용체화 처리 공정에서의 조건을 만족해도, 고용 N 비율이 0.90 초과가 되어, 질화물이 부족하다. 그 때문에, 피닝 효과를 충분히 얻지 못하고, 결정립이 조대화하여, 강재의 내응력 완화 균열성이 저하한다. 한편, 방치 시간 t1이 5.00분보다 길어지면, 방치 시간 t1 중에 있어서 중간 강재 중에 질화물이 다량으로 생성된다. 이 경우, 열간 가공 공정에서의 다른 조건, 및, 후술하는 용체화 처리 공정에서의 조건을 만족해도, 고용 N 비율이 0.40% 미만이 되어, 고용 N량이 부족하다. 이 경우, 고온 환경에서의 사용 중에 있어서, Cr 결핍 영역에 미세한 질화물이 충분히 석출되지 않는다. 그 때문에, 강재의 내응력 완화 균열성 및 크리프 강도가 저하한다. 방치 시간 t1이 0.50분~5.00분이면, 다른 제조 조건을 만족하는 것을 전제로 하여, 고용 N 비율이 0.40~0.90이 되어, 뛰어난 내응력 완화 균열성 및 크리프 강도가 얻어진다. 방치 시간 t1의 바람직한 상한은 4.50분이고, 더욱 바람직하게는 4.00분이며, 더욱 바람직하게는 3.50분이다.

[0212] [급랭 개시 시의 중간 강재의 온도 T1]

[0213] 급랭 개시 시의 중간 강재의 온도 T1(℃)을, 「급랭 개시 온도」 T1이라고 칭한다. 급랭 개시 온도 T1이 700℃ 미만이면, 방치 시간 t1 중의 중간 강재에 있어서, 조대한 질화물이 생성된다. 또, 입계에서 Cr 탄화물이 생성된다. 이 경우, 방치 시간 t1 중에 있어서, 중간 강재 내에서 질화물이 조대하게 성장하고, 또한, 입계에서의 Cr 탄화물이 조대화한다. 이 경우, 고용 N 비율이 0.40 미만이 되어, 내응력 완화 균열성 및 크리프 강도가 저하한다. 급랭 개시 온도 T1이 700℃ 이상이면, 방치 시간 t1 중의 중간 강재에 있어서, 미세한 질화물에 의한 피닝 효과도 작용하여, 결정립의 조대화가 억제된다. 그 때문에, 급랭 후의 중간 강재의 결정립은 미세하게 유지된다. 그 결과, 다른 제조 조건을 만족하는 것을 전제로 하여, 고용 N 비율이 0.40~0.90이 되어, 뛰어난 내응력 완화 균열성 및 크리프 강도가 얻어진다. 급랭 개시 온도 T1의 바람직한 하한은 750℃이고, 더욱 바람직하게는 780℃이며, 더욱 바람직하게는 790℃ 초과이고, 더욱 바람직하게는 800℃이다.

[0214] [열간 가공 완료로부터 급랭 개시까지의 냉각 속도 CR1]

- [0215] 열간 가공 완료로부터 급랭 개시까지의 냉각 속도 CR1(℃/분)이 15℃/분 미만이면, 방치 시간 t1 중의 중간 강재에 있어서, 조대한 질화물이 생성된다. 또, 입계에서 Cr 탄화물이 생성된다. 이 경우, 고용 N 비율이 0.40 미만이 되어, 내응력 완화 균열성 및 크리프 강도가 저하한다. 냉각 속도 CR1이 15℃/분 이상이면, 다른 제조 조건을 만족하는 것을 전제로 하여, 고용 N 비율이 0.40~0.90이 되어, 뛰어난 내응력 완화 균열성 및 크리프 강도가 얻어진다. 냉각 속도 CR1의 바람직한 하한은 18℃/분이며, 더욱 바람직하게는 20℃/분이다. 또한, 냉각 속도 CR1은, 열간 가공 완료 직후의 중간 강재의 표면 온도와 급랭 개시 직전의 중간 강재의 표면 온도의 차분을, 방치 시간 t1로 나눈 값이다.
- [0216] [냉간 가공 공정]
- [0217] 냉간 가공 공정은 필요에 따라 실시한다. 즉, 냉간 가공 공정은 실시하지 않아도 된다. 실시하는 경우, 중간 강재에 대해, 산세 처리를 실시한 후, 냉간 가공을 실시한다. 중간 강재가 강관 또는 봉강인 경우, 냉간 가공은 예를 들면, 냉간 추신(抽伸)이다. 중간 강재가 강판인 경우, 냉간 가공은 예를 들면, 냉간 압연이다. 냉간 가공 공정을 실시함으로써, 용체화 처리 공정 전에, 중간 강재에 변형을 부여한다. 이에 의해, 용체화 처리 공정 시에 있어서 재결정의 발현 및 정립화를 행할 수 있다. 냉간 가공 공정에 있어서의 감면율은 특별히 한정되지 않는데, 예를 들면, 10~90%이다.
- [0218] [용체화 처리 공정]
- [0219] 용체화 처리 공정에서는, 열간 가공 공정 후 또는 냉간 가공 공정 후의 중간 강재에 대해, 용체화 처리를 실시한다. 용체화 처리는, 다음의 방법으로 실시한다. 노(爐) 내 분위기가 대기 분위기인 열처리로 내에, 중간 강재를 장입한다. 여기서 말하는 대기 분위기는, 대기를 구성하는 기체인 질소를 체적으로 78% 이상, 산소를 체적으로 20% 이상 함유하는 분위기를 의미한다. 대기 분위기의 노 내에 있어서, 용체화 처리 온도로 유지한 후, 후술의 냉각 속도로 급랭한다. 용체화 처리에서의 용체화 처리 온도 T2, 및, 냉각 속도 CR2를 다음과 같이 제어함으로써, 상술한 화학 조성을 갖는 오스테나이트계 스테인리스 강재에 있어서, 고용 N 비율을 0.4~0.9로 할 수 있다.
- [0220] 용체화 처리 온도 T2 : 1020~1350℃
- [0221] 냉각 속도 CR2 : 5℃/초 이상
- [0222] [용체화 처리 온도 T2 : 1020~1350℃]
- [0223] 용체화 처리 온도 T2가 1020℃ 미만이면, Cr 탄화물이나 CrN이 충분히 고용하지 않는 경우가 있다. 이 경우, 강재 중의 고용 N 비율이 낮아져, 0.40 미만이 된다. 한편, 용체화 처리 온도 T2가 1350℃를 초과하면, 강재 중의 질화물이 고용해 버려, 고용 N 비율이 0.90을 초과한다.
- [0224] 용체화 처리 온도 T2가 1020~1350℃이면, 다른 조건도 만족하는 것을 전제로 하여, 고용 N 비율이 0.40~0.90이 된다. 용체화 처리 온도 T2의 바람직한 하한은 1030℃이다. 용체화 처리 온도 T2의 바람직한 상한은 1300℃이며, 더욱 바람직하게는 1250℃이다. 또한, 용체화 처리 온도 T2에서의 유지 시간은 특별히 한정되지 않는다. 용체화 처리 온도 T2에서의 유지 시간은 예를 들면, 2분 이상이다. 유지 시간의 상한은 특별히 한정되지 않는데, 예를 들면, 500분이다.
- [0225] [냉각 속도 CR2 : 5℃/초 이상]
- [0226] 용체화 처리 온도 T2로 유지한 후, 적어도, 강재 온도가 1000~600℃인 온도역에서의 냉각 속도 CR2를 5℃/초 이상으로 냉각한다. 여기서 말하는 냉각 속도 CR2는, 강재 온도가 1000~600℃인 온도역에서의 평균 냉각 속도(℃/초)를 의미한다. 냉각 속도 CR2가 5℃/초 미만인 경우, 냉각 중에 조대한 질화물 석출량이 과잉적으로 많이 생성된다. 그 결과, 고용 N 비율이 0.40 미만이 된다.
- [0227] 냉각 속도 CR2가 5℃/초 이상이면, 1000~600℃의 온도 범위를 냉각하고 있는 동안에, 강재 중에 질화물이 과잉적으로 많이 생성되는 것을 억제할 수 있다. 그 결과, 다른 조건을 만족하는 것을 전제로 하여, 고용 N 비율이 0.40~0.90이 된다. 냉각 속도 CR2의 바람직한 하한은 6℃/초이며, 더욱 바람직하게는 7℃/초이다. 급랭 방법은, 수냉이어도 되고, 유냉이어도 된다.
- [0228] 이상의 공정에 의해, 본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재를 제조할 수 있다. 상술한 제조 방법은, 본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재의 제조 방법의 일례이다. 따라서, 본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재의 제조 방법은, 상술한 제조 방법에 한정되지 않는다. 상술한 화학 조성을 갖고, 고용 N

비율이 0.40~0.90이면, 본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재는, 상술한 제조 방법에 한정되지 않는다.

- [0229] 이상과 같이, 본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재는, 화학 조성 중의 각 원소가 상술한 수치 범위 내이며, 고용 N 비율이 0.40~0.90이다. 그 때문에, 본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재는, 대입열 용접 후에, 600 초과~750℃의 평균 조업 온도에서 장기간 사용했을 경우이어도, 높은 크리프 강도를 갖고, 또한, 뛰어난 내응력 완화 균열성을 갖는다.
- [0230] 또한, 본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재를 용접하여 용접 조인트로 하는 경우, 다음의 방법에 의해 용접 조인트를 제조한다.
- [0231] 모재로서, 본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재를 준비한다. 준비된 모재에 대해, 개선을 형성한다. 구체적으로는, 모재의 단부에, 주지의 가공 방법에 의해 개선을 형성한다. 개선 형상은, V 형상이어도 되고, U 형상이어도 되며, X 형상이어도 되고, V 형상, U 형상 및 X 형상 이외의 다른 형상이어도 된다.
- [0232] 준비된 모재에 대해 용접을 실시하여, 용접 조인트를 제조한다. 구체적으로는, 개선이 형성된 2개의 모재를 준비한다. 준비된 모재의 개선끼리 맞댄다. 그리고, 맞대어진 한 쌍의 개선부에 대해, 상술한 용접 재료를 이용하여 용접을 실시하고, 상술한 화학 조성을 갖는 용접 금속을 형성한다.
- [0233] 용접 방법은, 용접 금속을 일층 형성해도 되고, 다층 용접이어도 된다. 용접 방법은 예를 들면, 티그 용접 (GTAW), 피복 아크 용접 (SMAW), 플럭스 함유 와이어 아크 용접 (FCAW), 가스 메탈 아크 용접 (GMAW), 서브머지드 아크 용접 (SAW)이다. 이상의 제조 공정에 의해, 본 실시 형태의 오스테나이트계 스테인리스 강재를 이용한 용접 조인트를 제조할 수 있다.
- [0234] 실시예
- [0235] [오스테나이트계 스테인리스 강재의 제조]
- [0236] 표 1의 화학 조성을 갖는 용강을 제조했다.

표 1

TABLE1
시행 번호

확산 조성 (단위는 질량%, 잔류는 Fe 및 불순물)

시행 번호	펠 수 원소										임의 원소	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	Nb	Mo		B
A1	0.011	0.28	1.34	0.023	0.0005	17.00	9.93	0.083	0.38	0.38	0.0018	
A2	0.023	0.48	1.27	0.016	0.0005	17.13	10.21	0.086	0.38	0.46	0.0028	
A3	0.011	0.37	1.44	0.023	0.0005	17.06	10.03	0.087	0.39	0.36	0.0015	
A4	0.012	0.31	1.41	0.026	0.0005	17.15	9.88	0.090	0.37	0.42	0.0015	Ti:0.06
A5	0.008	0.35	1.37	0.022	0.0005	17.04	9.87	0.078	0.36	0.36	0.0017	Ta:0.05
A6	0.011	0.36	1.44	0.025	0.0005	17.10	9.92	0.081	0.47	0.37	0.0018	W:0.22
A7	0.012	0.33	1.38	0.028	0.0005	17.22	9.86	0.088	0.38	0.32	0.0017	Cr:0.38
A8	0.010	0.41	1.38	0.024	0.0005	17.27	9.89	0.091	0.37	0.24	0.0017	Al:0.022
A9	0.008	0.41	1.62	0.026	0.0006	17.14	9.92	0.087	0.43	0.31	0.0019	Ca:0.0023
A10	0.023	0.48	1.27	0.016	0.0005	17.13	10.21	0.086	0.38	0.46	0.0028	REM:0.002
A11	0.009	0.32	1.41	0.021	0.0005	17.37	9.91	0.089	0.41	0.24	0.0014	Sn:0.006
A12	0.011	0.45	1.38	0.023	0.0005	17.16	10.01	0.087	0.43	0.32	0.0016	Zn:0.003
A13	0.009	0.34	1.47	0.021	0.0005	17.21	9.81	0.092	0.42	0.44	0.0022	V:0.14, W:0.40, Al:0.018, Ca:0.0019
A14	0.013	0.29	1.35	0.024	0.0005	17.24	10.12	0.096	0.39	0.35	0.0016	Ti:0.04, Al:0.035
A15	0.008	0.22	0.46	0.018	0.0006	17.18	13.15	0.098	0.33	1.08	0.0028	V:0.23, Cu:1.95, Co:0.18, Al:0.032, Ca:0.0020, Mg:0.0018, Pb:0.001
A16	0.009	0.24	0.66	0.017	0.0005	17.21	12.18	0.112	0.34	0.77	0.0032	Cr:3.11
A17	0.010	0.31	1.14	0.020	0.0005	17.05	13.86	0.105	0.35	3.12	0.0012	
B1	0.037	0.38	1.48	0.031	0.0006	18.02	10.51	0.062	0.47	0.08	0.0006	
B2	0.008	0.32	1.49	0.024	0.0005	17.43	9.93	0.062		0.28	0.0012	
B3	0.028	0.33	1.42	0.026	0.0016	17.28	9.98	0.005	0.48	0.07	0.0007	
B4	0.029	0.29	1.46	0.022	0.0006	17.02	10.06	0.096	0.47		0.0007	
B5	0.027	0.28	1.51	0.029	0.0005	17.92	10.61	0.060	0.24	0.10		
B6	0.028	0.39	1.35	0.021	0.0005	17.18	10.04	0.086	0.47	0.07	0.0007	
B7	0.022	0.41	1.42	0.024	0.0006	17.25	9.89	0.094	0.46	0.11	0.0008	
B8	0.021	0.33	1.47	0.021	0.0007	17.17	10.05	0.096	0.45	0.08	0.0008	
B9	0.023	0.37	1.38	0.019	0.0005	17.19	10.27	0.092	0.48	0.12	0.0007	
B10	0.025	0.44	1.29	0.023	0.0007	17.36	9.77	0.074	0.22	0.05	0.0006	
B11	0.028	0.41	1.46	0.026	0.0005	17.09	10.12	0.066	0.23	0.06	0.0007	

[0237]

[0238]

[0239]

표 1 중의 공백은, 대응하는 원소 함유량이 검출 한계 미만이었다는 것을 나타낸다. 검출 한계 미만인 경우, 그 원소는 함유되어 있지 않았다고 간주했다.

용강을 이용하여, 외경 120mm, 30kg의 잉곳을 제조했다. 잉곳에 대해 열간 단조를 실시하여, 두께 30mm의 소재로 했다. 열간 단조 전의 잉곳의 온도는 1250℃였다. 또한, 소재에 대해 열간 압연을 실시하고, 열간 압연 후의 강재를 급랭(수냉)하여, 두께 15mm의 중간 강재(강판)를 제조했다. 그 때, 열간 가공(열간 압연) 전의 소재 온도를 1050~1250℃로 변화시켰다. 또한, 열간 가공 완료 후로부터 급랭(수냉)을 개시할 때까지의 방치 시간 t1(분), 급랭 개시 온도 T1(℃), 및, 열간 가공 완료로부터 급랭 개시까지의 냉각 속도 CR1(℃/분)을 변화시켰다. 시험 번호 A1~A17, B1~B5, B7~B9 및 B11의 방치 시간 t1은, 0.50~5.00분이었다. 한편, 시험 번호 B6의 방치 시간 t1은 6.00~7.00분이었다. 시험 번호 B10의 방치 시간 t1은, 0.25분이었다. 또, 시험 번호 A1~A17,

B1~B6 및 B8~B11의 급랭 개시 온도 T1은, 700℃ 이상이었다. 한편, 시험 번호 B7의 급랭 개시 온도 T1은 600~650℃였다. 또, 시험 번호 A1~A17, B1~B7 및 B10~B11의 냉각 속도 CR1은 15℃/분 이상이었다. 한편, 시험 번호 B8 및 B9의 냉각 속도 CR1은 10℃/분 이하였다.

[0240] 열간 압연 후의 중간 강재에 대해, 용체화 처리를 실시했다. 용체화 처리에서의 용체화 처리 온도 T2는 모두 1050~1250℃의 범위 내이며, 용체화 처리 온도 T2에서의 유지 시간은 모두 10분이었다. 또, 냉각 속도 CR2는 모두 10~20℃/초였다. 또한, 시험 번호 B11의 중간 강재에 대해서는, 용체화 처리를 실시하지 않았다. 이상의 공정에 의해, 각 시험 번호의 오스테나이트계 스테인리스 강재를 제조했다.

표 2

TABLE2

시험 번호	고용 N 비율	SR 균열 시험	크리프 강도
A1	0.72	E	E
A2	0.72	E	E
A3	0.71	E	E
A4	0.74	E	E
A5	0.70	E	E
A6	0.68	E	E
A7	0.71	E	E
A8	0.73	E	E
A9	0.72	E	E
A10	0.74	E	E
A11	0.75	E	E
A12	0.75	E	E
A13	0.76	E	E
A14	0.79	E	E
A15	0.73	E	E
A16	0.74	E	E
A17	0.77	E	E
B1	0.58	B	E
B2	0.98	B	B
B3	0.95	B	B
B4	0.87	B	E
B5	0.86	B	E
B6	0.37	B	B
B7	0.39	B	B
B8	0.38	B	B
B9	0.38	B	B
B10	0.94	B	E
B11	0.31	B	B

[0241]

[0242] [강재의 화학 조성 분석]

[0243] 각 시험 번호의 오스테나이트계 스테인리스 강재의 화학 조성을, 다음의 방법으로 구했다. 직경 5mm의 드릴을 이용하여, 강재(강판)의 판폭 중앙 위치 또한 판두께 중앙 위치에서 천공 가공하여 절분을 생성하고, 그 절분을 채취했다. 채취한 절분을 산에 용해시켜 용액을 얻었다. 용액에 대해, ICP-AES를 실시하고, 화학 조성의 원소 분석을 행했다. C 함유량 및 S 함유량에 대해서는, 주지의 고주파 연소법(연소-적외선 흡수법)에 의해 구했다. N 함유량에 대해서는, 주지의 불활성 가스 용융-열전도도법을 이용하여 구했다. 그 결과, 각 시험 번호의 강재의 화학 조성은, 표 1에 나타내는 바와 같았다.

[0244] [고용 N 비율의 측정]

[0245] 각 시험 번호의 오스테나이트계 스테인리스 강재의 고용 N 비율을 다음의 방법으로 구했다. 오스테나이트계 스

테인리스 강재(강판)로부터, 시험편을 채취했다. 구체적으로는, 시험편의 길이 방향에 수직인 단면의 중심이 관두께 중앙 위치가 되고, 시험편의 길이 방향이 강판의 길이 방향이 되도록, 시험편을 채취했다.

[0246] 채취한 시험편의 표면을, 예비의 전해 연마로 50 μm 정도 연마하여 신생면을 얻었다. 전해 연마한 시험편을, 전해액(10% 아세틸아세톤+1% 테트라암모늄+메탄올)으로 전해했다. 전해 후의 전해액을 0.2 μm의 필터를 통해 잔사를 포착했다. 얻어진 잔사를 산분해하고, ICP(유도 결합 플라즈마) 발광 분석으로, 잔사 중의 N의 질량을 구했다. 또한, 본 전해 전의 시험편의 질량과, 본 전해 후의 시험편의 질량을 측정했다. 그리고, 본 전해 전의 시험편의 질량으로부터 본 전해 후의 시험편의 질량을 뺀 값을, 본 전해된 모재 질량으로 정의했다. 잔사 중의 N 질량을 본 전해된 모재 질량으로 나누고, 잔사 N량(질량%)을 구했다. 즉, 다음의 식에 의거하여, 잔사 N량(질량%)을 구했다.

[0247] 잔사 N량=잔사 중의 N 질량/모재 질량×100

[0248] 상술한 강재의 화학 조성 분석에 의해 얻어진, 강재 중의 N 함유량(전체 N 함유량(질량%))과, 잔사 N량(질량%)을 이용하여, 다음 식에 의해 고용 N 비율을 구했다.

[0249] 고용 N 비율=(1-잔사 N량/전체 N 함유량)

[0250] 각 시험 번호의 고용 N 비율을 표 2에 나타낸다.

[0251] [대입열 용접 모의 시험편의 제작]

[0252] 제조된 오스테나이트계 스테인리스 강재를 이용하여, 다음의 방법에 의해, 대입열 용접을 모의한 대입열 용접 모의 시험편을 제작했다.

[0253] 각 시험 번호의 오스테나이트계 스테인리스 강재의 관폭 중앙 위치 또한 관두께 중앙 위치를 포함하는, 각(角)형상 시험편을 채취했다. 각형상 시험편의 길이 방향은, 오스테나이트계 스테인리스 강재의 길이 방향에 평행이었다. 각형상 시험편의 길이는 100mm였다. 각형상 시험편의 길이 방향에 수직인 단면(횡단면)은, 10mm×10mm의 직사각형이었다. 각형상 시험편의 횡단면의 중앙 위치는, 오스테나이트계 스테인리스 강재의 관폭 중앙 위치 또한 관두께 중앙 위치에 거의 일치했다.

[0254] 고주파 열 사이클 장치를 이용하여, 각형상 시험편에 대해 다음의 열 이력을 부여했다. 각형상 시험편을 대기 중에 있어서, 상온으로부터 70℃/초로 1400℃까지 승온시켰다. 또한 1400℃에서 10초 유지했다. 그 후, 각형상 시험편을 20℃/초의 냉각 속도로 상온까지 냉각했다. 이상의 열 이력을 각형상 시험편에 부여함으로써, 대입열 용접 모의 시험편을 제작했다.

[0255] [내응력 완화 균열성 평가 시험(SR 균열 평가 시험)]

[0256] 대입열 용접 모의 시험편을 이용하여, ASTM E328-02에 준거한 내응력 완화 균열 시험을 실시했다. 대입열 용접 모의 시험편으로부터, SR 균열 평가 시험용 시험편을 제작했다. 시험편은, 길이 80mm, GL=30mm의 플랜지가 달린 크립 시험편으로 했다. 휨 변위 부하용 시험 지그를 이용하여, 시험편에 대해, 가열로 중에서 실온에서의 냉간 변형을 10% 부여했다. 가열로 중의 시험편을 650℃로 가열하고, 650℃의 시험편에 대해 추가로 변형을 10% 부여하여 1000시간 유지했다.

[0257] 1000시간 경과 후의 시험편을 상온까지 방랭했다. 방랭 후의 시험편이 파단되어 있는 경우, 내응력 완화 균열성이 낮다고 판단했다(표 2 중의 「SR 균열 시험」란에서 「B」(Bad)로 표기). 또, 1000시간 경과 후의 시험편이 파단되어 있지 않은 경우, 주사형 전자현미경(SEM)을 이용하여, 시험편의 길이 방향에 수직인 단면의 마이크로 조직 관찰을 실시했다. 이 때, 배율을 2000배로 했다. 마이크로 조직 관찰의 결과, 입계에 균열이 발생한 경우, 또는, 크립 보이드가 발생한 경우, 내응력 완화 균열성이 낮다고 판단했다(표 2 중의 「SR 균열 시험」란에서 「B」(Bad)로 표기). 한편, SEM에 의한 마이크로 조직 관찰에 있어서, 입계에서의 균열의 발생을 확인할 수 없고, 또한, 크립 보이드의 발생도 확인할 수 없는 경우, 내응력 완화 균열성이 높다고 판단했다(표 2의 「SR 균열 시험」란에서 「E」(Excellent)로 표기).

[0258] [크립 강도 평가 시험(크립 파단 시험)]

[0259] 상술한 대입열 용접 모의 시험편을 가공하여, JIS Z2271(2010)에 준거한 크립 파단 시험편을 제작했다. 크립 파단 시험편의 축방향에 수직인 단면은 원형이며, 크립 파단 시험편의 외경은 6mm이고, 평행부는 30mm였다.

- [0260] 제작된 크리프 파단 시험편을 이용하여, JIS Z2271(2010)에 준거한 크리프 파단 시험을 실시했다. 구체적으로는, 크리프 파단 시험편을 650℃에서 가열한 후, 크리프 파단 시험을 실시했다. 시험 응력은 118MPa로 하고, 크리프 파단 시간(시간)을 구했다.
- [0261] 크리프 강도에 관해, 크리프 파단 시간이 6000시간 이상의 경우, 고온 환경에 있어서, 강재의 크리프 강도가 뛰어나다고 판단했다(표 2 중의 「크리프 강도」란에서 「E」(Excellent)로 표기). 크리프 파단 시간이 6000시간 미만의 경우, 600℃ 초과 고온 환경에 있어서, 강재의 크리프 강도가 낮다고 판단했다(표 2 중의 「크리프 강도」란에서 「B」(Bad)로 표기).
- [0262] [시험 결과]
- [0263] 표 2에 시험 결과를 나타낸다. 표 1 및 표 2를 참조하고, 시험 번호 A1~A17에서는, 화학 조성 중의 각 원소 함유량이 적절하며, N 고용 비율이 0.40~0.90의 범위 내였다. 그 때문에, 높은 크리프 강도가 얻어지고, 또한, 내응력 완화 균열성이 높았다.
- [0264] 한편, 시험 번호 B1에서는, C 함유량이 너무 높았다. 그 때문에, 내응력 완화 균열성이 낮았다.
- [0265] 시험 번호 B2에서는, Nb 함유량이 낮았다. 그 때문에, 내응력 완화 균열성 및 크리프 강도가 낮았다.
- [0266] 시험 번호 B3에서는, N 함유량이 낮았다. 그 때문에, 내응력 완화 균열성 및 크리프 강도가 낮았다.
- [0267] 시험 번호 B4에서는, Mo 함유량이 낮았다. 그 때문에, 내응력 완화 균열성이 낮았다.
- [0268] 시험 번호 B5에서는, B 함유량이 낮았다. 그 때문에, 내응력 완화 균열성이 낮았다.
- [0269] 시험 번호 B6에서는, 열간 가공 공정에서의 방치 시간 t1이 너무 길었다. 그 때문에, 고용 N 비율이 0.40 미만이 되었다. 그 결과, 내응력 완화 균열성 및 크리프 강도가 낮았다.
- [0270] 시험 번호 B7에서는, 열간 가공 공정에서의 급랭 개시 온도 T1이 낮았다. 그 때문에, 고용 N 비율이 0.40 미만이 되었다. 그 결과, 내응력 완화 균열성 및 크리프 강도가 낮았다.
- [0271] 시험 번호 B8 및 B9에서는, 열간 가공 완료로부터 급랭 개시까지의 냉각 속도 CR1이 너무 느렸다. 그 때문에, 고용 N 비율이 0.40 미만이 되었다. 그 결과, 내응력 완화 균열성 및 크리프 강도가 너무 낮았다.
- [0272] 시험 번호 B10에서는, 열간 가공 완료로부터 급랭 개시까지의 방치 시간 t1이 너무 짧았다. 그 때문에, 고용 N 비율이 0.90을 초과했다. 그 결과, 내응력 완화 균열성이 낮았다.
- [0273] 시험 번호 B11에서는, 용체화 처리를 실시하지 않았다. 그 때문에, 고용 N 비율이 0.40 미만이 되었다. 그 결과, 내응력 완화 균열성 및 크리프 강도가 낮았다.
- [0274] 이상, 본 발명의 실시의 형태를 설명했다. 그러나, 상술한 실시의 형태는 본 발명을 실시하기 위한 예시에 지나지 않는다. 따라서, 본 발명은 상술한 실시의 형태에 한정되지 않고, 그 취지를 벗어나지 않는 범위 내에서 상술한 실시의 형태를 적절히 변경하여 실시할 수 있다.