



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2015-0029758
(43) 공개일자 2015년03월18일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 38/04 (2006.01) C22C 38/08 (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
(21) 출원번호 10-2015-7004242
(22) 출원일자(국제) 2013년09월04일
심사청구일자 2015년02월17일
(85) 번역문제출일자 2015년02월17일
(86) 국제출원번호 PCT/JP2013/005241
(87) 국제공개번호 WO 2014/038200
국제공개일자 2014년03월13일
(30) 우선권주장
JP-P-2012-195718 2012년09월06일 일본(JP)

(71) 출원인
제이에프이 스틸 가부시키키가이샤
일본 도쿄도 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2방 3고
(72) 발명자
이치미야 카츠유키
일본국 도쿄도 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 치테키자 이산부 나이
유가 마사오
일본국 도쿄도 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 치테키자 이산부 나이
하야시 켄지
일본국 도쿄도 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 치테키자 이산부 나이
(74) 대리인
이철

전체 청구항 수 : 총 4 항

(54) 발명의 명칭 용접 열영향부 CTOD 특성이 우수한 후육 고장력강 및 그의 제조 방법

(57) 요약

다층 용접부의 저온 인성(용접 본드부의 샤르피 충격, CTOD 특성)이 우수한 후육 고장력 강판 및 그의 제조 방법을 제공한다. 질량%로, C, Si, Mn, P, S, Al, Cu, Ni, Nb, Ti, N, O 등을 특정의 함유량으로 함유하고, (1)식으로 규정되는 $C_{eq} < 0.520\%$ 이하, $Ti/N: 1.50 \sim 4.00$, 그리고, 강 중의 황화물 형태와 중심 편석도를 제어하기 위해 특정 원소로 이루어지는 파라미터식을 만족하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성을 갖고, 또한, 강판의 중심 편석부의 경도를 규정한 고장력 강판.

$$C_{eq} = [C] + [Mn]/6 + ([Cu] + [Ni])/15 + ([Cr] + [Mo] + [V])/5 \dots (1)$$

특허청구의 범위

청구항 1

질량%로, C: 0.020~0.080%, Si: 0.01~0.35%, Mn: 1.20~2.30%, P: 0.008% 이하, S: 0.0035% 이하, Al: 0.010~0.060%, Cu: 0.70~1.50%, Ni: 0.40~2.00%, Nb: 0.005~0.040%, Ti: 0.005~0.025%, N: 0.0020~0.0050%, O: 0.0030% 이하를 함유하고, (1)식으로 규정되는 Ceq: 0.520% 이하, Ti/N(질량비): 1.50~4.00, 그리고, (2)식을 충족하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성을 갖고, 강관의 중심 편석부의 경도가 (3)식을 만족하는 것을 특징으로 하는 용접 열영향부 CTOD 특성이 우수한 후육 고장력강.

$$Ceq = [C] + [Mn]/6 + ([Cu] + [Ni])/15 + ([Cr] + [Mo] + [V])/5 \dots (1)$$

$$5.5[C]^{4/3} + 15[P] + 0.90[Mn] + 0.12[Ni] + 7.9[Nb]^{1/2} + 0.53[Mo] \leq 3.50 \dots (2)$$

여기에서, [M]은 원소 M의 함유량(질량%).

$$H_{Vmax}/H_{Vave} \leq 1.35 + 0.006/[C] - t/500 \dots (3)$$

H_{Vmax}는 중심 편석부의 비커스 경도의 최대값, H_{Vave}는 표리면으로부터 관두께의 1/4까지와 중심 편석부를 제외한 부분의 비커스 경도의 평균값, [C]는 C함유량(질량%), t는 강관의 관두께(mm).

청구항 2

제1항에 있어서,

강 조성에, 추가로, 질량%로, Cr: 0.10~1.00%, Mo: 0.05~0.50%, V: 0.005~0.050% 중으로부터 선택되는 1종 또는 2종 이상을 함유하는 것을 특징으로 하는 용접 열영향부 CTOD 특성이 우수한 후육 고장력강.

청구항 3

제1항 또는 제2항에 있어서,

강 조성에, 추가로, 질량%로, Ca: 0.0005~0.0050%를 함유하고, (4)식을 충족하는 것을 특징으로 하는 용접 열영향부 CTOD 특성이 우수한 후육 고장력강.

$$0 < \{ [Ca] - (0.18 + 130 \times [Ca]) \times [O] \} / 1.25 / [S] < 1.00 \dots (4)$$

여기에서, [M]은 원소 M의 함유량(질량%).

청구항 4

제1항 내지 제3항 중 어느 한 항에 기재된 성분 조성을 갖는 강을 1030~1200℃로 가열 후, 950℃ 이상의 온도역에 있어서의 누적 압하율이 30% 이상, 950℃ 미만의 온도역에 있어서의 누적 압하율이 30~70%가 되는 열간 압연을 행하고, 그 후, 600℃ 이하까지를 냉각 속도 1.0℃/s 이상으로 가속 냉각 후, 450~650℃로 템퍼링 처리를 행하는 것을 특징으로 하는 용접 열영향부 CTOD 특성이 우수한 후육 고장력강의 제조 방법.

명세서

기술분야

[0001] 본 발명은, 선박이나 해양 구조물, 압력 용기, 수압관(penstocks) 등 철강 구조물에 이용되는 고장력강 및 그의 제조 방법에 관한 것이다. 특히, 본 발명은, 항복 응력(YS)이 420MPa 이상이고, 모재(base metal)의 강도·인성(toughness)이 우수할 뿐만 아니라, 다층 용접(multilayer weld)부의 저온 인성(CTOD 특성)도 우수한 후육 고장력강(heavy wall thickness high-strength steel plate)과 그의 제조 방법에 관한 것이다.

배경기술

[0002] 선박이나 해양 구조물, 압력 용기에 이용되는 강은 용접 접합하여, 소망하는 형상의 구조물로서 완성된다. 그

때문에, 이들 강에는, 구조물의 안전성의 관점에서 모재의 강도가 높고, 인성이 우수한 것은 물론, 용접 조인트 부(용접 금속(weld metal)이나 열영향부(heat-affected zone))의 인성이 우수한 것이 요구된다.

[0003] 강의 인성의 평가 기준으로서, 종래, 주로 샤르피 충격 시험에 의한 흡수 에너지가 이용되어 왔다. 최근에는, 평가의 신뢰성을 보다 높이기 위해, 균열 개구 변위 시험(Crack Tip Opening Displacement Test, 이후 CTOD 시험)이 이용되는 경우가 많다. 이 시험은, 인성 평가부에 피로 예비 균열(fatigue precrack)을 발생시킨 시험편을 3점 굽힘하고, 파괴 직전의 균열의 벌어짐량(amount of opening;소성 변형량)을 측정하여 취성 파괴(brittle fracture)의 발생 저항을 평가하는 것이다.

[0004] CTOD 시험에서는 피로 예비 균열을 이용하기 때문에 매우 미소한 영역이 인성 평가부가 되며, 국소 취화역(local embrittlement region)이 존재하면, 샤르피 충격 시험으로 양호한 인성이 얻어져도, 낮은 인성을 나타내는 경우가 있다.

[0005] 국소 취화역은, 관두께가 두꺼운 강 등 다중층 용접(multilayer weld)에 의해 복잡한 열이력을 받는 용접 열영향부(이하, HAZ라고도 칭함)에서, 발생하기 쉽고, 본드부(용접 금속과 모재의 경계)나 본드부가 2상역(dual phase)으로 재가열되는 부분(1사이클째의 용접으로 조립(粗粒)이 되며, 후속의 용접 패스(welding passes)에 의해 페라이트와 오스테나이트의 2상역으로 가열되는 영역, 이하 2상역 재가열부)이 국소 취화역이 된다.

[0006] 본드부는, 용접 바로 아래의 고온에 노출되기 때문에, 오스테나이트립이 조대화되고, 이어지는 냉각에 의해 인성이 낮은 상부 베이나이트 조직으로 변태하기 쉬운 점에서, 매트릭스 자체의 인성이 낮다. 또한, 본드부에서는, 비트만슈테텐 조직(Widmannstaetten structure)이나 섬 형상 마르텐사이트(martensite-austenite constituent MA) 등의 취화 조직이 생성되기 쉬워, 인성은 더욱 저하된다.

[0007] 용접 열영향부의 인성을 향상시키기 위해, 예를 들면 강 중에 Ti를 미세 분산시켜, 오스테나이트립의 조대화를 억제하거나, 페라이트 변태핵으로서 이용하거나 하는 기술이 실용화되고 있다. 그러나, 본드부에 있어서는 Ti가 용해되는 온도역으로까지 가열되는 경우가 있어, 용접부의 저온 인성 요구가 엄격할수록, 전술한 작용 효과가 발휘되지 않게 된다.

[0008] 한편, 특허문헌 1이나 특허문헌 2에는, 희토류 원소(REM)를 Ti와 함께 복합 첨가하여 강 중에 미세 입자를 분산 시킴으로써, 오스테나이트의 입(粒) 성장을 억제하여, 용접부의 인성을 향상시키는 기술이 개시되어 있다.

[0009] 그 외에, Ti의 산화물을 분산시키는 기술이나, BN의 페라이트핵 생성능과 산화물 분산을 조합하는 기술, 나아가서는 Ca나 REM을 첨가하여 황화물의 형태를 제어함으로써, 인성을 높이는 기술도 제안되고 있다.

[0010] 그러나, 이들 기술은, 비교적 저강도이고 합금 원소량이 적은 강재가 대상인 바, 보다 고강도이고 합금 원소량이 많은 강재의 경우는 HAZ 조직이 페라이트를 포함하지 않는 조직이 되기 때문에, 적용할 수 없다.

[0011] 그 때문에, 용접 열영향부에 있어서 페라이트를 생성하기 쉽게 하는 기술로서, 특허문헌 3에는, 주로 Mn의 첨가량을 2질량% 이상으로 높이는 기술이 개시되어 있다. 그러나, 연속 주조재에서는 슬래브의 중심부에 Mn이 편석하기 쉽고, 모재 뿐만 아니라 용접 열영향부에서도 중심 편석부는 경도를 늘려, 파괴의 기점이 되기 때문에, 모재 및 HAZ의 인성의 저하를 일으킨다.

[0012] 한편, 2상역 재가열부는, 2상역 재가열로, 오스테나이트로 역(逆)변태한 영역에 탄소가 농화되어, 냉각 중에 섬 형상 마르텐사이트를 포함하는 취약한 베이나이트 조직이 생성되어, 인성이 저하된다. 그래서, 강 중의 C량, Si량을 낮게 하고, 섬 형상 마르텐사이트의 생성을 억제하여 인성을 향상시키고, Cu를 첨가함으로써 모재 강도를 확보하는 기술이 개시되어 있다(예를 들면, 특허문헌 4 및 5). 이들은, Cu의 석출 강화에 의해 강도를 높이는 방법이다. 특허문헌 4는 압연 후의 냉각 속도를 0.1°C/s 이하로 하고, 이 과정에서 Cu 입자를 석출시키는 방법을 취하고 있다. 특허문헌 4에 기재된 방법은, 제조 안정성에 문제가 있다. 또한, 특허문헌 5에서는 N/AI 비(比)를 0.3~3.0으로 함으로써 AlN의 조대하나 고용(solid solute) N의 악영향에 의한 인성 열화를 억제하고 있다. 그러나, 고용 N은 Ti에 의한 억제가 보다 용이하다.

선행기술문헌

특허문헌

[0013] (특허문헌 0001) 일본특허공고공보 평03-053367호

(특허문헌 0002) 일본공개특허공보 소60-184663호

(특허문헌 0003) 일본특허공보 제3697202호

(특허문헌 0004) 일본특허공보 제3045856호

(특허문헌 0005) 일본특허공보 제4432905호

발명의 내용

해결하려는 과제

[0014] 최근, 선박이나 해양 구조물, 압력 용기, 수압관 등, 철강 구조물의 대형화에 수반하여, 이들 철강 구조물에 이용되는 강재는, 더 한층의 고강도화가 요망되고 있다. 이들 철강 구조물에 이용되는 강재는, 예를 들면, 판두께가 35mm 이상인 후속재가 많기 때문에, 항복 강도 420MPa급이나 그 이상의 강도를 확보하기 위해서는 첨가하는 합금 원소를 많게 하는 강 성분계가 유리하다. 그러나, 전술한 바와 같이, 본드부나 2상역 재가열부의 인성 향상은, 합금 원소량이 많은 고강도 강재를 대상으로 충분히 검토되고 있다고는 말하기 어렵다.

[0015] 그래서, 본 발명은, 선박이나 해양 구조물, 압력 용기, 수압관 등 철강 구조물에 이용하기에 적합한, 항복 응력(YS)이 420MPa 이상이고, 다층 용접부의 용접 열영향부의 저온 인성(CTOD 특성)이 우수한 고장력 강판과 그의 제조 방법을 제공하는 것을 목적으로 한다.

과제의 해결 수단

[0016] 본 발명자들은, 상기 과제를 해결하기 위해 예의 검토하고, 이하의 기술 사상에 기초하여 구체적인 성분 설계를 행하여, 본 발명을 완성했다.

[0017] 1. CTOD 특성은 강판 전체 두께의 시험편으로 평가되기 때문에, 성분이 농화되는 중심 편석부가 파괴의 기점이 된다. 따라서, 용접 열영향부의 CTOD 특성을 향상하기 위해, 강판의 중심 편석으로서 농화되기 쉬운 원소를 적정량으로 제어하여, 중심 편석부의 경화를 억제한다. 용강이 응고할 때에 최종 응고부가 되는 슬래브(slab)의 중심에 있어서, C, Mn, P, Ni, Nb가 다른 원소에 비해 농화도가 높기 때문에, 이들 원소의 첨가량을, 중심 편석부 경도를 지표로서 이용해 제어하여 중심 편석에서의 경도를 억제한다.

[0018] 2. 용접 열영향부의 인성을 향상시키기 위해, TiN을 유효 이용하여 용접 본드부 근방에서 오스테나이트립의 조대화를 억제한다. Ti/N을 적정량으로 제어함으로써, 강 중에 TiN을 균일하게 미세 분산할 수 있다.

[0019] 3. 황화물의 형태 제어를 목적으로 하여 첨가하고 있는 Ca의 황화물(CaS)의 정출(crystallization)을, 용접 열영향부의 인성 향상에 이용한다. CaS는, 산화물에 비해 저온에서 정출되기 때문에, 균일하게 미세 분산할 수 있다. 그리고, CaS의 첨가량 및 첨가시의 용강 중의 용존 산소량을 적정 범위로 제어함으로써, CaS 정출 후에도 고용 S가 확보되기 때문에, CaS의 표면 상에 MnS가 석출되어 복합 황화물을 형성한다. 이 MnS의 주위에는, Mn의 희박대(depletion zone)가 형성되기 때문에, 페라이트 변태가 보다 촉진된다.

[0020] 즉 본 발명은,

[0021] 1. 질량%로, C: 0.020~0.080%, Si: 0.01~0.35%, Mn: 1.20~2.30%, P: 0.008% 이하, S: 0.0035% 이하, Al: 0.010~0.060%, Cu: 0.70~1.50%, Ni: 0.40~2.00%, Nb: 0.005~0.040%, Ti: 0.005~0.025%, N: 0.0020~0.0050%, O: 0.0030% 이하를 함유하고, (1)식으로 규정되는 C_{eq} : 0.52% 이하, Ti/N: 1.50~4.00, 그리고, (2)식을 충족하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성을 갖고, 강판의 중심 편석부의 경도가 (3)식을 만족하는 것을 특징으로 하는 용접 열영향부 CTOD 특성이 우수한 후속 고장력강.

[0022] $C_{eq} = [C] + [Mn]/6 + ([Cu] + [Ni])/15 + ([Cr] + [Mo] + [V])/5 \dots (1)$

[0023] $5.5[C]^{4/3} + 15[P] + 0.90[Mn] + 0.12[Ni] + 7.9[Nb]^{1/2} + 0.53[Mo] \leq 3.50 \dots (2)$

[0024] 여기에서, [M]은 원소 M의 함유량(질량%).

[0025] $H_{Vmax}/H_{Vave} \leq 1.35 + 0.006/[C] - t/500 \dots (3)$

[0026] H_{Vmax} 는 중심 편석부의 비커스 경도의 최대값, H_{Vave} 는 표리면으로부터 판두께의 1/4까지와 중심 편석부를 제외한

부분의 비커스 경도의 평균값, [C]는 C함유량(질량%), t는 강판의 판두께(mm).

[0027] 2. 강 조성에, 추가로, 질량%로, Cr: 0.10~1.00%, Mo: 0.05~0.50%, V: 0.005~0.050% 중으로부터 선택되는 1종 또는 2종 이상을 함유하는 것을 특징으로 하는, 1에 기재된 용접 열영향부 CTOD 특성이 우수한 후육 고장력강.

[0028] 3. 강 조성에, 추가로, 질량%로, Ca: 0.0005~0.0050%를 함유하고, (4)식을 충족하는 것을 특징으로 하는, 1 또는 2에 기재된 용접 열영향부 CTOD 특성이 우수한 후육 고장력강.

[0029] $0 < \{ [Ca] - (0.18 + 130 \times [Ca]) \times [O] \} / 1.25 / [S] < 1.00 \dots (4)$

[0030] 여기에서, [M]은 원소 M의 함유량(질량%).

[0031] 4. 1 내지 3 중 어느 하나에 기재된 성분 조성을 갖는 강을 1030~1200℃로 가열 후, 950℃ 이상의 온도역에 있어서의 누적 압하율이 30% 이상, 950℃ 미만의 온도역에 있어서의 누적 압하율이 30~70%가 되는 열간 압연을 행하고, 그 후, 600℃ 이하까지를 냉각 속도 1.0℃/s 이상으로 가속 냉각 후, 450~650℃로 템퍼링 처리를 행하는 것을 특징으로 하는 용접 열영향부 CTOD 특성이 우수한 후육 고장력강의 제조 방법.

발명의 효과

[0032] 본 발명에 의하면, 해양 구조물 등 대형의 철강 구조물에 이용하기에 적합한, 항복 응력(YS)이 420MPa 이상이고, 다층 용접부의 CTOD 특성이 우수한 후육 고장력강과 그의 제조 방법이 얻어져, 산업상 매우 유용하다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0033] (발명을 실시하기 위한 형태)

[0034] 본 발명에서는 성분 조성과 판두께 방향 경도 분포를 규정한다.

[0035] 1. 성분 조성

[0036] 성분 조성의 한정 이유에 대해서 설명한다. 설명에 있어서 %는 질량%로 한다.

[0037] C: 0.020~0.080%

[0038] C는, 고장력 강판으로서의 모재의 강도 확보에 필요한 원소이다. C량이 0.020% 미만에서는 퀴칭성(hardenability)이 저하된다. 또한, C량을 0.020% 미만으로 하여, 모재의 강도를 확보하고자 하면, 강도 확보를 위해, Cu, Ni, Cr, Mo 등의 퀴칭성 향상 원소의 다량 첨가가 필요해진다. 이와 같이 C량을 0.020% 미만으로 하는 것은, 비용 상승을 초래한다. 또한, 0.080%를 초과하는 C의 함유는, 용접성을 저하시킬 뿐만 아니라, 용접부 인성을 현저하게 저하시킨다. 따라서, C량은 0.020~0.080%의 범위로 한다. 바람직하게는, 0.020~0.070%이고, 보다 바람직하게는 0.020~0.060%이고, 가장 바람직하게는 0.020~0.050% 미만이다.

[0039] Si: 0.01~0.35%

[0040] Si는, 탈산 원소로서, 또한, 충분한 모재 강도를 얻기 위해 첨가하는 성분이다. 따라서, Si의 함유량은 0.01% 이상으로 한다. 그러나, Si량이 0.35%를 초과하면, 용접성이 저하되고, 또한, 용접 조인트 인성도 저하된다. Si량은 0.01~0.35%로 할 필요가 있다. 바람직하게는, 0.23% 이하이다.

[0041] Mn: 1.20~2.30%

[0042] Mn은 모재 강도 및 용접 조인트 강도를 확보하기 위한 원소로서, Mn량은 1.20% 이상으로 한다. 그러나, Mn량이 2.30%를 초과하면, 용접성이 저하되고, 또한, 퀴칭성이 과잉하게 되어, 모재 인성 및 용접 조인트 인성이 저하된다. 그래서, Mn량은 1.20~2.30%의 범위로 한다. 또한, Mn량은 1.50%를 초과하고, 2.30% 이내인 것이 바람직하다.

[0043] P: 0.008% 이하

[0044] 불순물 원소인 P는, 모재 인성 및 용접부 인성을 저하시킨다. 특히 용접부에 있어서, P량이 0.008%를 초과하면 CTOD 특성이 현저하게 저하된다. 그래서, P량은 0.008% 이하로 한다. P량의 바람직한 범위는 0.005% 이하이고, 보다 바람직하게는 0.004% 이하이다. 이와 같이 P량을 적게 하기 위해서는, 예를 들면, 연속 주조법에 있어서 경(輕)압하를 행하거나, 연속 주조기의 하류측에서 전자(電磁) 교반을 행하거나 하는 등 하여, 의도

적으로 P량을 낮게 하는 조작용을 행할 필요가 있다.

- [0045] S: 0.0035% 이하
- [0046] S는, 불가피적으로 혼입하는 불순물이다. S량이 0.0035%를 초과하면 모재 및 용접부의 인성이 저하된다. 그래서, S량은 0.0035% 이하로 한다. 바람직하게는, 0.0030% 이하이다.
- [0047] Al: 0.010~0.060%
- [0048] Al은, 용강을 탈산하기 위해 첨가되는 원소로서, 0.010% 이상 함유시킬 필요가 있다. 한편, 0.060%를 초과하는 Al의 함유는, 모재 및 용접부의 인성을 저하시킴과 함께, 용접에 의한 회석에 의해 용접 금속부에 Al이 혼입하여, 인성을 저하시킨다. 그래서, Al량은 0.060% 이하로 제한한다. 바람직하게는 0.017~0.055%이고, 보다 바람직하게는 0.015% 초과 0.055% 이내이고, 가장 바람직하게는 0.020% 초과 0.055% 이하이다. 또한, 본 발명에 있어서 Al량은, 산가용성(acid-soluble)Al(Sol.Al 등이라고도 칭해짐)로 규정하는 것으로 한다.
- [0049] Cu: 0.70~1.50%
- [0050] Cu는 미세한 석출물로 함으로써, 모재의 강도를 향상시킬 수 있다. 그 효과를 얻으려면, Cu량을 0.70% 이상으로 한다. 한편, Cu량이 1.50%를 초과하면 열간 연성이 저하되기 때문에, Cu량을 1.50% 이하로 제한한다. 바람직하게는 0.80~1.30%이다.
- [0051] Ni: 0.40~2.00%
- [0052] Ni는, 강의 강도와 인성의 향상에 유효한 원소로서, 용접부의 CTOD 특성의 향상에도 유효하다. 이 효과를 얻으려면, Ni량을 0.40% 이상으로 할 필요가 있다. 그러나, Ni는 고가의 원소이며, 또한, Ni를 지나치게 첨가하면 주조시에 슬래브의 표면에 흠집을 발생시키기 쉬워진다. 따라서, Ni량은 상한을 2.00%로 한다.
- [0053] Nb: 0.005~0.040%
- [0054] Nb는, 오스테나이트의 저온역에서 미(未)재결정역을 형성하기 때문에, 그 온도역에서 압연을 행함으로써, 모재의 조직의 미세화, 고인화(increase in toughness)에 기여한다. 또한, Nb를 함유하면, 압연·냉각 후의 공냉 또는 그 후의 템퍼링 처리에 의해 석출 강화가 얻어진다. 상기 효과를 얻기 위해서는, Nb를 0.005% 이상 함유할 필요가 있으며, 바람직한 Nb량은 0.013% 초과이다. 그러나, 0.040%를 초과하는 양의 Nb를 함유하면 인성이 열화되기 때문에, Nb량의 상한은 0.040%, 바람직하게는 0.035%로 한다.
- [0055] Ti: 0.005~0.025%
- [0056] Ti는, 용강이 응고할 때에 TiN이 되어 석출되고, 용접부에 있어서의 오스테나이트의 조대화를 억제하여, 용접부의 인성 향상에 기여한다. 그러나, Ti량이 0.005% 미만에서는 그 효과가 작고, 한편, 0.025%를 초과하여 Ti를 함유하면, TiN이 조대화하여, 모재나 용접부의 인성 개선 효과가 얻어지지 않는다. 그래서, Ti량은 0.005~0.025%로 한다.
- [0057] N: 0.0020~0.0050%
- [0058] N은, Ti나 Al과 반응하여 석출물을 형성함으로써, 결정립을 미세화하여, 모재의 인성을 향상시킨다. 또한, N은, 용접부의 조직의 조대화를 억제하는 TiN을 형성시키기 위해 필요한 원소이다. 이들 작용을 발휘하려면, N을 0.0020% 이상 함유하는 것이 필요하다. 한편, 0.0050%를 초과하여 N을 함유하면 고용 N이 모재나 용접부의 인성을 현저하게 저하시키는 점에서, N량의 상한을 0.0050%로 한다.
- [0059] O: 0.0030% 이하
- [0060] O량이 0.0030%를 초과하면 모재의 인성이 열화되기 때문에, O량은 0.0030% 이하, 바람직하게는 0.0020% 이하로 한다.
- [0061] Ceq: 0.520% 이하
- [0062] (1)식으로 규정되는 Ceq가 0.520%를 초과하면 용접성이나 용접부의 인성이 저하되기 때문에, Ceq는 0.520% 이하로 한다. 바람직하게는, 0.500% 이하이다.
- [0063] $Ceq = [C] + [Mn]/6 + ([Cu] + [Ni])/15 + ([Cr] + [Mo] + [V])/5 \dots (1)$
- [0064] 여기에서, [M]은 원소 M의 함유량(질량%)이다. 또한, 함유하지 않는 원소는 0으로 한다.

- [0065] Ti/N: 1.50~4.00
- [0066] Ti/N이 1.50 미만에서는 생성되는 TiN량이 감소하고, TiN이 되지 않는 고용 N이 용접부의 인성을 저하시킨다. 또한, Ti/N이 4.00을 초과하면, TiN이 조대화하여, 용접부의 인성을 저하시킨다. 따라서, Ti/N의 범위는 1.50~4.00, 바람직하게는, 1.80~3.50으로 한다. Ti/N에 있어서 각 원소는 함유량(질량%)으로 한다.
- [0067] $5.5[C]^{4/3} + 15[P] + 0.90[Mn] + 0.12[Ni] + 7.9[Nb]^{1/2} + 0.53[Mo] \leq 3.50 \dots (2)$
- [0068] 단, [M]은 원소 M의 함유량(질량%)
- [0069] (2)식의 좌변의 값은, 중심 편석에 농화되기 쉬운 성분으로 구성되는, 중심 편석부 경도의 지표로서, 이하의 설명에서는 Ceq*값이라고 칭한다. CTOD 시험은 강판 전체 두께에서의 시험이기 때문에, 시험편은 중심 편석을 포함하며, 중심 편석에서의 성분 농화가 현저한 경우, 용접 열영향부에 경화역이 생성되기 때문에 양호한 CTOD 특성이 얻어지지 않는다. Ceq*값을 적정 범위로 제어함으로써, 중심 편석부에 있어서의 과도한 경도 상승을 억제할 수 있어, 판두께가 두꺼운 강재의 용접부에 있어서도 우수한 CTOD 특성이 얻어진다. Ceq*값의 적정 범위는, 실험적으로 구해진 것으로, Ceq*값이 3.50을 초과하면 CTOD 특성이 저하되기 때문에 3.50 이하로 한다. 바람직하게는 3.20 이하이다.
- [0070] 이상이 본 발명의 후속 고장력강의 기본 성분 조성이며 잔부 Fe 및 불가피적 불순물이지만, 더욱 특성을 향상시키는 경우, 후속 고장력강은 Cr: 0.10~1.00%, Mo: 0.05~0.50%, V: 0.005~0.050% 중으로부터 선택되는 1종 또는 2종 이상을 함유할 수 있다.
- [0071] Cr: 0.10~1.00%
- [0072] Cr은, 모재를 고강도화하는 데에 유효한 원소로서, 이 효과를 발휘하려면, Cr량은 0.10% 이상인 것이 바람직하다. 그러나, 과잉하게 Cr을 함유하면 인성에 악영향을 주기 때문에, Cr을 함유하는 경우, Cr량은 0.10~1.00%가 바람직하고, 0.20~0.80%인 것이 더욱 바람직하다.
- [0073] Mo: 0.05~0.50%
- [0074] Mo는, 모재를 고강도화하는 데에 유효한 원소로서, 이 효과를 발휘하려면, Mo량은 0.05% 이상인 것이 바람직하다. 그러나, 과잉하게 Mo를 함유하면 인성에 악영향을 주기 때문에, Mo를 함유하는 경우, Mo량은 0.05~0.50%가 바람직하고, 0.08~0.40%인 것이 더욱 바람직하다.
- [0075] V: 0.005~0.050%
- [0076] V는, 0.005% 이상의 함유로 모재의 강도와 인성의 향상에 유효한 원소이다. V의 함유량이 0.050%를 초과하면 인성의 저하를 초래하기 때문에, V를 함유하는 경우, V량은 0.005~0.050%인 것이 바람직하다.
- [0077] 또한, 본 발명에서는, 상기한 성분에 더하여, 추가로 Ca: 0.0005~0.0050%를 함유할 수 있다.
- [0078] Ca: 0.0005~0.0050%
- [0079] Ca는, S를 고정함으로써 인성을 향상시키는 원소이다. 이 효과를 얻기 위해서는, Ca량을 적어도 0.0005%로 할 필요가 있다. 그러나, 0.0050%를 초과하는 양의 Ca를 함유해도, Ca를 함유함으로써 나타내는 상기 효과는 포화되기 때문에, Ca량은 0.0005~0.0050%로 하는 것이 바람직하다.
- [0080] $0 < \{[Ca] - (0.18 + 130 \times [Ca]) \times [O]\} / 1.25 / [S] < 1.00 \dots (4)$
- [0081] 여기에서, [M]은 원소 M의 함유량(질량%).
- [0082] $\{[Ca] - (0.18 + 130 \times [Ca]) \times [O]\} / 1.25 / [S]$ 는, 황화물의 형태 제어에 유효한 Ca와 S의 원자 농도의 비를 나타내는 값으로, ACR(Atomic Concentration Ratio)이라고도 칭해진다. 이 값에 의해 황화물의 형태를 추정할 수 있으며, 고온에서도 용해되지 않는 페라이트 변태 생성핵 CaS를 미세 분산시키기 위해 ACR의 범위를 규정한다. 식 (4)에 있어서 [Ca], [S], [O]는, 각 원소의 함유량(질량%)을 나타낸다.
- [0083] ACR값이 0 이하인 경우, CaS가 정출되지 않는다. 그 때문에, S는, MnS 단독의 형태로 석출되기 때문에, 용접 열영향부에서의 페라이트 생성핵이 얻어지지 않는다. 또한, 단독으로 석출된 MnS는, 압연시에 신장되어 (elongated), 모재의 인성 저하를 일으킨다.
- [0084] 한편, ACR값이 1.0 이상인 경우에는, S가 완전하게 Ca에 의해 고정되어, 페라이트 생성핵으로서 작용하는 MnS가

CaS 상에 석출되지 않게 되기 때문에, 복합 황화물이 페라이트 생성핵의 미세 분산을 실현할 수 없게 되기 때문에, 인성 향상 효과가 얻어지지 않는다.

[0085] ACR값이 0 초과, 1.0 미만인 경우에는, CaS 상에 MnS가 석출되어 복합 황화물을 형성하여, 페라이트 생성핵으로서 유효하게 기능할 수 있다. 또한, ACR값은, 바람직하게는 0.20 내지 0.80의 범위이다.

[0086] 2. 경도 분포

[0087] $H_{Vmax}/H_{Vave} \leq 1.35 + 0.006/[C] - t/500 \dots (3)$

[0088] H_{Vmax} 는 중심 편석부의 비커스 경도의 최대값, H_{Vave} 는 표리면으로부터 판두께의 1/4까지와 중심 편석부를 제외한 부분의 비커스 경도의 평균값, [C]는 C함유량(질량%), t는 판두께(mm)를 나타낸다. H_{Vmax}/H_{Vave} 는 중심 편석부의 경도를 나타내는 무차원 파라미터로서, 그 값이 $1.35 + 0.006/[C] - t/500$ 으로 구해지는 값보다 높아지면 CTOD값이 저하되기 때문에, $1.35 + 0.006/[C] - t/500$ 이하로 한다. 바람직하게는, $1.25 + 0.006/[C] - t/500$ 이하로 한다.

[0089] H_{Vmax} 는 중심 편석부의 경도로서, 판두께 방향으로, 중심 편석부를 포함하는 (판두께/40)mm의 범위를 비커스 경도 시험기(하중 10kgf)로 판두께 방향으로 0.25mm 간격이 되도록 측정하여, 얻어진 측정값 중의 최대값으로 한다. 또한, H_{Vave} 는 경도의 평균값으로, 표면으로부터 판두께의 1/4의 위치와, 이면으로부터 판두께의 1/4의 위치와의 사이에서 중심 편석부를 제외한 범위를, 비커스 경도 시험기의 하중 98N(10kgf)으로 판두께 방향으로 일정 간격(예를 들면 1~2mm)으로 측정한 값의 평균값으로 한다.

[0090] 중심 편석을 경감하기 위한 주조 조건의 선택이나, 편석하기 쉬운 합금 원소를 최대한 제한하는 것, 또한 압연 조건에 있어서는 판두께 중심부에 조대한 베이나이트 조직을 생성시키지 않기 위해, 저온 가열 및 저온 마무리 압연을 채용함으로써, 식 (3)의 조건을 충족하기 쉬워진다.

[0091] 이어서, 본 발명의 후속 고장력강의 조직에 대해서 설명한다. 본 발명의 후속 고장력강의 조직은, 주로, 10vol% 이상의 아시쿨러 페라이트(acicular ferrite), 5~50vol%의 베이나이트, 10vol% 이하의 폴리고날 페라이트(polygonal ferrite)로 구성된다.

[0092] 아시쿨러 페라이트: 10vol% 이상

[0093] 아시쿨러 페라이트의 양이 10vol% 이상이면 모재의 강도 및 인성 확보라는 이유에서 바람직하다.

[0094] 베이나이트: 5~50vol%

[0095] 베이나이트의 양이 5vol% 이상이면 고강도라는 이유에서 바람직하고, 50vol% 이하이면 모재 인성의 확보라는 이유에서 바람직하다.

[0096] 폴리고날 페라이트: 10vol% 이하

[0097] 폴리고날 페라이트의 양이 10vol% 이하이면 고강도라는 이유에서 바람직하다.

[0098] 상기 이외의 조직으로서, 섬 형상 마르텐사이트, 펄라이트, 세멘타이트 등을 들 수 있으며, 이들 조직의 양은, 합계로 10vol% 이하인 것이 바람직하다.

[0099] 또한, 상기 각 조직의 양은, 후속 고장력강의 판두께 1/4 위치의 부분을 측정 대상으로 하여, 주사 전자 현미경의 사진을 화상 해석에 의한 방법으로 측정한 양(vol%)을 의미한다.

[0100] 본 발명 강은 이하에 설명하는 제조 방법으로 제조하는 것이 바람직하다. 상기의 성분 조성을 갖는 강을 원료로서 이용하고, 이하의 바람직한 조건으로 제조함으로써, 상기식 (3)을 충족하는 경향이 있다.

[0101] 본 발명 범위 내의 성분 조성으로 조정된 용강을 전로(轉爐), 전기로, 진공 용해로 등을 이용한 통상의 방법으로 용제하고, 이어서, 연속 주조의 공정을 거쳐 슬래브로 한 후, 열간 압연에 의해 소망하는 판두께로 하고, 그 후 냉각하고, 템퍼링 처리를 행한다. 열간 압연에서는 슬래브 가열 온도, 압하율, 마무리 온도, 열간 압연 후의 냉각 속도, 템퍼링 온도를 규정한다.

[0102] 또한, 본 발명에 있어서, 특별히 기재하지 않는 한, 강의 온도 조건은, 강관의 판두께 중심부의 온도로 규정하는 것으로 한다. 판두께 중심부의 온도는, 판두께, 표면 온도 및 냉각 조건 등으로부터, 시뮬레이션 계산 등에 의해 구해진다. 예를 들면, 차분법을 이용하여, 판두께 방향의 온도 분포를 계산함으로써, 판두께 중심부의 온

도를 구할 수 있다.

- [0103] 슬래브 가열 온도: 1030~1200℃
- [0104] 슬래브 가열 온도는, 슬래브에 존재하는 주조 결함을 열간 압연에 의해 확실하게 압착시키기 위해 1030℃ 이상으로 한다. 또한, 슬래브 가열 온도가 1200℃를 초과하면 응고시에 석출된 TiN이 조대화하여, 모재나 용접부의 인성이 저하되기 때문에, 슬래브 가열 온도의 상한을 1200℃로 한다.
- [0105] 950℃ 이상의 온도역에 있어서의 열간 압연의 누적 압하율: 30% 이상
- [0106] 오스테나이트립을 재결정에 의해 미세한 마이크로 조직으로 하기 위해, 950℃ 이상의 온도역에 있어서의 열간 압연의 누적 압하율을 30% 이상으로 한다. 상기 누적 압하율이 30% 미만에서는, 가열시에 생성한 이상(異常) 조대립이 잔존하여, 모재의 인성에 악영향을 미친다.
- [0107] 950℃ 미만의 온도역에 있어서의 열간 압연의 누적 압하율: 30~70%
- [0108] 이 온도역에서 압연된 오스테나이트립은 충분히 재결정되지 않기 때문에, 압연 후의 오스테나이트립은 편평하게 변형한 체로, 내부에 변형대(deformation zone) 등의 결함을 다양으로 포함하는 내부 변형이 높은 상태가 된다. 이들은, 페라이트 변태의 구동력으로서 작용하여, 페라이트 변태를 촉진한다.
- [0109] 그러나, 950℃ 미만의 온도역에 있어서의 열간 압연의 누적 압하율이 30% 미만에서는, 내부 변형에 의한 내부 에너지의 축적이 충분하지 않기 때문에 페라이트 변태가 일어나기 어려워 모재의 인성이 저하된다. 한편, 상기 누적 압하율이 70%를 초과하면, 폴리곤날 페라이트의 생성이 촉진되어, 고강도와 고인성이 양립하지 않는다.
- [0110] 마무리 온도: 650~790℃
- [0111] 열간 압연에 있어서의 마무리 온도가 650℃ 이상이면 모재 강도·인성의 확보라는 이유에서 바람직하고, 790℃ 이하이면 모재 인성의 향상이라는 이유에서 바람직하다. 특히, 본 발명에 있어서는, 마무리 온도가 700~780℃의 범위에 있는 것이 바람직하다.
- [0112] 600℃ 이하까지 냉각 속도: 1.0℃/s 이상
- [0113] 열간 압연 후, 냉각 속도 1.0℃/s 이상으로, 600℃ 이하의 임의의 온도까지 가속 냉각한다. 냉각 속도가 1℃/s 미만으로는 충분한 모재의 강도가 얻어지지 않는다. 또한, 600℃보다 높은 온도에서 냉각을 정지하면, 페라이트+펄라이트 조직의 분율(전체 조직에 있어서의 페라이트량(vol%)과 펄라이트량(vol%)의 합계의 존재 비율)이 높아져, 고강도와 고인성이 양립하지 않는다. 또한, 본 발명에 있어서는, 냉각 정지 온도가 280℃ 미만인 것이 모재의 고강도화라는 이유에서 바람직하고, 250℃ 이하가 특히 바람직하다. 또한, 가속 냉각의 정지 온도의 하한은 특별히 한정되는 것은 아니다.
- [0114] 템퍼링 온도: 450℃~650℃
- [0115] 450℃ 미만의 템퍼링 온도에서는 충분한 템퍼링의 효과가 얻어지지 않는다. 한편, 650℃를 초과하는 온도에서 템퍼링을 행하면, 탄질화물 및 Cu 석출물이 조대하게 석출되어, 인성이 저하되기 때문에, 또한, 강도의 저하를 일으키는 경우도 있기 때문에, 바람직하지 않다. 또한, 템퍼링은 유도 가열에 의해 행함으로써 템퍼링시의 탄화물의 조대화가 억제되기 때문에 보다 바람직하다. 그 경우는, 차분법 등의 시뮬레이션에 의해 계산되는 강판의 중심 온도가 450℃~650℃가 되도록 한다.
- [0116] 본 발명 강은, 용접 열영향부의 오스테나이트립의 조대화를 억제하고, 또한, 고온에서도 용해되지 않는 페라이트 변태 생성핵을 미세하게 분산시킴으로써, 용접 열영향부의 조직을 미세화하기 때문에, 높은 인성이 얻어진다. 또한, 다층 용접시의 열사이클에 의해 2상역으로 재가열되는 영역에 있어서도, 맨 처음의 용접에 의해 용접 열영향부의 조직이 미세화되어 있기 때문에 2상역 재가열 영역에서 미변태 영역의 인성이 향상하고, 재변태하는 오스테나이트립도 미세화하여, 인성의 저하 정도를 작게 하는 것이 가능하다.
- [0117] 실시예
- [0118] 표 1에 나타낸 성분 조성을 갖는 No. A~A1의 연속 주조 슬래브를 제조한 후, 열간 압연과 열처리를 행하여, 두께가 50mm~100mm인 후강판을 제조했다.
- [0119] 또한, P의 양이 0.005% 이하인 슬래브 소재에 대해서는, 연속 주조법에 있어서 경압하를 행하거나, 연속 주조

기의 하류측에서 전자 교반을 행하거나 하여, 의도적으로 편석을 저하시켰다.

- [0120] 모든 강에 대해서, 조직 관찰을 행했다. 발명예의 강의 조직은, 주로, 10vol% 이상의 아시클러 페라이트, 5~50vol%의 베이나이트, 10vol% 이하의 폴리고날 페라이트로 구성된다. 비교예의 강의 조직은, 아시클러 페라이트의 비율, 베이나이트의 비율, 폴리고날 페라이트의 비율 중 어느 것이 본 발명의 범위 외이다.
- [0121] 모재의 평가는, 항복 응력(YP), 인장 강도(TS) 및 -40°C 에 있어서의 흡수 에너지 $vE_{-40^{\circ}\text{C}}$ 를 이용하여 행했다. 항복 응력(YP) 및 인장 강도(TS)는, 강관의 판두께의 1/2 위치로부터 시험편의 길이 방향이 강관의 압연 방향과 수직이 되도록 채취한 JIS4호 시험편을 이용하여 측정했다. 또한, -40°C 에 있어서의 흡수 에너지 $vE_{-40^{\circ}\text{C}}$ 는, 강관의 판두께의 1/2 위치로부터 시험편의 길이 방향이 강관의 압연 방향과 수직이 되도록 채취한 JIS V 노치 시험편을 이용하고, 샤르피 충격 시험으로 측정했다. $YP \geq 420\text{MPa}$, $TS \geq 520\text{MPa}$ 및 $vE_{-40^{\circ}\text{C}} \geq 200\text{J}$ 의 모두를 충족하는 것을 모재 특성이 양호하다고 평가했다.
- [0122] 용접부 인성의 평가는, -40°C 의 온도에 있어서의 흡수 에너지 $vE_{-40^{\circ}\text{C}}$, -10°C 에 있어서의 CTOD값인 $\delta_{-10^{\circ}\text{C}}$ 를 이용하여 행했다. -40°C 의 온도에 있어서의 흡수 에너지 $vE_{-40^{\circ}\text{C}}$ 는, K형 개선(groove)을 이용하여, 용접 입열 $45 \sim 50\text{kJ/cm}$ 의 서브 머지 아크 용접에 의한 다중층 용접 조인트를 제작하고, 강관의 판두께의 1/4 위치의 스트레이트측의 용접 본드부를 샤르피 충격 시험의 노치 위치로 한 시험편을 이용하여 측정했다. 3개의 평균이 $vE_{-40^{\circ}\text{C}} \geq 150\text{J}$ 를 만족하는 것을 용접부 조인트 인성이 양호하다고 판단했다. -10°C 에 있어서의 CTOD값인 $\delta_{-10^{\circ}\text{C}}$ 는, 스트레이트측의 용접 본드부를 3점 굽힘 CTOD 시험편의 노치 위치로 한 시험편을 이용하여 행했다. 시험 수량 3개 중 CTOD값($\delta_{-10^{\circ}\text{C}}$)의 최소값이 0.70mm 이상인 경우를, 용접 조인트의 CTOD 특성이 양호하다고 판단했다.
- [0123] 용접부 인성의 평가(용접 본드부의 샤르피 충격 시험 및 용접 본드부의 3점 굽힘 CTOD 시험)는, 일부를 제외하고 상기 모재 특성이 양호하다고 평가된 강관에 대해서 실시했다.
- [0124] 표 2에 열간 압연 조건, 열처리 조건과 함께 모재 특성 및 상기 용접부의 샤르피 충격 시험 결과와 CTOD 시험 결과를 나타낸다.
- [0125] 강 A~E는 발명예이고, 강 F~Z는 성분 조성 중 어느 것이 본 발명 범위 외의 비교예이다. 강 A1을 이용한 비교예의 No.32는 성분 조성은 본 발명 범위 내이지만, $H_{v\text{max}}/H_{v\text{ave}} \leq 1.35 + 0.006/[C] - t/500$ 을 만족하지 않았다. No.1, 2, 5, 6, 8, 11은, 모두 본 발명예이고, 목표를 만족하는 용접 본드부의 샤르피 충격 시험 결과 및 용접 본드부의 3점 굽힘 CTOD 시험 결과가 얻어지고 있다.
- [0126] 한편, 실시예 3, 4, 7, 9, 10, 12~32는 강 조성 및/또는 제조 조건이 본 발명 범위 외이고 모재 특성 또는 용접 본드부의 샤르피 충격 시험 결과 및 용접 본드부의 3점 굽힘 CTOD 시험 결과가 목표를 만족하지 않았다. 강 A1을 이용한 실시예 No.32는 성분 조성은 본 발명 범위 내이지만, $H_{v\text{max}}/H_{v\text{ave}} \leq 1.35 + 0.006/[C] - t/500$ 을 만족하지 않았던 예로, 용접 본드부의 샤르피 충격 시험 결과 및 용접 본드부의 3점 굽힘 CTOD 시험 결과가 목표를 만족하지 않았다.

[0127]

(표 1)

기호	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Nb	Ti	N	Cr	Mo	V	Ca	O	Ceq (1)	TiN	식 (2)	식 (4) ACR	비교	
A	0.082	0.08	1.57	0.004	0.0016	0.016	0.98	0.87	0.017	0.012	0.0035	0.23			0.0021	0.0017	0.493	3.43	2.74	0.66	발명예	
B	0.045	0.09	1.36	0.002	0.0015	0.014	0.94	0.64	0.029	0.009	0.0029		0.15			0.0010	0.407	3.10	2.84		발명예	
C	0.035	0.20	1.53	0.003	0.0016	0.027	0.91	0.86	0.031	0.008	0.0032	0.31			0.0011	0.0018	0.470	2.50	2.98	0.26	발명예	
D	0.030	0.18	1.78	0.007	0.0015	0.021	1.07	0.89	0.015	0.009	0.0033			0.015		0.0012	0.460	2.73	2.83		발명예	
E	0.033	0.13	1.35	0.004	0.0018	0.039	0.92	0.53	0.027	0.011	0.0035	0.21		0.017	0.0024	0.0015	0.400	3.14	2.69	0.74	발명예	
F	0.097	0.18	1.45	0.002	0.0012	0.036	0.91	0.68	0.015	0.007	0.0023				0.0014	0.0021	0.388	2.70	2.89	0.24	비교예	
G	0.066	0.44	1.33	0.006	0.0021	0.022	0.95	0.56	0.031	0.010	0.0037				0.0011	0.345	3.46	2.29			비교예	
H	0.035	0.12	1.07	0.002	0.0013	0.022	0.85	0.56	0.022	0.009	0.0026	0.19				0.0017	0.0021	0.558	2.50	3.54		비교예
I	0.022	0.09	2.58	0.004	0.0018	0.021	0.84	0.75	0.017	0.008	0.0032				0.0013	0.427	2.35	2.86	0.38		비교예	
J	0.052	0.05	1.41	0.021	0.0015	0.029	0.97	1.13	0.017	0.006	0.0034			0.028	0.0011	0.0013	0.402	3.50	2.76	0.30	비교예	
K	0.040	0.20	1.45	0.003	0.0018	0.089	1.04	0.89	0.025	0.007	0.0020					0.0024	0.375	2.16	2.51		비교예	
L	0.028	0.20	1.36	0.006	0.0024	0.040	0.58	0.56	0.019	0.008	0.0037	0.23				0.0022	0.499	2.57	2.99		비교예	
M	0.074	0.09	1.59	0.006	0.0020	0.022	1.79	0.61	0.024	0.009	0.0035					0.0021	0.0011	0.420	3.33	2.57	0.75	비교예
N	0.040	0.14	1.68	0.003	0.0017	0.025	0.92	0.58	0.052	0.011	0.0033			0.0021	0.0011	0.420	3.33	2.57				비교예
P	0.080	0.19	1.61	0.006	0.0017	0.020	0.93	1.02	0.028	0.029	0.0029					0.0014	0.458	10.00	3.11			비교예
Q	0.065	0.09	1.53	0.004	0.0007	0.013	1.10	1.45	0.023	0.013	0.0064			0.0014	0.0020	0.490	2.03	2.95	0.77			비교예
R	0.041	0.17	1.65	0.005	0.0021	0.012	1.04	1.46	0.013	0.008	0.0023	1.12				0.0024	0.707	3.48	2.71			비교예
S	0.034	0.05	1.47	0.005	0.0015	0.033	1.05	1.43	0.020	0.011	0.0033		0.82			0.0021	0.608	3.33	3.18			비교예
T	0.050	0.21	1.55	0.004	0.0011	0.012	1.01	0.66	0.028	0.008	0.0025			0.069		0.0022	0.433	3.20	2.98			비교예
U	0.050	0.24	1.62	0.002	0.0008	0.027	1.14	0.74	0.027	0.010	0.0031					0.0007	0.0032	0.445	3.23	2.98		비교예
V	0.067	0.18	1.47	0.006	0.0009	0.031	1.06	1.26	0.017	0.008	0.0035				0.0032	0.0019	0.467	2.29	2.74	1.84		비교예
W	0.068	0.29	2.09	0.004	0.0020	0.023	1.01	1.41	0.014	0.007	0.0021	0.32	0.16			0.0010	0.574	3.33	3.28			비교예
X	0.045	0.07	1.44	0.005	0.0025	0.021	0.90	1.13	0.014	0.006	0.0048					0.0014	0.420	1.25	2.53			비교예
Y	0.070	0.23	1.58	0.004	0.0025	0.033	0.98	0.91	0.020	0.018	0.0022				0.0014	0.0024	0.459	8.18	2.87	0.17		비교예
Z	0.078	0.22	2.01	0.008	0.0019	0.017	1.11	0.99	0.032	0.011	0.0039		0.32			0.0023	0.617	2.82	3.81			비교예
A1	0.074	0.24	1.51	0.004	0.0019	0.017	1.11	1.15	0.031	0.009	0.0027					0.0017	0.476	3.33	3.12			비교예

주 1 굵은 글씨 하선부는 본 발명 범위 외

주 2 식 (1)... Ceq = [C] + [Mn] / 6 + ([Cu] + [Ni]) / 15 + ([Cr] + [Mo] + [V]) / 5

주 3 식 (2)... 5[C] / 3 + 15[P] + 0.90[Mn] + 0.12[Ni] + 7.9[Nb] / 2 + 0.53[Mo]

주 4 식 (4)... ([Ca] - 0.18 + 130 × [C]) × [O] / 1.25 / [S]

[0128]

[0129]

(표 2)

No.	각 No.	압연 조건			냉각 조건			템퍼링 온도 (°C)	모재 특성				용접부 특성		비고		
		가열 온도 (°C)	950°C 이상의 부력 함양률(%)	950°C 미만의 부력 함양률(%)	마부리 두께 (mm)	마부리 온도 (°C)	냉각 속도 (°C/s)		냉각 정지 온도(°C)	YP (MPa)	TS (MPa)	VE (J)	식 (3) 좌편	식 (3) 우편		VE -40°C (J)	CTOD δ-10°C (mm)
1	A	1039	50	50	75	780	5	220	560	524	624	227	1.25	1.30	178	1.350	발명예
2	A	1117	50	53	70	720	5	220	550	531	627	264	1.27	1.31	165	0.987	발명예
3	A	1235	62	56	50	760	10	260	580	541	639	46	1.26	1.35			비교예
4	B	1055	22	79	50	750	10	210	600	410	531	89	1.21	1.38			비교예
5	B	1073	40	44	100	700	2	110	590	533	617	205	1.22	1.28	165	0.846	발명예
6	C	1123	35	64	70	760	5	100	580	515	541	241	1.06	1.38	191	1.546	발명예
7	C	1082	30	31	150	730	0.8	160	560	408	556	35	1.14	1.22			비교예
8	D	1089	46	57	70	780	5	290	560	527	614	263	1.23	1.41	159	0.937	발명예
9	D	1042	38	62	70	790	5	620	550	375	508	142	1.26	1.41			비교예
10	E	1033	47	69	50	770	10	220	690	411	546	250	1.21	1.43			비교예
11	E	1118	48	68	50	790	10	250	590	510	618	264	1.20	1.43	165	1.356	발명예
12	F	1040	42	60	70	740	5	250	580	528	675	127	1.53	1.27	34	0.296	비교예
13	G	1047	50	53	70	780	5	450	645	401	471	148	1.13	1.30	29	0.125	비교예
14	H	1116	52	51	70	700	5	190	560	412	512	271	1.26	1.38			비교예
15	I	1080	47	56	70	760	5	140	610	541	627	49	1.45	1.48	35	0.126	비교예
16	J	1104	55	48	48	70	750	5	260	501	605	281	1.23	1.33			비교예
17	K	1042	49	67	50	790	10	220	570	546	659	128	1.03	1.40			비교예
18	L	1080	65	52	50	740	10	110	550	378	515	277	1.01	1.48			비교예
19	M	1072	64	54	50	740	10	190	560	588	693	110	1.06	1.33			비교예
20	N	1110	60	58	50	790	10	280	560	497	587	249	1.13	1.40	34	0.131	비교예
21	P	1088	39	45	100	780	2	130	560	503	587	61	1.13	1.25	46	0.137	비교예
22	Q	1031	46	38	100	730	2	150	580	522	633	235	1.04	1.24	22	0.223	비교예
23	R	1073	46	38	100	750	2	140	560	546	654	268	1.01	1.30	22	0.223	비교예
24	S	1036	48	55	70	750	5	220	570	593	704	78	1.06	1.39			비교예
25	T	1031	31	66	70	730	5	240	550	589	727	34	1.06	1.33			비교예
26	U	1127	37	63	70	710	5	200	600	534	648	233	1.04	1.33	56	0.235	비교예
27	V	1111	41	60	70	780	5	210	610	506	663	216	1.05	1.30	141	0.482	비교예
28	W	1041	40	61	70	780	5	100	600	574	755	56	1.45	1.30			비교예
29	X	1054	33	65	70	740	5	180	570	452	594	254	1.15	1.34	89	0.211	비교예
30	Y	1088	33	65	70	720	5	270	610	471	635	276	1.29	1.30	74	0.356	비교예
31	Z	1110	49	54	70	740	5	280	580	619	781	56	1.46	1.31	47	0.097	비교예
32	AI	1121	48	55	70	710	5	280	550	531	627	211	1.47	1.31	41	0.119	비교예

주 1 괄호 내 최대 하인부는 본 발명 범위 외.
 주 2 식 (3)...HVmaxHVave ≤ 1.35 + 0.006 / (C) - 1 / 500

[0130]