



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2018-0085791
(43) 공개일자 2018년07월27일

- (51) 국제특허분류(Int. Cl.)
 - C22C 38/04 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
 - C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/02 (2006.01)
 - C22C 38/06 (2006.01) C22C 38/12 (2006.01)
 - C22C 38/14 (2006.01)
- (52) CPC특허분류
 - C22C 38/04 (2013.01)
 - C21D 8/02 (2013.01)
- (21) 출원번호 10-2018-7018576
- (22) 출원일자(국제) 2016년11월24일
 심사청구일자 2018년06월29일
- (85) 번역문제출일자 2018년06월29일
- (86) 국제출원번호 PCT/JP2016/084857
- (87) 국제공개번호 WO 2017/094593
 국제공개일자 2017년06월08일
- (30) 우선권주장
 JP-P-2015-237839 2015년12월04일 일본(JP)

- (71) 출원인
 가부시키가이샤 고베 세이코쇼
 일본 효고켄 고베시 주오쿠 와키노하마 가이간도
 오리 2초메 2방 4고
- (72) 발명자
 구라타 고지
 일본 효고켄 가코가와시 가나자와초 1반치 가부시
 키가이샤 고베 세이코쇼 가코가와 제철소 내
 가와노 하루야
 일본 효고켄 가코가와시 가나자와초 1반치 가부시
 키가이샤 고베 세이코쇼 가코가와 제철소 내
 (뒷면에 계속)
- (74) 대리인
 제일특허법인(유)

전체 청구항 수 : 총 2 항

(54) 발명의 명칭 용접 열영향부의 저온 인성 열화 및 용접 열영향부의 경도를 억제한 고풍복강도를 갖는 비조질 강판

(57) 요약

용접 열영향부의 저온 인성 열화 및 용접 열영향부의 경도를 억제한 고풍복강도를 갖는 비조질 강판을 제공한다. 소정의 강 중 성분을 포함하고, 하기 식(1)로 규정되는 Ceq가 0.44 미만, 하기 식(2)로 규정되는 A값이 2.50 이상, 및 하기 식(3)으로 규정되는 B값이 2.37 이상임과 더불어, 강판의 판두께의 1/4 위치에 있어서 하기 금속 조직의 면적률이, 베이나이트: 80면적% 이상, 및 섬상 마텐자이트: 0면적% 이상 0.26면적% 이하를 만족하고, 상기 베이나이트의 최대 경도가 270HV 이상인 것을 특징으로 하는 용접 열영향부의 저온 인성 열화 및 용접 열영향부의 경도를 억제한 고풍복강도를 갖는 비조질 강판.

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

$$A값 = 1.15 \times Mn + 2.20 \times Mo + 6.50 \times Nb \dots (2)$$

$$B값 = 1.20 \times Mn + 0.50 \times Ni + 4.25 \times Nb \dots (3)$$

(52) CPC특허분류

C22C 38/001 (2013.01)

C22C 38/02 (2013.01)

C22C 38/06 (2013.01)

C22C 38/12 (2013.01)

C22C 38/14 (2013.01)

C21D 2211/002 (2013.01)

(72) 발명자

다시로 기이치로

일본 효고켄 가코가와시 가나자와초 1반치 가부시
키가이샤 고베 세이코쇼 가코가와 제철소 내

가키자키 모토키

일본 효고켄 가코가와시 가나자와초 1반치 가부시
키가이샤 고베 세이코쇼 가코가와 제철소 내

명세서

청구범위

청구항 1

질량%로,

C: 0.04% 초과 0.10% 이하,

Si: 0.15~0.50%,

Mn: 1.20~2.50%,

P: 0% 초과 0.020% 이하,

S: 0% 초과 0.0050% 이하,

Nb: 0.020~0.100%,

Ti: 0.003~0.020%,

N: 0.0010~0.0075%,

Zr: 0.0001~0.0100%,

Ca: 0.0005~0.0030%,

REM: 0.0001~0.0050%,

Al: 0.010~0.050%, 및

B: 0.0003% 이하(0%를 포함함)를 함유하고,

추가로, Mo: 0% 초과 0.30% 이하, Cu: 0% 초과 0.30% 이하, Ni: 0% 초과 0.30% 이하, Cr: 0% 초과 0.30% 이하, 및 V: 0% 초과 0.050% 이하로 이루어지는 군으로부터 선택되는 1종 이상을 포함하고, 잔부는 철 및 불가피적 불순물로 이루어지며,

하기 식(1)로 규정되는 Ceq가 0.44 미만,

하기 식(2)로 규정되는 A값이 2.50 이상, 및

하기 식(3)으로 규정되는 B값이 2.37 이상임과 더불어,

강관의 관두계의 1/4 위치에 있어서 하기 금속 조직의 면적률이,

베이나이트: 80면적% 이상, 및

섬상 마텐자이트: 0면적% 이상 0.26면적% 이하를 만족하고,

상기 베이나이트의 최대 경도가 270HV 이상인 것을 특징으로 하는 용접 열영향부의 저온 인성 열화 및 용접 열영향부의 경도를 억제한 고향복강도를 갖는 비조질 강관.

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

$$A값 = 1.15 \times Mn + 2.20 \times Mo + 6.50 \times Nb \dots (2)$$

$$B값 = 1.20 \times Mn + 0.50 \times Ni + 4.25 \times Nb \dots (3)$$

단, C, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, V, 및 Nb는 각각 질량%로 C, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, V, 및 Nb의 함유량을 나타낸다.

청구항 2

제 1 항에 있어서,

라인 파이프용인 비조질 강관.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은 용접 열영향부의 저온 인성 열화 및 용접 열영향부의 경도를 억제한 고향복강도를 갖는 비조질 강관에 관한 것이다. 보다 상세하게는, 석유, 천연 가스 등의 수송용 라인 파이프에 사용되는 API 규격 X80급의 고향복강도를 갖는 비조질 강관에 관한 것이다.

배경 기술

[0002] 천연 가스나 원유를 장거리 수송하는 라인 파이프에 있어서는, 부설비나 수송비의 저감을 목표로 하여, 파이프 소재 그 자체를 고향도화해서 두께의 증대를 제한하는 요구가 높아지고 있다. 현재, 미국석유험회(American Petroleum Institute, API)에서는, 고향복강도 강으로서 X80급 강이 규격화되어 실용화되어 있다.

[0003] 상기와 같은 라인 파이프로서 이용되는 강관에는, 고향복강도에 더하여, 고인성, 짧은 공사 기간, 저비용이 요망되고 있고, 이들을 만족시키기 위한 제조 방법으로서 제어 압연을 들 수 있다. 제어 압연은 압연 시의 온도나 압하율 등을 적절히 제어하는 것에 의해 결정립을 미세화하고, 열간 압연 후에 가속 냉각을 실시하는 기술이다. 제어 압연에서는, 가속 냉각 후의 가열 등의 조질은 불필요하다. 이와 같은 방법에 의해 얻어진 강관은 일반적으로 비조질 강관이라고 불리고 있다.

[0004] 비조질인 고향복강도 강관에 대해서는, 종래부터 다양한 기술 개발이 이루어져 왔다. 예를 들면 특허문헌 1~4에는, 비조질로 API 규격 X80급의 고향복강도를 갖는 강관의 제조 방법이 개시되어 있다.

선행기술문헌

특허문헌

- [0005] (특허문헌 0001) 일본 특허공개 2006-328523호 공보
- (특허문헌 0002) 국제 공개 제2010/052927호 팸플릿
- (특허문헌 0003) 일본 특허공개 2006-169591호 공보
- (특허문헌 0004) 일본 특허공개 2008-261012호 공보

발명의 내용

해결하려는 과제

[0006] 그런데 라인 파이프는 한랭지에 부설되는 경우도 많기 때문에, 용접 열영향부(Heat Affected Zone, HAZ)의 저온 인성이 우수한 것이 필수이다. 또한 용접 시공성의 관점에서, 용접 열영향부의 경도를 억제하는 것이 근년 강하게 요망되고 있다.

[0007] 그러나, 특허문헌 1 및 특허문헌 2에 기재된 강관은, 용접 열영향부의 인성 및 경도를 평가하는 지표인 Ceq를 낮게 제어하고 있지 않기 때문에, 용접 열영향부의 인성 열화 및 용접 열영향부의 경화의 우려가 있다.

[0008] 또한 특허문헌 3 및 특허문헌 4에 기재된 방법에서는, 용접 열영향부의 저온 인성을 열화시키는 성분인 B를 다량으로 첨가하고 있기 때문에, 용접 열영향부의 저온 인성의 열화의 우려가 있다.

[0009] 본 발명은, 이와 같은 상황에 비추어 이루어진 것으로, 그 목적은, 용접 열영향부의 저온 인성 열화 및 용접 열영향부의 경도를 억제한 고향복강도를 갖는 비조질 강관을 제공하는 것에 있다.

과제의 해결 수단

[0010] 상기 과제를 해결할 수 있었던 본 발명에 따른 용접 열영향부의 저온 인성 열화 및 용접 열영향부의 경도를 억제한 고향복강도를 갖는 비조질 강관은, 질량%로, C: 0.04% 초과 0.10% 이하, Si: 0.15~0.50%, Mn: 1.20~2.50%, P: 0% 초과 0.020% 이하, S: 0% 초과 0.0050% 이하, Nb: 0.020~0.100%, Ti: 0.003~0.020%, N: 0.0010~0.0075%, Zr: 0.0001~0.0100%, Ca: 0.0005~0.0030%, REM: 0.0001~0.0050%, Al: 0.010~0.050%, 및

B: 0.0003% 이하(0%를 포함함)를 함유하고, 추가로, Mo: 0% 초과 0.30% 이하, Cu: 0% 초과 0.30% 이하, Ni: 0% 초과 0.30% 이하, Cr: 0% 초과 0.30% 이하, 및 V: 0% 초과 0.050% 이하로 이루어지는 균으로부터 선택되는 1종 이상을 포함하고, 잔부는 철 및 불가피적 불순물로 이루어지며, 하기 식(1)로 규정되는 Ceq가 0.44 미만, 하기 식(2)로 규정되는 A값이 2.50 이상, 및 하기 식(3)으로 규정되는 B값이 2.37 이상임과 더불어, 강관의 관두께의 1/4 위치에 있어서 하기 금속 조직의 면적률이, 베이나이트: 80면적% 이상, 및 섬상 마텐자이트: 0면적% 이상 0.26면적% 이하를 만족하고, 상기 베이나이트의 최대 경도가 270HV 이상을 만족시키는 데에 요지를 갖는다.

[0011] $Ceq = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5 \dots (1)$

[0012] $A값 = 1.15 \times Mn + 2.20 \times Mo + 6.50 \times Nb \dots (2)$

[0013] $B값 = 1.20 \times Mn + 0.50 \times Ni + 4.25 \times Nb \dots (3)$

[0014] 단, C, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, V, 및 Nb는 각각 질량%로 C, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, V, 및 Nb의 함유량을 나타낸다.

[0015] 본 발명의 바람직한 실시형태에 있어서, 상기 비조질 강관은 라인 파이프용이다.

발명의 효과

[0016] 본 발명에 의하면, 상기 구성을 채용하는 것에 의해, 용접 열영향부의 저온 인성 열화 및 용접 열영향부의 경도를 억제한 고향복강도를 갖는 비조질 강관이 얻어진다.

도면의 간단한 설명

[0017] 도 1은 베이나이트 면적률과 항복강도의 관계를 나타내는 그래프이다.

도 2는 베이나이트의 최대 경도와 항복강도의 관계를 나타내는 그래프이다.

도 3은 섬상 마텐자이트(이하, 섬상 마텐자이트를 MA라고 부르는 경우가 있음)의 면적률과 항복강도의 관계를 나타내는 그래프이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0018] 우선 본 발명자들은, 비조질 강관의 항복강도를 지배하는 인자에 대하여 검토했다. 그 결과, 비조질 강관의 항복강도는 금속 조직 중의 베이나이트 및 섬상 마텐자이트의 각 면적률, 및 베이나이트의 최대 경도와 밀접한 상관 관계를 갖고 있어, 이들을 소정의 범위로 제어하면, API 규격 X80급의 고향복강도가 얻어진다는 것을 발견했다.

[0019] 또, 본 발명자들은, 고향복강도이고 게다가 용접 열영향부의 저온 인성 열화 및 용접 열영향부의 경도를 억제한 비조질 강관을 실현하기 위해 다양한 각도에서 검토했다. 그 결과, 상기 식(1)~(3)의 관계를 만족하도록 화학 성분 조성을 제어하면, 용접 열영향부의 저온 인성 열화가 억제되고, 또 용접 열영향부의 경도를 저감할 수 있다는 것을 발견하여, 본 발명을 완성했다.

[0020] 또, 이와 같은 비조질 강관은, 바람직하게는, 소정의 성분 조성을 만족하는 강재를 가열해서 열간 압연한 후, 730℃ 이상의 냉각 개시 온도로부터 370~550℃의 냉각 정지 온도까지, 평균 냉각 속도: 10~50℃/초로 냉각하는 것에 의해 제조할 수 있다.

[0021] 본 명세서에 있어서 「API 규격 X80급의 고향복강도」란, 강관의 관폭 방향의 항복강도가 555MPa 이상 705MPa 이하인 것을 의미한다.

[0022] 우선, 본 발명의 비조질 강관의 조직에 대하여 설명한다.

[0023] 본 발명에 따른 비조질 강관은, 강관의 관두께 t의 1/4 위치에 있어서, 금속 조직 전체에 대한 각 조직이, 베이나이트: 80면적% 이상, 섬상 마텐자이트: 0면적% 이상 0.26면적% 이하, 및 베이나이트의 최대 경도: 270HV 이상을 만족하는 것이다.

[0024] 베이나이트: 80면적% 이상

[0025] 베이나이트는 항복강도 향상에 기여하는 조직이고, API 규격 X80급의 고향복강도를 확보하기 위해서 중요한 조직이다. 베이나이트가 80면적%를 하회하면 항복강도가 저하된다. 그 때문에, 금속 조직 전체의 면적을 100%로 했을 때의 베이나이트의 면적률의 하한을 80면적% 이상으로 한다. 베이나이트의 면적률의 하한은, 바람직하게

는 82면적% 이상, 보다 바람직하게는 84면적% 이상이다.

- [0026] 도 1은, 후기하는 실시예의 표 1의 강종 A~X를 이용하여, 표 2의 No. 1~24의 제조 조건에서 제조해서 얻어진 비조질 강관에 있어서의 베이나이트의 면적률과 항복강도의 관계를 나타내는 그래프이다. 도 1에 나타내는 대로, 원하는 555MPa 이상의 고향복강도를 만족하고 있는 실시예는 모두 금속 조직 중의 베이나이트 면적률이 80% 이상이어서, 고향복강도를 만족하기 위해서는 베이나이트 면적률을 80% 이상으로 높이는 것이 유효하다는 것을 알 수 있다. 도 1에는, 베이나이트 면적률이 80% 이상임에도 불구하고 항복강도가 555MPa 이상을 만족하고 있지 않은 예도 있지만, 이들은 후기하는 베이나이트 경도가 270HV 미만이거나, MA 면적률이 0.26% 초과인 예이다.
- [0027] 베이나이트의 최대 경도: 270HV 이상
- [0028] 베이나이트의 최대 경도는 항복강도의 격차를 억제해서 안정되게 고향복강도를 얻기 위해서 중요하고, 270HV 이상으로 제어할 필요가 있다. 이에 의해, API 규격 X80급의 고향복강도를 안정되게 확보할 수 있다. 베이나이트의 최대 경도의 하한은, 바람직하게는 275HV 이상이다. 그러나, 강관으로의 성형성을 고려하면, 베이나이트의 최대 경도의 상한은, 바람직하게는 310HV 이하, 보다 바람직하게는 300HV 이하로 한다.
- [0029] 도 2는, 후기하는 실시예의 표 1의 강종 A~X를 이용하여, 표 2의 No. 1~24의 제조 조건에서 제조해서 얻어진 비조질 강관에 있어서의 베이나이트의 최대 경도와 항복강도의 관계를 나타내는 그래프이다. 도 2에 나타내는 대로, 원하는 555MPa 이상을 만족하고 있는 실시예는 모두 금속 조직 중의 베이나이트 최대 경도가 270HV 이상이어서, 고향복강도를 만족하기 위해서는 베이나이트 최대 경도를 270HV 이상으로 높이는 것이 유효하다는 것을 알 수 있다. 여기에서, 베이나이트 최대 경도가 270HV 이상임에도 불구하고 항복강도가 555MPa 이상을 만족하고 있지 않은 예도 있지만, 이들은 베이나이트 면적률이 80% 미만이거나, MA 면적률이 0.26% 초과인 예이다.
- [0030] 여기에서 「베이나이트의 최대 경도」란, 후기하는 실시예에 기재된 방법으로 베이나이트의 비커스 경도를 측정했을 때의 상위 3점의 평균값을 의미한다. 본 발명자들은, 베이나이트의 최대 경도를 제어하는 것에 의해, 고향복강도가 안정되게 얻어진다는 것을 발견했다.
- [0031] 섬상 마텐자이트: 0면적% 이상 0.26면적% 이하
- [0032] 섬상 마텐자이트는 항복강도를 저하시키는 조직이기 때문에, 원하는 고향복강도를 확보하기 위해서 MA 면적률을 저감시킬 필요가 있다. 그 때문에 금속 조직 전체의 면적을 100%로 했을 때의 MA 면적률의 상한을 0.26면적% 이하로 한다. MA 면적률의 상한은, 바람직하게는 0.25면적% 이하이다.
- [0033] 도 3은, 후기하는 실시예의 표 1의 A~X를 이용하여, 표 2의 No. 1~24의 제조 조건에서 제조해서 얻어진 비조질 강관에 있어서의 섬상 마텐자이트의 면적률과 항복강도의 관계를 나타내는 그래프이다. 도 3에 나타내는 대로, 555MPa 이상을 만족하고 있는 실시예는 모두 금속 조직 중의 MA 면적률이 0.26% 이하여서, 고향복강도를 만족하기 위해서는 MA 면적률을 0.26% 이하로 제어하는 것이 유효하다는 것을 알 수 있다. 여기에서, MA 면적률이 0.26% 이하임에도 불구하고 항복강도가 555MPa 이상을 만족하고 있지 않은 예도 있지만, 이들은 베이나이트 면적률이 80% 미만이거나, 베이나이트 최대 경도가 270HV 미만인 예이다.
- [0034] 본 발명에 따른 비조질 강관의 조직은 상기와 같다. 상기 이외의 잔부 조직은 페라이트, 마텐자이트 또는 펄라이트이다.
- [0035] 다음으로, 강 중 성분에 대하여 설명한다.
- [0036] 우선 상기 식(1)~식(3)으로 표시되는 C_{eq} , A값 및 B값과, 항복강도, HAZ의 저온 인성 및 HAZ의 경도의 관계를 설명한다.
- [0037] C_{eq} : 0.44 미만
- [0038] $C_{eq} = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5 \dots (1)$
- [0039] 단, C, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, 및 V는 각각 질량%로 C, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, 및 V의 함유량을 나타낸다.
- [0040] 상기 식(1)로 정의되는 C_{eq} 는 HAZ의 저온 인성 및 HAZ의 경도를 결정하는 중요한 지표이다. C_{eq} 가 0.44 이상이면 HAZ의 저온 인성 및 HAZ의 경도 특성은 급격하게 열화되고, C_{eq} 가 0.44 미만이면 양호한 HAZ의 저온 인성 및 HAZ부의 경도를 확보할 수 있다. 그 때문에, C_{eq} 의 상한을 0.44 미만으로 한다. C_{eq} 의 상한은, 바람직하게는 0.43 이하, 보다 바람직하게는 0.42 이하로 한다. 한편, 각 원소의 함유량의 하한 등을 고려하면, C_{eq} 의 하

한은, 바람직하게는 0.37 이상, 보다 바람직하게는 0.38 이상으로 한다.

[0041]

A값: 2.50 이상

[0042]

$$A\text{값} = 1.15 \times \text{Mn} + 2.20 \times \text{Mo} + 6.50 \times \text{Nb} \cdots (2)$$

[0043]

단, Mn, Mo, 및 Nb는 각각 질량%로 Mn, Mo, 및 Nb의 함유량을 나타낸다.

[0044]

A값은 본 발명자들에 의해 처음으로 발견된 것으로, 전술한 Ceq를 구성하는 원소 중 페라이트 변태를 억제하기 위해서 유효한 Mn 및 Mo의 각 함유량, 나아가서는 Nb의 함유량이 상기 식(2)를 만족하도록 제어한 파라미터이다. A값을 2.50 이상으로 하는 것에 의해 Ceq의 상승을 억제하면서, 고향복강도의 실현에 중요한 베이나이트 면적률을 확보할 수 있다. 베이나이트 면적률을 상승시키기 위해서는 A값은 높을수록 좋고, API 규격 X80급의 고향복강도를 확보하기 위해서, A값의 하한을 2.50 이상으로 한다. A값의 하한은, 바람직하게는 2.52 이상, 보다 바람직하게는 2.54 이상으로 한다. 한편, 각 원소의 함유량의 상한 등을 고려하면, A값의 상한은, 바람직하게는 3.00 이하, 보다 바람직하게는 2.95 이하로 한다.

[0045]

B값: 2.37 이상

[0046]

$$B\text{값} = 1.20 \times \text{Mn} + 0.50 \times \text{Ni} + 4.25 \times \text{Nb} \cdots (3)$$

[0047]

단, Mn, Ni, 및 Nb는 각각 질량%로 Mn, Ni, 및 Nb의 함유량을 나타낸다.

[0048]

B값은 본 발명자들에 의해 처음으로 발견된 것으로, 베이나이트의 변태 온도를 저하시키는 것에 의해, 고밀도의 전위의 도입에 유효한 Mn, Ni, Nb의 각 함유량이 상기 식(3)을 만족하도록 제어한 파라미터이다. B값을 2.37 이상으로 하는 것에 의해, Ceq의 상승을 억제하면서, 베이나이트의 최대 경도를 확보할 수 있다. 베이나이트의 최대 경도를 상승시키기 위해서는 B값은 높을수록 좋고, API 규격 X80급의 고향복강도를 확보하기 위해서, B값의 하한을 2.37 이상으로 한다. B값의 하한은, 바람직하게는 2.39 이상으로 한다. 한편, 각 원소의 함유량의 상한 등을 고려하면, B값의 상한은, 바람직하게는 2.70 이하, 보다 바람직하게는 2.68 이하로 한다.

[0049]

C: 0.04% 초과 0.10% 이하

[0050]

C는 모재(강판)의 고향복강도를 확보하기 위해서 필요 불가결한 원소이고, 그 때문에 C량의 하한을 0.04% 초과로 할 필요가 있다. C량의 하한은, 바람직하게는 0.05% 이상, 보다 바람직하게는 0.06% 이상이다. 그러나, C량이 과잉이 되면 석상 마텐자이트가 생성되기 쉬워져, 항복강도가 저하됨과 더불어, 용접 시공성이 저하되게 되기 때문에, C량의 상한을 0.10% 이하로 할 필요가 있다. C량의 상한은, 바람직하게는 0.09% 이하, 보다 바람직하게는 0.08% 이하이다.

[0051]

Si: 0.15~0.50%

[0052]

Si는 탈산 작용을 갖는 데다가, 모재의 항복강도 향상에 유효한 원소이고, 그 때문에 Si량의 하한을 0.15% 이상으로 한다. Si량의 하한은, 바람직하게는 0.18% 이상이고, 보다 바람직하게는 0.20% 이상이다. 그러나, Si량이 과잉이 되면 용접 시공성이나 HAZ의 저온 인성이 열화되게 되기 때문에, Si량의 상한을 0.50% 이하로 할 필요가 있다. Si량의 상한은, 바람직하게는 0.45% 이하, 보다 바람직하게는 0.40% 이하이다.

[0053]

Mn: 1.20~2.50%

[0054]

Mn은 모재의 항복강도 향상에 유효한 원소이고, 그 때문에 Mn량의 하한을 1.20% 이상으로 할 필요가 있다. Mn량의 하한은, 바람직하게는 1.50% 이상이고, 보다 바람직하게는 1.70% 이상이다. 그러나, Mn량이 과잉이 되면 용접 시공성이 열화되기 때문에, Mn량의 상한을 2.50% 이하로 한다. Mn량의 상한은, 바람직하게는 2.20% 이하이고, 보다 바람직하게는 2.00% 이하이다.

[0055]

P: 0% 초과 0.020% 이하

[0056]

P는 강재 중에 불가피적으로 포함되는 원소이고, P량이 0.020%를 초과하면 HAZ의 저온 인성을 현저하게 열화시킨다. 그 때문에 P량의 상한은 0.020% 이하로 한다. P량의 상한은, 바람직하게는 0.015% 이하, 보다 바람직하게는 0.010% 이하이다. 한편, P는 강 중에 불가피적으로 포함되는 불순물이고, 그 양을 0%로 하는 것은 공업 생산상 불가능하다.

[0057]

S: 0% 초과 0.0050% 이하

[0058]

S는 상기 P와 마찬가지로 HAZ의 저온 인성에 영향을 주는 원소이고, S량이 0.0050%를 초과하면 조대한 황화물이

생성되어 HAZ의 저온 인성을 열화시킨다. 그 때문에 S량의 상한을 0.0050% 이하로 한다. S량의 상한은, 바람직하게는 0.0030% 이하, 보다 바람직하게는 0.0020% 이하이다. 한편, S는 강 중에 불가피적으로 포함되는 불순물이고, 그 양을 0%로 하는 것은 공업 생산상 불가능하다.

[0059] Nb: 0.020~0.100%

[0060] Nb는 용접 시공성을 열화시키지 않고 항복강도와 모재의 저온 인성을 높이는 데 유효한 원소이고, 그 때문에 Nb량의 하한을 0.020% 이상으로 할 필요가 있다. Nb량의 하한은, 바람직하게는 0.030% 이상, 보다 바람직하게는 0.040% 이상이다. 그러나, Nb량이 과잉이 되어 0.100%를 초과하면, HAZ의 저온 인성이 열화되게 되기 때문에, Nb량의 상한을 0.100% 이하로 한다. Nb량의 상한은, 바람직하게는 0.070% 이하, 보다 바람직하게는 0.060% 이하이다.

[0061] Ti: 0.003~0.020%

[0062] Ti는 모재의 항복강도 향상에 유효한 원소이고, 또 강 중에 TiN으로서 석출됨으로써, 용접 시의 HAZ에서의 오스테나이트립의 조대화 억제에 의한 HAZ의 저온 인성의 향상에 필요한 원소이다. 이와 같은 효과를 발휘시키기 위해서 Ti량의 하한을 0.003% 이상으로 할 필요가 있다. Ti량의 하한은, 바람직하게는 0.005% 이상, 보다 바람직하게는 0.007% 이상이다. 그러나, Ti량이 과잉이 되면, 고용 Ti나 TiC 석출물이 증가해서 HAZ의 저온 인성이 열화되기 때문에, Ti량의 상한을 0.020% 이하로 한다. Ti량의 상한은, 바람직하게는 0.018% 이하, 보다 바람직하게는 0.016% 이하이다.

[0063] N: 0.0010~0.0075%

[0064] N은 강 중에 TiN으로서 석출됨으로써, 용접 시의 HAZ에서의 오스테나이트립의 조대화 억제에 의한 HAZ의 저온 인성의 향상에 필요한 원소이다. 이와 같은 효과를 발휘시키기 위해서 N량의 하한을 0.0010% 이상으로 할 필요가 있다. N량의 하한은, 바람직하게는 0.0020% 이상이고, 보다 바람직하게는 0.0030% 이상이다. 그러나, N량이 과잉이 되면, 고용 N의 존재에 의해 HAZ의 저온 인성이 열화되기 때문에, N량의 상한을 0.0075% 이하로 한다. N량의 상한은, 바람직하게는 0.0070% 이하이고, 보다 바람직하게는 0.0065% 이하이다.

[0065] Zr: 0.0001~0.0100%

[0066] Zr은 산화물을 형성하여 분산시킴으로써 HAZ에서의 저온 인성의 향상에 기여하는 원소이고, 그 때문에 Zr량의 하한을 0.0001% 이상으로 할 필요가 있다. Zr량의 하한은, 바람직하게는 0.0003% 이상, 보다 바람직하게는 0.0005% 이상이다. 그러나, Zr량이 과잉이 되면 조대한 개재물을 형성하여 HAZ의 저온 인성을 열화시키기 때문에, Zr량의 상한을 0.0100% 이하로 할 필요가 있다. Zr량의 상한은, 바람직하게는 0.0050% 이하, 보다 바람직하게는 0.0030% 이하이다.

[0067] Ca: 0.0005~0.0030%

[0068] Ca는 황화물의 형태를 제어하는 작용이 있고, CaS를 형성하는 것에 의해 MnS의 형성을 억제하여, HAZ의 저온 인성을 향상시키는 원소이고, 그 때문에 Ca량의 하한을 0.0005% 이상으로 할 필요가 있다. Ca량의 하한은, 바람직하게는 0.0006% 이상이다. 그러나, Ca량이 0.0030%를 초과하여 과잉이 되면, HAZ의 저온 인성이 열화되기 때문에, Ca량의 상한을 0.0030% 이하로 한다. Ca량의 상한은, 바람직하게는 0.0028% 이하이고, 보다 바람직하게는 0.0026% 이하이다.

[0069] REM: 0.0001~0.0050%

[0070] 희토류 원소인 REM은 황화물의 형태 제어에 유효한 원소이고, HAZ의 저온 인성에 유해한 MnS의 생성을 억제한다. 이와 같은 효과를 발휘시키기 위해서 REM량의 하한을 0.0001% 이상으로 한다. REM량은, 바람직하게는 0.0003% 이상, 보다 바람직하게는 0.0005% 이상이다. 그러나, REM을 다량으로 함유시켜도 효과가 포화되기 때문에, REM량의 상한은 0.0050% 이하로 한다. REM량의 상한은, 바람직하게는 0.0040% 이하, 보다 바람직하게는 0.0030% 이하이다. 한편, 본 발명에 있어서, REM이란, 란타노이드 원소(La로부터 Lu까지의 15원소)와 Sc(스칸듐) 및 Y(이트륨)를 의미한다. 이들 원소 중에서도, Ce, La 및 Nd로 이루어지는 군으로부터 선택되는 적어도 1종의 원소를 함유하는 것이 바람직하고, 보다 바람직하게는 Ce 및 La 중 적어도 1종을 함유하는 것이 좋다.

[0071] Al: 0.010~0.050%

[0072] Al은 강탈산 원소이고, 탈산 효과를 얻기 위해서 Al량의 하한을 0.010% 이상으로 할 필요가 있다. Al량의 하한은, 바람직하게는 0.015% 이상, 보다 바람직하게는 0.018% 이상이다. 그러나, Al량이 과잉이 되면, AlN이 다량

으로 생성되어, TiN 석출량이 감소함으로써 HAZ의 저온 인성이 손상되기 때문에, Al량의 상한을 0.050% 이하로 할 필요가 있다. Al량의 상한은, 바람직하게는 0.045% 이하이고, 보다 바람직하게는 0.042% 이하이다.

- [0073] B: 0.0003% 이하(0%를 포함함)
- [0074] B량은 HAZ의 저온 인성을 현저하게 열화시키는 원소이고, 그 때문에 B량의 상한을 0.0003% 이하로 한다. B량의 상한은, 바람직하게는 0.0002% 이하이고, 보다 바람직하게는 0.0001% 이하이다. 한편, B를, 0.0003%를 초과하여 첨가한 경우에 있어서, Mo의 복합 첨가는 모재의 항복강도의 과도한 상승을 야기한다.
- [0075] Mo: 0% 초과 0.30% 이하, Cu: 0% 초과 0.30% 이하, Ni: 0% 초과 0.30% 이하, Cr: 0% 초과 0.30% 이하, 및 V: 0% 초과 0.050% 이하로 이루어지는 균으로부터 선택되는 1종 이상
- [0076] Mo, Cu, Ni, Cr, 및 V는 항복강도 향상에 유효한 원소이다. 이들 원소는 단독으로 첨가해도 되고, 2종 이상을 병용해도 된다. 이들 원소의 함유량의 범위 설정 이유는 하기와 같다.
- [0077] Mo: 0% 초과 0.30% 이하
- [0078] Mo는 모재의 항복강도의 향상에 유효한 원소이고, 그 때문에 Mo량의 하한을 바람직하게는 0.01% 이상으로 한다. Mo량의 하한은, 보다 바람직하게는 0.05% 이상, 보다 바람직하게는 0.10% 이상이다. 그러나, Mo량이 0.30%를 초과하면 HAZ에서의 저온 인성 및 용접 시공성이 열화되기 때문에, Mo량의 상한을 0.30% 이하로 한다. Mo량의 상한은, 바람직하게는 0.25% 이하, 보다 바람직하게는 0.20% 이하이다.
- [0079] Cu: 0% 초과 0.30% 이하
- [0080] Cu는 항복강도를 높이는 데 유효한 원소이고, 그 때문에 Cu량의 하한을 바람직하게는 0.01% 이상으로 한다. Cu량의 하한은, 보다 바람직하게는 0.05% 이상, 더 바람직하게는 0.10% 이상이다. 그러나, Cu량이 과잉이 되면, MA가 생성되기 쉬워지기 때문에, Cu량의 상한을 0.30% 이하로 한다. Cu량의 상한은, 바람직하게는 0.27% 이하, 보다 바람직하게는 0.25% 이하이다.
- [0081] Ni: 0% 초과 0.30% 이하
- [0082] Ni는 모재의 항복강도의 향상에 유효한 원소이고, 그 때문에 Ni량의 하한을 바람직하게는 0.01% 이상으로 한다. Ni량의 하한은, 보다 바람직하게는 0.05% 이상, 더 바람직하게는 0.10% 이상이다. 그러나, Ni량이 과잉이 되면, MA가 생성되기 쉬워진다. 또, 구조용 강재로서 극히 고가가 되기 때문에, 경제적인 관점에서 Ni량의 상한을 0.30% 이하로 한다. Ni량의 상한은, 바람직하게는 0.27% 이하, 보다 바람직하게는 0.25% 이하이다.
- [0083] Cr: 0% 초과 0.30% 이하
- [0084] Cr은 항복강도의 향상에 유효한 원소이고, 그 때문에 Cr량의 하한을 바람직하게는 0.01% 이상으로 한다. Cr량의 하한은, 보다 바람직하게는 0.05% 이상, 더 바람직하게는 0.10% 이상이다. 그러나, Cr량이 0.30%를 초과하면 MA가 생성되기 쉬워지기 때문에, Cr량의 상한을 0.30% 이하로 한다. Cr량의 상한은, 바람직하게는 0.27% 이하, 보다 바람직하게는 0.25% 이하이다.
- [0085] V: 0% 초과 0.050% 이하
- [0086] V는 항복강도의 향상에 유효한 원소이고, 그 때문에 V량의 하한을 바람직하게는 0.001% 이상으로 한다. V량의 하한은, 보다 바람직하게는 0.002% 이상, 더 바람직하게는 0.003% 이상이다. 그러나, V량이 0.050%를 초과하면 MA가 생성되기 쉬워지기 때문에, V량의 상한을 0.050% 이하로 한다. V량의 상한은, 바람직하게는 0.030% 이하, 보다 바람직하게는 0.010% 이하이다.
- [0087] 본 발명에 이용되는 강 중 원소는 상기와 같고, 잔부는 실질적으로 철이다. 단, 원료, 자재, 제조 설비 등의 상황에 따라 혼입되는 불가피적 불순물이 강 중에 포함되는 것은 당연히 허용된다. 상기 불가피적 불순물로서, 예를 들면, As, Sb, Sn, O, H 등을 들 수 있다.
- [0088] 다음으로, 상기 강관을 제조하는 방법에 대하여 설명한다.
- [0089] 본 발명의 강관은, 예를 들면, 슬래브 등의 주편을 제작하고, 얻어진 주편을 가열하고, 열간 압연을 행한 후에 가속 냉각을 행하는 것에 의해 제조할 수 있다.
- [0090] 이하, 각 공정에 대하여 상술한다.
- [0091] 우선, 주조 공정에 있어서, REM과 Ca로 황화물의 형태를 제어하기 위해서, Al과 Zr을 첨가하여, Al₂O₃과 ZrO를

형성시켜 탈산을 행한 후에, REM과 Ca를 첨가하는 것이 바람직하다. 특히, Ca는 산화물을 형성하기 쉬운 원소이다. 또한 Ca는 황화물(CaS)보다도 산화물(CaO)을 형성하기 쉽고, CaS로부터의 복황(復硫)을 막기 위해서, 주조 완료까지의 시간을 제어하는 것이 바람직하다. 그 때문에, 용강 처리 공정에 있어서는, Al, Zr, REM 및 Ca를 이 순으로 첨가할 때에, Ca 첨가로부터 200분 이내에 응고가 완료되도록 주편을 제작하는 것이 바람직하다. 단, REM을 첨가하고 나서, REM보다도 황화물 형성능이 높은 Ca를 첨가할 때까지의 시간은 4분 이상 확보하는 것이 바람직하다. 이와 같은 공정에 의해, Ca나 REM은, 산화물을 형성함이 없이, 황화물로서 존재하기 쉬워진다.

[0092] 상기와 같이 해서 주조를 행한 후, 주편을 가열하고, 열간 압연을 행한다.

[0093] 주편을 가열할 때의 가열 온도는 1000~1200℃로 하는 것이 바람직하다. 가열 온도가 지나치게 낮으면, 강 중의 Nb가 충분히 고용되지 않아, 고풍복강도를 확보할 수 없기 때문에, 가열 온도의 하한은, 보다 바람직하게는 1100℃ 이상, 더 바람직하게는 1120℃ 이상으로 한다. 그러나, 가열 온도를 지나치게 높게 하면, 오스테나이트립이 조대화되어 모재의 저온 인성이 열화되어 버리기 때문에, 가열 온도의 상한은, 보다 바람직하게는 1180℃ 이하로 한다.

[0094] 다음으로 열간 압연을 행한다. 열간 압연 개시 온도는 900~1100℃로 하는 것이 바람직하다. 열간 압연 개시 온도가 지나치게 낮으면 오스테나이트 재결정영역에서의 압연을 확보할 수 없어, 오스테나이트립이 조대해져, 모재의 저온 인성이 열화될 우려가 있다. 그 때문에 열간 압연 개시 온도의 하한은, 보다 바람직하게는 930℃ 이상, 더 바람직하게는 950℃ 이상으로 한다. 한편, 열간 압연 개시 온도가 지나치게 높으면 재결정 후의 오스테나이트립이 조대해져, 모재의 저온 인성이 열화될 우려가 있다. 그 때문에 열간 압연 개시 온도의 상한은, 보다 바람직하게는 1090℃ 이하, 더 바람직하게는 1080℃ 이하로 한다.

[0095] 950℃로부터 열간 압연 종료 온도까지의 압하율은 40~80%로 하는 것이 바람직하다. 950℃로부터 열간 압연 종료 온도까지의 압하율이 지나치게 낮으면 오스테나이트립 내로 도입되는 변형을 확보할 수 없어 베이나이트 변태 후의 립이 조대해져, 모재의 저온 인성이 열화될 우려가 있다. 그 때문에 압하율의 하한은, 보다 바람직하게는 50% 이상, 더 바람직하게는 60% 이상으로 한다. 한편, 950℃로부터 열간 압연 종료 온도까지의 압하율이 지나치게 높으면 오스테나이트립 내로의 변형 도입이 과잉이 되어, 담금질성이 저하된다. 그 때문에 압하율의 상한은, 보다 바람직하게는 77% 이하, 더 바람직하게는 75% 이하로 한다.

[0096] 열간 압연 종료 온도는 770~880℃로 하는 것이 바람직하다. 열간 압연 종료 온도가 지나치게 낮으면 오스테나이트립 내로의 변형 도입이 과잉이 되어, 담금질성이 저하된다. 그 때문에 열간 압연 종료 온도의 하한은, 보다 바람직하게는 790℃ 이상, 더 바람직하게는 800℃ 이상으로 한다. 한편, 열간 압연 종료 온도가 지나치게 높으면 오스테나이트립 내로 도입되는 변형을 확보할 수 없어 베이나이트 변태 후의 립이 조대해져, 모재의 저온 인성이 열화될 우려가 있다. 그 때문에 열간 압연 종료 온도의 상한은, 보다 바람직하게는 860℃ 이하, 더 바람직하게는 850℃ 이하로 한다.

[0097] 열간 압연 종료 후, 이하와 같이 해서 가속 냉각을 행하는 것이 바람직하다. 한편, 반드시 이 조건으로 한정되는 것은 아니다.

[0098] 열간 압연 종료 후의 냉각 개시 온도는 730℃ 이상으로 하는 것이 바람직하다. 730℃를 하회하면, 페라이트 변태가 촉진되어 페라이트가 석출되기 때문에 금속 조직이 베이나이트가 되지 않아, 모재의 고풍복강도의 확보가 곤란해지는 경우가 있다. 그 때문에 냉각 개시 온도의 하한은, 보다 바람직하게는 735℃ 이상, 더 바람직하게는 740℃ 이상이다. 냉각 개시 온도의 상한은, 특별히 한정되지 않지만, 보다 바람직하게는 860℃ 이하, 더 바람직하게는 850℃ 이하이다.

[0099] 열간 압연 종료 후, 바람직하게는 10~50℃/초의 평균 냉각 속도로 가속 냉각을 즉시 행한다. 가속 냉각의 평균 냉각 속도를 바람직하게는 10℃/초 이상으로 함으로써, 미변태 오스테나이트를 베이나이트 조직으로 변태시켜 페라이트의 석출을 방지할 수 있고, 또 베이나이트의 최대 경도를 높게 해서, 항복강도를 향상시키기 쉬워진다. 그 때문에 평균 냉각 속도의 하한은, 보다 바람직하게는 13℃/초 이상, 더 바람직하게는 15℃/초 이상이다. 한편, 50℃/초를 초과하는 평균 냉각 속도에서는, 강관 표면 근방에서 마텐자이트 변태가 생겨, 강관의 항복강도는 상승하지만, 강관 표면의 경도가 현저하게 상승하여, 강관으로의 성형성이 열화되기 쉬워지기 때문에, 평균 냉각 속도의 상한은, 바람직하게는 50℃/초 이하로 한다. 평균 냉각 속도의 상한은, 강관으로의 성형성을 고려하면, 보다 바람직하게는 45℃/초 이하이다.

[0100] 냉각 정지 온도는, 바람직하게는 370~550℃로 한다. 냉각 정지 온도를 370~550℃로 함으로써, MA 면적률이 저감되고, 555MPa 이상의 고풍복강도가 얻어지기 쉬워진다. 그 때문에 냉각 정지 온도의 하한은, 보다 바람직

하계는 390℃ 이상, 더 바람직하게는 400℃ 이상으로 한다. 냉각 정지 온도의 상한은, 보다 바람직하게는 540℃ 이하, 더 바람직하게는 530℃ 이하로 한다.

- [0101] 370~550℃까지 냉각을 행한 후에는, 방랭 등의 통상의 냉각을 행하여 실온까지 냉각하면 본 발명의 비조질 강관이 얻어진다. 구체적으로는, 이때의 평균 냉각 속도는 대략 0.1~5℃/초인 것이 바람직하다.
- [0102] 본 발명에 따른 강관의 판두께는 특별히 한정되지 않지만, 라인 파이프로 하기 위해서는, 판두께의 하한은, 바람직하게는 6mm 이상, 보다 바람직하게는 10mm 이상이다. 한편, 필요한 냉각 속도를 확보하여, 페라이트의 석출을 억제하는 관점에서, 판두께의 상한은, 바람직하게는 32mm 이하, 보다 바람직하게는 30mm 이하이다.
- [0103] 상기와 같이 해서 얻어진 비조질 강관은 특히 라인 파이프용으로서 유용하게 이용된다. 또한, 본 발명의 비조질 강관을 이용하여 얻어지는 라인 파이프는 비조질 강관의 특성이 반영되어, HAZ의 저온 인성과 경도 특성, 및 항복강도가 우수한 것이 된다.
- [0104] 본원은 2015년 12월 4일에 출원된 일본 특허출원 제2015-237839호에 기초하는 우선권의 이익을 주장하는 것이다. 2015년 12월 4일에 출원된 일본 특허출원 제2015-237839호의 명세서의 전체 내용이 본원에 참고를 위해 인용된다.
- [0105] **실시예**
- [0106] 이하, 실시예를 들어 본 발명을 보다 구체적으로 설명하지만, 본 발명은 하기 실시예에 의해 제한되지 않고, 전·후기의 취지에 적합할 수 있는 범위에서 변경을 가하여 실시하는 것도 가능하며, 그들은 모두 본 발명의 기술적 범위에 포함 된다.
- [0107] 하기 표 1에 나타내는 성분 조성의 강종 A~X(잔부는 철 및 불가피적 불순물)를 용제하여 슬래브로 한 후, 하기 표 2에 나타내는 조건에서 가열, 열간 압연을 행하고, 이어서 하기 표 2에 나타내는 조건에서 냉각하여 판두께: 20mm의 강관을 제조했다.
- [0108] 상세하게는, 본 실시예에서는, REM으로서 Ce를 50%, La를 20% 함유하는 35 Fe-30REM-35Si 합금을 이용했다. 또한, 용강 처리 공정에 있어서는, Al 및 Zr로 탈산을 행한 후에 REM과 Ca를 첨가했다. 또한 REM 및 Ca는 REM, Ca의 순으로 첨가하고, REM 첨가로부터 Ca 첨가까지의 시간을 4분 이상으로 했다. 또한 Ca 첨가 후 200분 이내에 응고가 완료되도록 주편을 제작했다.
- [0109] 또한, 표 2의 냉각 정지 온도까지 냉각을 행한 후에는, 방랭을 행하여 실온까지 냉각했다. 이때의 평균 냉각 속도는 대략 1℃/초였다.
- [0110] **베이나이트의 면적률의 측정**
- [0111] 상기 강관으로부터 20mm×15mm×15mm의 시험편을 잘라내고, 압연 방향과 평행한 단면을 연마하고, 나이탈 부식을 실시했다. 그 후, 판두께 t의 1/4 위치의 조직을, 광학 현미경을 이용하여 100배에서 관찰을 행하고, 화상 해석에 의해, 금속 조직 전체를 100% 했을 때의 베이나이트의 면적률을 측정했다. 측정은 합계 3시야에 대하여 행하고, 그 평균값을 구했다. 본 실시예에서는, 상기 베이나이트와 후기하는 MA 이외의 잔부 조직에 대해서도 베이나이트와 마찬가지로의 관찰을 행했다.
- [0112] **MA의 면적률의 측정**
- [0113] 상기 강관으로부터 20mm×15mm×15mm의 시험편을 잘라내고, 압연 방향과 평행한 단면을 연마하고, 리펠러 부식을 실시했다. 그 후, 판두께 t의 1/4 위치의 조직을, 광학 현미경을 이용하여 1000배에서 관찰을 행하고, 화상 해석에 의해, 금속 조직 전체를 100% 했을 때의 MA의 면적률을 측정했다. 측정은 합계 3시야에 대하여 행하고, 그 평균값을 구했다.
- [0114] **베이나이트의 최대 경도의 측정**
- [0115] 상기 강관으로부터 20mm×15mm×15mm의 시험편을 잘라내고, 압연 방향과 평행한 단면을 노출시켰다. 그 후, 판두께 t의 1/4 위치의 조직을, 하중 5gf(0.049N)의 비커스 시험기로, 100 μm×100 μm의 범위 내를 등간격으로 20점 측정했다. 그 중, 상위 3점의 평균값을 베이나이트의 최대 경도로 했다.
- [0116] **항복강도의 측정**
- [0117] 상기 강관으로부터, 강관의 압연 방향과 수직 방향이 시험편의 긴 쪽이 되도록, API5L 규격에 기초해서, 시험편을 잘라내고, 항복강도로서 0.5% 내력을 측정했다. 항복강도는 API 규격 X80급인 555MPa 이상 705MPa 이하를

합격으로 했다.

- [0118] 용접 열영향부(HAZ)의 저온 인성의 평가
- [0119] 상기 표 2의 No. 1~24의 강관으로부터, 강관의 압연 방향과 수직 방향이 시험편의 긴 쪽이 되도록 12mm×32mm×55mm의 시험편을 잘라내고, 재현 열사이클 시험편으로 했다. 이 재현 열사이클 시험편에, 용융선 근방의 조립(粗粒) 열영향부를 모의한 최고 가열 온도 1350℃로 하는 열사이클을 부여했다. 상세하게는, 1350℃로 가열해서 5초 유지한 후, 800~500℃의 온도 범위를 30초에 걸쳐 냉각했다. 그 후, API5L 규격에 규정된 방법으로 샤르피 충격 시험을 실시하여, HAZ의 저온 인성을 평가했다. HAZ의 저온 인성은 샤르피 충격 시험을 -10℃에서 행하여, 흡수 에너지가 27J 이상을 합격으로 했다.
- [0120] 용접 열영향부(HAZ)의 경도 특성의 평가
- [0121] 용접 열영향부의 저온 인성의 평가와 마찬가지로, 상기 표 2의 No. 1~24의 강관으로부터, 재현 열사이클 시험편을 채취하고, 열사이클을 부여했다. 비커스 경도 시험을 실시하여, HAZ의 경도 특성을 평가했다. HAZ의 경도는 하중 98N에서 3점 측정했을 때의 비커스 경도의 최고값을 나타낸다. HAZ의 경도 특성은 HAZ의 경도가 225HV 미만을 합격으로 했다.
- [0122] 이들 결과를 표 2에 기재한다. 또한, 베이나이트, MA 이외의 잔부 조직은 모두 페라이트였다.

표 1

경종	성분 조성(중량%)																	석(1)	석(2)	석(3)	
	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	N	Zr	Ca	REM	Al	B	Mo	Cu	Ni	Cr				V
A	0.07	0.30	1.92	0.007	0.0006	0.050	0.013	0.0039	0.0011	0.0015	0.0021	0.031	0.0000	0.25	0.00	0.00	0.00	0.00	0.44	3.08	2.52
B	0.07	0.30	1.59	0.007	0.0008	0.030	0.013	0.0039	0.0013	0.0017	0.0019	0.030	0.0008	0.00	0.00	0.00	0.25	0.000	0.39	2.02	2.04
C	0.07	0.30	1.80	0.007	0.0008	0.030	0.025	0.0038	0.0010	0.0018	0.0017	0.030	0.0007	0.10	0.00	0.00	0.10	0.000	0.38	2.26	2.05
D	0.07	0.31	1.80	0.007	0.0008	0.030	0.012	0.0048	0.0010	0.0017	0.0018	0.030	0.0000	0.10	0.00	0.00	0.25	0.000	0.41	2.26	2.05
E	0.07	0.30	1.80	0.007	0.0005	0.030	0.012	0.0047	0.0013	0.0015	0.0019	0.029	0.0000	0.00	0.00	0.24	0.00	0.000	0.39	2.27	2.41
F	0.07	0.31	1.86	0.007	0.0006	0.030	0.012	0.0043	0.0009	0.0017	0.0017	0.031	0.0000	0.15	0.00	0.00	0.00	0.000	0.41	2.86	2.36
G	0.07	0.30	1.50	0.007	0.0010	0.050	0.012	0.0040	0.0012	0.0015	0.0020	0.030	0.0000	0.00	0.00	0.00	0.00	0.000	0.32	2.05	2.01
H	0.04	0.30	1.79	0.007	0.0010	0.049	0.013	0.0047	0.0011	0.0018	0.0017	0.032	0.0000	0.15	0.00	0.00	0.25	0.000	0.42	2.71	2.36
I	0.07	0.11	1.89	0.007	0.0005	0.030	0.012	0.0044	0.0011	0.0016	0.0022	0.029	0.0000	0.00	0.00	0.00	0.25	0.000	0.43	2.37	2.40
J	0.06	0.30	1.06	0.007	0.0007	0.030	0.012	0.0042	0.0009	0.0015	0.0020	0.029	0.0000	0.00	0.16	0.19	0.20	0.000	0.30	1.41	1.49
K	0.06	0.30	1.06	0.007	0.0005	0.015	0.012	0.0045	0.0009	0.0016	0.0018	0.030	0.0001	0.00	0.16	0.19	0.20	0.000	0.30	1.32	1.43
L	0.07	0.30	1.51	0.007	0.0010	0.015	0.012	0.0043	0.0008	0.0018	0.0020	0.029	0.0000	0.00	0.00	0.00	0.00	0.000	0.32	1.83	1.88
M	0.07	0.30	1.82	0.007	0.0010	0.030	0.013	0.0047	0.0011	0.0014	0.0020	0.031	0.0000	0.00	0.00	0.39	0.25	0.000	0.42	2.06	2.27
N	0.07	0.32	1.61	0.007	0.0009	0.030	0.013	0.0042	0.0013	0.0018	0.0020	0.029	0.0000	0.00	0.00	0.00	0.40	0.000	0.42	2.05	2.06
O	0.06	0.31	1.06	0.007	0.0005	0.030	0.013	0.0044	0.0012	0.0015	0.0016	0.029	0.0000	0.00	0.16	0.19	0.40	0.000	0.34	1.41	1.49
P	0.07	0.31	1.50	0.007	0.0012	0.030	0.013	0.0042	0.0010	0.0018	0.0018	0.030	0.0001	0.00	0.00	0.00	0.00	0.060	0.33	1.92	1.93
Q	0.07	0.31	1.86	0.007	0.0012	0.050	0.013	0.0035	0.0011	0.0015	0.0018	0.032	0.0001	0.12	0.01	0.01	0.02	0.002	0.41	2.73	2.45
R	0.07	0.31	1.85	0.005	0.0008	0.050	0.012	0.0036	0.0010	0.0016	0.0018	0.035	0.0001	0.12	0.02	0.01	0.02	0.003	0.41	2.72	2.44
S	0.05	0.20	1.84	0.005	0.0005	0.045	0.012	0.0045	0.0008	0.0014	0.0019	0.032	0.0001	0.12	0.25	0.22	0.02	0.002	0.42	2.67	2.51
T	0.07	0.30	1.81	0.007	0.0005	0.049	0.013	0.0044	0.0009	0.0014	0.0017	0.031	0.0000	0.15	0.00	0.00	0.24	0.000	0.42	2.73	2.50
U	0.06	0.29	1.86	0.007	0.0005	0.051	0.012	0.0037	0.0012	0.0016	0.0018	0.030	0.0000	0.10	0.00	0.00	0.15	0.005	0.42	2.70	2.45
V	0.07	0.26	1.81	0.007	0.0006	0.051	0.013	0.0044	0.0008	0.0015	0.0021	0.030	0.0000	0.15	0.21	0.19	0.00	0.000	0.43	2.74	2.48
W	0.07	0.30	1.93	0.007	0.0006	0.050	0.013	0.0038	0.0009	0.0016	0.0017	0.031	0.0000	0.15	0.00	0.00	0.00	0.000	0.42	2.87	2.53
X	0.07	0.30	1.92	0.007	0.0005	0.051	0.013	0.0046	0.0010	0.0016	0.0020	0.031	0.0000	0.00	0.00	0.25	0.00	0.000	0.41	2.54	2.65

표 2

No.	강종	제조 조건							금속 조직			모재 성능		응집 열영향부 (HAZ) 성능	
		가열 온도 (°C)	열간 압연 개시 온도 (°C)	950°C로부터 열간 압연 종료 온도까지의 압하율 (%)	열간 압연 종료 온도 (°C)	평균 냉각 속도 (°C/초)	냉각 개시 온도 (°C)	냉각 중지 온도 (°C)	베이나이트 면적률 (%)	베이나이트 최대 경도 (HV)	MA 면적률 (%)	항복 강도 (MPa)	ΔE_{10} (J)	최고 경도 (HV)	
1	A	1150	1035	70	830	20	800	460	99	287	0.15	635	21	230	
2	B	1150	1010	70	828	12	800	440	61	259	0.24	478	23	220	
3	C	1150	1006	70	828	20	798	450	99	293	0.12	600	19	222	
4	D	1150	1014	70	830	12	791	455	72	233	0.21	480	46	215	
5	E	1150	997	70	828	21	800	450	68	271	0.19	519	141	212	
6	F	1150	989	70	830	22	800	440	98	265	0.16	541	85	216	
7	G	1150	993	70	827	22	808	420	60	229	0.23	506	123	199	
8	H	1150	997	70	826	20	798	440	93	241	0.11	553	361	206	
9	I	1150	1007	70	831	21	808	450	79	276	0.25	545	46	198	
10	J	1150	1014	70	839	12	821	417	16	231	0.15	438	321	187	
11	K	1150	1011	70	841	12	819	416	20	228	0.11	316	329	179	
12	L	1150	1011	70	810	13	789	401	52	201	0.21	432	62	188	
13	M	1150	981	70	828	19	795	413	79	274	0.27	522	138	219	
14	N	1150	1006	70	826	19	799	417	61	245	0.28	501	107	206	
15	O	1150	1019	70	839	11	821	416	25	239	0.43	465	264	193	
16	P	1150	1001	70	809	14	791	402	50	217	0.44	457	112	198	
17	Q	1160	997	73	828	37	740	460	99	288	0.18	619	48	222	
18	R	1130	1048	73	835	39	740	430	99	285	0.15	622	42	219	
19	S	1150	1071	73	817	35	770	520	96	277	0.13	579	487	209	
20	T	1150	981	70	831	27	800	460	99	280	0.11	604	45	215	
21	U	1150	977	70	829	31	780	440	97	278	0.15	589	66	217	
22	V	1150	995	70	827	22	816	445	99	279	0.04	610	64	222	
23	W	1150	1005	70	830	21	799	430	100	280	0.13	606	46	221	
24	X	1150	972	70	829	25	800	400	84	276	0.25	563	31	216	

[0124]

[0125]

[0126]

[0127]

[0128]

이들 결과로부터, 다음과 같이 고찰할 수 있다.

표 2의 No. 17~24는, 본 발명에서 규정하는 성분 조성을 만족하는 표 1의 강종 Q~X를 이용하여, 본 발명에서 규정하는 바람직한 요건을 만족하는 표 2의 No. 17~24의 제조 조건에서 제조한 예이다. 이들은 HAZ의 저온 인성과 경도 특성이 양호하고, 또한 555MPa 이상의 고향복강도를 갖는 강판이 얻어지고 있는 것을 알 수 있다.

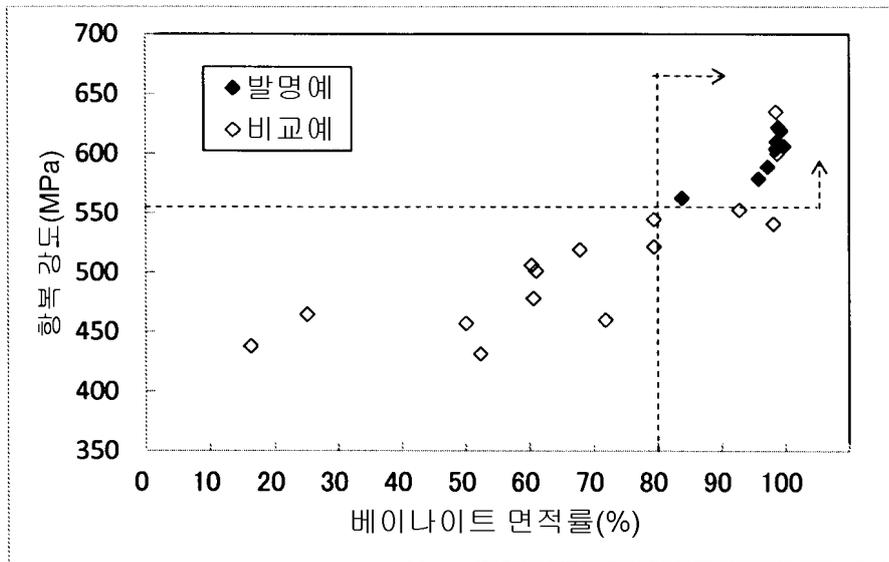
이에 비해서, 이하의 No. 1~16은, 본 발명에서 규정하는 요건 중 어느 하나를 만족하지 않는 것이다.

표 2의 No. 1은, 개개의 원소의 성분 조성은 본 발명에서 규정하는 요건을 만족하고 있지만, Ceq가 큰 표 1의 강종 A를 이용한 예이며, Ceq가 크기 때문에 HAZ의 최고 경도가 높아지고, 그에 기인하여 HAZ의 저온 인성이 저하되었다.

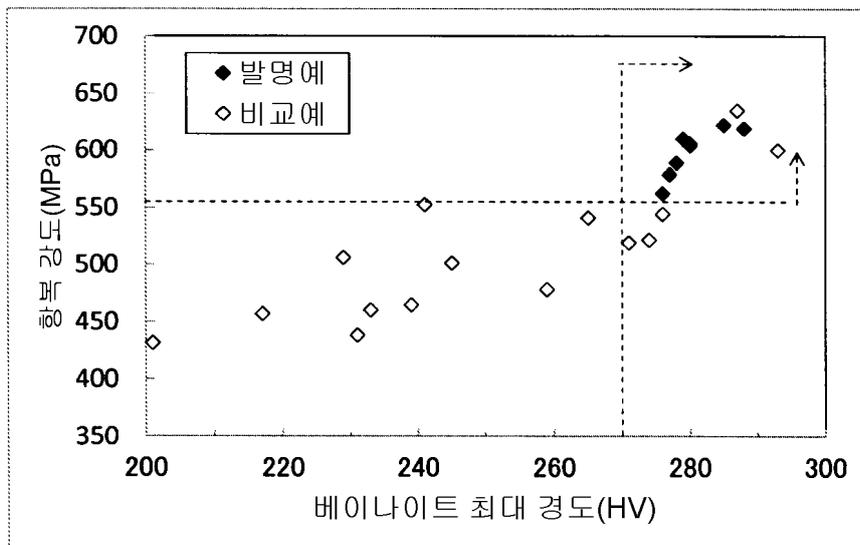
- [0129] 표 2의 No. 2는, B량이 많고, A값 및 B값이 작은 표 1의 강종 B를 이용한 예이며, 베이나이트의 면적률이 낮고, 베이나이트의 최대 경도가 낮기 때문에, 항복강도가 낮아지고, B량이 많기 때문에 HAZ의 저온 인성이 저하되었다.
- [0130] 표 2의 No. 3은, B량 및 Ti량이 많고, A값 및 B값이 작은 표 1의 강종 C를 이용한 예이며, B량 및 Ti량이 많기 때문에 HAZ의 저온 인성이 저하되었다. 한편, A값 및 B값이 작았지만, B가 0.0003%를 초과하고, Mo도 복합 첨가되어 있기 때문에, 베이나이트의 면적률, 베이나이트의 최대 경도, 및 항복강도가 상승했다.
- [0131] 표 2의 No. 4는, A값 및 B값이 작은 표 1의 강종 D를 이용한 예이며, 베이나이트의 면적률이 낮고, 베이나이트의 최대 경도가 낮기 때문에, 항복강도가 낮아졌다.
- [0132] 표 2의 No. 5는, A값이 작은 표 1의 강종 E를 이용한 예이며, 베이나이트의 면적률이 낮기 때문에, 항복강도가 낮아졌다.
- [0133] 표 2의 No. 6은, B값이 작은 표 1의 강종 F를 이용한 예이며, 80면적% 이상의 베이나이트를 갖고 있지만 베이나이트의 최대 경도가 낮기 때문에, 항복강도가 낮아졌다.
- [0134] 표 2의 No. 7은, Mo, Cu, Ni, Cr, 및 V를 포함하지 않고, A값 및 B값이 작은 표 1의 강종 G를 이용한 예이며, Mo, Cu, Ni, Cr, 및 V를 포함하지 않고, 베이나이트의 면적률이 낮고, 베이나이트의 최대 경도가 낮기 때문에, 항복강도가 낮아졌다.
- [0135] 표 2의 No. 8은, C량이 적고, B값이 작은 표 1의 강종 H를 이용한 예이며, C량이 적고, 베이나이트의 최대 경도가 낮기 때문에, 항복강도가 낮아졌다.
- [0136] 표 2의 No. 9는, Si량이 적고, A값이 작은 표 1의 강종 I를 이용한 예이며, Si량이 적고, 베이나이트의 면적률이 낮기 때문에, 항복강도가 낮아졌다.
- [0137] 표 2의 No. 10은, Mn량이 적고, A값 및 B값이 작은 표 1의 강종 J를 이용한 예이며, Mn량이 적고, 베이나이트의 면적률이 낮고, 베이나이트의 최대 경도가 낮기 때문에, 항복강도가 낮아졌다.
- [0138] 표 2의 No. 11은, Mn량 및 Nb량이 적고, A값 및 B값이 작은 표 1의 강종 K를 이용한 예이며, Mn량 및 Nb량이 적고, 베이나이트의 면적률이 낮고, 베이나이트의 최대 경도가 낮기 때문에, 항복강도가 낮아졌다.
- [0139] 표 2의 No. 12는, Nb량이 적고, Mo, Cu, Ni, Cr, 및 V를 포함하지 않고, A값 및 B값이 작은 표 1의 강종 L을 이용한 예이며, Nb량이 적고, Mo, Cu, Ni, Cr, 및 V를 포함하지 않고, 베이나이트의 면적률이 낮고, 베이나이트의 최대 경도가 낮기 때문에, 항복강도가 낮아졌다.
- [0140] 표 2의 No. 13은, Ni량이 많고, A값 및 B값이 작은 표 1의 강종 M을 이용한 예이며, MA가 많고, 베이나이트의 면적률이 낮아져, 항복강도가 낮아졌다.
- [0141] 표 2의 No. 14는, Cr량이 많고, A값 및 B값이 작은 표 1의 강종 N을 이용한 예이며, MA가 많고, 베이나이트의 면적률이 낮고, 베이나이트의 최대 경도가 낮아져, 항복강도가 낮아졌다.
- [0142] 표 2의 No. 15는, Mn량이 적고, Cr량이 많고, A값 및 B값이 작은 표 1의 강종 O를 이용한 예이며, Mn량이 적고, MA가 많고, 베이나이트의 면적률이 낮고, 베이나이트의 최대 경도가 낮아져, 항복강도가 낮아졌다.
- [0143] 표 2의 No. 16은, V량이 많고, A값 및 B값이 작은 표 1의 강종 P를 이용한 예이며, MA가 많고, 베이나이트의 면적률이 낮고, 베이나이트의 최대 경도가 낮아져, 항복강도가 낮아졌다.

도면

도면1



도면2



도면3

