



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2020-0099601
(43) 공개일자 2020년08월24일

- | | |
|--|---|
| <p>(51) 국제특허분류(Int. Cl.) <i>C22C 38/58</i> (2006.01) <i>B21B 3/00</i> (2006.01) <i>B21C 37/08</i> (2006.01) <i>C21D 8/02</i> (2006.01) <i>C22C 38/00</i> (2006.01) <i>C22C 38/44</i> (2006.01) <i>C22C 38/46</i> (2006.01) <i>C22C 38/48</i> (2006.01) <i>C22C 38/50</i> (2006.01)</p> <p>(52) CPC특허분류 <i>C22C 38/58</i> (2013.01) <i>B21B 3/00</i> (2013.01)</p> <p>(21) 출원번호 10-2020-7021593 (22) 출원일자(국제) 2019년01월22일 심사청구일자 2020년07월23일 (85) 번역문제출일자 2020년07월23일 (86) 국제출원번호 PCT/JP2019/001853 (87) 국제공개번호 WO 2019/151045 국제공개일자 2019년08월08일</p> <p>(30) 우선권주장 JP-P-2018-013319 2018년01월30일 일본(JP)</p> | <p>(71) 출원인 제이에프이 스틸 가부시카이가이사 일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고</p> <p>(72) 발명자 야스다 교노 일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시카이가이사 지테크자이 산부 나이</p> <p>요코타 도모유키 일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시카이가이사 지테크자이 산부 나이 (뒷면에 계속)</p> <p>(74) 대리인 특허법인코리아나</p> |
|--|---|

전체 청구항 수 : 총 4 항

(54) 발명의 명칭 **라인 파이프용 강재 및 그 제조 방법 그리고 라인 파이프의 제조 방법**

(57) 요약

관 두께 30 mm 이상의 후육이고, 해저 파이프라인에 적용하기 위해 필요한 고강도를 갖고, 저온 인성 및 DWTT 성능이 우수한 라인 파이프용 강재 및 그 제조 방법 그리고 라인 파이프의 제조 방법을 제공하는 것을 목적으로 한다. 특정한 성분 조성을 갖는 강을, 1000 ~ 1200 °C 의 온도로 가열하고, 미재결정 온도역의 누적 압하율이 60 % 이상이고, 또한, (압연 종료 온도 + 20 °C) 이하의 온도역의 누적 압하율이 50 % 이상, 압연 종료 온도가 Ar₃ 변태점 이상 790 °C 이하인 열간 압연을 실시한 후, Ar₃ 변태점 이상의 냉각 개시 온도로부터 10 °C/s 이상의 냉각 속도로 강판 표면 온도가 300 ~ 500 °C 까지 가속 냉각을 실시하는, 인장 강도 570 MPa 이상, 압축 강도 440 MPa 이상, 관 두께 30 mm 이상의 라인 파이프용 강재의 제조 방법.

(52) CPC특허분류

- B21C 37/08* (2013.01)
- C21D 8/0226* (2013.01)
- C21D 8/0273* (2013.01)
- C22C 38/001* (2013.01)
- C22C 38/44* (2013.01)
- C22C 38/46* (2013.01)
- C22C 38/48* (2013.01)
- C22C 38/50* (2013.01)

(72) 발명자

다니자와 아키히코

일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방
3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 지테크자이산
부 나이

무라오카 류지

일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방
3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 지테크자이산
부 나이

하세 가즈쿠니

일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방
3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 지테크자이산
부 나이

명세서

청구범위

청구항 1

질량% 로, C : 0.030 ~ 0.10 % ,

Si : 0.01 ~ 0.20 % ,

Mn : 1.0 ~ 2.0 % ,

Nb : 0.005 ~ 0.050 % ,

Ti : 0.005 ~ 0.025 % ,

Al : 0.08 % 이하를 함유하고,

추가로, 질량% 로, Cu : 0.5 % 이하,

Ni : 1.0 % 이하,

Cr : 1.0 % 이하,

Mo : 0.5 % 이하,

V : 0.1 % 이하의 1 종 이상을 함유하고, (1) 식으로 나타내는 Ceq 값이 0.350 이상, (2) 식으로 나타내는 Pcm 값이 0.20 이하, (3) 식으로 나타내는 Ar₃ 변태점이 750 °C 이하이고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성을 갖는 강을, 1000 ~ 1200 °C 의 온도로 가열하고, 미재결정 온도역의 누적 압하율이 60 % 이상이고, 또한, (압연 종료 온도 + 20 °C) 이하의 온도역의 누적 압하율이 50 % 이상, 압연 종료 온도가 Ar₃ 변태점 이상 790 °C 이하인 열간 압연을 실시한 후, Ar₃ 변태점 이상의 냉각 개시 온도로부터 10 °C/s 이상의 냉각 속도로 강관 표면 온도가 300 ~ 500 °C 까지 가속 냉각을 실시하는, 인장 강도 570 MPa 이상, 압축 강도 440 MPa 이상, 판 두께 30 mm 이상의 라인 파이프용 강재의 제조 방법.

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

$$Pcm = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 \quad \dots(2)$$

$$Ar_3 (^\circ C) = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo \quad \dots(3)$$

단, (1) ~ (3) 식의 원소 기호는 함유 원소의 질량% 를 나타내고, 함유하지 않는 경우에는 0 으로 한다.

청구항 2

제 1 항에 기재된 방법으로 제조된 라인 파이프용 강재를, 냉간 성형에 의해 강관 형상으로 하고, 맞댐부를 심용접 후, 확관율이 1.2 % 이하로 확관하여 강관을 제조하는, 인장 강도 570 MPa 이상, 압축 강도 440 MPa 이상, 판 두께 30 mm 이상의 라인 파이프의 제조 방법.

청구항 3

질량% 로, C : 0.030 ~ 0.10 % ,

Si : 0.01 ~ 0.20 % ,

Mn : 1.0 ~ 2.0 % ,

Nb : 0.005 ~ 0.050 % ,

Ti : 0.005 ~ 0.025 % ,

Al : 0.08 % 이하를 함유하고,

추가로, 질량% 로, Cu : 0.5 % 이하,

Ni : 1.0 % 이하,

Cr : 1.0 % 이하,

Mo : 0.5 % 이하,

V : 0.1 % 이하의 1 종 이상을 함유하고, (1) 식으로 나타내는 Ceq 값이 0.350 이상, (2) 식으로 나타내는 Pcm 값이 0.20 이하, (3) 식으로 나타내는 Ar₃ 변태점이 750 °C 이하이고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성을 갖고,

금속 조직이 베이나이트 주체이고, 판 두께 1/4 위치에 있어서, 폴리곤날 페라이트의 면적 분율이 10 % 이하이고, 또한, 도상 마텐자이트의 면적 분율이 5 % 이하이고, 판 두께 1/2 위치의 베이나이트의 평균 입경이 10 μm 이하인,

인장 강도 570 MPa 이상, 압축 강도 440 MPa 이상, 판 두께 30 mm 이상의 라인 파이프용 강재.

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

$$Pcm = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 \dots(2)$$

$$Ar_3 (^\circ C) = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo \dots(3)$$

단, (1) ~ (3) 식의 원소 기호는 함유 원소의 질량% 를 나타내고, 함유하지 않는 경우에는 0 으로 한다.

청구항 4

제 3 항에 기재된 라인 파이프용 강재를, 냉간 성형에 의해 강관 형상으로 하고, 맞댐부를 심 용접 후, 확관을 1.2 % 이하로 확관하여 강관을 제조하는, 인장 강도 570 MPa 이상, 압축 강도 440 MPa 이상, 판 두께 30 mm 이상의 라인 파이프의 제조 방법.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은, 라인 파이프용 강재 및 그 제조 방법 그리고 라인 파이프의 제조 방법에 관한 것이다. 본 발명은, 석유나 천연 가스 수송용의 라인 파이프, 특히, 높은 내콜랩스 성능이 요구되는 해저 파이프라인으로의 사용에 바람직한, 라인 파이프용 강재 및 그 제조 방법 그리고 라인 파이프의 제조 방법에 관한 것이다. 또한, 본 발명의 압축 강도는, 특별히 언급하지 않는 한, 0.5 % 압축 내력을 말하며, 압축 항복 강도라고도 칭한다.

배경 기술

[0002] 최근의 에너지 수요의 증대에 수반하여, 석유나 천연 가스 파이프라인의 개발이 활발해지고 있으며, 가스전이나 유전의 원격지화나 수송 루트의 다양화를 위해, 해양을 건너는 파이프라인도 많이 개발되고 있다. 해저 파이프라인에 사용되는 라인 파이프에는 수압에 의한 콜랩스(압괴)를 방지하기 위해, 육상 파이프라인보다 관 두께가 두꺼운 것이 사용되며, 또 높은 진원도가 요구된다. 또한, 라인 파이프의 특성으로서, 외압에 의해 관 둘레 방향으로 발생하는 압축 응력에 대항하기 위해 높은 압축 강도가 필요해진다.

[0003] UOE 강관은 조관 최종 공정에 있어서 확관 프로세스가 있어 관 둘레 방향으로 인장 변형이 부여된 후에 압축을 받게 되기 때문에, 바우싱거 효과에 의한 압축 항복 강도의 저하가 문제가 되고 있다.

[0004] UOE 강관의 내콜랩스성 향상에 관해서는 많은 검토가 이루어지고 있으며, 특허문헌 1 에는 통전 가열로 강관을 가열하여 확관을 실시한 후에 일정 시간 이상 온도를 유지하는 방법이 개시되어 있다.

[0005] 또, 동일하게 확관 후에 가열을 실시하여 바우싱거 효과에 의한 압축 항복 강도 저하를 회복시키는 방법으로서, 특허문헌 2 에는 강관 외표면을 내표면보다 높은 온도로 가열함으로써, 외면층의 인장 변형을 받은 부분의 바우싱거 효과를 회복하여 내면층의 압축의 가공 경화를 유지하는 방법이, 또, 특허문헌 3 에는 Nb, Ti 를 첨가한 강의 강관 제조 공정에서 열간 압연 후의 가속 냉각을 Ar₃ 점 이상의 온도로부터 300 °C 이하까지 실시하고, UOE 프로세스로 강관으로 한 후에 가열을 실시하는 방법이 각각 제안되어 있다.

- [0006] 한편, 확관 후에 가열을 실시하지 않고 강관의 성형 방법에 의해 압축 강도를 높이는 방법으로는, 특허문헌 4 에 0 프레스로의 성형시의 압축률을 그 후의 확관율보다 크게 하는 방법이 개시되어 있다.
- [0007] 또, 특허문헌 5 에는, 압축 강도가 낮은 용접부 근방과 용접부로부터 180° 의 위치의 직경이 강관의 최대 직경 이 되도록 함으로써 내콜랩스 성능을 높이는 방법이 개시되어 있다.
- [0008] 또한, 특허문헌 6 에는 가속 냉각 후에 재가열을 실시하여 강관 표층부의 경질 제 2 상 분율을 저감시킴으로써 바우싱거 효과에 의한 항복 응력 저하가 작은 강관이 제안되어 있다.
- [0009] 또, 특허문헌 7 에는 가속 냉각 후의 재가열 처리에 있어서 강관 중심부의 온도 상승을 억제하면서 강관 표층부 를 가열하는, 관 두께가 30 mm 이상인 고강도 내사위 라인 파이프용 강관의 제조 방법이 제안되어 있다.

선행기술문헌

특허문헌

- [0010] (특허문헌 0001) 일본 공개특허공보 평9-49025호
- (특허문헌 0002) 일본 공개특허공보 2003-342639호
- (특허문헌 0003) 일본 공개특허공보 2004-35925호
- (특허문헌 0004) 일본 공개특허공보 2002-102931호
- (특허문헌 0005) 일본 공개특허공보 2003-340519호
- (특허문헌 0006) 일본 공개특허공보 2008-56962호
- (특허문헌 0007) 일본 공개특허공보 2009-52137호

발명의 내용

해결하려는 과제

- [0011] 특허문헌 1 에 기재된 방법에 의하면, 확관에 의해 도입된 전위가 회복되어 압축 강도가 상승한다. 그러나, 확관 후에 5 분 이상 통전 가열을 계속할 필요가 있어, 생산성이 떨어진다.
- [0012] 특허문헌 2 에 기재된 방법에서는, 강관의 외표면과 내표면의 가열 온도와 가열 시간을 따로 관리해야 한다. 이것은 실제조상 곤란하며, 대량 생산 공정에 있어서 품질을 관리하는 것은 매우 곤란하다. 또, 특허문헌 3 에 기재된 방법은 강관 제조에 있어서의 가속 냉각 정지 온도를 300 ℃ 이하의 낮은 온도로 할 필요가 있다. 이 때문에, 강관의 변형이 커져 UOE 프로세스로 강관으로 한 경우의 진원도가 저하되고, 나아가서는 Ar₃ 점 이상으로부터 가속 냉각을 실시하기 위해 비교적 높은 온도에서 압연을 실시할 필요가 있어 인성이 떨어진다는 문제가 있다.
- [0013] 특허문헌 4 에 기재된 방법에 의하면, 실질적으로 관 둘레 방향의 인장 예변형이 없기 때문에 바우싱거 효과가 발생되지 않아 높은 압축 강도가 얻어진다. 그러나, 확관율이 낮으면 강관의 진원도를 유지하는 것이 곤란 해져, 강관의 내콜랩스 성능이 열화될 우려가 있다.
- [0014] 실제의 파이프라인의 부설시에 있어서 콜랩스가 문제가 되는 것은, 해저에 도달한 파이프가 굽힘 변형을 받는 부분 (새그벤드부) 이다. 파이프라인은 강관의 용접부의 위치와는 무관하게 원주 용접되어 해저에 부설된다. 이 때문에, 만약, 특허문헌 5 에 기재된 바와 같이, 강관 단면의 최대 직경의 부분이 심 용접부 가 되도록 조관 가공 및 용접을 실시하여 강관을 제조해도, 실제의 파이프라인 부설시에 있어서의 심 용접부의 위치를 특정할 수 없다. 따라서, 특허문헌 5 의 기술은 실제상 아무런 효과를 발휘하지 않는다.
- [0015] 특허문헌 6 에 기재된 강관은, 재가열시에 강관의 중심부까지 가열을 실시할 필요가 있어, DWTT (Drop Weight Tear Test : 낙중 인열 시험) 성능의 저하를 초래할 우려가 있기 때문에, 심해용의 후육의 라인 파이프로의 적용은 곤란하다. 또, 강관의 후육화의 관점에서 개선의 여지가 있다.
- [0016] 특허문헌 7 에 기재된 방법에 의하면, DWTT (Drop Weight Tear Test : 낙중 인열 시험) 성능의 저하를 억제하면

서 강판 표층부의 경질 제 2 상 분율이 저감된다. 이 때문에, 강판 표층부의 경도를 저감시켜 재질 편차가 작은 강판이 얻어질 뿐만 아니라, 경질 제 2 상 저감에 의한 바우싱거 효과의 저하도 기대된다. 그러나, 특허문헌 7 에 기재된 기술은 DWTT 성능을 확보하면서 X70 그레이트 이상의 강도를 안정적으로 얻는 것은 곤란하다.

[0017] 본 발명은 상기 사정을 감안하여 이루어진 것으로, 판 두께 30 mm 이상의 후육이고, 해저 파이프라인에 적용하기 위해 필요한 고강도를 갖고, 저온 인성 및 DWTT 성능이 우수한 라인 파이프용 강재 및 그 제조 방법 그리고 라인 파이프의 제조 방법을 제공하는 것을 목적으로 한다.

과제의 해결 수단

[0018] 본 발명자들은, 바우싱거 효과에 의한 압축 강도 저하의 억제와, 강도 및 인성을 양립시키기 위해 예의 검토하였다. 그 결과, 이하의 지견을 얻었다.

[0019] (a) 바우싱거 효과에 의한 압축 강도 저하는, 이상 계면이나 경질 제 2 상에서의 전위 집적에 의한 역응력 (배 (背) 응력이라고도 한다) 의 발생이 원인이며, 그 방지에는, 우선 전위의 집적 장소가 되는 연질상과 경질상의 계면을 적게 하기 위해, 균질한 조직으로 하는 것이 효과적이다. 그 때문에, 금속 조직은, 연질의 폴리고날 페라이트나 경질의 도상 (島狀) 마텐자이트의 생성을 억제한 베이나이트를 주체로 한 조직으로 함으로써, 바우싱거 효과에 의한 압축 강도 저하를 억제할 수 있다.

[0020] (b) 가속 냉각에 의해 제조되는 고강도 강, 특히 해저 파이프라인에 사용되는 후육의 강판은, 필요한 강도를 얻기 위해 합금 원소를 많이 함유하기 때문에 퀴칭성이 높아, 도상 마텐자이트 (Martensite-Austenite constituent; 이하, 간단히 MA 라고 칭하기도 한다) 의 생성을 완전히 억제하는 것은 곤란하다. 그러나, 가속 냉각의 최적화에 의해 MA 를 시멘타이트로 분해함으로써, 바우싱거 효과에 의한 압축 강도 저하를 억제할 수 있다.

[0021] (c) 저온 인성을 높이기 위해서는, 강판의 열간 압연시의 압연 온도를 저온화시켜 조직을 미세화시키는 것이 유효하다. 그러나, 압연 온도가 지나치게 낮으면 폴리고날 페라이트가 생성되고, 가속 냉각 후의 조직이 베이나이트와 폴리고날 페라이트가 혼합한 조직이 되어 바우싱거 효과가 커진다. 한편으로, 성분 조성을 적정화 시킴으로써, 저온에서 압연 후의 폴리고날 페라이트 생성을 억제할 수 있어, 저온 인성과 압축 강도를 양립할 수 있다. 또한, 열간 압연시의 압하량을 관리함으로써, 변태의 핵이 되는 변태대를 많이 도입하고, 조직을 미세화시키는 것이 가능해져, 판 두께 30 mm 이상의 후육 강판에 있어서도, 높은 저온 인성이 얻어진다.

[0022] 본 발명은, 상기한 지견에 추가로 검토를 더하여 완성된 것이다. 본 발명의 요지는 다음과 같다.

[0023] [1] 질량% 로, C : 0.030 ~ 0.10 %, Si : 0.01 ~ 0.20 %, Mn : 1.0 ~ 2.0 %, Nb : 0.005 ~ 0.050 %, Ti : 0.005 ~ 0.025 %, Al : 0.08 % 이하를 함유하고, 추가로, 질량% 로, Cu : 0.5 % 이하, Ni : 1.0 % 이하, Cr : 1.0 % 이하, Mo : 0.5 % 이하, V : 0.1 % 이하의 1 종 이상을 함유하고, (1) 식으로 나타내는 Ceq 값이 0.350 이상, (2) 식으로 나타내는 Pcm 값이 0.20 이하, (3) 식으로 나타내는 Ar₃ 변태점이 750 °C 이하이고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성을 갖는 강을, 1000 ~ 1200 °C 의 온도로 가열하고, 미세결정 온도역의 누적 압하율이 60 % 이상이고, 또한, (압연 종료 온도 + 20 °C) 이하의 온도역의 누적 압하율이 50 % 이상, 압연 종료 온도가 Ar₃ 변태점 이상 790 °C 이하인 열간 압연을 실시한 후, Ar₃ 변태점 이상의 냉각 개시 온도로부터 10 °C/s 이상의 냉각 속도로 강판 표면 온도가 300 ~ 500 °C 까지 가속 냉각을 실시하는, 인장 강도 570 MPa 이상, 압축 강도 440 MPa 이상, 판 두께 30 mm 이상의 라인 파이프용 강재의 제조 방법.

[0024] $Ceq = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5 \dots(1)$

[0025] $Pcm = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 \dots(2)$

[0026] $Ar_3 (°C) = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo \dots(3)$

[0027] 단, (1) ~ (3) 식의 원소 기호는 함유 원소의 질량% 를 나타내고, 함유하지 않는 경우에는 0 으로 한다.

[0028] [2] [1] 에 기재된 방법으로 제조된 라인 파이프용 강재를, 냉간 성형에 의해 강판 형상으로 하고, 맞땀부를 심용접 후, 확관율이 1.2 % 이하로 확관하여 강판을 제조하는, 인장 강도 570 MPa 이상, 압축 강도 440 MPa 이상, 판 두께 30 mm 이상의 라인 파이프의 제조 방법.

- [0029] [3] 질량% 로, C : 0.030 ~ 0.10 %, Si : 0.01 ~ 0.20 %, Mn : 1.0 ~ 2.0 %, Nb : 0.005 ~ 0.050 %, Ti : 0.005 ~ 0.025 %, Al : 0.08 % 이하를 함유하고, 추가로, 질량% 로, Cu : 0.5 % 이하, Ni : 1.0 % 이하, Cr : 1.0 % 이하, Mo : 0.5 % 이하, V : 0.1 % 이하의 1 종 이상을 함유하고, (1) 식으로 나타내는 C_{eq} 값이 0.350 이상, (2) 식으로 나타내는 P_{cm} 값이 0.20 이하, (3) 식으로 나타내는 Ar_3 변태점이 750 °C 이하이고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성을 갖고,
- [0030] 금속 조직이 베이나이트 주체이고, 판 두께 1/4 위치에 있어서, 폴리고날 페라이트의 면적 분율이 10 % 이하이고, 또한, 도상 마텐자이트의 면적 분율이 5 % 이하이고, 판 두께 1/2 위치의 베이나이트의 평균 입경이 10 μ m 이하인,
- [0031] 인장 강도 570 MPa 이상, 압축 강도 440 MPa 이상, 판 두께 30 mm 이상의 라인 파이프용 강재.
- [0032] $C_{eq} = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5 \dots(1)$
- [0033] $P_{cm} = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 \dots(2)$
- [0034] $Ar_3 (\text{°C}) = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo \dots(3)$
- [0035] 단, (1) ~ (3) 식의 원소 기호는 함유 원소의 질량% 를 나타내고, 함유하지 않는 경우에는 0 으로 한다.
- [0036] [4] [3] 에 기재된 라인 파이프용 강재를, 냉간 성형에 의해 강관 형상으로 하고, 맞담부를 심 용접 후, 확관율이 1.2 % 이하로 확관하여 강관을 제조하는, 인장 강도 570 MPa 이상, 압축 강도 440 MPa 이상, 판 두께 30 mm 이상의 라인 파이프의 제조 방법.

발명의 효과

- [0037] 본 발명에 의하면, 고강도이고 저온 인성 및 DWTT 성능이 우수한 라인 파이프용 강재를 얻을 수 있다. 본 발명은, 해저 파이프라인으로의 사용에 바람직하다.
- [0038] 또, 본 발명에 의하면, 강관 성형에서의 특수한 성형 조건이나, 조관 후의 열처리를 필요로 하지 않고, 저온 인성이 우수한, 압축 강도가 높은 후속의 라인 파이프를 제공할 수 있다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

- [0039] 이하에, 본 발명의 실시형태를 설명한다. 또한, 성분 원소의 함유량을 나타내는 「%」는, 특별히 언급하지 않는 한 「질량%」를 의미한다.
- [0040] 1. 화학 성분에 대해
- [0041] C : 0.030 ~ 0.10 %
- [0042] C 는, 가속 냉각에 의해 제조되는 강관의 강도를 높이기 위해 가장 유효한 원소이다. 그러나, 0.030 % 미만에서는 충분한 강도를 확보할 수 없고, 한편, 0.10 % 를 초과하면 인성을 열화시킬 뿐만 아니라, MA 의 생성이 촉진되기 때문에, 압축 강도의 저하를 초래한다. 따라서, C 함유량을 0.030 ~ 0.10 % 로 규정한다. 바람직하게는 0.040 % 이상이고, 바람직하게는 0.098 % 이하이다.
- [0043] Si : 0.01 ~ 0.20 %
- [0044] Si 는 탈산을 위해 함유시킨다. 그러나, 0.01 % 미만에서는 탈산 효과가 충분하지 않고, 한편, 0.20 % 를 초과하면 인성을 열화시킬 뿐만 아니라, MA 생성이 촉진되기 때문에, 압축 강도의 저하를 초래한다. 따라서, Si 함유량을 0.01 ~ 0.20 % 로 규정한다. 바람직하게는 0.03 % 이상이고, 바람직하게는 0.15 % 이하이다.
- [0045] Mn : 1.0 ~ 2.0 %
- [0046] Mn : 1.0 ~ 2.0 % 로 한다. Mn 은 강도 및 인성 향상을 위해 함유한다. 그러나, 1.0 % 미만에서는 그 효과가 충분하지 않고, 한편, 2.0 % 를 초과하면 인성의 열화를 초래한다. 따라서, Mn 함유량을 1.0 ~ 2.0 % 로 규정한다. 바람직하게는 1.5 % 이상이고, 바람직하게는 1.95 % 이하이다.
- [0047] Nb : 0.005 ~ 0.050 %
- [0048] Nb 는 조직의 미세화에 의해 인성을 향상시키고, 또한 탄화물을 형성하여, 강도 상승에 기여한다. 그러나,

0.005 % 미만에서는 그 효과가 충분하지 않고, 한편, 0.050 % 를 초과하면 용접 열영향부 인성의 열화를 초래한다. 따라서, Nb 함유량을 0.005 ~ 0.050 % 로 규정한다. 바람직하게는 0.010 % 이상이고, 바람직하게는 0.040 % 이하이다.

[0049] Ti : 0.005 ~ 0.025 %

[0050] Ti 는 TiN 의 피닝 효과에 의해, 슬래브 가열시의 오스테나이트 조대화를 억제하고, 인성을 향상시킨다. 그러나, 0.005 % 미만에서는 그 효과가 충분하지 않고, 한편, 0.025 % 를 초과하면 인성의 열화를 초래한다. 따라서, Ti 함유량을 0.005 ~ 0.025 % 로 규정한다. 바람직하게는 0.008 % 이상이고, 바람직하게는 0.023 % 이하이다.

[0051] Al : 0.08 % 이하

[0052] Al 은 탈산제로서 함유한다. 그러나, 0.08 % 를 초과하면 강의 청정도가 저하되고, 인성의 열화를 초래한다. 따라서, Al 함유량을 0.08 % 이하로 규정한다. 바람직하게는 0.05 % 이하이다.

[0053] 또한, 본 발명에서는, Cu : 0.5 % 이하, Ni : 1.0 % 이하, Cr : 1.0 % 이하, Mo : 0.5 % 이하, V : 0.1 % 이하의 1 종 이상을 함유한다.

[0054] Cu : 0.5 % 이하

[0055] Cu 는, 인성의 개선과 강도의 상승에 유효한 원소이다. 그러나, 0.5 % 를 초과하면 용접부의 HAZ 인성이 열화된다. 따라서, Cu 를 함유하는 경우에는 0.5 % 이하로 한다. 한편, 하한은 특별히 한정되지 않고, Cu 를 함유하는 경우의 함유량은 0.01 % 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0056] Ni : 1.0 % 이하

[0057] Ni 는, 인성의 개선과 강도의 상승에 유효한 원소이다. 그러나, 1.0 % 를 초과하면 용접부의 HAZ 인성이 열화될 우려가 있다. 따라서, Ni 를 함유하는 경우에는 1.0 % 이하로 한다. 한편, 하한은 특별히 한정되지 않고, Ni 를 함유하는 경우의 함유량은 0.01 % 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0058] Cr : 1.0 % 이하

[0059] Cr 은, 퀴칭성을 높임으로써 강도의 상승에 유효한 원소이다. 그러나, 1.0 % 를 초과하면 용접부의 HAZ 인성을 열화시킨다. 따라서, Cr 을 함유하는 경우에는 1.0 % 이하로 한다. 한편, 하한은 특별히 한정되지 않고, Cr 을 함유하는 경우의 함유량은 0.01 % 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0060] Mo : 0.5 % 이하

[0061] Mo 는, 인성의 개선과 강도의 상승에 유효한 원소이다. 그러나, 0.5 % 를 초과하면 용접부의 HAZ 인성이 열화될 우려가 있다. 따라서, Mo 를 함유하는 경우에는 0.5 % 이하로 한다. 한편, 하한은 특별히 한정되지 않고, Mo 를 함유하는 경우의 함유량은 0.01 % 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0062] V : 0.1 % 이하

[0063] V 는, Nb 나 Ti 와 마찬가지로 복합 탄화물을 생성하여, 석출 강화에 의한 강도 상승에 매우 유효한 원소이다. 그러나, 0.1 % 를 초과하면 용접부의 HAZ 인성이 열화될 우려가 있다. 따라서, V 를 함유하는 경우에는 0.1 % 이하로 한다. 한편, 하한은 특별히 한정되지 않고, V 를 함유하는 경우의 함유량은 0.01 % 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0064] 또한 본 발명에서는, (1) 식으로 나타내는 C_{eq} 값이 0.350 이상, (2) 식으로 나타내는 P_{cm} 값이 0.20 이하, (3) 식으로 나타내는 Ar_3 변태점이 750 °C 이하인 것을 특징으로 한다.

[0065] C_{eq} 값 : 0.350 이상

[0066] C_{eq} 값은 0.350 이상으로 한다. C_{eq} 값은 하기 (1) 식으로 나타낸다. C_{eq} 값은 모재 강도와 상관이 있으며, 강도의 지표로서 사용된다. C_{eq} 값이 0.350 미만에서는 인장 강도 570 MPa 이상의 고강도가 얻어지지 않는다. 따라서, C_{eq} 값을 0.350 이상으로 규정한다. 바람직하게는, C_{eq} 값은 0.360 이상이다.

[0067] $C_{eq} = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5 \dots(1)$

[0068] 단, (1) 식의 원소 기호는 함유 원소의 질량% 를 나타내고, 함유하지 않는 경우에는 0 으로 한다.

- [0069] Pcm 값 : 0.20 이하
- [0070] Pcm 값은 0.20 이하로 한다. Pcm 값은 하기 (2) 식으로 나타낸다. Pcm 값은 용접성의 지표로서 사용되며, Pcm 값이 높을수록 용접 HAZ 부의 인성이 열화된다. 특히 후속 고강도 강에서는, 그 영향이 현저해지기 때문에, Pcm 을 엄격하게 제한할 필요가 있다. 따라서, Pcm 값을 0.20 이하로 규정한다. 바람직하게는, Pcm 값은 0.19 이하이다.
- [0071]
$$Pcm = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 \dots(2)$$
- [0072] 단, (2) 식의 원소 기호는 함유 원소의 질량% 를 나타내고, 함유하지 않는 경우에는 0 으로 한다.
- [0073] Ar₃ 변태점 : 750 °C 이하
- [0074] Ar₃ 변태점은 750 °C 이하로 한다. 하기 (3) 식은, Ar₃ 변태점을 나타내는 식이다. Ar₃ 변태점이 높을수록 고온에서 페라이트가 생성되기 때문에, 본 발명의 금속 조직을 얻는 것이 곤란해지고, 또, 압축 강도와 인성의 양립이 곤란해진다. 따라서, Ar₃ 변태점이 750 °C 이하가 되도록, 성분 조성을 제어한다.
- [0075]
$$Ar_3 (^\circ C) = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo \dots(3)$$
- [0076] 단, (3) 식의 원소 기호는 함유 원소의 질량% 를 나타내고, 함유하지 않는 경우에는 0 으로 한다.
- [0077] 상기 성분 이외의 잔부는, Fe 및 불가피적 불순물이다. 단, 본 발명의 작용 효과를 저해하지 않는 범위이면, 상기 이외의 원소를 함유해도 상관없다.
- [0078] 2. 금속 조직에 대해
- [0079] 베이나이트 주체
- [0080] 본 발명의 금속 조직은, 바우싱거 효과에 의한 압축 강도 저하를 억제하는 관점에서, 베이나이트 주체로 한다. 또한, 본 발명의 금속 조직이 베이나이트 주체라는 것은, 금속 조직 전체에 대해, 베이나이트의 면적 분율이 85 % 이상인 것을 말한다. 바우싱거 효과에 의한 압축 강도 저하를 억제하기 위해서는, 이상 계면이나 경질 제 2 상에서의 전위 집적을 피하기 위해, 베이나이트 단상의 금속 조직인 것이 바람직하다. 또한, 베이나이트 이외의 잔부 조직이 15 % 이하이면 허용된다. 또, 베이나이트의 면적 분율은, 판 두께 1/4 위치에 있어서의 값이다.
- [0081] 판 두께 1/4 위치에 있어서, 폴리고날 페라이트의 면적 분율이 10 % 이하이고, 또한, 도상 마텐자이트의 면적 분율이 5 % 이하
- [0082] 바우싱거 효과를 억제하여 높은 압축 강도를 얻기 위해서는, 연질의 폴리고날 페라이트상이나 경질의 도상 마텐자이트가 없는 균일한 조직으로 하여, 변형시의 조직 내부에서 발생하는 국소적인 전위의 집적을 억제하는 것이 바람직하다. 그 때문에, 전술한 바와 같이 베이나이트 주체의 조직으로 함과 함께, 판 두께 1/4 위치에 있어서, 폴리고날 페라이트의 면적 분율이 10 % 이하이고, 또한, 도상 마텐자이트의 면적 분율이 5 % 이하로 규정한다. 또한, 폴리고날 페라이트 및 도상 마텐자이트의 면적 분율은 모두 0 % 여도 상관없다.
- [0083] 판 두께 1/2 위치의 베이나이트의 평균 입경이 10 μm 이하
- [0084] 후속재의 경우, 특히 판 두께 1/2 위치에서 충분한 모재 인성을 얻기 위해서는, 미세한 조직이 유효하다. 그와 같은 효과는, 판 두께 1/2 위치의 베이나이트 입경을 10 μm 이하로 함으로써 얻어진다. 따라서, 판 두께 1/2 위치의 베이나이트의 평균 입경을 10 μm 이하로 규정한다.
- [0085] 또한, 본 발명의 금속 조직은, 상기의 구성을 구비하면, 베이나이트, 폴리고날 페라이트, 도상 마텐자이트 이외의 그 밖의 상을 함유해도 된다. 또한, 그 밖의 상으로서, 예를 들어, 펄라이트, 시멘타이트, 마텐자이트 등이 있다. 이들 그 밖의 상은 적은 편이 바람직하고, 판 두께 1/4 위치에 있어서, 면적률로 5 % 이하로 하는 것이 바람직하다.
- [0086] 3. 라인 파이프용 강재의 제조 방법
- [0087] 본 발명의 라인 파이프용 강재의 제조 방법은, 상기 서술한 화학 성분을 함유하는 강 슬래블을, 가열하여 열간 압연을 실시한 후, 가속 냉각을 실시한다. 이하에 제조 조건의 한정 이유에 대해 설명한다. 또한, 이하의 설명에 있어서, 특별히 언급하지 않는 한, 온도는 강판(강재)의 판 두께 방향의 평균 온도로 한다. 강

관 (강재) 의 관 두께 방향의 평균 온도는, 관 두께, 표면 온도 및 냉각 조건 등으로부터, 시뮬레이션 계산 등에 의해 구해진다. 예를 들어, 차분법을 사용하여 관 두께 방향의 온도 분포를 계산함으로써, 강관 (강재) 의 관 두께 방향의 평균 온도가 구해진다.

- [0088] 강 슬래브 가열 온도 : 1000 ~ 1200 °C
- [0089] 강 슬래브 가열 온도는, 1000 °C 미만에서는 NbC 의 고용이 불충분하고, 그 후의 석출에 의한 강화가 얻어지지 않는다. 한편, 1200 °C 를 초과하면, 저온 인성이 열화된다. 따라서, 강 슬래브 가열 온도는 1000 ~ 1200 °C 로 규정한다. 바람직하게는 1000 °C 이상이고, 바람직하게는 1150 °C 이하이다.
- [0090] 미재결정 온도역의 누적 압하율 : 60 % 이상, 또한, (압연 종료 온도 + 20 °C) 이하의 온도역의 누적 압하율 : 50 % 이상
- [0091] 높은 모재 인성을 얻기 위해서는, 열간 압연 공정에 있어서 미재결정 온도역에서 충분한 압하를 실시할 필요가 있다. 그러나, 미재결정 온도역의 누적 압하율이 60 % 미만, 또는, (압연 종료 온도 + 20 °C) 이하의 온도역의 누적 압하량이 50 % 미만에서는, 결정립의 미세화 효과가 불충분하다. 이 때문에, 미재결정 온도역의 누적 압하율을 60 % 이상 또한, (압연 종료 온도 + 20 °C) 이하의 온도역의 누적 압하량을 50 % 이상으로 한다. 미재결정 온도역의 누적 압하율은, 바람직하게는 65 % 이상이다. (압연 종료 온도 + 20 °C) 이하의 온도역의 누적 압하율은, 바람직하게는 55 % 이상이다.
- [0092] 압연 종료 온도 : Ar₃ 변태점 이상 790 °C 이하
- [0093] 바우싱거 효과에 의한 강도 저하를 억제하기 위해서는, 금속 조직을 베이나이트 주체의 조직으로 하여 폴리고날 페라이트 등의 연질의 조직의 생성을 억제할 필요가 있다. 그 때문에, 열간 압연은, 폴리고날 페라이트가 생성되지 않는 온도역인 Ar₃ 변태점 이상의 온도역에서 실시하는 것이 필요하다. 따라서, 압연 종료 온도는 Ar₃ 변태점 이상으로 규정한다. 또한, 높은 모재 인성을 얻기 위해서는 Ar₃ 변태점 이상의 온도역 중에서도 저온역에서 압연을 실시할 필요가 있기 때문에, 압연 종료 온도의 상한을 790 °C 로 한다. 압연 종료 온도는 바람직하게는 780 °C 이하이다.
- [0094] 냉각 개시 온도 : Ar₃ 변태점 이상
- [0095] 냉각 개시 온도가 Ar₃ 변태점 미만에서는, 관 두께 1/4 위치에 있어서의 폴리고날 페라이트의 면적 분율이 10 % 를 초과하여, 바우싱거 효과 때문에 충분한 압축 강도를 확보할 수 없다. 따라서, 냉각 개시 온도는 Ar₃ 변태점 이상으로 규정한다. 바람직하게는 (Ar₃ 변태점 + 10 °C) 이상이다.
- [0096] 또한, Ar₃ 변태점은 상기 서술한 바와 같이, (3) 식에 의해 구할 수 있다.
- [0097] $Ar_3 (°C) = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo \dots(3)$
- [0098] 단, (3) 식의 원소 기호는 함유 원소의 질량% 를 나타내고, 함유하지 않는 경우에는 0 으로 한다.
- [0099] 냉각 속도 : 10 °C/s 이상
- [0100] 냉각 속도를 10 °C/s 이상으로 실시하는 가속 냉각은, 고강도이고 고인성의 강관을 얻기 위해 불가결한 프로세스이며, 높은 냉각 속도로 냉각시킴으로써 변태 강화에 의한 강도 상승 효과가 얻어진다. 그러나, 냉각 속도가 10 °C/s 미만에서는 충분한 강도가 얻어지지 않을 뿐만 아니라, 냉각 중에 C 의 확산이 발생하기 때문에 미변태 오스테나이트에 C 의 농화가 일어나, MA 의 생성량이 많아진다. 전술한 바와 같이, MA 등의 경질 제 2 상의 존재에 의해, 바우싱거 효과가 촉진되기 때문에, 압축 강도의 저하를 초래한다. 그러나, 냉각 속도가 10 °C/s 이상이면 냉각 중의 C 의 확산이 적고, MA 의 생성도 억제된다. 따라서, 가속 냉각시의 냉각 속도는 10 °C/s 이상으로 규정한다. 바람직하게는 20 °C/s 이상이다.
- [0101] 냉각 정지 온도 : 강관 표면 온도가 300 ~ 500 °C
- [0102] 압연 종료 후의 가속 냉각으로 강관 표면 온도가 300 ~ 500 °C 까지 급랭됨으로써, MA 나 펄라이트의 생성을 억제하여, 베이나이트 주체의 균일한 조직이 얻어진다. 그러나, 냉각 정지 온도가 300 °C 미만에서는, MA 가 생성되어, 바우싱거 효과에 의한 압축 강도 저하나, 인성의 열화를 초래한다. 강관 표면에서의 냉각 정지 온도를 300 °C 이상으로 함으로써 복열 (復熱) 에 의해 MA 가 분해되기 때문에, 균질한 조직을 얻을 수

있다. 한편, 냉각 정지 온도가 500 ℃ 를 초과하면, 필라이트가 생성되어, 충분한 강도가 얻어지지 않을 뿐만 아니라, 바우싱거 효과에 의해 압축 강도의 저하를 초래한다. 따라서, 냉각 정지 온도는 강관 표면 온도가 300 ~ 500 ℃ 로 규정한다. 바람직하게는 350 ℃ 이상이고, 바람직하게는 490 ℃ 이하이다.

[0103] 4. 라인 파이프의 제조 방법

[0104] 본 발명은 상기 서술한 방법에 의해 제조된 강관 (강재) 을 사용하여 강관 (라인 파이프) 으로 한다. 강재의 성형 방법으로는, UOE 프로세스나 프레스 벤드 (벤딩 프레스라고도 칭한다) 등의 냉간 성형에 의해 강관 형상으로 성형하는 방법을 들 수 있다. UOE 프로세스에서는, 소재가 되는 강관 (강재) 의 폭 방향 단부에 개선 가공을 실시한 후, C 자상의 프레스기를 사용하여 강관의 폭 방향 단부의 단 굽힘을 실시하고, 계속해서, U 자상 및 O 자상의 프레스기를 사용하여 강관의 폭 방향 단부끼리가 대향하도록 강관을 원통 형상으로 성형한다.

이어서, 강관의 대향하는 폭 방향 단부를 맞대어 용접한다. 이 용접을 심 용접이라고 부른다. 이 심 용접에 있어서는, 원통 형상의 강관을 구속하고, 대향하는 강관의 폭 방향 단부끼리를 맞대어 가용접하는 가용접 공정과, 서브 머지 아크 용접법에 의해 강관의 맞대부의 내외면에 심 용접을 실시하는 본용접 공정의, 2 단계의 공정을 갖는 방법이 바람직하다. 심 용접을 실시한 후에, 용접 잔류 응력의 제거와 강관 진원도의 향상을 위해, 확관을 실시한다. 확관 공정에 있어서 확관율 (확관 전의 관의 외경에 대한 확관 전후의 외경 변화량의 비) 은, 1.2 % 이하로 한다. 이것은, 확관율이 지나치게 크면 바우싱거 효과에 의해 압축 강도의 저하가 커지기 때문이며, 확관율은 1.0 % 이하인 것이 바람직하다. 또한, 용접 잔류 응력을 저감시키고, 또, 강관의 진원도를 향상시키는 관점에서, 확관율은 0.4 % 이상인 것이 바람직하고, 0.6 % 이상인 것이 보다 바람직하다.

[0105] 프레스 벤드의 경우에는, 강관에 3 점 굽힘을 반복함으로써 축차 성형하여, 대략 원형의 단면 형상을 갖는 강관을 제조한다. 그 후에는, 상기 서술한 UOE 프로세스와 동일하게 심 용접을 실시한다. 프레스 벤드의 경우에도, 심 용접 후, 확관을 실시해도 된다.

[0106] 실시예

[0107] 표 1 에 나타내는 화학 성분의 강 (강종 A ~ K) 을 연속 주조법에 의해 슬래브로 하고, 이것을 사용하여 판 두께 35 ~ 40 mm 의 강관 (No.1 ~ 25) 을 제조하였다. 이들 강관을 사용하여, UOE 프로세스에 의해 강관을 제조하였다. 심 용접은 내외면 각 1 패스의 4 전극 서브 머지 아크 용접으로 실시하고, 용접시의 입열은 강관의 판 두께에 따라 20 ~ 80 kJ/cm 의 범위로 하였다. 강관 제조 조건 및 강관 제조 조건 (확관율) 을 표 2 에 나타낸다.

표 1

| 강종 | 성분 조성 (질량%) | | | | | | | | | | | | | Ceq 값 ⁽¹⁾ | Pcm 값 ⁽²⁾ | Ar ₃ 변태점 ⁽³⁾ | 비고 |
|----|-------------|-------|------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|--|-------|----------------------|----------------------|------------------------------------|----|
| | C | Si | Mn | Nb | Ti | Al | Cu | Ni | Cr | Mo | V | | | | | | |
| A | 0.050 | 0.050 | 1.85 | 0.028 | 0.010 | 0.030 | 0.100 | 0.100 | 0.300 | 0.100 | 0.020 | | 0.456 | 0.175 | 727 | 비고 | |
| B | 0.043 | 0.140 | 1.70 | 0.020 | 0.015 | 0.033 | | 0.200 | 0.120 | | | | 0.364 | 0.142 | 748 | | |
| C | 0.095 | 0.060 | 1.54 | 0.025 | 0.010 | 0.020 | | | 0.020 | 0.210 | | | 0.398 | 0.189 | 740 | | |
| D | 0.065 | 0.070 | 1.60 | 0.030 | 0.011 | 0.025 | 0.150 | 0.150 | 0.200 | | 0.030 | | 0.398 | 0.170 | 748 | | |
| E | 0.060 | 0.040 | 1.90 | 0.025 | 0.020 | 0.033 | 0.020 | 0.020 | | 0.050 | | | 0.389 | 0.161 | 734 | | |
| F | 0.050 | 0.050 | 1.78 | 0.018 | 0.012 | 0.030 | 0.300 | 0.320 | | 0.100 | | | 0.408 | 0.168 | 721 | | |
| G | 0.028 | 0.060 | 1.90 | 0.028 | 0.020 | 0.025 | | | | | 0.005 | | 0.346 | 0.126 | 749 | 비고 | |
| H | 0.080 | 0.050 | 2.10 | 0.030 | 0.013 | 0.033 | 0.200 | 0.250 | 0.200 | 0.100 | | | 0.520 | 0.218 | 688 | | |
| I | 0.055 | 0.100 | 1.55 | | 0.012 | 0.032 | 0.200 | | 0.150 | | | | 0.357 | 0.153 | 763 | | |
| J | 0.140 | 0.150 | 1.55 | 0.025 | 0.011 | 0.028 | 0.200 | 0.200 | | | | | 0.425 | 0.236 | 728 | | |
| K | 0.065 | 0.250 | 1.80 | 0.030 | 0.015 | 0.025 | 0.200 | 0.200 | 0.100 | 0.010 | | | 0.414 | 0.184 | 723 | | |

※ 밑줄은 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.

(1) 식 : $Ceq = \frac{C+Mn}{6} + \frac{Cu+Ni}{15} + \frac{Cr+Mo+V}{5}$

(2) 식 : $Pcm = \frac{C+Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10}$

(3) 식 : $Ar_3 = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo$

표 2

| No. | 강종 | Ar ₃ 반터점 (°C) | 관 두께 (mm) | 가열 온도 (°C) | 누적 압하율 (압연 종료 온도+20°C 이하) | | 압연 종료 온도 (°C) | 냉각 개시 온도 (°C) | 냉각 속도 (°C/s) | 냉각 정지 온도 (°C) | 확관율 (%) |
|-----|----|--------------------------|-----------|------------|---------------------------|--------|---------------|---------------|--------------|---------------|---------|
| | | | | | 미재결정 온도역 (%) | 이하 (%) | | | | | |
| 1 | A | 727 | 40 | 1050 | 75 | 70 | 760 | 755 | 25 | 430 | 0.8 |
| 2 | A | 727 | 40 | 1030 | 75 | 55 | 765 | 750 | 20 | 440 | 0.8 |
| 3 | A | 727 | 40 | 1040 | 75 | 75 | 780 | 770 | 20 | 430 | 0.8 |
| 4 | A | 727 | 40 | 1060 | 75 | 70 | 765 | 755 | 27 | 350 | 0.8 |
| 5 | A | 727 | 40 | 1050 | 75 | 70 | 760 | 750 | 22 | 490 | 0.8 |
| 6 | B | 748 | 35 | 1100 | 80 | 75 | 775 | 770 | 30 | 400 | 0.8 |
| 7 | C | 740 | 35 | 1060 | 75 | 75 | 775 | 765 | 35 | 390 | 1.0 |
| 8 | D | 748 | 35 | 1100 | 75 | 70 | 770 | 760 | 30 | 460 | 1.0 |
| 9 | E | 734 | 35 | 1050 | 75 | 70 | 775 | 765 | 28 | 400 | 1.0 |
| 10 | F | 721 | 40 | 1050 | 75 | 70 | 755 | 745 | 32 | 400 | 0.6 |
| 11 | A | 727 | 40 | 950 | 75 | 70 | 770 | 760 | 20 | 450 | 0.8 |
| 12 | A | 727 | 40 | 1250 | 75 | 70 | 765 | 760 | 25 | 420 | 0.8 |
| 13 | A | 727 | 40 | 1050 | 55 | 55 | 760 | 750 | 25 | 410 | 0.8 |
| 14 | A | 727 | 40 | 1040 | 75 | 45 | 765 | 760 | 25 | 440 | 0.8 |
| 15 | A | 727 | 40 | 1030 | 75 | 70 | 725 | 720 | 20 | 380 | 0.8 |
| 16 | A | 727 | 40 | 1050 | 75 | 70 | 800 | 790 | 30 | 460 | 0.8 |
| 17 | F | 721 | 40 | 1060 | 75 | 75 | 760 | 750 | 5 | 450 | 0.8 |
| 18 | F | 721 | 40 | 1030 | 75 | 70 | 770 | 760 | 30 | 250 | 0.8 |
| 19 | F | 721 | 40 | 1070 | 75 | 75 | 760 | 750 | 20 | 550 | 0.8 |
| 20 | F | 721 | 40 | 1040 | 75 | 75 | 760 | 750 | 26 | 370 | 1.6 |
| 21 | G | 749 | 35 | 1060 | 75 | 70 | 775 | 770 | 25 | 430 | 0.8 |
| 22 | H | 688 | 40 | 1030 | 75 | 70 | 760 | 750 | 20 | 450 | 1.0 |
| 23 | I | 763 | 35 | 1050 | 80 | 75 | 775 | 760 | 20 | 400 | 0.8 |
| 24 | J | 728 | 40 | 1080 | 75 | 75 | 765 | 755 | 25 | 390 | 1.0 |
| 25 | K | 723 | 35 | 1030 | 75 | 70 | 770 | 760 | 25 | 410 | 1.0 |

* 압축은 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.

[0109]

[0110]

이상과 같이 하여 제조한 강관의 인장 특성에 대해, 관 둘레 방향의 전체 두께 시험편을 인장 시험편으로 하여 인장 시험을 실시하고, 인장 강도를 측정하였다. 압축 시험은 강관의 강관 내면측의 위치로부터 관 둘레 방향으로 직경 20 mm, 길이 60 mm 의 시험편을 채취하고, 압축 시험에 의해 압축 항복 강도로서 0.5 % 압축 내력을 측정하였다.

[0111]

또, 강관의 관 둘레 방향으로부터 채취한 DWTT 시험편에 의해 연성 파면율이 85 % 가 되는 온도를 85 % SATT 로서 구하였다.

[0112]

조인트의 HAZ 인성은, 연성 파면율이 50 % 가 되는 온도를 vTrs 로 하여 구하였다. 노치 위치는, 샤르피 시험편의 노치 바닥 중앙에 용융선이 있고, 노치 바닥에 용접 금속과 모재 (용접 열영향부 포함) 가 1 : 1 이 되는 위치로 하였다.

[0113]

금속 조직은, 강관의 내면측의 관 두께 1/4 위치로부터 샘플을 채취하고, 연마 후 나이탈에 의한 에칭을 실시하여 광학 현미경으로 관찰을 실시하였다. 그리고, 200 배로 촬영한 사진 3 장을 사용하여 화상 해석에 의해 베이나이트 및 폴리고날 페라이트의 면적 분율을 구하였다. MA 의 관찰은, 베이나이트 및 폴리고날 페라이트의 면적 분율을 측정할 샘플을 사용하여, 나이탈 에칭 후에 전해 에칭 (2 단 에칭) 을 실시하고, 그 후 주사

전자 현미경 (SEM) 에 의한 관찰을 실시하였다. 그리고, 1000 배로 촬영한 사진 3 장으로부터 화상 해석에 의해 MA 의 면적 분율을 구하였다. 베이나이트의 평균 입경은, 강관의 내면측의 판 두께 1/4 위치로부터 샘플을 채취하고, 연마 후 나이탈에 의한 에칭을 실시하여 광학 현미경으로 관찰한 현미경 사진을 사용하여 선분법에 의해 구하였다.

[0114] 또한, 실시예에서는 강관에 있어서의 금속 조직을 특정하였지만, 이 결과는 강관(강재)의 금속 조직으로서 취급할 수 있다.

[0115] 금속 조직 및 기계적 특성의 결과를 표 3 에 나타낸다.

표 3

| No. | 강종 | 금속 조직 | | | | 기계적 특성 | | | | 비고 | |
|-----|----|------------------|----------------------|---------------------|------|---------------|-------------|-----------|----------------------|-----|------------------|
| | | 판 두께 1/4 위치 | | | | 판 두께 1/2 위치 | 인장 강도 (MPa) | 압축 강도 (%) | DWTT 특성 85%SATT (°C) | | HAZ 인성 vTrs (°C) |
| | | 베이나이트의 면적 분율 (%) | 폴리고발 페라이트의 면적 분율 (%) | 도상 마텐자이트의 면적 분율 (%) | 잔부 | 베이나이트 입경 (μm) | | | | | |
| 1 | A | 93.8 | 3.5 | 2.4 | θ | 7.0 | 654 | 515 | -25 | -37 | 발명에 |
| 2 | A | 93.0 | 4.2 | 2.3 | θ | 9.0 | 637 | 491 | -20 | -37 | |
| 3 | A | 98.1 | 0.0 | 1.5 | θ | 9.5 | 660 | 523 | -18 | -37 | |
| 4 | A | 95.4 | 1.8 | 2.8 | — | 6.0 | 678 | 453 | -30 | -38 | |
| 5 | A | 92.1 | 3.8 | 2.2 | θ, P | 7.5 | 637 | 440 | -27 | -37 | |
| 6 | B | 91.3 | 5.1 | 3.2 | θ | 8.0 | 610 | 450 | -25 | -50 | |
| 7 | C | 91.1 | 4.8 | 4.1 | — | 6.5 | 626 | 452 | -35 | -25 | |
| 8 | D | 88.0 | 7.5 | 2.8 | θ | 7.5 | 628 | 461 | -30 | -27 | |
| 9 | E | 96.9 | 0.0 | 2.5 | θ | 7.0 | 608 | 451 | -20 | -40 | |
| 10 | F | 95.2 | 2.2 | 2.3 | θ | 7.5 | 597 | 471 | -25 | -35 | |
| 11 | A | 97.1 | 0.0 | 2.2 | θ | 6.5 | 559 | 454 | -30 | -38 | 비교예 |
| 12 | A | 97.6 | 0.0 | 1.9 | θ | 20.0 | 772 | 594 | 0 | -38 | |
| 13 | A | 95.0 | 2.3 | 2.4 | θ | 18.0 | 655 | 494 | -5 | -37 | |
| 14 | A | 96.9 | 0.0 | 2.6 | θ | 18.5 | 650 | 503 | 0 | -36 | |
| 15 | A | 75.8 | 20.0 | 4.2 | — | 6.0 | 543 | 423 | -32 | -37 | |
| 16 | A | 96.8 | 0.0 | 2.4 | θ | 21.0 | 673 | 508 | 0 | -37 | |
| 17 | F | 88.2 | 1.2 | 6.1 | θ, P | 9.0 | 586 | 394 | -15 | -40 | |
| 18 | F | 92.4 | 0.0 | 7.6 | — | 7.0 | 634 | 322 | -7 | -41 | |
| 19 | F | 76.5 | 6.5 | 2.7 | θ, P | 9.1 | 567 | 339 | -17 | -41 | |
| 20 | F | 96.1 | 1.5 | 2.4 | — | 6.8 | 604 | 338 | -25 | -41 | |
| 21 | G | 94.3 | 4.1 | 1.0 | θ | 8.2 | 580 | 443 | -20 | -55 | |
| 22 | H | 93.1 | 0.0 | 4.8 | θ, P | 6.2 | 709 | 523 | -32 | -5 | |
| 23 | I | 85.6 | 12.0 | 2.1 | θ | 9.5 | 574 | 420 | -12 | -42 | |
| 24 | J | 87.0 | 3.2 | 7.2 | θ, P | 6.7 | 645 | 438 | -23 | 0 | |
| 25 | K | 93.2 | 0.0 | 6.8 | — | 7.2 | 619 | 420 | -22 | -28 | |

※ 밑줄은 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.

※ 표 중의 θ, P 는 각각 시멘타이트, 플라이트를 나타낸다.

[0116]

표 3 에 있어서, No.1 ~ 10 은 모두, 인장 강도가 570 MPa 이상, 압축 강도가 440 MPa 이상이고, DWTT 성능은 85 % SATT 가 -10 °C 이하, HAZ 인성이 -20 °C 이하로 평가 결과가 모두 양호하였다.

[0118]

한편, No.11 ~ 20 은, 성분 조성이 본 발명의 범위 내이지만, 제조 방법이 본 발명의 범위 외이기 때문에, 원하는 금속 조직이 얻어지지 않았다. 그 결과, 인장 강도, 압축 강도 또는 DWTT 특성 중 어느 것이 떨어졌다. No.21 ~ 25 는 화학 성분이 본 발명의 범위 외이기 때문에, 인장 강도, 압축 강도, DWTT 특성 또는 HAZ 인성 중 어느 것이 떨어졌다.

[0119]

본 발명에 의하면, 고강도이고 저온 인성 및 DWTT 성능이 우수한 API-X70 그레이드 이상의 강관이 얻어진다. 따라서, 본 발명의 강관을, 높은 내콜랩스 성능이 요구되는 심해용 라인 파이프에 적용할 수 있다.