



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2012년03월20일
(11) 등록번호 10-1119240
(24) 등록일자 2012년02월15일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 38/00 (2006.01) B21C 37/08 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01) C22C 38/14 (2006.01)
(21) 출원번호 10-2009-7008164
(22) 출원일자(국제) 2007년11월30일
심사청구일자 2009년04월21일
(85) 번역문제출일자 2009년04월21일
(65) 공개번호 10-2009-0055647
(43) 공개일자 2009년06월02일
(86) 국제출원번호 PCT/JP2007/073622
(87) 국제공개번호 WO 2008/069289
국제공개일자 2008년06월12일
(30) 우선권주장
JP-P-2006-324176 2006년11월30일 일본(JP)
(뒷면에 계속)

(73) 특허권자
신닛뽀세이테쯔 카부시키카이사
일본 도쿄도 지요다구 마루노우쨌 2쨌메 6방 1고
(72) 발명자
하라 다쿠야
일본 1008071 도쿄 치요다구 오테마치 2쨌메 6-3
신닛뽀세이테쯔카부시키카이사 나이
아사히 히토시
일본 1008071 도쿄 치요다구 오테마치 2쨌메 6-3
신닛뽀세이테쯔카부시키카이사 나이
(74) 대리인
박장원

(56) 선행기술조사문헌
KR1020030091792 A
JP2005336514 A
JP2004035925 A

전체 청구항 수 : 총 14 항

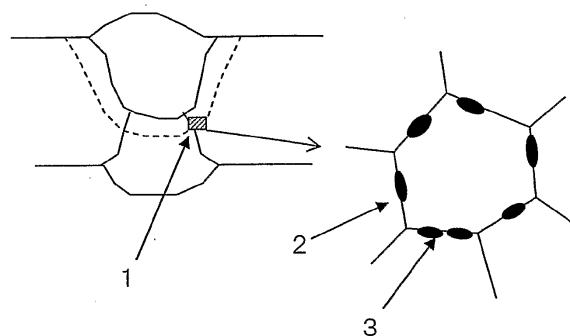
심사관 : 정상익

(54) 발명의 명칭 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관 및 그 제조 방법

(57) 요약

본 발명은 저렴한 가격으로 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관 및 그 제조 방법을 제공하는 것으로, 질량%로 C: 0.010 내지 0.050%, Si: 0.01 내지 0.50%, Mn: 0.50 내지 2.00%, S: 0.0001 내지 0.0050%, Ti: 0.003 내지 0.030%를 포함하고, Al: 0.020% 이하, Mo: 0.10% 미만으로 제한하며, 탄소 당량 Ceq가 0.30 내지 0.53이고, 균열 감수성 지수 Pcm을 0.10 내지 0.20으로 하고, 면적률로 20% 이하인 폴리고날 페라이트와 잔부 베이나이트로 이루어지며, 유효 결정립경이 20 μm 이하인 모재 강관을 관 모양으로 성형한 후 심 용접하고, 용접 열 영향부의 유효 결정립경을 150 μm 이하로 한 것이다.

대표도 - 도1



(30) 우선권주장

JP-P-2007-309280 2007년11월29일 일본(JP)

JP-P-2007-310457 2007년11월30일 일본(JP)

특허청구의 범위

청구항 1

관 모양으로 성형된 모재 강관을 심 용접한 강관으로서, 상기 모재 강관이 질량%로, C: 0.010 내지 0.050%, Si: 0.01 내지 0.50%, Mn: 0.50 내지 2.00%, S: 0.0001 내지 0.0050%, Ti: 0.003 내지 0.030%, O: 0.0001 내지 0.0080%, B: 0.0003 내지 0.0030%를 포함하고, P: 0.050% 이하, Al: 0.020% 이하(0% 제외), Mo: 0.10% 미만(0% 제외)으로 제한하며, 잔부가 철 및 불가피한 불순물로 이루어지는 성분 조성을 가지고, 아래 (식 1)에 의하여 구하는 Ceq가 0.30 내지 0.53이고, 아래 (식 2)에 의하여 구하는 Pcm이 0.10 내지 0.20이며, 상기 모재 강관의 금속 조직이 면적률로 20% 이하인 폴리고날 페라이트와 면적률로 80% 이상인 베이나이트로 이루어지고, 유효 결정립경이 20 μm 이하이며, 용접 열 영향부의 유효 결정립경이 150 μm 이하인 것을 특징으로 하는 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관.

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

$$Pcm = C + Si/30 + (Mn+Cu+Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B \quad \text{(식 2)}$$

여기서, C, Si, Mn, Ni, Cu, Cr, Mo, V, B는 각 원소의 함유량[질량%]이다.

청구항 2

제1항에 있어서, 상기 모재 강관의 살 두께가 25 내지 40 mm인 것을 특징으로 하는 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관.

청구항 3

제1항 또는 제2항에 있어서, 상기 강관의 둘레(周) 방향을 인장 방향으로 하는, 상기 모재 강관의 인장 강도가 600 내지 800 MPa인 것을 특징으로 하는 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관.

청구항 4

제1항 또는 제2항에 있어서, 상기 모재 강관이 질량%로 Cu: 0.05 내지 1.50%, Ni: 0.05 내지 5.00%의 일방 또는 쌍방을 추가로 함유하는 것을 특징으로 하는 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관.

청구항 5

제1항 또는 제2항에 있어서, 상기 모재 강관이 질량%로 Cr: 0.02 내지 1.50%, V: 0.010 내지 0.100%, Nb: 0.001 내지 0.200%, Zr: 0.0001 내지 0.0500%, Ta: 0.0001 내지 0.0500% 중에서 1종 또는 2종 이상을 함유하는 것을 특징으로 하는 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관.

청구항 6

제1항 또는 제2항에 있어서, 상기 모재 강관이 질량%로 Mg: 0.0001 내지 0.0100%, Ca: 0.0001 내지 0.0050%, REM: 0.0001 내지 0.0050%, Y: 0.0001 내지 0.0050%, Hf: 0.0001 내지 0.0050%, Re: 0.0001 내지 0.0050%, W: 0.01 내지 0.50% 중에서 1종 또는 2종 이상을 추가로 함유하는 것을 특징으로 하는 고강도 라인 파이프용 용접 강관.

청구항 7

제1항 또는 제2항에 있어서, 용접 금속이 질량%로 C: 0.010 내지 0.100%, Si: 0.01 내지 0.50%, Mn: 1.0 내지 2.0%, Al: 0.001 내지 0.100%, Ti: 0.003 내지 0.050%, O: 0.0001 내지 0.0500%를 포함하고, P: 0.010% 이하, S: 0.010% 이하로 제한하고, 잔부가 철 및 불가피한 불순물로 이루어지는 것을 특징으로 하는 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관.

청구항 8

제7항에 있어서, 상기 용접 금속이 질량%로 Ni: 0.2 내지 3.2%, Cr+Mo+V: 0.2 내지 2.5%의 일방 또는 쌍방을 추가로 함유하는 것을 특징으로 하는 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관.

청구항 9

강을 용제할 때에, Si, Mn을 첨가하여 약탈산을 실시한 후, Ti을 첨가하고, 제1항에 기재된 성분으로 조정된 강을 주조하고, 얻은 강편을 열간 압연하고, 얻은 강관을 관 모양으로 성형하여 맞댐부를 심 용접하는 것을 특징으로 하는 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관의 제조 방법.

청구항 10

제9항에 있어서, 상기 강편을 1000℃ 이상으로 가열하고, 미재결정 온도 영역에서의 압하비를 2.5 이상으로 하여 열간 압연하고, 600℃ 이하에서 수냉을 정지하는 것을 특징으로 하는 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관의 제조 방법.

청구항 11

제9항에 있어서, 상기 강관을 UO 공정에서 관 모양으로 성형하고, 맞댐부를 내외면으로부터 용접 와이어와 소성형 또는 용융형 플럭스를 사용하여 서브머지드 아크 용접을 실시하며, 그 후 확관을 실시하는 것을 특징으로 하는 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관의 제조 방법.

청구항 12

제11항에 있어서, 상기 서브머지드 아크 용접의 입열이 4.0 내지 10.0 kJ/mm인 것을 특징으로 하는 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관의 제조 방법.

청구항 13

제9항 내지 제12항 중 어느 하나의 항에 있어서, 심 용접부를 열처리하는 것을 특징으로 하는 저온 인성이 우수한 고강도 후육 라인 파이프용 용접 강관의 제조 방법.

청구항 14

제13항에 있어서, 심 용접부의 열처리를 300 내지 500℃의 범위 내에서 실시하는 것을 특징으로 하는 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관의 제조 방법.

명세서

기술분야

[0001] 본 발명은 원유 및 천연가스 수송용 라인 파이프에 매우 적합한, 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관에 관한 것이다.

배경기술

[0002] 원유, 천연가스 등의 장거리 수송 방법으로 중요한 파이프 라인의 간선에 사용되는 라인 파이프용 강관으로서 고강도, 고인성의 라인 파이프용 강관이 제안되어 있다(예를 들면, 특허 문헌 1). 지금까지, 미국 석유 협회(API) 규격 X70(인장 강도 564 MPa 이상) 이상, 나아가 X80(인장 강도 620 MPa 이상)까지의 라인 파이프용 강관이 실용화되어 있으나, 원유 및 천연가스 수송의 효율화를 목적으로 하는 파이프 라인 내압의 고압화에 대한 검토에 따라, 인장 강도가 600 MPa 이상인 X70 이상, 나아가 X80 이상의 고강도 라인 파이프용 강관을 한층 더 고강도화 또는 후육화할 것이 요구되고 있다.

[0003] 고강도화에 대하여는, 예를 들면 900 MPa 이상의 인장 강도를 가진 X120급의 라인 파이프를 사용하면, 내압, 즉 원유 또는 천연가스의 압력을 X65급의 라인 파이프의 약 2배로 할 수 있기 때문에, 약 2배 양의 원유 또는 천연가스를 수송하는 것이 가능하게 된다. 또한, 라인 파이프의 강도를 높여 내(耐)내압 강도를 향상시키면, 살 두께를 두껍게 하는 경우와 비교하여, 재료비, 수송비, 현지 용접 시공비를 삭감하는 것이 가능하게 되고, 파이프 라인 부설비를 대폭 절약할 수 있다.

[0004] 또한, 파이프 라인은 한랭지에 부설되는 경우도 많기 때문에 저온 인성이 우수한 것이 필수이다. 또한, 시공시에는 라인 파이프끼리의 단부가 접합되기 때문에, 우수한 현지 용접성도 요구된다. 이와 같은 요구를 만족하고, 일본 공개 특허 공보 소62-4826호에 제안된 라인 파이프용 강관보다 고강도의 X120급의 라인 파이프용 강관이

제안되어 있다(예를 들면, 일본 공개 특허 공보 제2004-52104호). 이것은 모재의 미세 조직이 베이나이트와 마르텐사이트와의 혼합 조직을 주체로 하는 고강도 라인 파이프용 강관이다. 또한, 후육화에 대하여는 제어 압연 및 제어 냉각에 의하여 금속 조직을 미세한 베이나이트로 하여 강도 및 인성이 양호한 후강관을 제조하는 방법이 제안되어 있다(예를 들면, 일본 공개 특허 공보 제2000-256777호, 일본 공개 특허 공보 제2004-76101호, 일본 공개 특허 공보 제2004-143509호).

[0005] 강도가 높고, 살 두께가 두꺼운 라인 파이프용 강관은 후강관을 UO 공정에 의하여 관 모양으로 성형하고, 단부끼리 맞대어 심 용접하여 제조된다. 고강도 라인 파이프용 강관과 같이 인성 및 생산성이 요구되는 경우, 심 용접에는 내면 및 외면으로부터의 서브머지드 아크 용접이 매우 적합하다. 이와 같이, 강재를 복수 회 용접하는 경우에는 선행 용접의 입열에 의하여 초대화된 용접 열 영향부(Heat Affected Zone, HAZ라고 부른다.)가 후행 용접의 입열에 의하여 재가열되어 인성이 저하된다고 하는 문제가 있다.

[0006] 고강도 라인 파이프용 강관의 HAZ의 저온 인성을 향상시키는 기술에 대하여는 입내 변태를 이용하여 HAZ의 조직을 미세화하는 방법이 제안되어 있다(예를 들면, 일본 공개 특허 공보 평8-325635호, 일본 공개 특허 공보 제2001-355039호, 일본 공개 특허 공보 제2003-138340호). 일본 공개 특허 공보 평8-325635호에 제안된 방법은 산화물을 핵으로 하여 어시컬러 페라이트를 생성시키는 것이고, 일본 공개 특허 공보 제2001-355039호 및 일본 공개 특허 공보 제2003-138340호에 제안된 방법은 산화물과 황화물의 복합 개재물을 핵으로서 입내 베이나이트를 생성시키는 것이다.

[0007] 이와 같은 종래의 고강도 라인 파이프용 강관의 대다수는 담금질성을 높여 고강도화에 유효한 Mo를 많이 함유하여 베이나이트 주체의 금속 조직을 얻고, 인성의 향상을 도모하고 있으나, 최근, 고가의 원소인 Mo의 함유량을 저감할 것이 요구되고 있다. 그러나, Mo를 저감하면 담금질성이 저하되기 쉽고, 입내 베이나이트를 얻기 어려워지기 때문에, HAZ의 저온 인성의 확보는 곤란하였다. 또한, 종래의 고강도 라인 파이프의 두께는 기껏해야 25 mm 미만이며, 25 mm 이상이나, 30 mm 이상의 후육 라인 파이프는 요구되지 않았다.

발명의 상세한 설명

[0008] 본 발명은 Mo의 함유량을 제한하더라도, 특히 HAZ의 저온 인성을 확보할 수 있고, 염가로 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관 및 그 제조 방법을 제공하는 것이다.

[0009] 또한, 본 발명자들은 관 두께가 25 mm 이상, 인장 강도(TS)가 600 Mpa 이상인 X70이나, X80 이상의 고강도 라인 파이프용 후강관을 시작(試作)하였다. 그 결과, 강관의 관 두께의 증가에 기인하는 문제가 예상보다 훨씬 더 중대하다는 것을 알게 되었다. 특히, 관 두께의 중앙부에서는 제어 압연에 의한 압하 및 제어 냉각에 의한 냉각 속도가 불충분하게 되고, 강관의 표층부에 비하여 인성이 현저하게 저하된다. 또한, 강관의 관 두께 중앙부의 금속 조직을 조사한 결과, 고강도 라인 파이프용 후강관에서는 관 두께의 중앙부를 미세한 베이나이트 조직으로 하는 것은 극히 곤란하다는 지견을 얻을 수 있었다.

[0010] 본 발명은 이와 같은 종래 기술로부터 예상할 수 없었던 과제도 해결하는 것으로, 특히 살 두께가 25 mm 이상, 나아가 30 mm 이상이라도, Mo의 함유량의 제한을 가능하게 하고, 염가로 후육의 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관 및 그 제조 방법을 제공하는 것이다.

[0011] 본 발명은 C 및 Al을 저감하고, 적당량의 Ti를 함유시켜 입내 변태를 촉진하며, 또한, 적당량의 B를 첨가하여 담금질성을 높이고 담금질성 지표인 탄소당량 Ceq 및 용접성 지표인 균열 감수성 지수 Pcm을 최적의 범위로 제어하여, Mo 함유량을 제한하더라도, 모재 및 HAZ를 베이나이트가 주체인 미세한 금속 조직으로 하고, 또한, Ti의 산화물을 핵으로서 생성하는 입내 베이나이트를 이용하며, 특히 HAZ의 유효 결정립경의 미세화에 의하여, HAZ의 저온 인성을 향상시킨 후육화가 가능한 고강도 라인 파이프용 용접 강관으로서, 그 요지는 이하와 같다.

[0012] (1) 관 모양으로 성형된 모재 강관을 심 용접한 강관으로서, 상기 모재 강관이 질량%로 C: 0.010 내지 0.050%, Si: 0.01 내지 0.50%, Mn: 0.50 내지 2.00%, S: 0.0001 내지 0.0050%, Ti: 0.003 내지 0.030%, O: 0.0001 내지 0.0080%, B: 0.0003 내지 0.0030%를 포함하고, P: 0.050% 이하, Al: 0.020% 이하, Mo: 0.10% 미만으로 제한하며, 잔부가 철 및 불가피한 불순물로 이루어지는 성분 조성을 가지고, 아래 (식 1)에 의하여 구하는 Ceq가 0.30 내지 0.53이고, 아래 (식 2)에 의하여 구하는 Pcm이 0.10 내지 0.20이며, 상기 모재 강관의 금속 조직이 면적률로 20% 이하인 폴리곤알 페라이트와 면적률로 80% 이상인 베이나이트로 이루어지고, 유효 결정립경이 20 μm 이하이며, 용접 열 영향부의 유효 결정립경이 150 μm 이하인 것을 특징으로 하는 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관.

- [0013] $C_{eq} = C + Mn/6 + (Ni+Cu)/15 + (Cr+Mo+V)/5$ (식 1)
- [0014] $P_{cm} = C + Si/30 + (Mn+Cu+Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B$?? (식 2)
- [0015] 여기서, C, Si, Mn, Ni, Cu, Cr, Mo, V, B는 각 원소의 함유량[질량%]이다.
- [0016] (2) 상기 모재 강관의 두께가 25 내지 40 mm인 것을 특징으로 하는 상기 (1)에 기재된 저온 인성이 우수한 고강도 후육 라인 파이프용 용접 강관.
- [0017] (3) 상기 강관의 둘레(周) 방향을 인장 방향으로 하는, 상기 모재 강관의 인장 강도가 600 내지 800 MPa인 것을 특징으로 하는 상기 (1) 또는 (2)에 기재된 저온 인성이 우수한 고강도 후육 라인 파이프용 용접 강관.
- [0018] (4) 상기 모재 강관이 질량%로 Cu: 0.05 내지 1.50%, Ni: 0.05 내지 5.00%의 일방 또는 쌍방을 추가로 함유하는 것을 특징으로 하는 상기 (1) 내지 (3) 중 어느 하나의 항에 기재된 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관.
- [0019] (5) 상기 모재 강관이 질량%로 Cr: 0.02 내지 1.50%, V: 0.010 내지 0.100%, Nb: 0.001 내지 0.200%, Zr: 0.0001 내지 0.0500%, Ta: 0.0001 내지 0.0500% 중에서 1 종 또는 2 종 이상을 함유하는 것을 특징으로 하는 상기 (1) 내지 (4) 중 어느 하나의 항에 기재된 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관.
- [0020] (6) 상기 모재 강관이 질량%로, Mg: 0.0001 내지 0.0100%, Ca: 0.0001 내지 0.0050%, REM: 0.0001 내지 0.0050%, Y: 0.0001 내지 0.0050%, Hf: 0.0001 내지 0.0050%, Re: 0.0001 내지 0.0050%, W: 0.01 내지 0.50% 중에서 1종 또는 2종 이상을 추가로 함유하는 것을 특징으로 하는 상기 (1) 내지 (5) 중 어느 하나의 항에 기재된 고강도 라인 파이프용 용접 강관.
- [0021] (7) 용접 금속이 질량%로 C: 0.010 내지 0.100%, Si: 0.01 내지 0.50%, Mn: 1.0 내지 2.0%, Al: 0.001 내지 0.100%, Ti: 0.003 내지 0.050%, O: 0.0001 내지 0.0500%를 포함하고, P: 0.010% 이하, S: 0.010% 이하로 제한하고, 잔부가 철 및 불가피한 불순물로 이루어지는 것을 특징으로 하는 상기 (1) 내지 (6) 중 어느 하나의 항에 기재된 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관.
- [0022] (8) 상기 용접 금속이 질량%로 Ni: 0.2 내지 3.2%, Cr+Mo+V: 0.2 내지 2.5%의 일방 또는 쌍방을 추가로 함유하는 것을 특징으로 하는 상기 (7)에 기재된 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관.
- [0023] (9) 강을 용제할 때에, Si, Mn을 첨가하여 약탈산을 실시한 후, Ti을 첨가하고, 상기 (1), (4) 내지 (6) 중 어느 하나의 항에 기재된 성분으로 조정된 강을 주조하며, 얻은 강편을 열간 압연하고, 얻은 강편을 관 모양으로 성형하여 맞댐부를 심 용접하는 것을 특징으로 하는 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관의 제조 방법.
- [0024] (10) 상기 강편을 1000℃ 이상으로 가열하고, 미재결정 온도 영역에서의 압하비를 2.5 이상으로 하여 열간 압연하고, 600℃ 이하에서 수냉을 정지하는 것을 특징으로 하는 상기 (9)에 기재된 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관의 제조 방법.
- [0025] (11) 상기 강편을 UO 공정에서 관 모양으로 성형하고, 맞댐부를 내외면으로부터 용접 와이어와 소성형 또는 용융형 플럭스를 사용하여 서브머지드 아크 용접을 실시하며, 그 후 확관을 실시하는 것을 특징으로 하는 상기 (9) 또는 (10)에 기재된 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관의 제조 방법.
- [0026] (12) 상기 서브머지드 아크 용접의 입열이 4.0 내지 10.0 kJ/mm인 것을 특징으로 하는 상기 (11)에 기재된 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관의 제조 방법.
- [0027] (13) 심 용접부를 열처리하는 것을 특징으로 하는 상기 (9) 내지 (12) 중 어느 하나의 항에 기재된 저온 인성이 우수한 고강도 후육 라인 파이프용 용접 강관의 제조 방법.
- [0028] (14) 심 용접부의 열처리를 300 내지 500℃의 범위 내에서 실시하는 것을 특징으로 하는 상기 (13)에 기재된 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관의 제조 방법.

실시예

- [0103] 다음으로, 본 발명의 실시예에 대하여 설명한다.
- [0104] Ti을 첨가할 때의 산소 농도를 0.001 내지 0.003%의 범위 내로 조정하고, 표 1의 화학 성분을 가진 강을 용제하여, 표 1의 화학 성분을 가진 240 mm의 두께를 가진 강편으로 하였다. 이들 강편을, 표 2에 나타낸 가열 온도로

가열하고, 45 내지 160 mm까지 950℃ 이상의 재결정 온도 영역에서 열간 압연을 실시하였다. 또한, 표 2에 나타난 판 두께까지, 880℃에서 800℃의 온도 범위의 미재결정 영역에서, 표 2에 나타난 압하비로 열간 압연을 실시하였다. 열간 압연의 종료 온도는 $Ar_3-50^\circ\text{C}$ 이상으로 하고, 750℃에서 수냉을 개시하고, 여러 가지 온도에서 수냉을 정지시켰다.

[0105] 연은 강판으로부터, JIS Z 2242에 준거하여, 판 폭 방향을 길이 방향으로 하고, 노치를 판 두께 방향과 평행하게 하여 설치한 V 노치 시험편을 제작하였다. 샤르피 시험편의 채취 위치는 표층부, 즉, 표면으로부터 약 2 내지 12 mm의 위치와 1/2t부, 즉, 살 두께의 거의 중앙으로 하였다. 샤르피 시험은 -40°C 에서 실시하여, 흡수 에너지를 구하였다. 인장 특성은 API 규격의 시험편을 사용하여 평가하였다. 또한, 판 두께가 25 내지 40 mm인 모재 강판을 용접 강판으로 성형하였을 경우에는 판 두께 중앙부에서 성형에 의하여 도입된 변형의 영향이 작은 것을 유한요소법에 의한 해석으로 확인하였다. 또한, 실제로, 강판을 냉간으로 성형하여 용접 강판을 제조하고, 가공 경화의 영향에 대하여 확인을 한 결과, TS는 20 내지 30 MPa 정도 상승하는 경우가 있고, 인성은 판 두께의 중앙부에서도, 표층부에서도 영향은 작아서, 측정 오차 정도이었다.

[0106] 모재 강판의 판 두께 중앙부의 마이크로 조직을 광학 현미경에 의하여 관찰하여, 폴리고날 페라이트, 베이나이트의 면적률을 측정하고, 잔부 조직을 확인하였다.

[0107] 모재 강판의 유효 결정립경은 EBSP에 의하여 측정하였다.

제조 No.	성분(질량%)															Qeq	Pom			
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Mo	B	O	Cu	Ni	Cr	V	Nb			Zr-Ta	Mg,Ca,REM,Y,Hf,Re,W	
1	0.030	0.08	1.85	0.006	0.0004	0.006	0.012		0.0008	0.0030					0.010				0.34	0.13
2	0.049	0.15	1.90	0.007	0.0015	0.003	0.008		0.0007	0.0025				0.050	0.020			Mg:0.0020	0.38	0.16
3	0.045	0.17	1.90	0.005	0.0022	0.008	0.010	0.01	0.0009	0.0020	0.06							Hf:0.0010, Re:0.0010	0.37	0.15
4	0.050	0.20	1.86	0.008	0.0004	0.004	0.021		0.0012	0.0021				0.030				W:0.2	0.36	0.16
5	0.039	0.48	1.96	0.002	0.0023	0.005	0.010		0.0011	0.0016				0.040	0.030			Y:0.0010	0.37	0.16
6	0.046	0.28	1.50	0.010	0.0003	0.005	0.020	0.05	0.0012	0.0013						Ta:0.0003		Ca:0.0006, REM:0.0006	0.31	0.14
7	0.015	0.12	2.00	0.003	0.0005	0.004	0.012		0.0006	0.0014					0.010			Ca:0.0017, REM:0.0010	0.35	0.12
8	0.032	0.31	1.80	0.002	0.0008	0.005	0.015		0.0012	0.0023				0.025	0.015				0.34	0.14
9	0.032	0.05	1.96	0.002	0.0015	0.004	0.010		0.0015	0.0009									0.36	0.14
10	0.048	0.05	1.96	0.005	0.0022	0.054	0.015		0.0012	0.0016				0.25	0.045	0.012		Zr:0.0010	0.43	0.17
11	0.050	0.12	1.85	0.010	0.0015	0.007	0.001		0.0011	0.0018				0.015	0.020			Ca:0.0006	0.36	0.15
12	0.048	0.05	1.96	0.005	0.0019	0.006	0.010		0.0008	0.0009					0.025			REM:0.0010	0.37	0.15
13	0.042	0.22	1.85	0.004	0.0021	0.004	0.008		0.0008	0.0020				0.050	0.030			Zr:0.0010	0.36	0.15
14	0.015	0.10	1.20	0.008	0.0020	0.002	0.015	0.08	0.0005	0.0025					0.015			Mg:0.0026	0.23	0.09
15	0.050	0.25	2.00	0.010	0.0025	0.005	0.015	0.05	0.0010	0.0023	0.40	0.60	0.30	0.040	0.010			Ca:0.0025	0.53	0.22

*Qeq=C+Mn/8+(Ni+Cu)/15+(Cr+Mo+V)/5

*Pom=C+Si/30+(Mn+Cu+Cr)/20+Ni/80+Mo/15+V/10+5B

*성분의 공백은 무첨가를 의미한다.

*표 중의 밑줄 친 부분은 본 발명의 범위 외인 것을 의미한다.

표 1

표 2

제조 No.	가열온도 °C	압하비	수냉 정지 온도 °C	열처리 온도 °C	판 두께 mm
1	1025	3.4	290	450	30
2	1030	3.4	550	380	29
3	1060	3.7	560		34
4	1045	2.8	450	420	38
5	1035	3.4	300		35
6	1010	3.5	290	350	29
7	1025	3.9	100		34
8	1035	4.5	320		32
9	1040	4.1	350	300	31
10	1080	3.5	520		32
11	1030	4.5	550		35
12	1040	1.5	300	460	32
13	1060	3.3	空冷		38
14	1030	3.5	450		34
15	1050	3.3	500		33

*압하비는, 900°C 이하, 압연 종료까지의 압하비
 *열처리의 공간은 열처리 없음을 의미한다.
 *표 중의 밑줄 친 부분은 본 발명의 범위 외인 것을 의미한다.

[0109]

[0110]

다음으로, 모재 강관에 의한 회석을 고려하여, 질량%로, C: 0.010 내지 0.120%, Si: 0.05 내지 0.5%, Mn: 1.0 내지 2.5%, Al: 0.100% 이하, Ti: 0.050% 이하를 함유하고, 또한, 필요에 따라서, Ni: 2.0 내지 8.5%, Cr, Mo, V의 1종 또는 2종 이상을 Cr+Mo+V: 1.0 내지 5.0%의 범위에서 함유하며, B: 0.0001 내지 0.0050%를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피한 불순물로 이루어지는 성분 조성을 가진 용접 와이어를 사용하고, 용접 입열을 4.0 내지 10.0 kJ/mm로 하여 내외면으로부터 1 패스씩 서브머지드 아크 용접을 실시하여, 용접 이음부를 제작하였다. 또한, 일부의 이음부에는 표 2에 나타내는 온도에서 열처리를 실시하였다. 또한, 용접 금속으로부터 시료를 채취하고, 성분 분석을 실시하였다. 용접 금속의 인장 강도는 JIS Z 3111에 준거하여 측정하였다. 용접 금속의 화학 성분 및 인장 강도를 표 3에 나타낸다.

표 3

계조 No.	용접 금속 성분 (질량%)											인열 kJ/mm	용접 금속 경도(MPa)
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	O	Ni	Cr+Mo+V			
1	0.057	0.24	1.5	0.009	0.001	0.010	0.015	0.0160	0.5		6.4	720	
2	0.045	0.18	1.6	0.008	0.002	0.011	0.013	0.0170			6.2	640	
3	0.046	0.12	1.4	0.005	0.004	0.010	0.009	0.0190			7.0	650	
4	0.045	0.10	1.9	0.007	0.002	0.009	0.010	0.0220			5.8	670	
5	0.065	0.11	1.7	0.006	0.001	0.008	0.012	0.0230			5.5	640	
6	0.075	0.21	1.6	0.007	0.001	0.008	0.013	0.0220		0.3	7.5	720	
7	0.041	0.26	1.5	0.006	0.002	0.010	0.007	0.0250	1.0		6.5	750	
8	0.046	0.30	1.6	0.005	0.001	0.008	0.014	0.0230	0.5	0.2	6.4	740	
9	0.080	0.32	1.7	0.008	0.002	0.007	0.012	0.0240			6.2	630	
10	0.056	0.17	1.5	0.006	0.002	0.021	0.018	0.0230			7.1	670	
11	0.062	0.26	1.6	0.007	0.002	0.006	0.012	0.0190	0.7		5.6	740	
12	0.052	0.21	1.6	0.008	0.002	0.006	0.010	0.0200			6.5	700	
13	0.050	0.18	1.8	0.006	0.003	0.007	0.013	0.0220			6.4	690	
14	0.060	0.24	1.6	0.007	0.002	0.008	0.016	0.0240			6.6	690	
15	0.045	0.15	1.5	0.008	0.003	0.006	0.012	0.0200			6.2	650	

[0111]

[0112]

용접 이음부로부터 소편(小片)을 채취하고, HAZ의 유효 결정립경을 EBSD에 의하여 측정하였다. 또한, 개재물을 기점으로 하는 꽃잎 모양으로 생성한 베이나이트를 입내 베이나이트라고 정의하고, 면적률을 측정하였다. 또한, HAZ의 샤르피 흡수 에너지를 JIS Z 2242에 준거하고, V 노치 시험편을 사용하여, -40℃에서 측정하였다. V 노치는 용융선으로부터 모재 측으로 1 mm의 위치에 설치하고 측정은 -40℃에서 실시하였다. 또한, 용접 금속에 수직 폭 방향을 시험편의 길이 방향으로 하고, 용접 금속이 평행부의 거의 중앙이 되도록 하여, API 규격의 시험편을 채취하고, 인장 시험을 실시하여, 파단 위치의 판정을 하였다. 결과를 표 4에 나타낸다. 표 4의 입내 변태 조직은 입내 베이나이트의 면적률이다.

[0113]

또한, 일부 모재 강관은 UO 공정, 서브머지드 아크 용접, 확관하여 강관으로 하고, 미세 구조 및 기계 특성을 조사하여, 강관의 모재 및 이음부의 HAZ의 미세 구조 및 기계 특성과 동등한 것을 확인하였다.

표 4

제조 No.	모재의 금속 조직					HAZ의 금속 조직			모재			HAZ		이음부 인장 시험 위치	비고
	베이나이트 %	폴리곤알 페라이트 %	진부 %	유효 결정립 직경 μm	유효 결정립 직경 μm	유효 결정립 직경 μm	입내 변태 조직 %	인장 강도 MPa	표준 $V_{E-40}(J)$	$1/2t$ $V_{E-40}(J)$	V_{E-40} J	HAZ			
1	93	5	2	9	105	72	630	333	150	85	모재	HAZ	비교예		
2	96	1	3	5	108	71	679	204	155	95	모재				
3	98	1	1	4	120	68	645	222	150	105	모재				
4	96	2	2	15	128	65	700	200	151	104	모재				
5	96	3	1	10	125	71	619	256	160	95	모재				
6	92	5	3	8	91	75	616	217	155	96	모재				
7	90	7	3	10	96	66	625	400	157	120	모재				
8	90	7	3	9	115	70	672	313	180	115	모재				
9	91	5	4	12	95	75	652	250	167	100	모재				
10	92	7	1	22	164	28	688	208	175	32	모재				
11	95	3	2	25	175	18	720	200	158	24	모재				
12	90	8	2	30	100	65	658	130	50	103	모재				
13	70	22	8	11	120	64	532	480	175	115	모재				
14	76	21	3	10	100	65	515	470	170	100	모재				
15	99	1	0	13	120	62	950	125	95	80	HAZ				

*전부는 건물 오스테나이트, 마르텐사이트, MA의 혼합물의 합계
 *입내 변태 조직은 입내 베이나이트의 면적률이다.
 *표 중의 밑줄 친 부분은 본 발명의 범위 외인 것을 의미한다.

[0114]

[0115]

제조 No. 1 내지 9는 본 발명예이며, 모재 강관의 유효 결정립경은 20 μm 이하이며, HAZ의 유효 결정립경은 150 μm 이하이다. 또한, 모재 및 HAZ의 -40°C 에 있어서의 샤르피 흡수 에너지는 50J을 넘고, 저온 인성은 양호하다. 이들 본 발명예에서는 이음부의 인장 시험의 파단 위치가 모재 강관이며, HAZ의 연화도 문제가 되지 않는다. 또한, 제조 No. 9는 열처리 온도가 낮고, 바람직한 온도에서의 열처리를 실시한 경우와 비교하여, 저온 인성의 향상의 효과가 다소 작은 예이다.

[0116]

한편, 제조 No. 10, 11, 14 및 15는 모재 강관의 성분이 본 발명의 범위 외이고, 제조 No. 12 및 13은 제조 조건이 본 발명의 범위 외이며, 이들은 비교예이다. 이 중, 제조 No. 10은 Al량이 많고, 제조 No. 11은 Ti량이 적기 때문에, 입내 베이나이트가 감소하고, 또한, HAZ의 저온 인성도 저하한 예이다.

[0117]

제조 No. 12는 900°C 이하에서의 압하비가 작고, 모재 강관의 유효 결정립경이 커지게 되어, 모재 강관의 저온 인성이 저하한 예이다. 또한, 제조 No. 13은 압연 후에 공랭하였기 때문에, 모재의 폴리곤알 페라이트의 면적률이 증가하여, 강도가 저하한 예이다. 제조 No. 14는 C_{eq} 및 P_{cm} 이 낮기 때문에, 강도가 저하한 예이다. 제조 No. 15는 C_{eq} 및 P_{cm} 이 높기 때문에, 강도가 높고, 모재 강관의 인성이 저하한 예이다. 또한, 모재 강관의 강도가 높기 때문에, 이음부의 인장 시험의 결과, HAZ에서 파단하고 있다.

산업상 이용 가능성

[0118] 본 발명에 의하여, Mo의 함유량을 저하시켜도, 라인 파이프용 용접 강관의 HAZ의 저온 인성의 확보가 가능하게 되고, 염가의 저온 인성이 우수한 고강도 라인 파이프용 용접 강관 및 그 제조 방법의 제공이 가능하게 되며, 또한, 본 발명에 의하면, 두께가 25 mm 이상, 나아가 30 mm 이상의 후육의 고강도 라인 파이프용 용접 강관의 저온 인성을 확보하는 것도 가능하게 되어 산업상의 공헌이 현저하다.

도면의 간단한 설명

[0029] 도 1은 재열 HAZ의 모식도이다.

[0030] 발명을 실시하기 위한 최선의 실시 형태

[0031] 본 발명은 C의 함유량을 저하시켜, 금속 조직을 베이나이트를 주체로 하는 저온 변태 조직으로서 인성을 향상시킨 강재를 기본으로 하여, Mo의 함유량을 제한하는 대신에 담금질성 지표 C_{eq} 및 용접성 지표 P_{cm} 을 최적의 범위로 하고, 또한 B를 첨가하여 담금질성을 높이고 입내 베이나이트를 활용하여, 특히 HAZ의 유효 결정립경을 미세화하여 저온 인성의 향상을 도모한 용접 강관이다. 즉, 본 발명은 Al량을 저감시키고, 산소량을 제어하여 적당량의 Ti을 첨가하며, 모재 강관의 입내 변태의 생성 핵으로서 극히 유효하게 작용하는 미세 개재물을 분산시키고, 이것을 입내 변태의 생성 핵으로 이용하여, 유효 결정립경을 미세화한 것을 최대의 특징으로 하는 것이다. 또한, 이하에서는 모재 강관을 간단히 강관이라고 하고, 용접 강관을 간단히 강관이라고도 한다.

[0032] HAZ의 입내 베이나이트는 전술한 미세 개재물을 생성 핵으로 하여 고온에서 입내 변태에 의해 생성된 입내 페라이트를 냉각시에 변태시킨 것이다. 따라서, 담금질성 지표 C_{eq} 및 용접성 지표 P_{cm} 을 최적의 범위로 하는 것은 본 발명과 같이 Mo 첨가량을 제한한 강관의 HAZ에, 입내 베이나이트를 생성시키기 위하여 극히 유효하다. 이 입내 베이나이트의 생성에 의하여, HAZ의 저온 인성이 현저하게 향상된다. 또한, 입내 베이나이트는 HAZ의 연화의 억제에도 기여할 가능성이 있다.

[0033] 입내 베이나이트의 생성 메커니즘에 대하여는 다음과 같이 생각할 수 있다. 양이온 공공형(空孔型)의 산화물은 Mn 이온을 많이 넣는 것이 가능하고, 또한, 산화물에는 MnS이 복합 석출하기 쉽다. 그 때문에, 산화물 및 황화물의 주위에는 Mn 결정립층이 생성된다. 이 Mn 결정립층은 금속 조직이 오스테나이트상이 되는 고온으로 강을 가열하여 냉각하는 경우, 변태의 핵으로서 작용하고, 통상적으로는 꽃잎 모양의 입내 페라이트가 생성된다. 이 입내 페라이트는 냉각 속도가 빠른 경우나 담금질성이 높은 경우에는 과냉도가 크기 때문에, 냉각시에 베이나이트로 변태하여 입내 베이나이트가 된다.

[0034] 양이온 공공형 산화물의 대표적인 것으로는 Ti을 주성분으로 하는 미세한 산화물이며, 이것을 핵으로 하여 꽃잎 모양의 입내 베이나이트가 생성된다. 또한, 이 Ti을 주성분으로 하는 미세한 산화물에는 또한, Mn을 주성분으로 하는 미세한 황화물이 복합 석출되기도 한다. 또한, 강의 성분 조성에 따라서는 산화물에 Al, Si, Mn, Cr, Mg, Ca의 1종 또는 2종 이상이 함유되고, 황화물에 Ca, Cu, Mg의 1종 또는 2종 이상이 함유되는 경우도 있다. 이들 입내 베이나이트의 핵이 되는 개재물의 크기는 투과형 전자 현미경(TEM이라고 부른다.)에 의하여 측정하는 것이 가능한데, 직경이 0.01 내지 5 μm 의 범위인 것이 좋다.

[0035] HAZ에 입내 베이나이트가 많이 생성되면, 파괴의 기점이 되는 마르텐사이트와 오스테나이트의 혼성물(Martensite-Austenite Constituent, MA라고 부른다.)이 미세화하여 저온 인성이 크게 향상된다. C량을 0.05% 이하로 억제하고, 미세 개재물을 분산시키면, 입내 베이나이트가 생성되어 입내의 조직이 세분화되고 샤르피 파면 단위, 즉, 유효 결정립경이 극히 작아진다. 또한, 입내 베이나이트는 입내 페라이트보다 경질이기 때문에, 입내 베이나이트의 생성에 의하여 HAZ의 연화가 억제될 가능성이 있다.

[0036] 고강도 라인 파이프용 용접 강관의 살 두께의 중앙부(두께의 1/2 부분의 근방이며, 1/2t부라고 한다.)의 HAZ에서는 도 1에 모식적으로 나타난 바와 같이, 재열 HAZ의 구오스테나이트 입계를 따라서 존재하는 조대한 MA가 파괴의 기점이 되어 인성을 해치는 경우가 있다. 도 1에 있어서, 1은 재열 HAZ, 2는 마르텐사이트와 오스테나이트의 혼성물, 3은 구오스테나이트 입계를 나타낸다. 재열 HAZ란, 선행 용접의 용융선 근방의 용접 금속 및 HAZ가 후행 용접에 의하여 재가열된 부위이다. 통상적으로 HAZ는 용접시의 입열에 의하여 다소 다르지만, 용융선으로부터 10 mm 이내의 부위이며, 예를 들면, 용융선으로부터 1 mm 또는 2 mm의 위치에 노치를 설치하였을 경우, -40°C 에 있어서의 샤르피 흡수 에너지는 50J 미만이 되는 경우가 있다.

[0037] 본 발명자들은 모재 강관 및 용접 강관의 HAZ의 저온 인성을 만족시키기 위하여 예의 연구를 한 결과, 이하를 밝혀내었다. Ti을 주성분으로 하는 미세한 산화물, 복합 산화물, 복합 황화물은 HAZ의 입내 베이나이트의 생성에 유효하고, 또한, 모재의 유효 결정립경의 미세화에도 유효하다. 이에 의하여, HAZ의 유효 결정립경을 150 μm

이하, 모재 강관의 유효 결정립경을 20 μm 이하로 하는 것이 가능하다.

- [0038] 또한, Mo의 함유량을 0.10% 미만으로 제한한 경우, 담금질성의 지표인 탄소당량 C_{eq} 를 0.30 내지 0.53 및 용접성의 지표인 균열 감수성 지수 P_{cm} 을 0.10 내지 0.20으로 하면, 모재 강관의 폴리고날 페라이트의 면적률을 20% 이하, 베이나이트의 면적률을 80% 이상으로 하고, HAZ의 입내 변태 조직이 입내 베이나이트가 된다. 이것에 의하여, 심 용접을 실시한 용접 이음부의 인장 강도가 600 MPa 이상이 된다.
- [0039] 특히, 두께가 25 mm 이상, 또한 30 mm 이상이 되면, 모재 강관의 1/2t부의 인성이 저하되는 경우가 있었지만, Ti을 주성분으로 하는 미세한 산화물, 복합 산화물, 복합 황화물에 의하여, 모재 강관의 유효 결정립경의 미세화가 가능하게 되었다. 그 이유에 대하여는 이하와 같이 생각된다. 먼저, 미세결정 온도 영역에서의 압하가 확보되어 있는 경우에는 통상의 입계로부터의 변태가 촉진되기 때문에, 산화물, 복합 산화물, 복합 황화물로부터 입내 변태하기가 어렵다. 이것은 압하의 확보에 의하여 결정립경이 작아지면, 입내 변태에 비하여, 입계로부터 핵 생성한 베이나이트의 성장 속도가 너무 커지기 때문이라 생각된다. 즉, 입내 변태가 생성되기 전에 입계로부터의 변태가 완료되어 버리는 것으로 생각된다.
- [0040] 한편, 미세결정 온도 영역에서의 압하비가 불충분한 경우에는 특히, 판 두께 중심부에 있어서는 결정립경이 조대화하기 때문에, 입계로부터 핵 생성한 베이나이트의 성장도 느려진다. 그 때문에, 입내에서는 Ti을 주체로 하는 산화물, 복합 산화물, 복합 황화물로부터의 입내 변태에 의해 유효 결정립경이 미세화한다고 생각된다. 또한, 미세한 산화물이 피닝 입자로서 작용하고, 결정립의 성장을 억제하는 것도, 모재 강관의 유효 결정립경의 미세화에 유효하다고 생각된다.
- [0041] 본 발명에 의하여, 특히, 두께가 25 mm 이상이어도, 모재 강관의 유효 결정립경을 20 μm 이하로 하는 것이 가능하다. 또한, 폴리고날 페라이트의 면적률을 20% 이하, 베이나이트의 면적률을 80% 이상으로 함으로써, 표층 근방, 즉, 강재의 표면으로부터 약 2 내지 12 mm의 위치로부터 채취한 시험편의 -40°C 에서의 샤르피 흡수 에너지가 200J 이상이 되고, 1/2t부, 즉, 두께의 거의 중앙으로부터 채취한 경우의 샤르피 흡수 에너지를 100J 이상으로 할 수 있다.
- [0042] 본 발명에서는 Ti을 주성분으로 하는 미세한 산화물, 복합 산화물, 복합 황화물을 생성하기 위하여, 제강 공정에 있어서의 산소량의 제어가 극히 중요하다. 특히, 강의 성분 조성을 조정할 때에는 Si, Mn을 함유량이 전술한 범위가 되도록 첨가하여 약탈산을 실시한 후에, Ti을 첨가하는 것이 필요하다. Ti을 첨가할 때의 산소 농도는 0.001 내지 0.003%로 하는 것이 좋다. 이것에 의하여, 입자 지름이 0.01 내지 10 μm , 면적 1 μm^2 당의 개수가 10 내지 1000 개/ mm^2 인 Ti 산화물, 구체적으로는 Ti_2O_3 를 분산시킬 수 있다. 이것에 의하여, 입내 변태의 생성이 촉진되고 모재 강관 및 용접 강관의 HAZ의 유효 결정립경이 미세화한다.
- [0043] 이와 같은 제강 공정에 의해 성분 조성을 조정하고, 주조하여 얻은 강편을 열간 압연할 때에, 900°C 로부터 압연 종료까지의 압하비를 2.5 이상, 종기로는 3.0 이상으로 함으로써, 모재 강관의 유효 결정립경을 20 μm 이하로 하는 것이 가능하다.
- [0044] 유효 입경은 EBSD를 사용하여, 15° 이상의 결정 방위 차가 있는 경계로 둘러싸인 부분의 면적을 원 상당 지름으로 환산한 값이다. 또한, 폴리고날 페라이트는 광학 현미경 조직에서는 입내에 조대한 세멘타이트나 MA 등이 조대한 석출물을 포함하지 않는 흰색 피상의 조직으로서 관찰된다. 모재 강관의 광학 현미경 조직에서는 폴리고날 페라이트 및 베이나이트의 잔부로서 마르텐사이트, 잔류 오스테나이트, MA를 포함하는 경우가 있다.
- [0045] 본 발명에 있어서, 베이나이트는 라스 또는 피상의 페라이트 사이에 탄화물이 석출된 것, 또는 라스 내에 탄화물이 석출된 조직이라고 정의된다. 또한, 마르텐사이트는 라스간 또는 라스 내에 탄화물이 석출되어 있지 않는 조직이다. 잔류 오스테나이트는 고온에서 생성한 오스테나이트가 모재 강관 또는 용접 강관에 잔류한 오스테나이트이다.
- [0046] 또한, 용접부의 열처리에 의하여, HAZ의 구오스테나이트 입계를 따라서 생성한 조대한 MA가 미세한 세멘타이트로 분해되기 때문에 저온 인성이 향상된다. 이에 의하여, 더 저온에서의 1/2t부의 회합부 또는 회합부+1 mm에서의 인성이 향상되고, 예를 들면 용접부를 300 내지 500°C 의 온도로 가열하면, -40°C 의 저온에서의 V 노치 샤르피 흡수 에너지를 50J 이상으로 할 수 있다. 따라서, -40°C 이하에서의 극저온에서 사용하는 경우에는 입내 베이나이트를 생성시킨 조직을 다시 열처리하여, 입내 베이나이트와 세멘타이트의 혼합 조직으로 하는 것이 좋다.
- [0047] 이하, 본 발명의 모재 강관의 한정 이유에 대하여 설명한다. 또한, HAZ는 용접시에 용해하지 않는 열 영향부이기 때문에, HAZ의 성분은 모재와 같다.

- [0048] C: C는 강의 강도를 향상시키는 원소이지만, 본 발명에서는 C의 함유량을 제한하여, 베이나이트를 주체로 하는 금속 조직을 얻고, 고강도와 고인성의 양립을 도모하고 있다. C량이 0.010%보다 적으면 강도가 불충분하고, 0.050%를 넘으면 인성이 저하된다. 그 때문에, 본 발명에 있어서, 최적의 C량은 0.010 내지 0.050%의 범위로 한다.
- [0049] Si: Si은 본 발명에 있어서 중요한 탈산 원소이며, 효과를 얻으려면 강 중에 0.01% 이상의 Si을 함유시키는 것이 필요하다. 한편, Si의 함유량이 0.50%를 넘으면 HAZ의 인성이 저하하므로 상한을 0.50%로 한다.
- [0050] Mn: Mn은 탈산제로서 사용되고, 모재 강관의 강도 및 인성의 확보에 필요하며, 또한, 입내 변태의 생성 핵으로서 유효한 MnS 등의 황화물을 생성하는 원소인데, 본 발명에 있어서 특히 중요하다. 이들 효과를 얻으려면 0.50%의 Mn을 함유시킬 필요가 있지만, Mn의 함유량이 2.00%를 넘으면 HAZ의 인성을 해친다. 따라서, Mn의 함유량의 범위를 0.50 내지 2.00%로 한다. 또한, Mn은 염가의 원소이기 때문에, 담금질성을 확보하기 위하여 1.00% 이상을 함유시키는 것이 좋고, 최적의 하한은 1.50% 이상이다.
- [0051] P: P은 불순물로서, 0.050% 초과를 함유하면 모재 강관의 인성을 현저하게 저하시킨다. 따라서, P의 함유량의 상한을 0.050%로 하였다. HAZ의 인성을 향상시키려면 P의 함유량을 0.010% 이하로 하는 것이 좋다.
- [0052] S: S은 본 발명에 있어서, 입내 변태의 생성 핵으로서 유효한 MnS 등의 황화물을 생성하는 중요한 원소이다. S의 함유량이 0.0001% 미만이면, 황화물의 생성량이 저하하여 입내 변태가 현저하게 발생하지 않기 때문에, 0.0001% 이상으로 하는 것이 필요하다. 한편, 모재 강관 중에 0.0050% 초과 S이 함유되면 조대한 황화물을 생성하고, 인성을 저하시키기 위하여 S량의 상한을 0.0050% 이하로 한다. HAZ의 인성을 향상시키려면, S량의 상한을 0.0030% 이하로 하는 것이 좋다.
- [0053] Al: Al은 탈산제이지만, 본 발명에 있어서는 Ti의 산화물을 미세하게 분산시키기 때문에, Al량의 상한을 0.020% 이하로 제한하는 것이 특히 중요하다. 또한, 입내 변태의 생성을 촉진하려면, Al량을 0.010% 이하로 하는 것이 좋다. 더 바람직한 상한은 0.008% 이하이다.
- [0054] Ti: Ti은 본 발명에 있어서는 입내 변태의 생성 핵으로서 유효하게 작용하는 Ti 산화물을 미세하게 분산시키기 때문에, 특히 중요한 원소이다. 그러나, Ti을 과잉으로 함유시키면, 탄질화물을 발생시켜 인성을 저해한다. 따라서, 본 발명에 있어서는 Ti의 함유량을 0.003 내지 0.030%로 하는 것이 필요하다. 또한, Ti은 강력한 탈산제이기 때문에, Ti을 첨가할 때의 산소량이 많으면 조대한 산화물을 생성한다. 그 때문에, 제강시에는 미리 Si, Mn에 의하여 탈산을 실시하여 산소량을 저하시킬 필요가 있다. Ti 산화물이 조대화하면, 입내 변태가 발생하기 어려워, 입계를 피닝하는 효과도 작아지기 때문에, 모재 강관 및 용접 강관의 HAZ의 유효 결정립경이 조대하게 되는 경우가 있다.
- [0055] B: B은 강 중에 고용되면 담금질성을 증가시키는 원소이지만, 과잉으로 첨가되면, 조대한 BN을 생성하고, 특히 HAZ의 인성을 저하시키기 때문에, B량의 상한을 0.0030%로 한다. 본 발명의 용접 강관은 담금질성을 높이는 B을 0.0003% 이상 첨가하고, 담금질성의 지표인 탄소 당량 C_{eq} 및 용접성의 지표인 균열 감수성 지수 P_{cm} 을 최적의 범위로 제어하여 강도 및 용접성을 확보하는 것이다. 또한, 0.0003% 이상의 B의 첨가는 입계로부터의 페라이트의 생성의 억제에도 유효하다. 또한, B의 적극적인 첨가에 의하여, 미세한 BN을 일으키면 고용 N의 저하에 따라 HAZ의 인성이 향상하기 때문에, B량을 0.0005% 초과로 하는 것이 좋다.
- [0056] Mo: Mo은 담금질성을 향상시키고, HAZ에서의 입내 베이나이트의 생성을 촉진하며, 또한, 탄질화물을 형성하여 강도를 향상시키는 유용한 원소이지만, 0.10% 이상의 첨가에 의하여 합금 비용이 증대된다. 따라서, 본 발명에서는 고가의 Mo의 함유량을 0.10% 미만으로 제한한다. 본 발명의 용접 강관은 Mo의 함유량을 저감하더라도 담금질성을 확보할 수 있도록, 담금질성의 지표인 탄소 당량 C_{eq} 및 용접성 지표인 균열 감수성 지수 P_{cm} 을 최적의 범위로 제어하고 있다.
- [0057] O: 산소는 강 중에 불가피하게 함유되는 원소이지만, 본 발명에 있어서는 Ti을 함유하는 산화물을 생성시키기 위하여, O량을 제한할 필요가 있다. 주조시에 강 중에 잔존하는 산소량, 즉, 모재 강관 중의 O량은 0.0001 내지 0.0080%로 하는 것이 필요하다. 이것은 O량이 0.0001% 미만에서는 산화물의 개수가 충분하지는 않고, 0.0080%를 넘으면 조대한 산화물이 많아져, 모재 및 HAZ의 인성을 저해하기 때문이다. 또한, 산소량의 증가에 의하여 Ti을 주체로 하는 산화물이 조대하게 되면, 모재 강관 및 용접 강관의 HAZ의 유효 결정립경이 조대하게 되는 경우가 있다.
- [0058] 또한, 강도 및 인성을 향상시키는 원소로서 Cu, Ni, Cr, V, Nb, Zr, Ta 중에서 1종 또는 2종 이상을 첨가하여도

좋다. 또한, 이들 원소는 함유량이 바람직한 하한 미만인 경우에는 특히 악영향을 미치지 않기 때문에, 불순물로 간주할 수 있다.

[0059] Cu, Ni: Cu 및 Ni은 인성을 저해하지 않고 강도를 상승시키는 유효한 원소이며, 효과를 얻으려면 Cu량, Ni량의 하한을 0.05% 이상으로 하는 것이 좋다. 한편, Cu량의 상한은 강편 가열시 및 용접시의 분열의 발생을 억제하기 위하여, 1.50%로 하는 것이 좋다. Ni량의 상한은 과잉으로 함유시키면 용접성을 저해하기 때문에, 5.00%로 하는 것이 좋다. 또한, Cu와 Ni은 표면 흠결의 발생을 억제하기 때문에, 복합하여 함유시키는 것이 좋다. 또한, 비용의 관점에서는 Cu 및 Ni의 상한을 1.00% 이하로 하는 것이 좋다.

[0060] Cr, V, Nb, Zr, Ta: Cr, V, Nb, Zr, Ta은 탄화물, 질화물을 생성하고, 석출 강화에 의하여 강의 강도를 향상시키는 원소이며, 1종 또는 2종 이상을 함유시켜도 좋다. 강도를 효과적으로 상승시키려면 Cr량의 하한은 0.02%, V량의 하한은 0.010%, Nb량의 하한은 0.001%, Zr량, Ta량의 하한은 모두 0.0001%로 하는 것이 좋다. 한편, Cr을 과잉으로 첨가하면, 담금질성의 향상에 의하여 강도가 상승하여, 인성을 저해하는 경우가 있기 때문에, Cr량의 상한을 1.50%로 하는 것이 좋다. 또한, V, Nb, Zr, Ta을 과잉으로 첨가하면, 탄화물, 질화물이 조대화하고, 인성을 저해하는 경우가 있기 때문에, V량의 상한을 0.100%, Nb량의 상한을 0.200%, Zr량, Ta의 상한을 모두 0.0500%로 하는 것이 좋다.

[0061] 또한, 개재물의 형태를 제어하고, 인성의 향상을 도모하기 위하여, Mg, Ca, REM, Y, Hf, Re, W 중에서 1종 또는 2종 이상을 첨가하여도 좋다. 또한, 이들 원소도 함유량이 바람직한 하한 미만인 경우에는, 특히 악영향을 미치지 않기 때문에, 불순물로 간주할 수 있다.

[0062] Mg: Mg은 산화물의 미세화나, 황화물의 형태 제어에 효과를 발현하는 원소이다. 특히, 미세한 Mg 산화물은 입내 변태의 생성 핵으로서 작용하고, 또한, 피닝 입자로서 입자 지름의 조대화를 억제하는 효과를 얻기 위하여 0.0001% 이상을 첨가하는 것이 좋다. 한편, 0.0100%를 초과하는 양의 Mg을 첨가하면 조대한 산화물이 생성되고, 모재 강관 및 용접 강관의 HAZ의 인성을 저하하는 경우가 있기 때문에 Mg량의 상한을 0.0100%로 하는 것이 좋다.

[0063] Ca, REM: Ca 및 REM은 황화물의 형태 제어에 유용하고, 입화물을 생성하여 압연 방향으로 신장된 MnS의 생성을 억제하며, 강재의 관 두께 방향의 특성, 특히 내라멜라테어링성을 개선하는 원소이다. 이 효과를 얻으려면 Ca량, REM량의 하한을 모두 0.0001% 이상으로 하는 것이 좋다. 한편, Ca량, REM량의 상한은 0.0050%를 넘으면 산화물이 증가하고, 미세한 Ti 함유 산화물이 감소하여 입내 변태의 생성을 저해하는 경우가 있기 때문에 0.0050% 이하로 하는 것이 좋다.

[0064] Y, Hf, Re, W:Y, Hf, W, Re도, Ca, REM과 동일한 효과를 발현하는 원소이며, 과잉으로 첨가하면 입내 변태의 생성을 저해하는 경우가 있다. 그 때문에 Y량, Hf량, Re량의 바람직한 범위는 각각 0.0001 내지 0.0050%이고, W량의 바람직한 범위는 0.01 내지 0.50%이다.

[0065] 또한, 본 발명에 있어서는 모재 강관 및 용접 강관의 HAZ의 담금질성을 확보하고, 모재의 베이나이트의 면적률을 80% 이상으로 하여, HAZ에 입내 베이나이트를 생성시키기 위하여, C, Mn, Ni, Cu, Cr, Mo, V의 함유량[질량%]으로부터 계산되는 아래 (식 1)의 탄소 당량 Ceq를 0.30 내지 0.53으로 한다.

[0066]
$$Ceq = C + Mn/6 + (Ni+Cu)/15 + (Cr+Mo+V)/5$$
 (식 1)

[0067] 또한, 모재 및 HAZ의 저온 인성을 확보하기 위하여, C, Si, Mn, Cu, Cr, Ni, Mo, V, B의 함유량[질량%]으로부터 계산되는 아래 (식 2)의 균열 감수성 지수 Pcm을 0.10 내지 0.20으로 한다.

[0068]
$$Pcm = C + Si/30 + (Mn+Cu+Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B$$
 (식 2)

[0069] 또한, 선택적으로 함유되는 원소인 Ni, Cu, Cr, V이 전술한 바람직한 하한 미만인 경우에는 불순물이기 때문에, 상기 (식 1) 및 (식 2)에 있어서는 0으로 계산한다.

[0070] 용접 강관이 되는 모재 강관의 금속 조직은 베이나이트의 면적률이 80% 이상, 폴리고날 페라이트의 면적률이 20% 이하이면, 강도와 인성의 균형이 양호하게 된다. 또한, Ti을 주체로 하는 산화물의 생성에 의하여 유효 결정립경을 20 μm 이하로 하면, 모재 강관의 인성이 양호하게 된다. 또한, 폴리고날 페라이트는 모재 강관의 유효 결정립경의 미세화에도 유효하고, 면적률을 3% 이상으로 하는 것이 좋다. 또한, 모재 강관의 두께는 25 mm 이상, 강관의 둘레(周) 방향에 대응하는 방향의 인장 강도는 600 MPa 이상인 것이 좋다. 이것은 라인 파이프로서 사용할 때에, 내압에 의한 파단을 방지하기 위한 것이다. 또한, 내압을 높일 필요가 있는 경우에는 모재 강관의

두께를 30 mm 이상으로 하는 것이 좋다.

- [0071] 한편, 모재 강관의 두께는 40 mm 이하, 강관의 둘레 방향에 대응하는 방향의 인장 강도는 800 MPa 이하로 하는 것이 좋다. 이것은 두께의 증가, 인장 강도의 상승에 의하여, 모재 강관을 UO 공정으로 성형할 때의 부하가 증대하기 때문이다. 또한, 통상, 강관의 둘레 방향에 대응하는 방향이라 함은 모재 강관의 판 폭 방향이다.
- [0072] 다음으로, 제조 방법에 대하여 설명한다.
- [0073] 전술한 제강 공정에서 강을 용제한 후, 주조하여 강편으로 한다. 주조는 통상의 방법으로 실시하면 좋지만, 생산성의 관점에서 연속 주조가 좋다. 강편은 열간 압연을 위하여 가열된다.
- [0074] 열간 압연의 가열 온도는 1000℃ 이상으로 한다. 이것은 열간 압연을 강의 조직이 오스테나이트 단상이 되는 온도, 즉, 오스테나이트 영역에서 실시하고, 모재 강관의 결정립경을 미세하게 하기 위한 것이다. 상한은 규정하지 않지만, 유효 결정립경의 조대화 억제에 위하여는 재가열 온도를 1250℃ 이하로 하는 것이 좋다.
- [0075] 열간 압연은 가열로부터 추출한 후, 즉시 개시하여도 좋기 때문에, 열간 압연의 개시 온도는 특히 규정하지 않는다. 모재 강관의 유효 결정립경을 미세화하려면 900℃ 초과 재결정 영역에서의 압하비를 2.0 이상으로 하는 것이 좋다. 재결정 영역에서의 압하비는 강편의 판 두께와 900℃에서의 판 두께와의 비이다.
- [0076] 다음으로, 900℃ 이하의 미재결정 영역에서의 압하비를 2.5 이상으로 하면, 수냉 후, 모재 강관의 유효 결정립경이 20 μm 이하가 된다. 모재 강관의 유효 결정립경을 더 미세하게 하려면, 900℃ 이하의 미재결정 영역에서의 압하비를 3.0 이상으로 하는 것이 좋다. 또한, 본 발명에 있어서, 미재결정 영역 압연의 압하비라 함은 900℃에서의 판 두께를 압연 종료 후의 판 두께로 나눈 비(比)이다. 또한, 미재결정 영역 및 재결정 영역에서의 압하비의 상한은 규정하지 않지만, 압연 전의 강편의 판 두께와 압연 후의 모재 강관의 판 두께를 고려하면, 통상적으로 12.0 이하이다.
- [0077] 압연 종료 온도는 모재 강관의 조직이 오스테나이트 단상이 되는 온도 이상에서 열간 압연을 실시하는 것이 좋다. 즉, 압연 종료 온도는 Ar₃ 이상으로 하는 것이 좋지만, 압연시에 소량의 폴리고날 페라이트가 생성되더라도 무방하기 때문에, Ar₃ -50℃ 이상으로 하여도 좋다. Ac₃ 및 Ar₃는 C, Si, Mn, P, Cr, Mo, W, Ni, Cu, Al, V, Ti의 함유량(질량%)에 의하여 계산할 수 있다.
- [0078] $Ac_3 = 910 - 203\sqrt{C} - 15.2Ni + 44.7Si + 104V + 31.5Mo + 13.1W - 30Mn - 11Cr - 20Cu + 700P + 400Al + 400Ti$
- [0079] $Ar_3 = 910 - 310C - 55Ni - 80Mo - 80Mn - 15Cr - 20Cu$
- [0080] 또한, 압연 종료 후 수냉을 실시하지만, 수냉 정지 온도를 600℃ 이하로 하면 전술한 금속 조직을 얻을 수 있고, 모재 강관의 인성이 양호하게 된다. 수냉 정지 온도의 하한은 규정하지 않고, 실온까지 수냉하여도 좋지만, 생산성과 수소성 결함을 고려하면, 150℃ 이상으로 하는 것이 좋다. 본 발명의 강은 B를 함유하고, 담금질 성을 높은 성분 조성을 가지기 때문에, 압연 종료 후 공랭하였을 경우에도 베이나이트는 생성하기 쉽지만, 성분 조성이나 가열 온도에 따라서는 폴리고날 페라이트를 생성하여, 베이나이트의 면적률이 80% 미만인 경우는 있다.
- [0081] 모재 강관을 관 모양으로 성형한 후, 맞댐부를 아크 용접하고, 용접 강관으로 하는 경우, 성형은 강관을 C 프레스, U 프레스, O 프레스하는 UOE 공정이 좋다.
- [0082] 아크 용접은 용접 금속의 인성과 제조성의 관점에서, 서브머지드 아크 용접을 채용하는 것이 좋다. 특히, 두께가 25 내지 40 mm까지의 용접 강관을 제조할 때에는, 내외면으로부터의 서브머지드 아크 용접의 입열을 4.0 내지 10.0 kJ/mm로 하는 것이 좋다. 이 범위의 입열이면, 전술한 성분 조성을 가진 본 발명의 용접 강관에서는 HAZ에 입내 베이나이트를 생성하고, HAZ 유효 결정립경이 150 μm 이하가 되어, 우수한 저온 인성을 얻을 수 있다.
- [0083] 특히, 내외면으로부터 1 패스씩 서브머지드 아크 용접을 실시하는 경우, 입열을 4.0 kJ/mm 미만으로 하면, 내면 금속과 외면 금속과의 사이에, 본 용접에 앞서 실시하는 가용접의 용접 금속이 잔류하는 경우가 있기 때문이다. 또한, 서브머지드 아크 용접의 입열을 10.0 kJ/mm 이하로 하면, 25 내지 40 mm의 두께의 강관에서도, HAZ의 구 오스테나이트 입자 지름을 500 μm 이하로 하는 것이 가능하여, 인성의 향상을 위하여 유효하다. 또한, 내면으로부터 용접할 때의 입열과 외면으로부터 용접할 때의 입열을 동일한 조건으로 실시할 필요는 없고, 다소의 입열

차가 있어도 좋다.

- [0084] 내외면으로부터의 서브머지드 아크 용접의 입열을 4.0 내지 10.0 kJ/mm로 하면, 용접 강관의 두께가 25 내지 40 mm인 경우, HAZ의 냉각시의 800℃로부터 500℃까지의 냉각 속도는 2 내지 15 °C/s가 된다. 이와 같은 통상적인 경우보다 느린 냉각 속도에서도, 전술한 성분 조성을 가지는 본 발명의 용접 강관에서는 HAZ에 입내 베이나이트를 생성하고, HAZ의 유효 결정립경이 150 μm 이하가 되어, 우수한 저온 인성을 얻을 수 있다.
- [0085] 또한, 용접에 사용하는 와이어는 모재 강관에 의한 성분의 희석을 고려하여, 용접 금속의 성분 조성을 후술하는 범위로 하기 때문에, 이하의 성분으로 하는 것이 좋다. 즉, 질량%, C: 0.010 내지 0.120%, Si: 0.05 내지 0.50%, Mn: 1.0 내지 2.5%, Ni: 2.0 내지 8.5%를 함유하고, 또한, Al: 0.100% 이하, Ti: 0.050% 이하를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피한 불순물로 이루어지는 성분 조성이다. B: 0.0001 내지 0.0050%를 함유하여도 좋고, Cr, Mo, V의 1종 또는 2종 이상을 Cr+Mo+V: 1.0 내지 5.0%의 범위에서 함유하여도 좋다.
- [0086] 또한, 용접 금속의 성분 조성에 대하여 설명한다.
- [0087] C는 강도 향상에 극히 유효한 원소인데, 0.010% 이상을 함유하는 것이 좋다. 그러나, C량이 너무 많으면 용접 저온에서의 균열이 발생하기 쉬워지고, 특히, 현지 용접부와 심 용접이 만나는 이른바 T 크로스부의 HAZ가 경화하여 인성을 해치는 경우가 있다. 이 때문에, C량의 상한을 0.100%로 하는 것이 좋다. 용접 금속의 인성을 향상시키려면, 상한을 0.050% 이하로 하는 것이 더 좋다.
- [0088] Si은 용접 결합인 블로우 홀의 발생을 방지하기 위하여, 0.01% 이상 함유시키는 것이 좋다. 한편, 과잉으로 함유하면 저온 인성을 현저하게 열화시키기 때문에, 상한을 0.50% 이하로 하는 것이 좋다. 특히, 복수 회의 용접을 실시하는 경우에는 재열 용접 금속의 저온 인성이 열화하는 경우가 있기 때문에, 상한을 0.40% 이하로 하는 것이 더 좋다.
- [0089] Mn은 우수한 강도와 인성의 균형을 확보하기 위하여 유효한 원소인데, 하한을 1.0% 이상으로 하는 것이 좋다. 그러나, Mn을 다량으로 함유하면 편석이 조장되고 저온 인성을 열화시킬 뿐만 아니라, 용접에 사용하는 용접 와이어의 제조도 곤란하게 되므로, 상한을 2.0% 이하로 하는 것이 좋다.
- [0090] P 및 S은 불순물인데, 용접 금속의 저온 인성의 열화, 저온에서의 균열 감수성의 저감을 위하여는 이들의 상한을 0.020% 및 0.010% 이하로 하는 것이 좋다. 또한, 저온 인성의 관점에서, P의 더 바람직한 상한은 0.010%이다.
- [0091] Al은 용접 와이어의 제조시에, 정련 및 응고를 양호하게 실시하게 하기 위하여 첨가되는 원소인데, 미세한 Ti계의 산화물을 활용하여 용접 금속 입경의 조대화를 억제하기 위하여는 0.001% 이상의 Al을 함유하는 것이 좋다. 그러나, Al은 MA의 생성을 촉진하는 원소이기 때문에, 함유량의 바람직한 상한은 0.100% 이하이다.
- [0092] Ti은 입내 변태의 생성 핵이 되는 미세한 산화물을 생성시키고, 용접 금속의 입경의 미세화에 기여하는 원소이며, 0.003% 이상을 함유시키는 것이 좋다. 한편, Ti을 다량으로 함유하면 Ti 탄화물을 많이 생성시키고, 저온 인성을 열화시키는 경우가 있으므로, 상한을 0.050% 이하로 하는 것이 좋다.
- [0093] O는 불순물인데, 용접 금속에 최종적으로 잔존하는 산소량은 0.0001% 이상인 것이 많다. 그러나, O량이 0.0500%를 넘어 잔존하였을 경우에는 조대한 산화물이 많아져서 용접 금속의 인성이 저하하는 경우가 있기 때문에, 상한을 0.0500% 이하로 하는 것이 좋다.
- [0094] 용접 금속은 또한, 선택적으로 Ni, Cr, Mo, V을 함유하는 것이 좋다.
- [0095] Ni은 담금질성을 높여 강도를 확보하고, 또한, 저온 인성을 향상시키는 원소로서, 0.2% 이상을 함유시키는 것이 좋다. 한편, Ni의 함유량이 너무 많으면 고온 균열을 일으키는 경우가 있기 때문에, 상한을 3.2% 이하로 하였다.
- [0096] Cr, Mo, V은 모두 담금질성을 높이는 원소로서, 용접 금속의 고강도를 위하여, 이들 중에서 1종 또는 2종 이상을 합계로 0.2% 이상 함유시켜도 좋다. 한편, Cr, Mo, V의 1종 또는 2종 이상의 합계가 2.5%를 넘으면 저온 인성이 열화되는 경우가 있기 때문에, 상한을 2.5% 이하로 하는 것이 좋다.
- [0097] 용접 금속은 B을 추가로 함유하여도 좋다.
- [0098] B은 용접 금속의 담금질성을 증가시키는 원소인데, 강도를 높이려면 0.0001% 이상을 함유하는 것이 좋다. 한편, B의 함유량이 0.0050%를 넘으면 인성을 저해하는 경우가 있기 때문에, 상한을 0.0050% 이하로 하는 것이 좋다.

- [0099] 용접 금속에는 모재 강관으로부터의 회석에 의하여 상기 이외의 원소, 예를 들면, 선택적으로 모재에 첨가되는 Cu, Nb, Zr, Ta, Mg, Ca, REM, Y, Hf, Re, W 등을 함유하는 경우가 있고, 용접 와이어의 정련?응고를 양호하게 실시하게 하기 위하여 필요에 따라서 첨가시킨 Zr, Nb, Mg 등의 원소를 함유하는 경우가 있다. 이들은 불가피하게 함유되는 불순물이다.
- [0100] 심 용접 후, 강관의 진원도를 향상시키기 위하여 확관하여도 좋다. 강관의 진원도를 확관에 의하여 높이는 경우, 소성 영역까지 변형시킬 필요가 있기 때문에, 확관율을 0.7% 이상으로 하는 것이 좋다. 확관율은 확관 후의 강관의 외주 길이와 확관 전의 강관의 외주 길이의 차를 확관 전의 강관의 외주 길이로 나눈 값을 백분율로 나타낸 것이다. 확관율을 2% 초과로 하면, 모재, 용접부 모두 소성 변형에 의해 인성이 저하하는 경우가 있다. 따라서, 확관율은 0.7 내지 2.0%로 하는 것이 좋다.
- [0101] 또한, 강관의 용접부 및 HAZ에는 열처리를 하는 것이 좋다. 특히, 300 내지 500℃의 온도로 가열하면, 구오스테나이트 입계를 따라서 생성한 조대한 MA가 베이나이트와 미세한 세멘타이트로 분해되고, 인성이 향상된다. 가열 온도가 300℃ 미만이면 조대한 MA의 분해가 불충분하고, 인성의 향상 효과가 충분하지 않은 경우가 있기 때문에, 하한을 300℃ 이상으로 하는 것이 좋다. 한편, 500℃ 초과로 용접부를 가열하면, 석출물을 생성하여 용접 금속의 인성이 열화하는 경우가 있기 때문에, 상한을 500℃ 이하로 하는 것이 좋다. 재열 HAZ에 생성되어 있던 MA가 베이나이트와 세멘타이트로 분해되면, SEM에 의한 관찰에서는 형상은 MA와 동일하지만, 내부에 미세한 흰색 석출물을 함유하게 되어, MA와 구별할 수 있다.
- [0102] 용접부 및 HAZ의 열처리는 외면으로부터 버너에 의하여 가열하면 좋고, 고주파 가열을 실시하여도 좋다. 외표면이 열처리 온도에 도달한 후 즉시 냉각하여도 좋지만, MA의 분해를 촉진하려면 1 내지 600초 유지하는 것이 좋다. 그러나, 설비 비용, 생산성을 고려하면, 전압 대기 시간은 300초 이하로 하는 것이 좋다.

도면

도면1

