



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2013년09월09일
 (11) 등록번호 10-1306418
 (24) 등록일자 2013년09월03일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
 C22C 38/00 (2006.01) B21B 3/00 (2006.01)
 C21D 8/02 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
 (21) 출원번호 10-2011-7002444
 (22) 출원일자(국제) 2009년07월31일
 심사청구일자 2011년01월31일
 (85) 번역문제출일자 2011년01월31일
 (65) 공개번호 10-2011-0025871
 (43) 공개일자 2011년03월11일
 (86) 국제출원번호 PCT/JP2009/063981
 (87) 국제공개번호 WO 2010/013848
 국제공개일자 2010년02월04일
 (30) 우선권주장
 JP-P-2008-198314 2008년07월31일 일본(JP)
 (뒷면에 계속)
 (56) 선행기술조사문헌
 JP2006299415 A*
 KR1020050086375 A*
 JP04021719 A*
 *는 심사관에 의하여 인용된 문헌

(73) 특허권자
제이에프이 스틸 가부시카가이샤
 일본 도쿄도 지요다쿠 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고
 (72) 발명자
가미 지카라
 일본 도쿄도 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시카가이샤 지테크자이 산부 나이
나카타 히로시
 일본 도쿄도 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시카가이샤 지테크자이 산부 나이
나카가와 긴야
 일본 도쿄도 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시카가이샤 지테크자이 산부 나이
 (74) 대리인
특허법인코리아나

전체 청구항 수 : 총 6 항

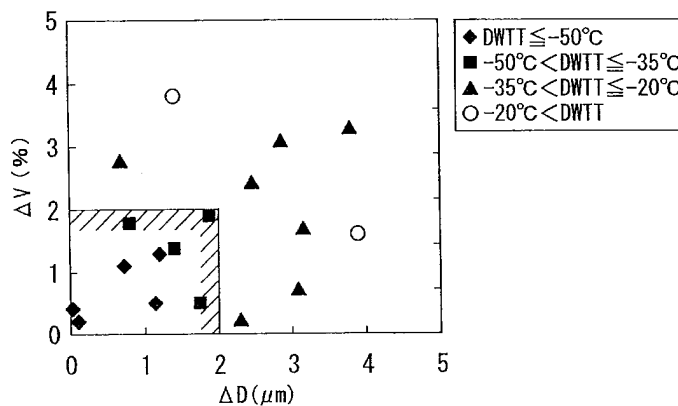
심사관 : 정상익

(54) 발명의 명칭 저온 인성이 우수한 후육 고장력 열연 강판 및 그 제조 방법

(57) 요약

TS : 521 MPa 이상의 고강도와, 우수한 저온 인성을 갖는 후육 고장력 열연 강판을 제공한다. 구체적으로는, C : 0.02 ~ 0.08 %, Nb : 0.01 ~ 0.10 %, Ti : 0.001 ~ 0.05 % 를 함유하고, 또한 C, Ti, Nb 가 $(Ti + (Nb/2))/C < 4$ 를 만족하도록 함유하는 조성의 강 소재를 가열하고, 조압연과 마무리 압연으로 이루어지는 열간 압연을 행한 후에, 판 두께 중앙 위치의 평균 냉각 속도로 10 °C / s 이상의 냉각을, 합금 원소량, 냉각 속도에 의존한 특정한 냉각 정지 온도 이하까지 행하고, 이어서 합금 원소량에 의존한 특정한 권취 온도 이하로 권취한다. 이로써, 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치와 강판의 판 두께 중앙 위치에 있어서의, 주상인 페라이트상의 평균 결정립경의 차 ΔD 가 2 μm 이하, 또한 제 2 상의 조직 분율 (체적%) 의 차 ΔV 가 2 % 이하인 조직을 갖고, 판 두께 방향의 조직 균일성이 우수한 후육 열연 강판이 된다. 이로써, 저온 인성, 특히 전체 두께에서의 인성 시험인 DWTТ 특성, CTOD 특성이 현저하게 향상된다.

대표도 - 도1



(30) 우선권주장

JP-P-2009-019345 2009년01월30일 일본(JP)

JP-P-2009-019351 2009년01월30일 일본(JP)

JP-P-2009-019352 2009년01월30일 일본(JP)

특허청구의 범위

청구항 1

질량% 로,

C : 0.02 ~ 0.08 %, Si : 0.01 ~ 0.50 %,
 Mn : 0.5 ~ 1.8 %, P : 0.025 % 이하,
 S : 0.005 % 이하, Al : 0.005 ~ 0.10 %,
 Nb : 0.01 ~ 0.10 %, Ti : 0.001 ~ 0.05 %

를 포함하고, 또한 C, Ti, Nb 를 하기 (1) 식을 만족하도록 함유하고, 잔부 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 조성과, 강관의 표면으로부터 관두께 방향으로 1 mm 위치에서의 주상(主相)인 페라이트상의 평균 결정립경(μm) 과 상기 강관의 관두께 중앙 위치에서의 주상인 페라이트상의 평균 결정립경(μm) 의 차 ΔD 가 2 μm 이하, 또한 상기 강관의 표면으로부터 관두께 방향으로 1 mm 위치에서의 제 2 상의 조직분율(체적%) 과 상기 강관의 관두께 중앙 위치에서의 제 2 상의 조직분율(체적%) 의 차 ΔV 가 2 % 이하이고, 상기 강관의 표면으로부터 관두께 방향으로 1 mm 위치에서의 베이나이트상 또는 템퍼링 마르텐사이트상의 최소 라스(lath) 간격이 0.1 μm 이상인 조직을 갖는 후육 고장력 열연 강관. (단, 「후육」 강관이란 관 두께 11 mm 이상의 강관을 말하는 것으로 하고, 「제 2 상」은, 펄라이트(perlite), 마르텐사이트(martensite), MA(martensite-austenite constituent) (섬 형상 마르텐사이트(island martensite) 라고도 한다) 및 이들의 혼합상을 의미한다)

기

$$(Ti + (Nb/2))/C < 4 \dots\dots (1)$$

여기서, Ti, Nb, C : 각 원소의 함유량(질량%)

청구항 2

제 1 항에 있어서,

상기 조성에 더하여 추가로, 질량% 로, V : 0.01 ~ 0.10 %, Mo : 0.01 ~ 0.50 %, Cr : 0.01 ~ 1.0 %, Cu : 0.01 ~ 0.50 %, Ni : 0.01 ~ 0.50 % 중의 1 종 또는 2 종 이상을 함유하는 조성을 갖는 후육 고장력 열연 강관.

청구항 3

제 1 항 또는 제 2 항에 있어서,

상기 조성에 더하여 추가로, 질량% 로, Ca : 0.0005 ~ 0.005 % 를 함유하는 조성으로 하는 후육 고장력 열연 강관.

청구항 4

질량% 로,

C : 0.02 ~ 0.08 %, Si : 0.01 ~ 0.50 %,
 Mn : 0.5 ~ 1.8 %, P : 0.025 % 이하,
 S : 0.005 % 이하, Al : 0.005 ~ 0.10 %,
 Nb : 0.01 ~ 0.10 %, Ti : 0.001 ~ 0.05 %

를 함유하고, 또한 C, Ti, Nb 를 하기 (1) 식을 만족하도록 함유하고, 잔부 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 조성의 강 소재를 가열하고, 조압연과 마무리 압연으로 이루어지는 열간 압연을 실시하고, 상기 마무리 압연에 있어서의 입구측 온도를 800 ~ 1050 °C 로 하고, 추가로 상기 마무리 압연의 출구측 온도를 750 ~ 810 °C 로 하고, 상기 강관의 관두께 중앙 위치의 평균 냉각 속도로 35 °C/s 이상이고, 또한 상기 강관의 표면으로부터 관

두께 방향으로 1 mm 위치의 평균 냉각 속도로, 100 °C/s 이상이 되는 가속 냉각을, 강관의 판두께 중앙 위치의 온도에서, 하기 (2) 식으로 정의되는 BFS 이하 300 °C 이상의 냉각 정지 온도까지 행하고, 이어서 강관의 판두께 중앙 위치의 온도에서, 하기 (3) 식으로 정의되는 BFS0 이하 300 °C 이상의 권취 온도로 권취하는 후육 고장력 열연 강관의 제조 방법. (단, 「후육」 강관이란 판 두께 11 mm 이상의 강관을 말하는 것으로 한다)

기

$$(Ti + (Nb/2))/C < 4 \dots \dots (1)$$

$$BFS (°C) = 770 - 300 C - 70 Mn - 70 Cr - 170 Mo - 40 Cu - 40 Ni - 1.5 CR \dots \dots (2)$$

$$BFS0 (°C) = 770 - 300 C - 70 Mn - 70 Cr - 170 Mo - 40 Cu - 40 Ni \dots \dots (3)$$

여기서, C, Ti, Nb, Mn, Cr, Mo, Cu, Ni : 각 원소의 함유량 (질량%), CR : 강관의 판두께 중앙 위치의 냉각 속도 (°C/s)

청구항 5

제 4 항에 있어서,

상기 조성에 더하여 추가로, 질량% 로, V : 0.01 ~ 0.10 %, Mo : 0.01 ~ 0.50 %, Cr : 0.01 ~ 1.0 %, Cu : 0.01 ~ 0.50 %, Ni : 0.01 ~ 0.50 % 중 1 종 또는 2 종 이상을 함유하는 조성을 갖는 후육 고장력 열연 강관의 제조 방법.

청구항 6

제 4 항 또는 제 5 항에 있어서,

상기 조성에 더하여 추가로, 질량% 로, Ca : 0.0005 ~ 0.005 % 를 함유하는 조성을 갖는 후육 고장력 열연 강관의 제조 방법.

청구항 7

삭제

청구항 8

삭제

청구항 9

삭제

청구항 10

삭제

청구항 11

삭제

청구항 12

삭제

청구항 13

삭제

청구항 14

삭제

명세서

기술분야

[0001] 본 발명은 원유, 천연 가스 등을 수송하는 라인 파이프용으로서 고인성이 요구되는 고강도 전봉 강관 (high strength electric resistance welded steel pipe) 혹은 고강도 스파이럴 강관 (high strength spiral steel pipe) 의 소재용으로서 바람직한, 후육 고장력 열연 강판 (thick-walled high-strength hot rolled steel sheet) 및 그 제조 방법과 관련되고, 특히 저온 인성 (low-temperature toughness) 의 향상에 관한 것이다. 또한, 「강판 (steel sheet)」은 강판 (steel plate) 및 강대 (steel strip) 를 포함하는 것으로 한다. 또한, 여기서 말하는 「고장력 열연 강판」이란 인장 강도 (tensile strength) TS : 510 MPa 이상의 고강도를 갖는 열연 강판 (hot rolled steel sheet) 을 말하고, 또 「후육」강판이란 판 두께 11 mm 이상의 강판을 말하는 것으로 한다.

배경 기술

[0002] 최근에 석유 위기 (oil crisis) 이래의 원유가 상승이나, 에너지 공급원 (source of energy) 의 다양화 요구 등에서, 북해, 캐나다, 알래스카 등과 같은 극한지 (very cold land) 에서의 석유, 천연 가스의 채굴 및 파이프 라인의 부설 (pipeline construction) 이 활발히 이루어지게 되었다. 또, 일단은 개발이 방기된 부식성이 강한 사워 가스전 (sour gas field) 등에 대한 개발도 활발해지고 있다.

[0003] 또한 파이프 라인에 있어서는, 천연 가스나 오일의 수송 효율 향상을 위하여, 대직경으로 고압 조업을 행하는 경향이 되고 있다. 파이프 라인의 고압 조업 (high-pressure operation) 에 견디기 위하여, 수송관 (transport pipe) (라인 파이프) 은 후육의 강판으로 할 필요가 있어, 후강판을 소재로 하는 UOE 강관이 사용되게 되었다. 그러나, 최근에는, 파이프 라인 시공 비용의 추가적인 저감이라는 강한 요망, 또는 UOE 강관의 공급 능력 부족 등으로 인하여, 강관의 재료 비용 저감의 요구도 강하고, 수송관으로서 후강판을 소재로 하는 UOE 강관 대신에, 생산성이 높고 보다 염가인 코일 형상의 열연 강판 (열연 강대) 을 소재로 한 고강도 전봉 강관 혹은 고강도 스파이럴 강관이 사용되게 되었다.

[0004] 이들 고강도 강관에는, 라인 파이프의 파괴 (bust-up) 를 방지하는 관점에서, 우수한 저온 인성을 유지하는 것이 요구되고 있다. 이와 같은 고강도와 고인성을 겸비한 강관을 제조하기 위하여, 강관 소재인 강관에서는, 열간 압연 후의 가속 냉각 (accelerated cooling) 을 이용한 변태 강화 (transformation strengthening) 나, Nb, V, Ti 등의 합금 원소의 석출물 (precipitate) 을 이용한 석출 강화 (precipitation strengthening) 등에 의한 고강도화와, 제어 압연 (controlled rolling) 등을 이용한 조직의 미세화 등에 의한 고인성화가 도모되게 되었다.

[0005] 또, 황화 수소 (hydrogen sulfide) 를 함유하는 원유나 천연 가스의 수송에 사용되는 라인 파이프에서는, 고강도, 고인성 등의 특성에 더하여, 내수소 유기 균열성 (hydrogen induced cracking resistance) (내 HIC 성), 내응력 부식 균열성 (stress corrosion cracking resistance) 등의 이른바 내사워성 (sour gas resistance) 도 우수한 것이 요구되고 있다.

[0006] 이와 같은 요구에 대하여, 예를 들어 특허문헌 1 에는, C : 0.005 ~ 0.030 % 미만, B : 0.0002 ~ 0.0100 % 를 함유하고, Ti : 0.20 % 이하 및 Nb : 0.25 % 이하 중에서 선택되는 1 종 또는 2 종을 (Ti + Nb/2)/C : 4 이상을 만족하도록 함유하고, 또한 Si, Mn, P, S, Al, N 을 적정량 함유하는 강을 열간 압연한 후, 5 ~ 20 °C/s 의 냉각 속도로 냉각시키고, 550 °C 초과 ~ 700 °C 의 온도 범위에서 권취하고, 조직이 페라이트 (ferrite) 및 /또는 베이나이트 페라이트 (bainitic ferrite) 로 이루어짐과 함께, 입자 내의 고용 C 량 (amount of solid solution carbon) 이 1.0 ~ 4.0 ppm 인, 인성이 우수한 저항복비 고강도 열연 강판 (low yield ratio and high strength hot rolled steel sheet) 의 제조 방법이 제안되어 있다. 특허문헌 1 에 기재된 기술에서는, 두께 방향, 길이 방향에 있어서의 재질의 불균일을 수반하지 않고, 인성, 용접성 (weldability), 내사워성 이 우수하고, 또한 저항복비를 갖는 고강도 열연 강판을 얻을 수 있는 것으로 되어 있다. 그러나, 특허문헌 1 에 기재된 기술에서는, 결정립 내의 고용 C 량이 1.0 ~ 4.0 ppm 이기 때문에, 원주 용접 (girth weld) 시의 입열로, 결정립 성장이 일어나기 쉽고, 용접열 영향부 (welded heat affected zone) 가 조대립이 되어, 원주 용접부의 용접열 영향부의 인성 저하가 일어나기 쉽다는 문제가 있다.

[0007] 또, 특허문헌 2 에는, C : 0.01 ~ 0.12 %, Si : 0.5 % 이하, Mn : 0.5 ~ 1.8 %, Ti : 0.010 ~ 0.030 %, Nb : 0.01 ~ 0.05 %, Ca : 0.0005 ~ 0.0050 % 를, 탄소 당량 : 0.40 이하, Ca/O : 1.5 ~ 2.0 을 만족하도록, 포함하는 강판을, Ar₃ + 100 °C 이상에서 열간 압연을 종료하고, 1 ~ 20 초 공랭한 후, Ar₃ 점 이상의 온도에서

부터 냉각시키고, 20 초 이내에 550 ~ 650 °C 까지 냉각시키고, 그 후 450 ~ 500 °C 에서 권취하는, 내수소 유기 균열성이 우수한 고강도 강관의 제조 방법이 제안되어 있다. 특허문헌 2 에 기재된 기술에서는, 내수소 유기 균열성을 갖는 API 규격의 X60 ~ X70 그레이드의 라인 파이프용 강관을 제조할 수 있는 것으로 기재되어 있다. 그러나, 특허문헌 2 에 기재된 기술에서는, 판 두께가 두꺼운 강관에서는, 원하는 냉각 시간을 확보할 수 없게 되고, 원하는 특성을 확보하기 위해서는 추가적인 냉각 능력의 향상을 필요로 한다는 문제가 있었다.

[0008] 또, 후강관이지만, 특허문헌 3 에는, C : 0.03 ~ 0.06 %, Si : 0.01 ~ 0.5 %, Mn : 0.8 ~ 1.5 %, S : 0.0015 % 이하, Al : 0.08 % 이하, Ca : 0.001 ~ 0.005 %, O : 0.0030 % 이하를 함유하고, 또한 Ca, S, O 가 특정 관계를 만족하도록 함유하는 강을 가열하고 Ar₃ 변태점 이상의 온도에서 5 °C/s 이상의 냉각 속도로 400 ~ 600 °C 까지 가속 냉각을 행하고, 그 후 즉시 0.5 °C/s 이상의 승온 속도로 강관 표면 온도 600 °C 이상, 판 두께 중앙 위치의 온도 550 ~ 700 °C 까지 재가열하고, 재가열 종료시의 강관 표면과 판 두께 중앙 위치의 온도차를 20 °C 이상으로 하는, 내수소 유기 균열성이 우수한 고강도 라인 파이프용 강관의 제조 방법이 제안되어 있다. 특허문헌 3 에 기재된 기술에서는, 금속 조직 중의 제 2 상의 분율이 3 % 이하이고, 표층과 판 두께 중앙 위치의 경도차가 비커스 경도 (Vickers hardness) 로 40 포인트 이내인 강관이 얻어지고, 내수소 유기 균열성이 우수한 후강관이 되는 것으로 기재되어 있다. 그러나, 특허문헌 3 에 기재된 기술에서는, 재가열 공정을 필요로 하여 제조 공정이 복잡해짐과 함께, 재가열 설비 등의 추가적인 배치 형성이 필요해지는 등의 문제가 있었다.

[0009] 또, 후강관이지만, 특허문헌 4 에는, C : 0.01 ~ 0.3 %, Si : 0.6 % 이하, Mn : 0.2 ~ 2.0 %, Al : 0.06 % 이하, Ti : 0.005 ~ 0.035 %, N : 0.001 ~ 0.006 % 를 함유하는 주편 (鑄片) 을 열간 압연한 후의 냉각 과정의 Ac₁ - 50 °C 이하의 온도에서, 누적 압하율 (cumulative rolling reduction) 로 2 % 이상의 압연을 실시하고, 그 후, Ac₁ 초과, Ac₃ 미만의 온도로 가열하고, 방랭하는, 표리면에 조립 페라이트층 (coarse-grained ferrite layer) 을 갖는 강재의 제조 방법이 제안되어 있다. 특허문헌 4 에 기재된 기술은, 강재의 SCC 감수성이나 내후성, 내식성의 향상, 나아가서는 냉간 가공 후의 재질 열화 억제 등에 기여하는 것으로 되어 있다. 그러나, 특허문헌 4 에 기재된 기술에서는, 재가열 공정을 필요로 하여, 제조 공정이 복잡해짐과 함께, 재가열 설비 등의 추가적인 배치 형성이 필요해지는 등의 문제가 있었다.

[0010] 또 더욱 최근에는, 극한랭지용의 강관에는, 파이프 라인의 버스트 파괴 (burst) 를 방지하는 관점에서, 파괴 인성, 특히 CTOD 특성 (crack tip opening displacement characteristics) 이나, DWTT 특성 (drop weight tear test characteristics) 이 우수한 것이 요구되는 경우가 많다.

[0011] 이와 같은 요구에 대하여, 예를 들어 특허문헌 5 에는 C, Si, Mn, N 을 적정량 함유하고, 추가로 Si, Mn 을 Mn/Si 가 5 ~ 8 을 만족하는 범위에서 함유하고, 추가로 Nb : 0.01 ~ 0.1 % 를 함유하는 강편을, 가열 후, 1100 °C 이상에서 행하는 최초 압연의 압하율 : 15 ~ 30 %, 1000 °C 이상에서의 합계 압하율 : 60 % 이상, 최종 압연의 압하율 : 15 ~ 30 % 의 조건하에서 조압연 (rough rolling) 을 행한 후, 일단 5 °C/s 이상의 냉각 속도로, 표층부의 온도를 Ar₁ 점 이하까지 냉각시키고, 이어서 복열 또는 강제 가열로 표층부의 온도가 (Ac₃ - 40 °C) ~ (Ac₃ + 40 °C) 로 된 시점에서 마무리 압연 (finish rolling) 을 개시하고, 950 °C 이하에서의 합계 압하율 : 60 % 이상, 압연 종료 온도 : Ar₃ 점 이상의 조건으로 마무리 압연을 종료하고, 마무리 압연 종료후 2s 이내에 냉각을 개시하고, 10 °C/s 이상의 속도로 600 °C 이하까지 냉각시키고, 600 ~ 350 °C 의 온도 범위에서 권취하는 고강도 전봉 강관용 열연 강관의 제조 방법이 기재되어 있다. 특허문헌 5 에 기재된 기술로 제조된 강관은, 고가의 합금 원소를 첨가하지 않고, 또 강관 전체를 열처리하지 않고, 강관 표층의 조직이 미세화되고, 저온 인성, 특히 DWTT 특성이 우수한 고강도 전봉 강관을 제조할 수 있는 것으로 되어 있다. 그러나, 특허문헌 5 에 기재된 기술에서는, 판 두께가 두꺼운 강관에서는, 원하는 냉각 속도를 확보할 수 없게 되고, 원하는 특성을 확보하기 위해서는 추가적인 냉각 능력의 향상을 필요로 한다는 문제가 있었다.

[0012] 또, 특허문헌 6 에는 C, Si, Mn, Al, N 을 적정량 함유하고, 추가로 Nb : 0.001 ~ 0.1 %, V : 0.001 ~ 0.1 %, Ti : 0.001 ~ 0.1 % 를 함유하고, Cu, Ni, Mo 중 1 종 또는 2 종 이상을 함유하고, P cm 값이 0.17 이하인 강 슬래브를 가열한 후, 표면 온도가 (Ar₃ - 50 °C) 이상인 조건으로 마무리 압연을 종료하고, 압연 후 즉시 냉각시키고 700 °C 이하의 온도에서 권취하여 서랭하는 저온 인성 및 용접성이 우수한 고강도 전봉관용 열연 강대의 제조 방법이 기재되어 있다.

선행기술문헌

특허문헌

- [0013] (특허문헌 0001) 일본 공개특허공보 평08-319538호
- (특허문헌 0002) 일본 공개특허공보 평09-296216호
- (특허문헌 0003) 일본 공개특허공보 2008-056962호
- (특허문헌 0004) 일본 공개특허공보 2001-240936호
- (특허문헌 0005) 일본 공개특허공보 2001-207220호
- (특허문헌 0006) 일본 공개특허공보 2004-315957호

발명의 내용

해결하려는 과제

- [0014] 그러나, 최근에 고강도 전봉 강관용 강관에는 저온 인성, 특히 CTOD 특성, DWTT 특성의 추가적인 향상이 요구되고 있고, 특허문헌 6 에 기재된 기술에서는, 저온 인성이 충분하지 않고, 요구되는 CTOD 특성, DWTT 특성을 충분히 만족시킬 만큼, 우수한 저온 인성을 구비시킬 수 없다는 문제가 있었다.
- [0015] 또, 종래 기술로부터, 열연 강관에서는 판 길이 방향, 판 폭 방향의 각 위치에서 재질 특성에 큰 편차가 발생하는 경우가 많이 있다는 문제가 있었다.
- [0016] 본 발명은, 상기한 종래 기술의 문제를 해결하고, 다량의 합금 원소 첨가를 필요로 하지 않고, TS : 510 MPa 이상의 고강도와, 우수한 저온 인성, 특히 우수한 CTOD 특성, DWTT 특성을 겸비하는, 고강도 전봉 강관용 혹은 고강도 스파이럴 강관용으로서 바람직한, 후속 고장력 열연 강관 및 그 제조 방법을 제공하는 것을 목적으로 한다.
- [0017] 또한, 본 발명에서는, 판 길이 방향 및 판 폭 방향의 재질 균일성의 추가적인 향상도 목적으로 한다.
- [0018] 또한, 본 발명에서는, 표면 조직을 적정화하고, 국소적인 강도 상승, 연성 및 인성의 저하를 초래하지 않고, 재질 균일성이 우수한 후속 고장력 열연 강관을 제공하는 것을 목적으로 한다.
- [0019] 또한, 본 발명은, 표면 조직을 적정화하고, 판 두께 방향의 조직을 균질화하고, 판 두께 방향의 재질 균일성이 우수한 후속 고장력 열연 강관을 제공하는 것을 목적으로 한다.
- [0020] 또, 여기서 말하는 「우수한 CTOD 특성」이란, ASTM E 1290 의 규정에 준거하여, 시험 온도 : -10 ℃ 에서 실시한 CTOD 시험에 있어서의 한계 개구 변위량 CTOD 값이 0.30 mm 이상인 경우를 말하는 것으로 한다. 또, 여기서 말하는 「우수한 DWTT 특성」이란, ASTM E 436 의 규정에 준거하여 행한 DWTT 시험에서, 연성 파면율이 85 % 가 되는 최저 온도 (DWTT 온도) 가 -35 ℃ 이하인 경우를 말하는 것으로 한다.

과제의 해결 수단

- [0021] 즉, 본 발명의 요지는 다음과 같다.
- [0022] [1] 질량% 로, C : 0.02 ~ 0.08 %, Si : 0.01 ~ 0.50 %, Mn : 0.5 ~ 1.8 %, P : 0.025 % 이하, S : 0.005 % 이하, Al : 0.005 ~ 0.01 %, Nb : 0.01 ~ 0.10 %, Ti : 0.001 ~ 0.05 %
- [0023] 를 함유하고, 또한 C, Ti, Nb 를 다음의 (1) 식
- [0024] $(Ti + (Nb/2))/C < 4 \dots (1)$
- [0025] (여기에서, Ti, Nb, C : 각 원소의 함유량 (질량%))
- [0026] 을 만족하도록 함유하고, 잔부 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 조성과, 강관의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 주상인 페라이트상의 평균 결정립경 (μm) 과 상기 강관의 판 두께 중앙 위치에 있어서의 주상인 페라이트상의 평균 결정립경 (μm) 의 차 ΔD 가 2 μm 이하, 또한 상기 강관의 표면으로부터 판 두

계 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 제 2 상의 조직 분율 (체적%) 과 상기 강관의 판 두께 중앙 위치에 있어서의 제 2 상의 조직 분율 (체적%) 의 차 ΔV 가 2 % 이하인 조직을 갖는 것을 특징으로 하는 저온 인성이 우수한 후속 고장력 열연 강관.

[0027] [2] 질량% 로, C : 0.02 ~ 0.08 %, Si : 0.01 ~ 0.50 %, Mn : 0.5 ~ 1.8 %, P : 0.025 % 이하, S : 0.005 % 이하, Al : 0.005 ~ 0.10 %, Nb : 0.01 ~ 0.10 %, Ti : 0.001 ~ 0.05 %

[0028] 를 함유하고, 또한 C, Ti, Nb 를 다음의 (1) 식

[0029] $(Ti + (Nb/2))/C < 4 \dots\dots (1)$

[0030] (여기에서, Ti, Nb, C : 각 원소의 함유량 (질량%))

[0031] 을 만족하도록 함유하고, 잔부 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 조성, 강관의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 주상인 페라이트상의 평균 결정립경과 상기 강관의 판 두께 중앙 위치에 있어서의 주상인 페라이트상의 평균 결정립경의 차 ΔD 가 2 μm 이하, 또한 상기 강관의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 제 2 상의 조직 분율 (체적%) 과 강관의 판 두께 중앙 위치에 있어서의 제 2 상의 조직 분율 (체적%) 의 차 ΔV 가 2 % 이하인 조직을 갖고, 추가로 상기 강관의 표면에 두께 3 ~ 30 μm 의 흑피 (mill scale) 를 갖는 것을 특징으로 하는 저온 인성이 우수한 후속 고장력 열연 강관.

[0032] [3] 질량% 로, C : 0.02 ~ 0.08 %, Si : 0.01 ~ 0.50 %, Mn : 0.5 ~ 1.8 %, P : 0.025 % 이하, S : 0.005 % 이하, Al : 0.005 ~ 0.10 %, Nb : 0.01 ~ 0.10 %, Ti : 0.001 ~ 0.05 %

[0033] 를 함유하고, 또한 C, Ti, Nb 를 다음의 (1) 식

[0034] $(Ti + (Nb/2))/C < 4 \dots\dots (1)$

[0035] (여기에서, Ti, Nb, C : 각 원소의 함유량 (질량%))

[0036] 을 만족하도록 함유하고, 잔부 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 조성, 강관의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 주상인 페라이트상의 평균 결정립경과 상기 강관의 판 두께 중앙 위치에 있어서의 주상인 페라이트상의 평균 결정립경의 차 ΔD 가 2 μm 이하, 또한 상기 강관의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 제 2 상의 조직 분율 (체적%) 과 상기 강관의 판 두께 중앙 위치에 있어서의 제 2 상의 조직 분율 (체적%) 의 차 ΔV 가 2 % 이하인 조직을 갖고, 추가로 상기 강관의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 비커스 경도 HV_{1mm} 와 상기 강관의 강관의 판 두께 중앙 위치에 있어서의 비커스 경도 $HV_{1/2t}$ 의 차 ΔHV 가, 50 포인트 이하인 것을 특징으로 하는 저온 인성이 우수한 후속 고장력 열연 강관.

[0037] [4] 질량% 로, C : 0.02 ~ 0.08 %, Si : 0.01 ~ 0.50 %, Mn : 0.5 ~ 1.8 %, P : 0.025 % 이하, S : 0.005 % 이하, Al : 0.005 ~ 0.10 %, Nb : 0.01 ~ 0.10 %, Ti : 0.001 ~ 0.05 % 를 함유하고, 또한 C, Ti, Nb 를 다음의 (1) 식

[0038] $(Ti + (Nb/2))/C < 4 \dots\dots (1)$

[0039] (여기에서, Ti, Nb, C : 각 원소의 함유량 (질량%))

[0040] 을 만족하도록 함유하고, 잔부 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 조성, 강관의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 주상인 페라이트상의 평균 결정립경과 강관의 판 두께 중앙 위치에 있어서의 주상인 페라이트상의 평균 결정립경의 차 ΔD 가 2 μm 이하이고, 또한 상기 강관의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 제 2 상의 조직 분율 (체적%) 과 상기 강관의 판 두께 중앙 위치에 있어서의 제 2 상의 조직 분율 (체적%) 의 차 ΔV 가 2 % 이하이며, 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 베이나이트상 또는 템퍼링 마르텐사이트상의 최소 래스 간격이 0.1 μm 이상인 조직을 갖는 것을 특징으로 하는 저온 인성이 우수한 후속 고장력 열연 강관.

[0041] [5] 상기 [1] ~ [4] 에 있어서, 상기 조성에 더하여 추가로, 질량% 로, V : 0.01 ~ 0.10 %, Mo : 0.01 ~ 0.50 %, Cr : 0.01 ~ 1.0 %, Cu : 0.01 ~ 0.50 %, Ni : 0.01 ~ 0.50 % 중의 1 종 또는 2 종 이상을 함유하는 조성으로 하는 것을 특징으로 하는 후속 고장력 열연 강관.

[0042] [6] 상기 [1] ~ [5] 에 있어서, 상기 조성에 더하여 추가로, 질량% 로, C a : 0.0005 ~ 0.005 % 를 함유하는 조성으로 하는 것을 특징으로 하는 후속 고장력 열연 강관.

- [0043] [7] 질량% 로, C : 0.02 ~ 0.08 %, Si : 0.01 ~ 0.50 %, Mn : 0.5 ~ 1.8 %, P : 0.025 % 이하, S : 0.005 % 이하, Al : 0.005 ~ 0.10 %, Nb : 0.01 ~ 0.10 %, Ti : 0.001 ~ 0.05 %
- [0044] 를 함유하고, 또한 C, Ti, Nb 를 다음의 (1) 식
- [0045] $(Ti + (Nb/2))/C < 4 \dots (1)$
- [0046] (여기에서, Ti, Nb, C : 각 원소의 함유량 (질량%))
- [0047] 을 만족하도록 함유하고, 잔부 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 조성의 강 소재를 가열하고, 조압연과 마무리 압연으로 이루어지는 열간 압연을 행하여 열연 강판으로 할 때, 상기 열간 압연 종료후에, 판 두께 중앙 위치의 평균 냉각 속도로 10 °C/s 이상의 냉각을, 강판의 판 두께 중앙 위치의 온도에서, 다음의 (2) 식
- [0048] $BFS (°C) = 770 - 300 C - 70 Mn - 70 Cr - 170 Mo - 40 Cu - 40 Ni - 1.5 CR \dots (2)$
- [0049] (여기에서, C, Mn, Cr, Mo, Cu, Ni : 각 원소의 함유량 (질량%),
- [0050] CR : 판 두께 중앙 위치의 평균 냉각 속도 (°C/s))
- [0051] 로 정의되는 BFS 이하의 냉각 정지 온도까지 행하는 가속 냉각을 행하고, 이어서 강판의 판 두께 중앙 위치의 온도에서, 다음의 (3) 식
- [0052] $BFSO (°C) = 770 - 300 C - 70 Mn - 70 Cr - 170 Mo - 40 Cu - 40 Ni \dots (3)$
- [0053] (여기에서, C, Mn, Cr, Mo, Cu, Ni : 각 원소의 함유량 (질량%))
- [0054] 으로 정의되는 BFSO 이하의 권취 온도에서 권취하는 것을 특징으로 하는 저온 인성이 우수한 후속 고장력 열연 강판의 제조 방법.
- [0055] [8] 질량% 로, C : 0.02 ~ 0.08 %, Si : 0.01 ~ 0.50 %, Mn : 0.5 ~ 1.8 %, P : 0.025 % 이하, S : 0.005 % 이하, Al : 0.005 ~ 0.10 %, Nb : 0.01 ~ 0.10 %, Ti : 0.001 ~ 0.05 % 를 함유하고, 또한 C, Ti, Nb 를 다음의 (1) 식
- [0056] $(Ti + (Nb/2))/C < 4 \dots (1)$
- [0057] (여기에서, Ti, Nb, C : 각 원소의 함유량 (질량%))
- [0058] 을 만족하도록 함유하고, 잔부 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 조성의 강 소재를 가열하고, 조압연과 마무리 압연으로 이루어지는 열간 압연을 행하여 열연 강판으로 할 때, 상기 조압연 전 및 상기 마무리 압연 전에 스케일 브레이커에 의한 스케일 제거 처리를 행하고, 상기 마무리 압연의 입구측 온도 FET (finish entry temperature) 를 800 ~ 1050 °C 로 하고, 추가로 상기 마무리 압연의 출구측 온도 FDT (finish delivery temperature) 를 750 ~ 950 °C 로 하는 열간 압연을 행하고, 그 열간 압연 종료후에, 판 두께 중앙 위치의 평균 냉각 속도로 10 °C/s 이상의 냉각을, 강판의 판 두께 중앙 위치의 온도에서, 다음의 (2) 식
- [0059] $BFS (°C) = 770 - 300 C - 70 Mn - 70 Cr - 170 Mo - 40 Cu - 40 Ni - 1.5 CR \dots (2)$
- [0060] (여기에서, C, Mn, Cr, Mo, Cu, Ni : 각 원소의 함유량 (질량%),
- [0061] CR : 판 두께 중앙 위치의 평균 냉각 속도 (°C/s))
- [0062] 로 정의되는 BFS 이하의 냉각 정지 온도까지 행하는 가속 냉각을 행하고, 이어서 강판의 판 두께 중앙 위치의 온도에서, 다음의 (3) 식
- [0063] $BFSO (°C) = 770 - 300 C - 70 Mn - 70 Cr - 170 Mo - 40 Cu - 40 Ni \dots (3)$
- [0064] (여기에서, C, Mn, Cr, Mo, Cu, Ni : 각 원소의 함유량 (질량%))
- [0065] 으로 정의되는 BFSO 이하의 권취 온도에서 권취하는 것을 특징으로 하는 저온 인성이 우수한 후속 고장력 열연 강판의 제조 방법.
- [0066] [9] 질량% 로, C : 0.02 ~ 0.08 %, Si : 0.01 ~ 0.50 %, Mn : 0.5 ~ 1.8 %, P : 0.025 % 이하, S : 0.005 % 이하, Al : 0.005 ~ 0.10 %, Nb : 0.01 ~ 0.10 %, Ti : 0.001 ~ 0.05 % 를 함유하고, 또한 C, Ti, Nb 를 다음의 (1) 식

- [0067] $(Ti + (Nb/2))/C < 4 \dots\dots (1)$
- [0068] (여기에서, Ti, Nb, C : 각 원소의 함유량 (질량%))
- [0069] 을 만족하도록 함유하고, 잔부 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 조성의 강 소재를 가열하고, 조압연과 마무리 압연으로 이루어지는 열간 압연을 행하여 열연 강판으로 할 때, 상기 열간 압연 종료후에, 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치의 평균 냉각 속도로, 상기 조성으로 다음의 (4) 식
- [0070] $Ceq (\%) = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15 \dots (4)$
- [0071] (여기에서, C, Ti, Mn, Cr, Mo, V, Cu, Ni : 각 원소의 함유량 (질량%)) 로 정의되는 탄소 당량 (Ceq) 이 0.37 % 이하인 경우에는 10 °C/s 이상, 상기 탄소 당량 (Ceq) 이 0.37 % 초과인 경우에는 10 ~ 200 °C/s 이고, 또한 강판의 판 두께 중앙 위치의 평균 냉각 속도로 10 °C/s 이상이 되는 냉각을, 강판의 판 두께 중앙 위치의 온도에서, 다음의 (2) 식
- [0072] $BFS (^\circ C) = 770 - 300 C - 70 Mn - 70 Cr - 170 Mo - 40 Cu - 40 Ni - 1.5 CR \dots\dots (2)$
- [0073] (여기에서, C, Mn, Cr, Mo, Cu, Ni : 각 원소의 함유량 (질량%),
- [0074] CR : 판 두께 중앙 위치의 평균 냉각 속도 (°C/s))
- [0075] 로 정의되는 BFS 이하의 냉각 정지 온도까지 행하는 가속 냉각을 행하고, 이어서 강판의 판 두께 중앙 위치의 온도에서, 다음의 (3) 식
- [0076] $BFSO (^\circ C) = 770 - 300 C - 70 Mn - 70 Cr - 170 Mo - 40 Cu - 40 Ni \dots\dots (3)$
- [0077] (여기에서, C, Mn, Cr, Mo, Cu, Ni : 각 원소의 함유량 (질량%))
- [0078] 으로 정의되는 BFSO 이하의 권취 온도에서 권취하는 것을 특징으로 하는 저온 인성이 우수한 후속 고장력 열연 강판의 제조 방법.
- [0079] [10] 질량% 로, C : 0.02 ~ 0.08 %, Si : 0.01 ~ 0.50 %, Mn : 0.5 ~ 1.8 %, P : 0.025 % 이하, S : 0.005 % 이하, Al : 0.005 ~ 0.10 %, Nb : 0.01 ~ 0.10 %, Ti : 0.001 ~ 0.05 %
- [0080] 를 함유하고, 또한 C, Ti, Nb 를 다음의 (1) 식
- [0081] $(Ti + (Nb/2))/C < 4 (1)$
- [0082] (여기에서, C, Ti, Nb : 각 원소의 함유량 (질량%)) 을 만족하도록 함유하고, 잔부 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 조성의 강 소재를 가열하고, 조압연과 마무리 압연으로 이루어지는 열간 압연을 행하여 열연 강판으로 할 때, 상기 열간 압연 종료후에, 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치의 평균 냉각 속도로, 100 °C/s 이상으로, 또한 강판의 판 두께 중앙 위치의 평균 냉각 속도로 10 °C/s 이상이 되는 냉각을, 강판의 판 두께 중앙 위치의 온도에서, 다음의 (2) 식
- [0083] $BFS (^\circ C) = 770 - 300 C - 70 Mn - 70 Cr - 170 Mo - 40 Cu - 40 Ni - 1.5 CR \dots\dots (2)$
- [0084] (여기에서, C, Ti, Nb, Mn, Cr, Mo, V, Cu, Ni : 각 원소의 함유량 (질량%), CR : 강판의 판 두께 중앙 위치의 평균 냉각 속도 (°C/s))
- [0085] 로 정의되는 BFS 이하의 냉각 정지 온도까지 행하는 가속 냉각을 행하고, 이어서 강판의 판 두께 중앙 위치의 온도에서, 300 °C 이상에서 또한 다음의 (3) 식
- [0086] $BFSO (^\circ C) = 770 - 300 C - 70 Mn - 70 Cr - 170 Mo - 40 Cu - 40 Ni \dots\dots (3)$
- [0087] (여기에서, C, Mn, Cr, Mo, V, Cu, Ni : 각 원소의 함유량 (질량%))
- [0088] 으로 정의되는 BFSO 이하의 권취 온도에서 권취하는 것을 특징으로 하는 저온 인성이 우수한 후속 고장력 열연 강판의 제조 방법.
- [0089] [11] 상기 [7] ~ [10] 에 있어서, 상기 조성에 더하여 추가로, 질량% 로, V : 0.01 ~ 0.10 %, Mo : 0.01 ~ 0.50 %, Cr : 0.01 ~ 1.0 %, Cu : 0.01 ~ 0.50 %, Ni : 0.01 ~ 0.50 % 중의 1 종 또는 2 종 이상을 함유하는 조성으로 하는 것을 특징으로 하는 후속 고장력 열연 강판의 제조 방법.
- [0090] [12] 상기 [7] ~ [11] 에 있어서, 상기 조성에 더하여 추가로, 질량% 로, Ca : 0.0005 ~ 0.005 % 를 함유하

는 조성으로 하는 것을 특징으로 하는 후육 고장력 열연 강관의 제조 방법.

[0091] 또한, 상기 서술한 본원 발명의 「주상인 페라이트」란, 본 발명의 메인이 되는 조직이 경질인 저온 변태 페라이트를 의미하고, 베이나이틱 페라이트, 혹은 베이나이트를 말한다. 연질인 고온 변태 페라이트 (입상의 폴리 고날 페라이트) 는 포함하지 않는다. 이후, 특별히 언급하지 않는 한, 「주상인 페라이트」는, 경질인 저온 변태 페라이트 (베이나이틱 페라이트 또는 베이나이트 및 이들의 혼합상) 를 의미한다. 또, 제 2 상은, 펄라이트 (perlite), 마르텐사이트 (martensite), MA (martensite-austenite constituent) (섬 형상 마르텐사이트 (island martensite) 라고도 한다) 및 이들의 혼합상이다.

[0092] 또, 본 발명에서는, 마무리 압연에 있어서의 온도는 표면 온도를 사용하는 것으로 한다. 또, 가속 냉각에 있어서의 관 두께 중앙 위치의 온도, 냉각 속도, 권취 온도는 측정된 표면 온도로부터 전열 계산 등에 의하여 산출한 것을 사용한다.

발명의 효과

[0093] 본 발명에 의하면, 관 두께 방향의 조직 변동이 적고, 저온 인성, 특히 DWTT 특성과 CTOD 특성이 우수한 후육 고장력 열연 강관을 용이하게, 또한 저렴하게 제조할 수 있어 산업상 각별한 효과를 발휘한다. 또 본 발명에 의하면, 저온 인성, 나아가서는 파이프 라인 부설시의 원주 용접성이 우수한 라인 파이프용 전봉 강관 및 라인 파이프용 스파이럴 강관을 용이하게 제조할 수 있다는 효과도 있다.

[0094] 또, 본 발명에 의하면, 상기 효과에 더하여 관 길이 방향, 관 폭 방향의 재질 편차가 적어 재질의 균일성이 우수하다는 효과도 있다.

[0095] 또, 본 발명에 의하면, 상기 효과에 더하여 국소적인 강도 상승도 없고, 치수 정밀도가 우수하다는 효과도 있다.

[0096] 또, 본 발명에 의하면, 상기 효과에 더하여 파이프 성형성이 우수하고 치수 정밀도가 우수하다는 효과도 있다.

도면의 간단한 설명

[0097] 도 1 은 DWTT 에 미치는 ΔD 와 ΔV 의 관계를 나타내는 그래프이다.

도 2 는 ΔD , ΔV 와, 가속 냉각의 냉각 정지 온도의 관계를 나타내는 그래프이다.

도 3 은 ΔD , ΔV 와, 권취 온도의 관계를 나타내는 그래프이다.

도 4A 는 표층의 인장 강도에 미치는 흑피 두께의 영향을 나타내는 그래프이다.

도 4B 는 표층의 신장에 미치는 흑피 두께의 영향을 나타내는 그래프이다.

도 5A 는 ΔHV 에 미치는 탄소 당량 (Ceq) 의 영향을 나타내는 그래프이다.

도 6 은 ΔHV 에 미치는 강관의 표면으로부터 관 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 평균 냉각 속도의 영향을 나타내는 그래프이다 (탄소 당량 (Ceq) 이 0.37 % 인 경우).

도 7 은 최소 래스 간격과 탄소 당량 (Ceq) 의 관계에 미치는 권취 온도의 영향을 나타내는 그래프이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0098] 발명을 실시하기 위한 형태

[0099] 본 발명자들은, 상기한 목적을 달성하기 위하여, 저온 인성, 특히 DWTT 특성, CTOD 특성에 미치는 각종 요인에 대하여 예의 고찰하였다. 그 결과, 전체 두께에서의 인성 시험 (toughness test) 인 DWTT 특성, CTOD 특성은 관 두께 방향의 조직 균일성에 크게 영향을 받는 것에 생각이 이르렀다. 그리고, DWTT 특성, CTOD 특성에 미치는 관 두께 방향의 조직 불균일의 영향은 관 두께 : 11 mm 이상의 후육재로 현재화되는 것을 알아내었다.

[0100] 또, 본 발명자들의 추가적인 연구에 의하면, 「우수한 DWTT 특성」, 「우수한 CTOD 특성」은, 강관의 표면으로부터 관 두께 방향으로 1 mm 위치 (표층부) 에 있어서의 주상인 페라이트의 평균 결정립경과 강관의 관 두께 중앙 위치 (관 두께 중심부) 에 있어서의 주상인 페라이트의 평균 결정립경의 차, ΔD 가 2 μm 이하이고, 또한 강관의 표면으로부터 관 두께 방향으로 1 mm 위치 (표층부) 에 있어서의 제 2 상의 조직 분율 (체적율) 과 강관의

판 두께 중앙 위치 (판 두께 중심부) 에 있어서의 제 2 상의 조직 분율 (체적율) 의 차, ΔV 가 2 % 이하인 경우에 확보할 수 있는 것을 지견 (知見) 하였다.

[0101] 먼저, 본 발명의 기초가 된 실험 결과에 대하여 설명한다.

[0102] (실험예 1)

[0103] 질량% 로, 0.037 % C - 0.20 % Si - 1.59 % Mn - 0.016 % P - 0.0023 % S - 0.041 % Al - 0.061 % Nb - 0.013 % Ti - 잔부 Fe 로 이루어지는 슬래브를 강 소재로서 사용하였다. 또한, $(Ti + Nb/2)/C$ 는 1.18 이다.

[0104] 상기한 조성의 강 소재를 1230 °C 로 가열하고, 마무리 압연 개시 온도 : 980 °C, 마무리 압연 종료 온도 : 800 °C 로 하는 열간 압연을 행하여 판 두께 : 14.5 mm 의 열연판으로 하고, 열간 압연 종료후, 판 두께 중앙 위치의 온도가 750 °C 초과와 온도 영역에 있어서의 냉각 속도로 18 °C/s 가 되는 냉각을, 여러 가지의 냉각 정지 온도까지 행하는 가속 냉각을 행하고, 이어서, 여러 가지의 권취 온도 (판 두께 중앙 위치의 온도) 로 권취하여 열연 강판 (강대) 으로 하였다.

[0105] 얻어진 열연 강판으로부터 시험편을 채취하고, 조직 및 DWTT 특성을 조사하였다. 조직은, 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치 (표층부), 강판의 판 두께 중앙 위치 (판 두께 중심부) 에 대하여, 주상인 페라이트의 평균 결정립경 (μm), 제 2 상의 조직 분율 (체적%) 을 구하였다. 얻어진 측정치로부터, 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치 (표층부) 와 강판의 판 두께 중앙 위치 (판 두께 중심부) 의, 주상인 페라이트의 평균 결정립경의 차 ΔD 및 제 2 상의 조직 분율의 차 ΔV 를 각각 산출하였다. 또한, 제 2 상은 펄라이트, 마르텐사이트, MA (섬 형상 마르텐사이트라고도 한다) 등이다.

[0106] 얻어진 결과를, DWTT 에 미치는 ΔD 와 ΔV 의 관계로 도 1 에 나타낸다. 또한, 조직 및 DWTT 특성 조사는, 후술하는 실시예 1 에 기재된 (1) 조직 관찰 및 (4) DWTT 시험과 동일하게 행하였다.

[0107] 도 1 로부터, DWTT 가 -35 °C 이하로 되는 「우수한 DWTT 특성」 은, ΔD 가 2 μm 이하이고, 또한 ΔV 가 2 % 이하가 되는 경우에 확실하게 유지할 수 있는 것을 지견하였다. 다음으로, ΔD , ΔV 와 냉각 정지 온도의 관계를 도 2 에, ΔD , ΔV 와 권취 온도의 관계를 도 3 에 나타낸다.

[0108] 도 2, 도 3 으로부터, ΔD 를 2 μm 이하로 또한 ΔV 를 2 % 이하로 하기 위해서는, 사용한 강에서는 냉각 정지 온도를 620 °C 이하, 권취 온도를 647 °C 이하로 조정할 필요가 있는 것을 알 수 있다.

[0109] 본 발명자들의 추가적인 연구에 의하면, ΔD 를 2 μm 이하로, 또한 ΔV 를 2 % 이하로 하기 위하여 필요한 냉각 정지 온도 및 권취 온도는, 주로 베이나이트 변태 개시 온도에 영향을 주는 합금 원소의 함유량이나, 열간 압연 종료부터의 냉각 속도에 의존하여 결정되는 것을 알아내었다. 즉, ΔD 가 2 μm 이하이고 또한 ΔV 가 2 % 이하로 하기 위해서는, 강판의 판 두께 중앙 위치의 온도에서, 냉각 정지 온도를, 다음의 식

[0110] $BFS (^\circ C) = 770 - 300 C - 70 Mn - 70 Cr - 170 Mo - 40 Cu - 40 Ni - 1.5 CR$

[0111] (여기에서, C, Mn, Cr, Mo, Cu, Ni : 각 원소의 함유량 (질량%),

[0112] CR : 강판의 판 두께 중앙 위치의 평균 냉각 속도 (°C/s))

[0113] 로 정의되는 BFS 이하의 온도로 하고, 또한, 강판의 판 두께 중앙 위치의 온도에서, 권취 온도를, 다음의 식

[0114] $BFSO (^\circ C) = 770 - 300 C - 70 Mn - 70 Cr - 170 Mo - 40 Cu - 40 Ni$

[0115] (여기에서, C, Mn, Cr, Mo, Cu, Ni : 각 원소의 함유량 (질량%))

[0116] 로 정의되는 BFSO 이하의 온도로 하는 것이 중요해진다.

[0117] 또, 본 발명자들의 추가적인 연구에 의하면, 강판의 길이 방향 및 폭 방향의 재질 균일성 향상을 위해서는, 열연 강판 표면에 형성되는 흑피 (스케일) 두께를 적정 범위로 조정할 필요가 있는 것을 알아내었다.

[0118] 다음으로, 이 지견의 기초가 된 실험 결과에 대하여 설명한다.

[0119] (실험예 2)

[0120] 질량% 로, 0.053 % C - 0.20 % Si - 1.60 % Mn - 0.012 % P - 0.0026 % S - 0.035 % Al - 0.061 % Nb - 0.013 % Ti - 0.0032 % N - 잔부 Fe 로 이루어지는 슬래브를 강 소재로서 사용하였다. 또한, $(Ti + Nb/2)/C$ 는 0.82 이다.

- [0121] 상기한 조성의 강 소재를, 1200 °C 로 가열하고, 조압연과 마무리 압연으로 이루어지는 열간 압연을 행하여 열연 강판(강대)으로 하였다. 또한, 조압연 전에, 스케일 브레이커(RSB)(rough scale breaker)로 스케일 제거 처리를 실시하였다. 또, 마무리 압연에 있어서는, 마무리 압연 전의 스케일 브레이커(FSB)(finish scale breaker)에 의한 스케일 제거 처리, 마무리 압연 입구측 온도 FET, 및 마무리 압연 출구측 온도 FDT를 여러 가지로 변화시킨 열간 압연을 행하고, 표면의 흑피 두께가 상이한, 판 두께 : 15.6 mm의 열연판으로 하였다. 또한, 열간 압연 종료후에는, 강판의 판 두께 중앙 위치의 온도가 750 °C 이하인 온도 영역에 있어서의 냉각 속도로 50 °C/s가 되는 냉각을, 냉각 정지 온도 : 540 °C까지 실시하는 가속 냉각을 행하고, 이어서, 권취 온도 : 520 °C에서 권취하였다.
- [0122] 얻어진 열연 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에서 인장 시험편(판 두께 1 mm 두께 × 폭 12.5 mm : GL = 25 mm)을 채취하여 인장 특성을 조사하였다.
- [0123] 얻어진 결과를, 인장 특성(인장 강도 TS, 신장 E1)과 흑피 두께(μm)의 관계를 도 4A 및 도 4B에 나타낸다. 또한, 인장 특성과 흑피 두께는, 후술하는 실시예 2에 기재된 (2)인장 시험 및 (1)조직 관찰 중의 흑피 두께 측정과 동일하게 하여 행하였다.
- [0124] 도 4A 및 도 4B로부터, 흑피 두께가 5 ~ 30 μm의 범위인 경우에, 표층의 인장 특성(TS, E1)의 변화가 적어지는 것을 알 수 있다. 이것으로부터, 흑피 두께를 적정한 범위로 조정할 수 있으면, 표층의 인장 특성의 편차가 적어지고, 결과적으로, 강판의 길이 방향 및 폭 방향의 재질 편차도 적어져 재질의 균일성이 더욱 향상되는 것에 생각이 이르렀다.
- [0125] 또, 본 발명자들의 추가적인 연구에 의하면, 상기와 같은, 열간 압연 종료후의 가속 냉각을 행해도, 국소적으로 강도가 상승하는 경우가 있고, 그 때문에 파이프 성형성이 저하되는 것을 볼 수 있었다. 이것은, 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 경도가 국소적으로 상승하는 경우가 있기 때문이라는 것을 지적하였다. 이 파이프 성형성의 저하를 억제하기 위해서는, 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 비커스 경도 HV_{1mm}와 강판의 판 두께 중앙 위치에 있어서의 비커스 경도 HV_{1/2t}의 차 ΔHV를 50 포인트 이하로 할 필요가 있는 것에 생각이 이르렀다. ΔHV를 50 포인트 이하로 하기 위해서는, 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 비커스 경도 HV_{1mm}를 극단적으로 높게 하지 않는 것이 중요하고, 특히, 합금 원소량이 많아질수록 권취성이 향상되고, 예를 들어 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 비커스 경도 HV_{1mm}의 상승이 크고, ΔHV를 50 포인트를 초과하여 크게 하는 경향이 강해진다. 그래서, 본 발명자들은, 열연 강판의 탄소 당량(Ceq)이 특정치를 넘은 경우에는, 열간 압연 종료후의 가속 냉각을, 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 냉각 속도가 특정 냉각 속도 이하로 되도록, 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 냉각 속도를 탄소 당량(Ceq)에 따라서 조정하는 것이 필요하다는 것에 생각이 이르렀다.
- [0126] 다음으로, 상기한 지견의 기초가 된 실험 결과에 대하여 설명한다.
- [0127] (실험예 3)
- [0128] 질량%로, 0.04 ~ 0.06 % C - 0.2 ~ 0.7 % Si - 0.93 ~ 1.84 % Mn - 0.030 ~ 0.048 % Al - 0.045 ~ 0.15 % Nb - 0.009 ~ 0.03 % Ti - 0 ~ 0.25 % Ni - 0 ~ 0.25 % Cu - 0 ~ 0.059 % V - 잔부 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지고, 탄소 당량(Ceq)이 0.234 ~ 0.496이 되는 슬래브를 강 소재로서 사용하였다. 또한, 탄소 당량(Ceq)은 다음의 식 Ceq (%) = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15 ··· (4)
- [0129] (여기에서, C, Mn, Cr, Mo, V, Cu, Ni : 각 원소의 함유량(질량%))을 이용하여 산출하였다.
- [0130] 상기한 조성의 강 소재를 1200 °C로 가열하고, 마무리 압연 개시 온도 : 1010 °C, 마무리 압연 종료 온도 : 810 °C로 하는 열간 압연을 행하여 판 두께 : 25.4 mm의 열연판으로 하고, 열간 압연 종료후, 강판의 판 두께 중앙 위치에 있어서의 냉각 속도가 18,27 °C/s의 범위에서, 또한 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 평균 냉각 속도가, 80 °C/s, 200 °C/s가 되는 각종 냉각을, 강판의 판 두께 중앙 위치의 온도에서, 냉각 정지 온도 : 470 ~ 490 °C까지 행하는 가속 냉각을 행하고, 강판의 판 두께 중앙 위치의 온도에서, 권취 온도 : 460 ~ 500 °C에서 권취하였다. 얻어진 열연판으로부터, 경도 측정 시험편을 채취하고, 압연 방향에 직교하는 단면에서, 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 비커스 경도 HV_{1mm}와, 판 두께 중앙 위치에 있어서의 비커스 경도 HV_{1/2t}를 비커스 경도계(하중 : 10 kgf)로 측정하고,

- [0131] 그 차 $\Delta HV (= HV_{1mm} - HV_{1/2t})$ 를 산출하였다.
- [0132] 얻어진 결과를, 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 평균 냉각 속도가, 80 °C/s 와 200 °C/s 로 되는 가속 냉각을 행한 경우에 대하여, ΔHV 와 탄소 당량 (Ceq) 의 관계로 도 5 에 나타낸다. 또한, ΔHV 는 후술하는 실시예 3 에 기재된 (2) 경도 시험과 동일하게 행하였다.
- [0133] 도 5 로부터, ΔHV 가 50 포인트로 되는 Ceq 는, 평균 냉각 속도가 80 °C/s 인 경우에는 0.40 %, 200 °C/s 인 경우에는 0.37 % 이다. ΔHV 를 50 포인트 이하로 하기 위해서는, Ceq 가 0.37 % 를 초과한 경우에, 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 평균 냉각 속도를 200 °C/s 이하로 할 필요가 있는 것을 알 수 있다. 또한 질량% 로, 0.043 % C - 0.22 % Si - 1.64 % Mn - 0.015 % P - 0.0027 % S - 0.038 % Al - 0.059 % Nb - 0.011 % Ti - 0.18 % Cu - 0.18 % Ni - 0.16 % Mo - 잔부 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 조성 (Ceq = 0.37 %) 의 강 소재를 1210 °C 로 가열하고, 마무리 압연 개시 온도 : 1210 °C, 마무리 압연 종료 온도 : 800 °C 로 한다. 열간 압연을 행하여 열연판 (판 두께 25.4 mm) 으로 하고, 열간 압연 종료후에 열연판에, 표면으로부터 1 mm 위치에 있어서의 평균 냉각 속도가 10 ~ 350 °C/s 가 되는 각종 냉각을 행하였다. 얻어진 열연판으로부터 경도 측정 시험편을 채취하고, 압연 방향에 직교하는 단면에서, 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 비커스 경도 HV_{1mm} 와, 강판의 판 두께 중앙 위치에 있어서의 비커스 경도 $HV_{1/2t}$ 를 측정하고, $\Delta HV (= HV_{1mm} - HV_{1/2t})$ 를 산출하였다. 얻어진 결과를 ΔHV 와 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 평균 냉각 속도의 관계로 도 6 에 나타낸다. 도 6 으로부터 ΔHV 를 50 포인트 이하로 하기 위하여, 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에서의 냉각 속도를 200 °C/s 이하로 할 필요가 있는 것을 알 수 있다.
- [0134] 또, 본 발명자들의 추가적인 연구에 의하면, 상기와 같은, 열간 압연 종료후의 가속 냉각을 행해도, 국소적으로 강도가 상승하는 경우가 있고, 그 때문에 파이프 성형성이 저하되는 것을 볼 수 있었다. 이것은, 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 경도가 국소적으로 상승하는 경우가 있기 때문인 것을 지견하였다. 그리고, 이 현상은, 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 베이나이트상 또는 베이나이트 페라이트상, 혹은 템퍼링 마르텐사이트상의 최소 래스 간격이 0.1 μm 미만으로 되는 경우인 것을 알아내었다. 본 발명자들의 추가적인 연구에 의하여, 이 파이프 성형성의 저하를 억제하기 위해서는, 열간 압연 후의 핫 런 테이블 (hot run table) 에서의 냉각을 조정하여 권취 온도가 300 °C 이상이 되도록 조정하는 것이 중요하다는 것에 생각이 이르렀다.
- [0135] 다음으로, 상기한 지견의 기초가 된 실험 결과에 대하여 설명한다.
- [0136] (실험예 4)
- [0137] 질량% 로, 0.04 ~ 0.06 % C - 0.20 ~ 0.70 % Si - 0.93 ~ 1.84 % Mn - 0.030 ~ 0.048 % Al - 0.045 ~ 0.15 % Nb - 0.009 ~ 0.03 % Ti - 0 ~ 0.25 % Ni - 0 ~ 0.25 % Cu - 0 ~ 0.06 % V - 잔부 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지고, 탄소 당량 (Ceq) 이 0.234 ~ 0.496 이 되는 슬래브를 강 소재로서 사용하였다. 또한, 탄소 당량 (Ceq) 은, 다음의 식
- [0138]
$$Ceq (\%) = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15 \cdot \cdot (4)$$
- [0139] (여기에서, C, Mn, Cr, Mo, V, Cu, Ni : 각 원소의 함유량 (질량%))
- [0140] 를 이용하여 산출하였다.
- [0141] 상기한 조성의 강 소재를 1210 °C 로 가열하고, 마무리 압연 개시 온도 : 1000 °C, 마무리 압연 종료 온도 : 800 °C 로 하는 열간 압연을 행하여 판 두께 : 25.4 mm 의 열연판으로 하고, 열간 압연 종료후, 강판의 판 두께 중앙 위치에 있어서의 냉각 속도가 34 °C/s 에서, 또한 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 평균 냉각 속도가, 300 °C/s 가 되는 냉각을, 강판의 판 두께 중앙 위치의 온도에서, 냉각 정지 온도 : 200 ~ 500 °C 까지 실시하는 가속 냉각을 행하고, 강판의 판 두께 중앙 위치의 온도에서 권취 온도 : 300 °C 미만, 300 °C 이상의 2 수준에서 권취하였다. 얻어진 열연판으로부터, 조직 관찰용 시험편 (박막) 을 채취하고, 투과형 전자 현미경 (배율 : 50000 배) 을 사용하고, 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 베이나이트 또는 베이나이트 페라이트 혹은 템퍼링 마르텐사이트의 래스 간격을 측정하여 각 열연판의 최소 래스 간격을 구하였다.
- [0142] 얻어진 결과를, 최소 래스 간격과 탄소 당량 (Ceq) 의 관계로 도 4 에 나타낸다. 또한, 최소 래스 간격은,

후술하는 실시예 4 에 기재된 (1) 조직 관찰중에 있는 최소 래스 간격의 측정과 동일하게 행하였다.

- [0143] 도 7 로부터, 권취 온도 CT 를 300 ℃ 이상으로 함으로써 탄소 당량 (Ceq) 에 의하지 않고, 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치의 베이나이트상, 베이나이틱 페라이트상 혹은 템퍼링 마르텐사이트상의 최소 래스 간격이 0.1 μm 이상으로 하는 것을 알 수 있다.
- [0144] 즉, 본 발명자들은, 열간 압연 종료후의 핫 런 테이블 상에서의 냉각을 강관의 판 두께 중앙 위치의 온도에서, 냉각 정지 온도 : 300 ℃ 이상, BFS 이하로 하는 냉각으로서, 강관의 판 두께 중앙 위치의 온도에서, 권취 온도를 300 ℃ 이상으로 하고 자체 어닐링을 촉진함으로써, 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치의 베이나이트상 (베이나이틱 페라이트상도 포함한다) 혹은 템퍼링 마르텐사이트상의 최소 래스 간격을 0.1 μm 이상으로 할 수 있는 것을 지견하였다.
- [0145] 먼저, 본 발명의 후속 고장력 열연 강관의 조성 한정 이유에 대하여 설명한다. 또한, 특별히 언급하지 않는 한, 질량% 는 간단히 % 로 기재한다.
- [0146] C : 0.02 ~ 0.08 %
- [0147] C 는 강의 강도를 상승시키는 작용을 갖는 원소로서, 본 발명에서는 원하는 고강도를 확보하기 위하여 0.02 % 이상의 함유를 필요로 한다. 한편, 0.08 % 를 초과하는 과잉된 함유는, 펄라이트 등의 제 2 상의 조직 분율을 증대시켜, 모재의 인성 및 용접열 영향부의 인성을 저하시킨다. 이 때문에, C 는 0.02 ~ 0.08 % 의 범위로 한정하였다. 또한, 바람직하게는 0.04 ~ 0.06 % 이다.
- [0148] Si : 0.01 ~ 0.50 %
- [0149] Si 는 고용강화, 퀴칭성의 향상을 통하여, 강의 강도를 증가시키는 작용을 갖는다. 이와 같은 효과는 0.01 % 이상의 함유로 확인된다. 한편, Si 는 γ (austenite) + α (ferrite) 변태시에 C 를 γ 상 (austenite phase) 에 농화시키고, 제 2 상으로서 마르텐사이트상의 형성을 촉진시키는 작용을 갖고, 결과적으로 ΔD 의 증가를 초래하여 강관의 인성을 저하시킨다. 또, Si 는 전봉 용접시에 Si 를 함유하는 산화물을 형성하고, 용접부 품질을 저하시킴과 함께, 용접열 영향부의 인성을 저하시킨다. 이와 같은 관점에서, Si 는 가능한 한 저감시키는 것이 바람직하지만, 0.50 % 까지는 허용할 수 있다. 이와 같은 점에서, Si 는 0.01 ~ 0.50 % 로 한정하였다. 바람직하게는 0.40 % 이하이다.
- [0150] 또한, 전봉 용접 강관용 열연 강관에서는, Mn 을 함유하기 때문에, Si 는 저용점의 Mn 규산화물을 형성하고 용접부로부터의 산화물 배출이 용이해지기 때문에 Si 는 0.10 ~ 0.30 % 함유시켜도 된다.
- [0151] Mn : 0.5 ~ 1.8 %
- [0152] Mn 은 퀴칭성을 향상시키는 작용을 갖고, 퀴칭성 향상을 통하여 강관의 강도를 증가시킨다. 또, Mn 은 MnS 를 형성하고 S 를 고정시킴으로써 S 의 입계 편석을 방지하여 슬래브 (slab) (강 소재) 균열을 억제한다. 이와 같은 효과를 얻기 위해서는 0.5 % 이상의 함유를 필요로 한다.
- [0153] 한편, 1.8 % 를 초과하는 함유는, 슬래브 주조시의 응고 편석을 조장하고, 강관에 Mn 농화부를 잔존시켜 세퍼레이션의 발생을 증가시킨다. 이 Mn 농화부를 소실시키기 위해서는, 1300 ℃ 를 초과하는 온도로 가열할 필요가 있고, 이와 같은 열처리를 공업적 규모로 실시하는 것은 현실적이지 않다. 이 때문에, Mn 은 0.5 ~ 1.8 % 의 범위로 한정하였다. 또한, 바람직하게는 0.9 ~ 1.7 % 이다.
- [0154] P : 0.025 % 이하
- [0155] P 는, 강 중에 불순물로서 불가피하게 함유되는데, 강의 강도를 상승시키는 작용을 갖는다. 그러나, 0.025 % 를 초과하여 과잉으로 함유하면 용접성이 저하된다. 이 때문에, P 는 0.025 % 이하로 한정하였다. 또한 바람직하게는 0.015 % 이하이다.
- [0156] S : 0.005 % 이하
- [0157] S 는, P 와 마찬가지로 강 중에 불순물로서 불가피하게 함유되는데, 0.005 % 를 초과하여 과잉으로 함유하면 슬래브 균열을 발생시킴과 함께, 열연 강관에 있어서는 조대한 MnS 를 형성하여 연성의 저하를 일으키게 한다. 이 때문에, S 는 0.005 % 이하로 한정하였다. 또한, 바람직하게는 0.004 % 이하이다.
- [0158] Al : 0.005 ~ 0.10 %
- [0159] Al 은 탈산제로서 작용하는 원소로서, 이와 같은 효과를 얻기 위해서는 0.005 % 이상 함유하는 것이

바람직하다. 한편, 0.10 % 를 초과하는 함유는 전봉 용접시의, 용접부의 청정성을 현저하게 저해한다. 이 때문에, Al 은 0.005 ~ 0.10 % 로 한정하였다. 또한, 바람직하게는 0.08 % 이하이다.

[0160] Nb : 0.01 ~ 0.10 %

[0161] Nb 는 오스테나이트립의 조대화, 재결정을 억제하는 작용을 갖는 원소로서, 열간 마무리 압연에 있어서의 오스테나이트 미(未)재결정 온도역 압연을 가능하게 함과 함께, 탄질화물로서 미세 석출함으로써 용접성을 저해하지 않고, 적은 함유량으로 열연 강관을 고강도화하는 작용을 갖는다. 이와 같은 효과를 얻기 위해서는, 0.01 % 이상의 함유를 필요로 한다. 한편, 0.10 % 를 초과하는 과잉된 함유는, 열간 마무리 압연중의 압연 하중의 증대를 초래하여 열간 압연이 곤란해지는 경우가 있다. 이 때문에 Nb 는 0.01 ~ 0.10 % 의 범위로 한정하였다. 또한, 바람직하게는 0.03 ~ 0.09 % 이다.

[0162] Ti : 0.001 ~ 0.05 %

[0163] Ti 는 질화물을 형성하여 N 을 고정시키고, 슬래브 (강 소재) 균열을 방지하는 작용을 가짐과 함께, 탄화물로서 미세 석출함으로써 강관을 고강도화시킨다. 이와 같은 효과는, 0.001 % 이상의 함유에서 현저해지는데, 0.05 % 를 초과하는 함유는 석출 강화에 의하여 항복점이 현저하게 상승한다. 이 때문에, Ti 는 0.001 ~ 0.05 % 의 범위로 한정하였다. 또한, 바람직하게는 0.005 ~ 0.035 % 이다.

[0164] 본 발명에서는, 상기한 범위의 Nb, Ti, C 를 함유하고, 또한 하기 (1) 식

[0165]
$$(Ti + (Nb/2))/C < 4 \dots (1)$$

[0166] 를 만족하도록 Nb, Ti, C 의 함유량을 조정한다.

[0167] Nb, Ti 는 탄화물 형성 경향이 강한 원소로서, C 함유량이 낮은 경우에는 대부분의 C 가 탄화물로 되어, 페라이트립 내의 고용 C 량이 격감하는 것이 상정된다. 그러나, 페라이트립 내의 고용 C 량의 격감은, 파이프 라인 시공시의 원주 용접성에 악영향을 미친다. 이것은, 페라이트립 내의 고용 C 량이 극도로 저감된 강관을 사용하여 제조된 강관을 라인 파이프프로 하여 원주 용접을 실시한 경우에는, 원주 용접부의 열 영향부에 있어서의 입성장이 현저해져 원주 용접부의 열 영향부의 인성이 저하될 우려가 있기 때문이다. 이와 같은 점에서, 본 발명에서는 Nb, Ti, C 를 (1) 식을 만족하도록 조정하여 함유시킨다. 이로써, 페라이트립 내의 고용 C 량을 10 ppm 이상으로 하는 것이 가능해져 원주 용접부의 열 영향부의 인성 저하를 방지할 수 있다. 또한 용접부의 강도 저하를 억제하기 위해서는, (1) 식의 좌변은 3 이하가 바람직하다.

[0168] 본 발명에서는, 상기한 성분이 기본 성분이지만, 이 기본 조성에 더하여 추가로, 선택 원소로서 V : 0.01 ~ 0.10 %, Mo : 0.01 ~ 0.50 %, Cr : 0.01 ~ 1.0 %, Cu : 0.01 ~ 0.50 %, Ni : 0.01 ~ 0.50 % 중의 1 종 또는 2 종 이상, 및/또는 Ca : 0.0005 ~ 0.005 % 를 필요에 따라 선택하여 함유할 수 있다.

[0169] V : 0.01 ~ 0.10 %, Mo : 0.01 ~ 0.50 %, Cr : 0.01 ~ 1.0 %, Cu : 0.01 ~ 0.50 %, Ni : 0.01 ~ 0.50 % 중의 1 종 또는 2 종 이상

[0170] V, Mo, Cr, Cu, Ni 는 모두 퀴칭성을 향상시켜 강관의 강도를 증가시키는 원소로서, 필요에 따라 1 종 또는 2 종 이상을 선택하여 함유할 수 있다.

[0171] V 는 퀴칭성을 향상시킴과 함께, 탄질화물을 형성하여 강관을 고강도화하는 작용을 갖는 원소로서, 이와 같은 효과를 얻기 위해서는 0.01 % 이상 함유하는 것이 바람직하다. 한편, 0.10 % 를 초과하는 과잉된 함유는, 용접성을 열화시킨다. 이 때문에, V 는 0.01 ~ 0.10 % 로 한정하는 것이 바람직하다. 또한, 더욱 바람직하게는 0.03 ~ 0.08 % 이다.

[0172] Mo 는 퀴칭성을 향상시킴과 함께, 탄질화물을 형성하여 강관을 고강도화하는 작용을 갖는 원소로서, 이와 같은 효과를 얻기 위해서는 0.01 % 이상 함유하는 것이 바람직하다. 한편, 0.50 % 를 초과하는 다량의 함유는 용접성을 저하시킨다. 이 때문에, Mo 는 0.01 ~ 0.50 % 로 한정하는 것이 바람직하다. 또한, 보다 바람직하게는 0.05 ~ 0.30 % 이다.

[0173] Cr 은 퀴칭성을 향상시켜 강관 강도를 증가시키는 작용을 갖는 원소이다. 이와 같은 효과를 얻기 위해서는 0.01 % 이상 함유하는 것이 바람직하다. 한편, 1.0 % 를 초과하는 과잉된 함유는, 전봉 용접시에 용접 결함을 다발시키는 경향이 있다. 이 때문에, Cr 은 0.01 ~ 1.0 % 로 한정하는 것이 바람직하다. 또한, 더욱 바람직하게는 0.01 ~ 0.80 % 이다.

- [0174] Cu 는 퀴칭성을 향상시키고 함께, 고용 강화 혹은 석출 강화에 의하여 강판의 강도를 증가시키는 작용을 갖는 원소이다. 이와 같은 효과를 얻기 위해서는, 0.01 % 이상 함유하는 것이 바람직하지만, 0.50 % 를 초과하는 함유는 열간 가공성을 저하시킨다. 이 때문에, Cu 는 0.01 ~ 0.50 % 로 한정하는 것이 바람직하다. 또한, 보다 바람직하게는 0.10 ~ 0.40 % 이다.
- [0175] Ni 는 퀴칭성을 향상시켜 강의 강도를 증가시키고 함께, 강판의 인성까지 향상시키는 작용을 갖는 원소이다. 이와 같은 효과를 얻기 위해서는, 0.01 % 이상 함유하는 것이 바람직하다. 한편, 0.50 % 를 초과하여 함유해도, 효과가 포화되어 함유량에 상응하는 효과를 기대할 수 없게 되어 경제적으로 불리해진다. 이 때문에, Ni 는 0.01 ~ 0.50 % 로 한정하는 것이 바람직하다. 또한, 보다 바람직하게는 0.10 ~ 0.45 % 이다.
- [0176] Ca : 0.0005 ~ 0.005 %
- [0177] Ca 는, S 를 CaS 로 하여 고정시키고, 황화물계 개재물을 구상화하여 개재물의 형태를 제어하는 작용을 갖고, 개재물 주위의 매트릭스의 격자 변형을 작게 하여 수소의 트랩능을 저하시키는 작용을 갖는 원소이다. 이와 같은 효과는, 0.0005 % 이상의 함유에서 현저해지는데, 0.005 % 를 초과하여 함유하면 CaO 의 증가를 초래하여 내식성, 인성을 저하시킨다. 이 때문에, Ca 는 함유하는 경우에는, 0.0005 ~ 0.005 % 로 한정하는 것이 바람직하다. 또한, 보다 바람직하게는 0.0009 ~ 0.003 % 이다.
- [0178] 상기한 성분 이외의 잔부는, Fe 및 불가피적 불순물로 이루어진다. 또한, 불가피적 불순물로는 N : 0.005 % 이하, O : 0.005 % 이하, Mg : 0.003 % 이하, Sn : 0.005 % 이하를 허용할 수 있다.
- [0179] N : 0.005 % 이하
- [0180] N 은 강 중에 불가피하게 함유되는데, 과잉된 함유는 강 소재 (슬래브) 주조시의 균열을 다발시킨다. 이 때문에, N 은 0.005 % 이하로 한정하는 것이 바람직하다. 또한, 보다 바람직하게는 0.004 % 이하이다.
- [0181] O : 0.005 % 이하
- [0182] O 는 강 중에서는 각종 산화물로서 존재하고, 열간 가공성, 내식성, 인성 등을 저하시키는 원인이 된다. 이 때문에, 본 발명에서는 가능한 한 저감시키는 것이 바람직하지만, 0.005 % 까지는 허용할 수 있다. 극단적인 저감은 정련 비용의 상승을 초래하기 때문에, O 는 0.005 % 이하로 한정하는 것이 바람직하다.
- [0183] Mg : 0.003 % 이하
- [0184] Mg 는 Ca 와 마찬가지로 산화물, 황화물을 형성하고, 조대한 MnS 의 형성을 억제하는 작용을 갖는데, 0.003 % 를 초과하는 함유는, Mg 산화물, Mg 황화물의 클러스터를 다발시켜 인성의 저하를 초래한다. 이 때문에 Mg 는 0.003 % 이하로 한정하는 것이 바람직하다.
- [0185] Sn : 0.005 % 이하
- [0186] Sn 은 제강 원료로서 사용되는 스크랩 등으로부터 혼입한다. Sn 은 입계 등에 쉽게 편석되는 원소로서, 0.005 % 를 초과하여 다량으로 함유하면, 입계 강도가 저하하여 인성의 저하를 초래한다. 이 때문에, Sn 은 0.005 % 이하로 한정하는 것이 바람직하다.
- [0187] 본 발명의 후속 고장력 열연 강판은, 상기한 조성을 갖고, 또한 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 주상인 페라이트상의 평균 결정립경 (μm) 과 강판의 판 두께 중앙 위치에 있어서의 주상인 페라이트상의 평균 결정립경 (μm) 의 차 ΔD 가 2 μm 이하이고, 또한 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 제 2 상의 조직 분율 (체적%) 과 강판의 판 두께 중앙 위치에 있어서의 제 2 상의 조직 분율 (체적%) 의 차 ΔV 가 2 % 이하인 조직을 갖는다. 본 발명의 열연 강판의 주상인 페라이트는 베이나이트 또는 베이나이트 페라이트 등의 저온 변태 페라이트 및 그들의 혼합이고, 제 2 상으로서 펄라이트, 마르텐사이트, MA 및 이들의 혼합상을 예시할 수 있다.
- [0188] ΔD 가 2 μm 이하이고, 또한 ΔV 가 2 % 이하로 되는 경우에만, 후속 고장력 열연 강판의 저온 인성, 특히 전체 두께 시험편을 사용하는 DWTT 특성이나 CTOD 특성이 현저하게 향상된다. ΔD 또는 ΔV 의 어느 하나가, 상기한 범위 외로 되는 경우에는, 도 1 로부터도 분명한 바와 같이, DWTT 가 $-35\text{ }^\circ\text{C}$ 보다 높아지고, DWTT 특성이 저하되어 저온 인성이 열화된다. 이와 같은 점에서, 본 발명에서는, 조직을, 강판 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 주상인 페라이트상의 평균 결정립경 (μm) 과 강판의 판 두께 중앙 위치에 있어서의 주상인 페라이트상의 평균 결정립경 (μm) 의 차 ΔD 가 2 μm 이하, 또한 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 제 2 상의 조직 분율 (체적%) 과 강판의 판 두께 중앙 위치에 있어서의 제 2 상의

조직 분율 (체적%) 의 차 ΔV 가 2 % 이하인 조직으로 한정하였다.

[0189] 또한, ΔD 가 2 μm 이하이고 또한 ΔV 가 2 % 이하로 되는 조직을 갖는 열연 강판은, 강판 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치와 판 두께 1/4 위치의 주상인 페라이트상의 평균 결정립경 (μm) 의 차 ΔD^* 가 2 μm 이하, 제 2 상의 조직 분율 (%) 의 차 ΔV^* 가 2 % 이하를 만족하고, 또 강판 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치와 판 두께 3/4 위치의 주상인 페라이트상의 평균 결정립경 (μm) 의 차 ΔD^{**} 도 2 μm 이하, 제 2 상의 조직 분율 (%) 의 차 ΔV^{**} 도 2 % 이하를 만족하는 것을 확인하였다.

[0190] 추가로 본 발명의 후속 고장력 열연 강판은, 표면에 두께 3 ~ 30 μm 범위의 균일한 흑피를 갖는 것이 바람직하다.

[0191] 표면에 형성된 흑피의 두께가 3 μm 미만에서는, 그보다 두꺼운 경우와 비교하여 열전달 계수가 저하되고, 도 4A 에 나타내는 바와 같이 인장 강도의 저하를 초래함과 함께, 결과적으로 판 두께 중앙 위치의 냉각 정지 온도의 상승을 초래하여 인성 저하의 요인이 된다. 또, 두께가 3 μm 미만인 흑피의 얇은 부분이 존재하면, 냉각 불균일이 발생되어 국소적인 강도 저하를 초래한다. 한편, 흑피의 두께가 30 μm 를 초과하여 두꺼워지면, 그보다 얇은 경우와 비교하여 열전달 계수가 증가하고, 도 4A 에 나타내는 바와 같이 인장 강도의 증가를 초래함과 함께, 표층부의 과도한 고강도화를 초래하여 인성 저하의 요인이 된다. 또, 두께가 30 μm 를 초과하여 두꺼운 부분이 존재하면, 냉각 불균일이 발생되어 국소적인 강도 증가, 연성의 저하를 초래한다. 이 때문에, 표면에 형성하는 흑피의 두께는 3 ~ 30 μm 의 범위로 한정하였다. 표면에 형성하는 흑피의 두께를 이 범위 내로 조정함으로써, 강판 내 각 위치에서의 강도, 연성의 편차가 작아져, 강판 내 각 위치에서의 재질의 균일성이 향상된다.

[0192] 또, 본 발명 열연 강판은, 상기한 조성과 상기한 조직을 갖고, 추가로 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 비커스 경도 $HV_{1\text{mm}}$ 와 강판의 판 두께 중앙 위치에 있어서의 비커스 경도 $HV_{1/2t}$ 의 차 ΔHV 가 50 포인트 이하인 경도 분포를 갖는 것이 바람직하다.

[0193] ΔHV 가 50 포인트를 초과하면, 국소적인 강도 상승이 발생하기 쉬워 파이프 성형성이 저하되고, 파이프 진원도의 저하를 초래한다. 이 때문에, 본 발명에서는 $HV_{1\text{mm}}$ 와 $HV_{1/2t}$ 의 차 ΔHV 를 50 포인트 이하로 한정하였다.

[0194] 또, 본 발명 열연 강판은, 상기한 조성과 상기한 조직을 갖고, 추가로 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에 있어서의 베이나이트상 (베이나이트 페라이트 조도 포함한다) 또는 템퍼링 마르텐사이트상의 최소 레스 간격이 0.1 μm 이상인 조직을 갖는 것이 바람직하다.

[0195] 이와 같은 조직으로 함으로써, 파이프 성형성이 우수한 열연 강판이 된다.

[0196] 다음으로, 본 발명 열연 강판의 바람직한 제조 방법에 대하여 설명한다.

[0197] 강 소재의 제조 방법으로는, 상기한 조성의 용강을 전로 등의 통상적인 용제 방법으로 용제하고, 연속 주조법 등의 통상적인 주조 방법으로 슬래브 등의 강 소재로 하는 것이 바람직하지만, 본 발명에서는 이에 한정되지 않는다.

[0198] 상기한 조성의 강 소재에, 가열하고 열간 압연을 행한다. 열간 압연은, 강 소재를 시트 바로 하는 조압연과, 그 시트 바를 열연판으로 하는 마무리 압연으로 이루어진다.

[0199] 강 소재의 가열 온도는, 열연판에 압연할 수 있는 온도이면 되고, 특별히 한정할 필요는 없지만, 1100 ~ 1300 $^{\circ}\text{C}$ 범위의 온도로 하는 것이 바람직하다. 가열 온도가 1100 $^{\circ}\text{C}$ 미만에서는, 변형 저항이 높고 압연 부하가 증대되어 압연기에 걸리는 부하가 지나치게 과대해진다. 한편, 가열 온도가 1300 $^{\circ}\text{C}$ 를 초과하여 고온이 되면, 결정립이 조대하여 저온 인성이 저하되는 데다가, 스케일 생성량이 증대되어 수율이 저하된다. 이 때문에, 열간 압연에 있어서의 가열 온도는 1100 ~ 1300 $^{\circ}\text{C}$ 로 하는 것이 바람직하다.

[0200] 가열된 강 소재에 조압연을 행하여, 시트 바 (sheet bar) 로 한다. 조압연의 조건은, 원하는 치수 형상의 시트 바를 얻을 수 있으면 되고, 그 조건은 특별히 한정되지 않는다. 또한, 저온 인성 확보의 관점에서는, 조압연의 압연 종료 온도는 1050 $^{\circ}\text{C}$ 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0201] 또한, 본 발명에서는 조압연 전에, 가열에 의하여 강 소재 표면에 생긴 일차 스케일을, 조압연기용 스케일 브레이커 RSB 에 의하여 제거하는 스케일 제거 처리를 행한다. 스케일 제거 처리는, 조압연 전에 더하여, 조압연 중에 복수회 행해도 된다. 또한, 제품 (열연판) 의 흑피 두께를 적정 범위로 조정하기 위하여, 파인된 스케일 브레이커의 사용은 피하는 것이 바람직하다.

- [0202] 얻어진 시트 바에, 추가로 마무리 압연을 실시한다. 또한, 마무리 압연 전의 시트 바에 가속 냉각을 행하거나, 또는 테이블 상에서 오실레이션 (oscillation) 등을 행하여 마무리 압연 개시 온도를 조정하는 것이 바람직하다. 이로써, 마무리 압연 밀 내에서의, 고인성화에 유효한 온도역에서의 압하율 (유효 압하율) 을 크게 할 수 있다. 또한, 본 발명에서는, 마무리 압연에 있어서의 온도는, 표면 온도를 사용하는 것으로 한다.
- [0203] 마무리 압연에서는, 입구측 온도 FET 를 800 ~ 1050 °C, 출구측 온도 FDT 를 750 ~ 950 °C 로 하는 것이 바람직하다. 마무리 압연의 입구측 온도 FET 가 800 °C 미만에서는, 표면 근방이 지나치게 냉각되어 A₃ 변태점 미만으로 되는 경우가 있고, 판 두께 방향의 조직이 불균일해져 인성이 저하된다. 한편, FET 가 1050 °C 를 초과하면, 마무리 압연의 밀 내에서 2 차 스케일 (secondary scale) 이 생성되는 경우가 있어, 흑피의 두께를 원하는 적정 범위 내로 조정하기가 곤란해진다. 또, 마무리 압연의 출구측 온도 FDT 가 750 °C 미만에서는, 표면 근방이 A₃ 변태점 미만으로 되는 경우가 있고, 판 두께 방향의 조직이 불균일해져 인성이 저하된다. 한편, FDT 가 950 °C 를 초과하여 고온이 되면, 마무리 압연의 밀 내에서, 2 차 스케일이 생성되어 흑피의 두께를 원하는 적정 범위 내로 조정하기가 곤란해진다.
- [0204] 또한, 마무리 압연 전의 시트 바에 가속 냉각을 행하거나, 혹은 테이블 상에서 오실레이션 등을 행하여 마무리 압연의 입구측 온도를 조정하는 것이 바람직하다. 이로써, 마무리 압연 밀 내에서의, 고인성화에 유효한 온도역에서의 압하율을 크게 할 수 있다. 또 본 발명에서는, 마무리 압연 전의 시트 바에, 마무리 압연기용 스케일 브레이커 (FSB) 를 이용하여 시트 바에 형성된 2 차 스케일을 제거하는 스케일 제거 처리를 행한다. 스케일 제거 처리는 마무리 압연 전에 부가하여 마무리 압연기의 스탠드간 냉각에 의하여 복수회 실시해된다. 또한, 스케일 제거 처리를 행할 때의 시트 바의 온도는, 800 ~ 1050 °C 범위의 온도로 하는 것이 바람직하다. 또한, 제품 (열연판) 의 흑피 두께를 적정 범위로 조정하기 위하여, 과잉된 스케일 브레이커의 사용은 피하는 것이 바람직하다. 이 스케일 제거 처리에 의해서도, 마무리 압연의 입구측 온도를 조정할 수 있다.
- [0205] 마무리 압연에서는, 고인성화의 관점에서, 유효 압하율을 20 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. 여기서, 「유효 압하율」이란 950 °C 이하의 온도역에서의 전체 압하량 (%) 을 말한다. 또한, 판 두께 전체에서 원하는 고인성화를 달성하기 위해서는, 강판의 판 두께 중앙 위치에 있어서의 유효 압하율이 20 % 이상을 만족하는 것이 바람직하다. 열간 압연 (마무리 압연) 종료후, 열연판에는, 핫 런 테이블 상에서 가속 냉각을 행하는 것이 바람직하다. 가속 냉각의 개시는, 강판의 판 두께 중앙 위치의 온도가 750 °C 이상인 동안에 실시하는 것이 바람직하다. 강판의 판 두께 중앙 위치의 온도가 750 °C 미만이면, 고온 변태 페라이트 (폴리고날 페라이트) 가 형성되고, $\gamma \rightarrow \alpha$ 변태시에 배출된 C 에 의하여 폴리고날 페라이트 주변에 제 2 상이 형성된다. 이 때문에, 판 두께 중앙 위치에서 제 2 상의 조직 분율이 높아져 상기한 원하는 조직을 형성할 수 없게 된다.
- [0206] 가속 냉각은, 강판의 판 두께 중앙 위치의 평균 냉각 속도로 10 °C/s 이상의 냉각 속도로, BFS 이하의 냉각 정지 온도까지 행하는 것이 바람직하다. 또한, 평균 냉각 속도는 750 ~ 650 °C 의 온도 영역의 평균으로 한다.
- [0207] 냉각 속도가 10 °C/s 미만에서는, 고온 변태 페라이트 (폴리고날 페라이트) 가 형성되기 쉬워지고, 판 두께 중앙 위치에서 제 2 상의 조직 분율이 높아져 상기한 원하는 조직을 형성할 수 없게 된다. 이 때문에, 열간 압연 종료후의 가속 냉각은, 강판의 판 두께 중앙 위치의 평균 냉각 속도로 10 °C/s 이상의 냉각 속도로 실시하는 것이 바람직하다. 또한, 보다 바람직하게는 20 °C/s 이상이다. 또한, 냉각 속도의 상한은, 사용하는 냉각 장치의 능력에 의존하여 결정되지만, 휨 등의 강판 형상의 악화를 수반하지 않는 냉각 속도인 마르텐사이트 생성 냉각 속도보다 늦은 것이 바람직하다. 또, 이와 같은 냉각 속도는, 플랫 노즐, 막대 형상 노즐, 원관 노즐 등을 이용한 수랭 장치에 의하여 달성할 수 있다.
- [0208] 또한, 본 발명에서는, 판 두께 중앙 위치의 온도, 냉각 속도, 권취 온도 등은, 전열 계산 등에 의하여 산출한 것을 사용하는 것으로 하였다.
- [0209] 또, 상기한 가속 냉각의 냉각 정지 온도는, 판 두께 중앙 위치의 온도로 BFS 이하의 온도로 하는 것이 바람직하다. 또한, 보다 바람직하게는 (BFS - 20 °C) 이하이다. BFS 는, 다음의 (2) 식
- [0210]
$$BFS (°C) = 770 - 300 C - 70 Mn - 70 Cr - 170 Mo - 40 Cu - 40 Ni - 1.5 CR \cdots \cdots (2)$$
- [0211] (여기에서, C, Mn, Cr, Mo, Cu, Ni : 각 원소의 함유량 (질량%), CR : 판 두께 중앙 위치의 냉각 속도(°C/s))

- [0212] 로 정의된다. 또, 상기한 냉각 정지 온도 이하로, 가속 냉각을 정지한 후, 열연관은 관 두께 중앙 위치의 온도로 BFSO 이하의 권취 온도로 코일 형상으로 권취된다. 또한, 보다 바람직하게는 (BFSO - 20 °C) 이하이다. BFSO 는 다음의 (3) 식
- [0213]
$$\text{BFSO } (^\circ\text{C}) = 770 - 300\text{C} - 70\text{Mn} - 70\text{Cr} - 170\text{Mo} - 40\text{Cu} - 40\text{Ni} \dots (3)$$
- [0214] (여기에서, C, Mn, Cr, Mo, Cu, Ni : 각 원소의 함유량 (질량%))
- [0215] 으로 정의된다.
- [0216] 가속 냉각의 냉각 정지 온도를 BFSO 이하의 온도로 하고, 또한 권취 온도를 BFSO 이하의 온도로 함으로써, 도 2 및 도 3 에 나타내는 바와 같이, 비로소 ΔD 가 2 μm 이하이고 또한 ΔV 가 2 % 이하로 되어, 관 두께 방향의 조직 균일성이 현저해진다. 이로써, 우수한 DWTТ 특성 및 우수한 CTOD 특성을 확보할 수 있어 저온 인성이 현저하게 향상된 후속 고장력 열연 강판으로 할 수 있다.
- [0217] 또한, 코일 형상으로 권취된 열연관은, 코일 중앙부 (코일 길이 방향 중앙부) 에서의 냉각 속도로 20 ~ 60 °C/hr 로 실온까지 냉각시키는 것이 바람직하다. 냉각 속도가 20 °C/hr 미만에서는, 결정립의 성장이 진행되기 때문에 인성이 저하되는 경우가 있다. 또, 60 °C/hr 를 초과하는 냉각 속도에서는, 코일 중앙부와 코일 외주부 또는 내주부와의 온도차가 커져, 코일 형상의 악화를 초래하기 쉽다.
- [0218] 이하, 더욱 실시예에 기초하여 본 발명을 상세하게 설명한다.
- [0219] [실시예 4]
- [0220] 삭제
- [0221] 삭제
- [0222] 삭제
- [0223] 삭제
- [0224] 삭제
- [0225] 삭제
- [0226] 삭제
- [0227] 삭제
- [0228] 삭제
- [0229] 삭제
- [0230] 삭제

- [0231] 삭제
- [0232] 삭제
- [0233] 삭제
- [0234] 삭제
- [0235] 삭제
- [0236] 삭제
- [0237] 삭제
- [0238] 삭제
- [0239] 삭제
- [0240] 삭제
- [0241] 삭제
- [0242] 삭제
- [0243] 삭제
- [0244] 삭제
- [0245] 삭제
- [0246] 삭제
- [0247] 삭제
- [0248] 삭제

- [0249] 삭제
- [0250] 삭제
- [0251] 삭제
- [0252] 삭제
- [0253] 삭제
- [0254] 삭제
- [0255] 삭제
- [0256] 삭제
- [0257] 삭제
- [0258] 삭제
- [0259] 삭제
- [0260] 삭제
- [0261] 삭제
- [0262] 삭제
- [0263] 삭제
- [0264] 삭제
- [0265] 삭제
- [0266] 삭제

- [0267] 삭제
- [0268] 삭제
- [0269] 삭제
- [0270] 삭제
- [0271] 삭제
- [0272] 삭제
- [0273] 삭제
- [0274] 삭제
- [0275] 삭제
- [0276] 삭제
- [0277] 삭제
- [0278] 삭제
- [0279] 삭제
- [0280] 삭제
- [0281] 표 10 에 나타내는 조성의 슬래브 (강 소재) (두께 : 215 mm) 를 사용하여 표 11 에 나타내는 열간 압연 조건으로 열간 압연을 행하고, 열간 압연 종료후, 표 11 에 나타내는 냉각 조건으로 냉각시키고, 표 11 에 나타내는 권취 온도에서 코일 형상으로 권취하여, 표 11 에 나타내는 판 두께의 열연 강판 (강대) 으로 하였다. 또한, 이들 열연 강판을 소재로 하여 냉간에서의 풀 연속 성형에 의하여 오픈 관으로 하고, 그 오픈 관의 단면끼리를 전봉 용접하여 전봉 강관 (외경 660 mm Φ) 으로 하였다.
- [0282] 얻어진 열연 강판으로부터 시험편을 채취하여 조직 관찰, 인장 시험, 충격 시험, DWTT 시험, CTOD 시험을 실시하였다. 또한, DWTT 시험, CTOD 시험은 전봉 강관에 대해서도 실시하였다. 시험 방법은 다음과 같이 하였다
- [0283] (1) 조직 관찰
- [0284] 얻어진 열연 강판으로부터 조직 관찰용 시험편을 채취하여 압연 방향 단면을 연마, 부식시키고, 광학 현미경

(배율 : 1000 배) 또는 주사형 전자 현미경 (배율 : 2000 배) 으로 각 2 시야 이상 관찰하여 촬상하고, 화상 해석 장치를 사용하여 주상인 페라이트상 (경질인 저온 변태 페라이트를 의미하고, 베이나이트 페라이트, 혹은 베이나이트) 의 평균 결정립경, 및 주상인 페라이트상 이외의 제 2 상 (펠라이트, 마르텐사이트, 혹은 MA 및 이들의 혼합상) 의 조직 분율 (체적%) 을 측정하였다. 관찰 위치는, 강판 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치, 및 판 두께 중앙 위치로 하였다. 또한, 주상인 페라이트상의 평균 결정립경은 각 페라이트립의 면적을 측정하고, 그 면적으로부터 원 상당 직경을 산출하고, 얻어진 각 페라이트립의 원 상당 직경을 산술 평균하여 그 위치에서의 평균 결정립경으로 하였다.

[0285] 또한, 얻어진 열연 강판의 표면으로부터 판 두께 방향으로 1 mm 위치에서 박막 시료를 채취하고, 투과형 전자 현미경 (배율 : 50000 배) 을 사용하여 3 시야 이상 관찰하여 촬상하고, 베이나이트 (베이나이트 페라이트를 포함한다) 또는 템퍼링 마르텐사이트의 래스 간격을 측정하였다. 그리고, 얻어진 래스 간격 중 최소의 값을 구하였다.

[0286] (2) 인장 시험

[0287] 얻어진 열연 강판으로부터, 압연 방향에 직교하는 방향 (C 방향) 이 길이 방향이 되도록, 판 형상의 시험편 (평행부 폭 : 25 mm, 표점 간 거리 : 50 mm) 을 채취하고, ASTM E8M-04 의 규정에 준거하여 실온에서 인장 시험을 실시하고, 인장 강도 TS 를 구하였다.

[0288] (3) 충격 시험

[0289] 얻어진 열연 강판의 판 두께 중앙 위치로부터, 압연 방향에 직교하는 방향 (C 방향) 이 길이 방향이 되도록 V 노치 시험편을 채취하고, JIS Z 2242 의 규정에 준거하여 샤르피 충격 시험을 실시하고, 시험 온도 : -80 °C 에서의 흡수 에너지 (J) 를 구하였다. 또한, 시험편은 3 개로 하고, 얻어진 흡수 에너지값의 산술 평균을 구하여 그 강판의 흡수 에너지값 vE_{-80} (J) 으로 하였다. vE_{-80} 이 250 J 이상인 경우를 「인성이 양호하다」로 평가하였다.

[0290] (4) DWTT 시험

[0291] 얻어진 열연 강판으로부터, 압연 방향에 직교하는 방향 (C 방향) 이 길이 방향이 되도록 DWTT 시험편 (크기 : 판 두께 × 폭 3 in. × 길이 12 in.) 을 채취하고, ASTM E 436 의 규정에 준거하여 DWTT 시험을 실시하고, 연성 파면율이 85 % 가 되는 최저 온도 (DWTT) 를 구하였다. DWTT 가 -50 °C 이하인 경우를 [우수한 DWTT 특성] 을 갖는 것으로 평가하였다.

[0292] 또한, DWTT 시험은, 전방 강판의 모재부로부터도 시험편의 길이 방향이 판 둘레 방향이 되도록 DWTT 시험편을 채취하여 강판과 동일하게 시험하였다.

[0293] (5) CTOD 시험

[0294] 얻어진 열연 강판으로부터, 압연 방향에 직교하는 방향 (C 방향) 이 길이 방향이 되도록 CTOD 시험편 (크기 : 판 두께 × 폭 (2 × 판 두께) × 길이 (10 × 판 두께)) 을 채취하고, ASTM E 1290 의 규정에 준거하여 시험 온도 : -10 °C 에서 CTOD 시험을 실시하고, -10 °C 에서의 한계 개구 변위량 (CTOD 값) 을 구하였다. 또한, 시험 하중은, 3 점 굽힘 방식으로 부하하고, 절결부에 변위계를 장착하여 한계 개구 변위량 CTOD 값을 구하였다. CTOD 값이 0.30 mm 이상인 경우를 「우수한 CTOD 특성」 을 갖는 것으로 평가하였다.

[0295] 또한, CTOD 시험은, 전방 강판으로부터도, 관측 방향에 직교하는 방향이 시험편의 길이 방향이 되도록 CTOD 시험편을 채취하고, 노치를 모재부 시임부에 도입하여 강판과 동일하게 시험하였다.

[0296] 얻어진 결과를 표 12 에 나타낸다. 또한, 얻어진 전방 강판에 대하여 진원도를 조사하였다. 진원도는, JIS B 0182 의 규정에 준거하여 관측 방향으로 수직인 단면에서 외경을 측정하고 {(최대 외경) - (최소 외경)} / 호칭 직경 × 100 (%) 로 산출한 값을 사용하였다.

[0297] 본 발명예는 모두, 판 두께 방향에 있어서 적정한 조직과, TS : 510 MPa 이상의 고강도와, vE_{-80} 이 250 J 이상, CTOD 값이 0.30 mm 이상, -50 °C 이하의 DWTT 와, 우수한 저온 인성을 갖는 열연 강판이 되고, 특히 우수한 CTOD 특성, 우수한 DWTT 특성을 갖는다. 또한, 본 발명예의 열연 강판을 사용한 전방 강판도, 모재부, 시임부 모두 0.30 mm 이상의 CTOD 값, -40 °C 이하의 DWTT 를 가져 우수한 저온 인성을 갖는 강판으로 되어 있다.

[0298] 한편, 본 발명의 범위를 벗어나는 비교예는, vE_{-80} 이 250 J 미만이거나, CTOD 값이 0.30 mm 미만이거나, -50 °C

를 초과하는 DWTT 이거나 하여, 저온 인성이 저하되어 있거나, 파이프에 조관(造管)한 이후의 진원도가 저하되어 있다. 열간 압연 종료후의 가속 냉각의 냉각 속도가 본 발명의 범위를 낮게 벗어나고, 추가로 권취 온도가 본 발명의 범위를 높게 벗어난 비교예(강관 No.6)는, 제 2 상의 조직 분율의 차 ΔV 가 2 % 를 초과하여 저온 인성이 저하되어 있다. 또, 권취 온도가 본 발명의 범위를 낮게 벗어난 비교예(강관 No.3)에서는, 최소 래스 간격이 0.1 μm 미만이 되어 진원도가 저하되어 있다. 가속 냉각의 냉각 정지 온도가 본 발명의 범위를 높게 벗어나고, 권취 온도가 본 발명의 범위를 높게 벗어난 비교예(강관 No.11)에서는 ΔD 가 2 μm 를 초과하고, ΔV 가 2 % 를 초과하여 저온 인성이 저하되어 있다. 또, 조성이 (1) 식을 만족하지 않는 조성의 비교예(강관 No.16)는, 전봉 강관의 모재부 및 시임부의 저온 인성이 저하되어 있다. 또, 가속 냉각의 냉각 정지 온도가 본 발명의 범위를 높게 벗어나는 비교예(강관 No.13)에서는, ΔV 가 2 % 를 초과하여 저온 인성이 저하되어 있다. 또, 가속 냉각의 냉각 속도가 본 발명의 범위를 낮게 벗어나고, 추가로 권취 온도가 본 발명의 범위를 낮게 벗어난 비교예(강관 No.15)에서는 ΔV 가 2 % 를 초과하여 저온 인성이 저하되어 있다.

[0299] 산업상 이용가능성

[0300] 본 발명에 의하면, 관 두께 방향의 조직 변동이 적고, 저온 인성, 특히 DWTT 특성과 CTOD 특성이 우수한 후속 고장력 열연 강관을 용이하게 또한 염가로 제조할 수 있어 산업상 각별한 효과를 올린다. 또 본 발명에 의하면, 저온 인성, 나아가서는 파이프 라인 부설시의 원주 용접성이 우수한 라인 파이프용 전봉 강관 및 라인 파이프용 스파이럴 강관을 용이하게 제조할 수 있다는 효과도 있고, 사워 용도(sour service)의 라인 파이프용 전봉 강관 및 라인 파이프용 스파이럴 강관에도 적용할 수 있다.

[0301] 또, 본 발명에 의하면, 상기 효과에 더하여 관 길이 방향, 관 폭 방향의 재질 편차가 적어 재질의 균일성이 우수한 효과도 있다.

[0302] 또, 본 발명에 의하면, 상기 효과에 더하여 치수 정밀도가 우수한 효과도 있다.

[0303] 또, 본 발명에 의하면, 상기 효과에 더하여 파이프 성형성이 우수하고 치수 정밀도가 우수한 효과도 있다.

[0304] 삭제

[0305] 삭제

[0306] 삭제

[0307] 삭제

[0308] 삭제

[0309] 삭제

[0310] 삭제

[0311] 삭제

[0312] 삭제

표 10

| 강 No. | 화 학 성 분 (질량%) | | | | | | | | | | | | | (1)식과 변값* | 비 고 |
|-------|---------------|------|------|-------|--------|-------|-------|-------|--------|--------|---|--------|-------|--------------|-----|
| | C | Si | Mn | P | S | Al | Nb | Ti | N | O | V,Mo,C r,Cu,Ni | Ca | Ceq** | | |
| A | 0.042 | 0.22 | 0.98 | 0.017 | 0.0023 | 0.034 | 0.044 | 0.010 | 0.0022 | 0.0031 | Mo:0.17 | — | 0.239 | 0.8 | 적합에 |
| B | 0.037 | 0.19 | 1.42 | 0.015 | 0.0018 | 0.038 | 0.061 | 0.014 | 0.0025 | 0.0032 | — | 0.0023 | 0.274 | 1.2 | 적합에 |
| C | 0.061 | 0.21 | 1.59 | 0.019 | 0.0025 | 0.034 | 0.059 | 0.012 | 0.0023 | 0.0032 | — | — | 0.326 | 0.7 | 적합에 |
| D | 0.051 | 0.22 | 1.46 | 0.016 | 0.0012 | 0.041 | 0.062 | 0.013 | 0.0027 | 0.0029 | Mo:0.14 Ni:0.21 Cu:0.21 | 0.0021 | 0.350 | 0.9 | 적합에 |
| E | 0.042 | 0.25 | 1.65 | 0.013 | 0.0029 | 0.034 | 0.058 | 0.012 | 0.0033 | 0.0035 | Mo:0.18 Cu:0.17 Ni:0.17 | — | 0.376 | 1.0 | 적합에 |
| F | 0.049 | 0.23 | 1.60 | 0.014 | 0.0023 | 0.033 | 0.062 | 0.015 | 0.0029 | 0.0029 | Cr:0.31 | — | 0.378 | 0.9 | 적합에 |
| G | 0.041 | 0.29 | 1.62 | 0.016 | 0.0014 | 0.034 | 0.061 | 0.015 | 0.0028 | 0.0029 | Mo:0.26 V:0.061 Ni:0.24 Cu:0.24 V:0.045 | 0.0028 | 0.407 | 1.1 | 적합에 |
| H | 0.072 | 0.26 | 1.85 | 0.019 | 0.0025 | 0.036 | 0.073 | 0.018 | 0.0035 | 0.0031 | Mo:0.24 Cr:0.19 Cu:0.23 Ni:0.22 | 0.0018 | 0.505 | 0.8 | 적합에 |
| I | 0.017 | 0.69 | 1.27 | 0.012 | 0.0023 | 0.049 | 0.14 | 0.032 | 0.0028 | 0.0034 | — | — | 0.229 | 6.0 | 비교에 |

*) (1) 식과변값 = (Ti+Nb/2) / C

***) Ceq (%) = C + Mn/6 + (Cr+Mo+V) / 5 + (Ni+Cu) / 15

[0313]

표 11

| 강판 No. | 강판 No. | 열간압연 | | | 열간압연 후 냉각 | | | 권취 | BFS (°C) | BFS0 (°C) | 판두께 (mm) | 비 고 |
|--------|--------|------------|---------------------|-------------------------|------------|----------------|------------------------------|-----|----------|-----------|----------|------|
| | | 가열 온도 (°C) | 마무리 압연 온도 FET* (°C) | 마무리 압연 출구속 온도 FDT* (°C) | 유층 압하율 (%) | 냉각 개시* 온도 (°C) | 표면으로부터 1mm 위치에서의 냉각속도 (°C/s) | | | | | |
| 1 | A | 1200 | 1020 | 810 | 63 | 803 | 711 | 100 | 470 | 455 | 1.2.7 | 본발명에 |
| 2 | A | 1200 | 1030 | 800 | 60 | 798 | 223 | 35 | 430 | 430 | 25.4 | 본발명에 |
| 3 | A | 1210 | 1030 | 805 | 51 | 803 | 223 | 35 | 200 | 220 | 25.4 | 비교예 |
| 4 | B | 1220 | 1020 | 810 | 54 | 808 | 341 | 62 | 320 | 350 | 14.5 | 본발명에 |
| 5 | B | 1220 | 1020 | 810 | 57 | 808 | 267 | 39 | 420 | 410 | 25.4 | 본발명에 |
| 6 | B | 1220 | 1020 | 810 | 55 | 808 | 7 | 3 | 650 | 670 | 22.2 | 비교예 |
| 7 | C | 1200 | 1030 | 800 | 53 | 798 | 235 | 45 | 360 | 400 | 17.5 | 본발명에 |
| 8 | D | 1200 | 1030 | 805 | 52 | 803 | 341 | 45 | 490 | 470 | 25.4 | 본발명에 |
| 9 | E | 1200 | 1010 | 800 | 59 | 798 | 282 | 50 | 480 | 460 | 17.5 | 본발명에 |
| 10 | F | 120 | 1010 | 810 | 52 | 808 | 586 | 90 | 470 | 465 | 12.7 | 본발명에 |
| 11 | F | 1200 | 1010 | 815 | 50 | 807 | 233 | 50 | 570 | 690 | 14.5 | 비교예 |
| 12 | G | 1200 | 1010 | 800 | 44 | 798 | 209 | 42 | 480 | 500 | 17.5 | 본발명에 |
| 13 | G | 1200 | 1010 | 800 | 43 | 798 | 371 | 70 | 600 | 582 | 12.7 | 비교예 |
| 14 | H | 1220 | 930 | 795 | 45 | 793 | 395 | 49 | 450 | 445 | 25.4 | 본발명에 |
| 15 | H | 1220 | 930 | 795 | 47 | 793 | 7 | 3 | 220 | 200 | 25.4 | 비교예 |
| 16 | J | 1230 | 1100 | 860 | 56 | 858 | 119 | 30 | 460 | 450 | 17.5 | 비교예 |

*) 강판의 판두께 중앙위치에서의 온도

***) 강판의 판두께 중앙위치에서의 750~650°C 의 온도 범위에서 평균냉각속도

[0314]

표 12

| 강판 No. | 강 No. | 판두께 방향의 강판조각차 | | | 인장특성 | 저온인성 | | | 강관의 저온인성 | | | 비 고 |
|--------|-------|-----------------------|-----------------------|-----------------|------|----------|-----------------------|-----------|-----------------------|---------------|-----------------------|------|
| | | 페라이트 평균 임경의 차 ΔD (μm) | 제 2 상 조각 분율의 차 ΔV (%) | 최소 레스간격 ** (μm) | | TS (MPa) | vE ₋₈₀ (J) | DWTT (°C) | -10°C 에서의 CTOD 값 (mm) | 모재부 DWTT (°C) | -10°C 에서의 CTOD 값 (mm) | |
| 1 | A | 0.2 | 0.1 | 0.3 | 581 | 367 | -80 | 1.02 | -60 | 1.09 | 0.98 | 본발명예 |
| 2 | A | 0.1 | 0.2 | 0.3 | 577 | 365 | -65 | 0.98 | -45 | 0.97 | 0.89 | 본발명예 |
| 3 | A | 0.2 | 0.1 | 0.08 | 583 | 367 | -65 | 0.68 | -40 | 0.66 | 0.5 | 비교예 |
| 4 | B | 0.2 | 0.1 | 0.3 | 570 | 327 | -75 | 0.77 | -50 | 0.96 | 0.77 | 본발명예 |
| 5 | B | 0.2 | 0.2 | 0.2 | 574 | 310 | -70 | 0.82 | -45 | 1.06 | 0.88 | 본발명예 |
| 6 | B | 2.0 | 3.8 | -*** | 584 | 78 | -20 | 0.32 | 5 | 1.03 | 1.12 | 비교예 |
| 7 | C | 0.1 | 0.1 | 0.2 | 636 | 278 | -70 | 0.93 | -45 | 0.86 | 0.83 | 본발명예 |
| 8 | D | 0.1 | 0.2 | 0.3 | 674 | 295 | -70 | 0.85 | -45 | 1.06 | 0.9 | 본발명예 |
| 9 | E | 0.2 | 0.1 | 0.3 | 698 | 278 | -65 | 0.90 | -40 | 0.84 | 0.82 | 본발명예 |
| 10 | F | 0.2 | 0.2 | 0.4 | 684 | 265 | -65 | 0.88 | -40 | 0.83 | 0.88 | 본발명예 |
| 11 | F | 2.9 | 4.0 | 0.3 | 678 | 69 | -20 | 0.81 | 5 | 0.72 | 0.88 | 비교예 |
| 12 | G | 0.1 | 0.1 | 0.4 | 704 | 275 | -65 | 0.67 | -40 | 0.86 | 0.65 | 본발명예 |
| 13 | G | 1.7 | 3.8 | 0.3 | 708 | 108 | -30 | 0.79 | -5 | 0.74 | 0.83 | 비교예 |
| 14 | H | 0.1 | 0.1 | 0.4 | 721 | 286 | -65 | 0.74 | -40 | 0.84 | 0.83 | 본발명예 |
| 15 | H | 0.6 | 3.6 | 0.3 | 708 | 89 | -25 | 0.75 | 0 | 1.02 | 0.82 | 비교예 |
| 16 | L | 0.1 | 0.2 | 0.4 | 684 | 327 | -60 | 0.92 | -35 | 0.90 | 0.09 | 비교예 |

*) 강판의 표면으로부터 판두께 방향으로 1mm의 위치와 강관의 판두께 중앙 위치와의 조각차

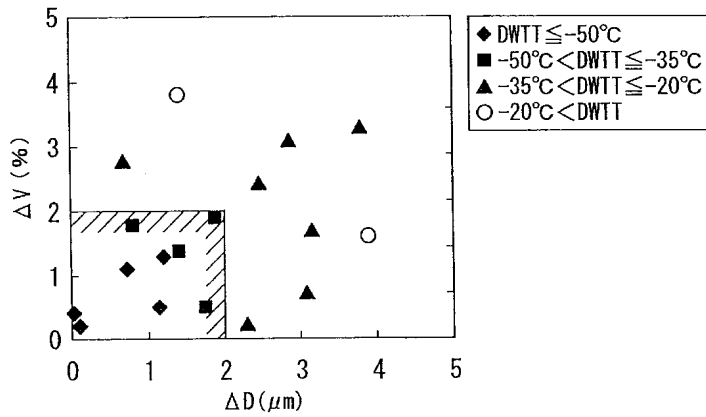
**) 강판의 표면으로부터 판두께 방향으로 1mm의 위치에서 베이스에서 베이스까지의 레스간격

***) 레스의 형성 없음

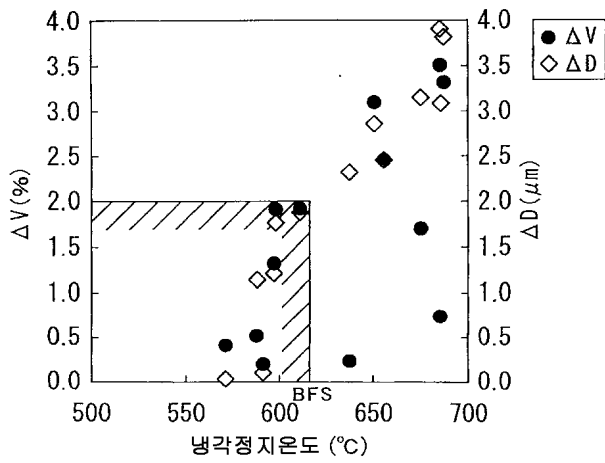
[0315]

도면

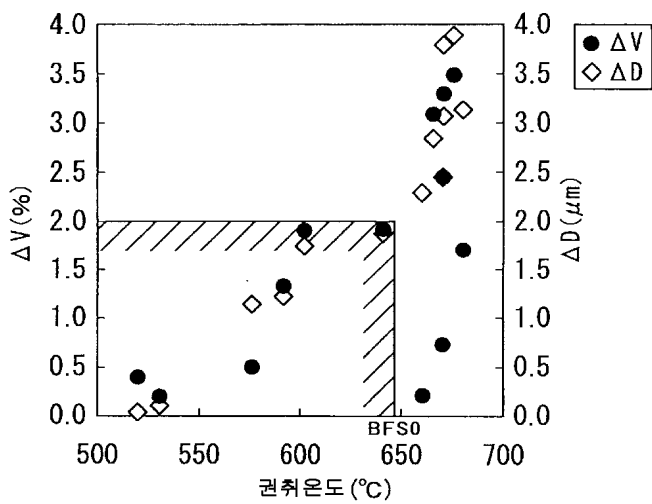
도면1



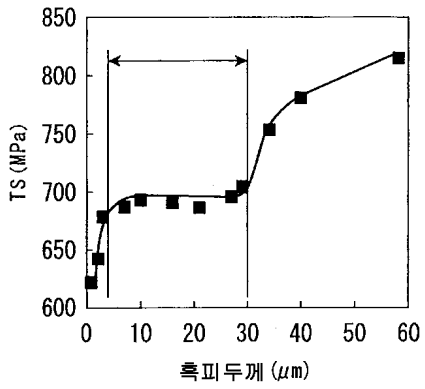
도면2



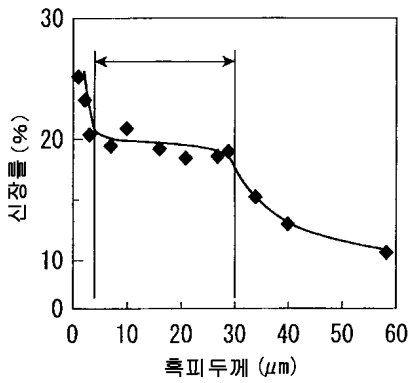
도면3



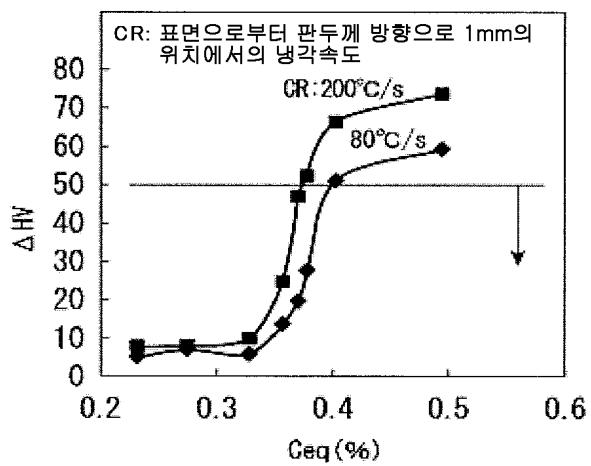
도면4a



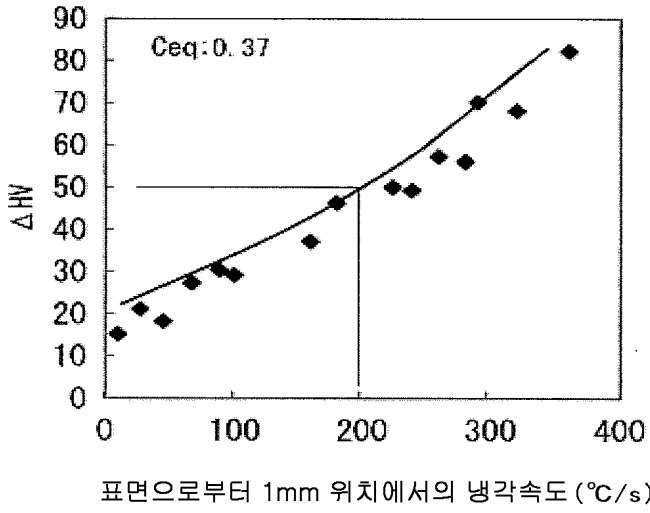
도면4b



도면5



도면6



도면7

