(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2025-0034987
(43) 공개일자 2025년03월11일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 38/04 (2006.01) *C21D 8/02* (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01) *C22C 38/02* (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)
(52) CPC특허분류
C22C 38/04 (2013.01)
C21D 8/0226 (2013.01)
(21) 출원번호 10-2025-7004200
(22) 출원일자(국제) 2023년08월30일
심사청구일자 2025년02월10일
(85) 번역문제출일자 2025년02월10일
(86) 국제출원번호 PCT/JP2023/031503
(87) 국제공개번호 WO 2024/105967
국제공개일자 2024년05월23일
(30) 우선권주장
JP-P-2022-181478 2022년11월14일 일본(JP)

(71) 출원인
제이에프이 스틸 가부시키가이샤
일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고
(72) 발명자
야노 토모히사
일본국 도쿄토 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2반 3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 치테키자이산부 나이
다카야마 나오키
일본국 도쿄토 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2반 3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 치테키자이산부 나이
다치바나 슌이치
일본국 도쿄토 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2반 3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 치테키자이산부 나이
(74) 대리인
이철

전체 청구항 수 : 총 5 항

(54) 발명의 명칭 **고강도 극후 강판 및 그의 제조 방법**

(57) 요 약

고강도 극후 강판 및 그의 제조 방법을 제공한다. 본 발명의 고강도 극후 강판은, 특정의 성분 조성을 갖고, 판두께 1/2 위치에 있어서의 압연면에서의 (211)면의 X선 강도비가 1.60 이상인 집합 조직을 갖고, 면적 분율로, 베이나이트상: 80～100% 및 페라이트상: 0～20%로 이루어지는 혼합 조직이고, 방위차 15° 이상의 입계에 둘러싸인 베이나이트의 결정립의 평균 입경: 20㎛ 이하이고, 또한, 강판 1/2 위치에 잔존하는 최대 포로시티의 원 상당 지름: 200㎛ 이하인, 판두께 1/2 위치에 있어서의 강 조직을 갖고, 판두께가 100㎜ 초과이고, 판두께 1/2 위치에 있어서의 항복 강도가 390㎫ 이상이고, 판두께 1/2 위치에 있어서의 샤르피 파면 전이 온도가 vTrs≤－100℃이고, 또한, Kca(－10℃)의 값이 8400N/㎜$^{3/2}$ 이상이다.

(52) CPC특허분류
C21D 8/0263 (2013.01)
C22C 38/001 (2013.01)
C22C 38/02 (2013.01)
C22C 38/06 (2013.01)
C21D 2211/002 (2013.01)
C21D 2211/005 (2013.01)

명 세 서

청구범위

청구항 1

질량%로,

C: 0.040~0.150%,

Si: 0.02~0.50%,

Mn: 1.00~2.50%,

P: 0.020% 이하,

S: 0.010% 이하,

Al: 0.010~0.100%,

N: 0.0010~0.0100% 이하 및,

O: 0.0100% 이하

를 함유하고, 또한, 식 (1)에서 정의되는 Ceq가 0.480~0.560%이고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성을 갖고,

판두께 1/2 위치에 있어서의 압연면에서의 (211)면의 X선 강도비가 1.60 이상인 집합 조직을 갖고,

면적 분율로, 베이나이트상: 80~100% 및 페라이트상: 0~20%로 이루어지는 혼합 조직이고, 방위차 15° 이상의 입계에 둘러싸인 베이나이트의 결정립의 평균 입경: 20㎛ 이하이고, 또한, 판두께 1/2 위치에 잔존하는 최대 포로시티의 원 상당 지름: 200㎛ 이하인, 판두께 1/2 위치에 있어서의 강 조직을 갖고,

판두께가 100㎜ 초과이고,

판두께 1/2 위치에 있어서의 항복 강도가 390㎫ 이상이고, 판두께 1/2 위치에 있어서의 샤르피 파면 전이 온도가 vTrs≤－100℃이고, 또한, Kca(－10℃)의 값이 8400N/$㎜^{3/2}$ 이상인, 고강도 극후 강판.

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

여기에서, 식 (1)에 있어서의 C, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo 및 V는 각 원소의 함유량(질량%)을 나타내고, 함유하지 않는 원소는 함유량을 0으로 한다.

청구항 2

제1항에 있어서,

상기 성분 조성에 더하여, 질량%로, 이하의 A군 및 B군 중으로부터 선택된 1군 또는 2군을 함유하는, 고강도 극후 강판.

A군: Ti: 0.030% 이하, Nb: 0.050% 이하, Cu: 2.00% 이하, Ni: 2.50% 이하 및, Cr: 2.00% 이하 중으로부터 선택된 1종 또는 2종 이상

B군: Mo: 0.50% 이하, V: 0.50% 이하, W: 0.50% 이하, Co: 0.50% 이하, B: 0.0100% 이하, Ca: 0.0100% 이하, Mg: 0.0100% 이하 및, REM: 0.0200% 이하 중으로부터 선택된 1종 또는 2종 이상

청구항 3

제1항 또는 제2항에 있어서,

상기 집합 조직은, 판두께 1/4 위치에 있어서의 압연면에서의 (110)면의 X선 강도비가 0.90 이상이고,

면적 분율로, 베이나이트상: 80~100% 및 페라이트상: 0~20%로 이루어지는 혼합 조직이고, 또한, 방위차 15° 이상의 입계에 둘러싸인 베이나이트의 결정립의 평균 입경: 20㎛ 이하인, 판두께 1/4 위치에 있어서의 강 조

직을 갖는, 고강도 극후 강판.

청구항 4

제1항 내지 제3항 중 어느 한 항에 기재된 고강도 극후 강판의 제조 방법으로서,

상기 성분 조성을 갖는 강 소재를, 1000～1200℃의 가열 온도로 가열하고,

이어서, 판두께 1/2 위치에 있어서의 압연 개시 온도: (Ar_3점＋100)℃ 이상, 판두께 1/2 위치에 있어서의 온도가 오스테나이트 재결정 온도역에서의 누적 압하율: 5.0% 이상, 판두께 1/2 위치에 있어서의 온도가 오스테나이트 미재결정 온도역에서의 누계 압하율: 50.0% 이상 및, 판두께 1/2 위치에 있어서의 압연 종료 온도: Ar_3점 이상이 되는 조건,

또한, 슬래브의 두께를 350㎜ 이상으로 하고, 최종 제품의 판두께에 대한 슬래브의 두께의 비율을 나타내는 압하비: 3.25 이상 4.00 미만이 되는 조건으로, 열간 압연을 실시하고,

이어서, 판두께 1/2 위치에 있어서의 냉각 개시 온도: Ar_3점 이상, 판두께 1/2 위치에 있어서의 온도가 700～500℃의 온도역에서의 평균 냉각 속도: 2.0℃/s 이상, 또한, 판두께 1/2 위치에 있어서의 냉각 정지 온도: 500℃ 이하가 되는 조건으로 냉각을 실시하는, 고강도 극후 강판의 제조 방법.

청구항 5

제4항에 있어서,

상기 열간 압연에서는, 추가로,

판두께 1/2 위치에 있어서의 온도가 오스테나이트 재결정 온도역에서의 평균 압하율/패스: 3.5% 이상으로 하고,

또한, 판두께 1/4 위치에 있어서의 압연 종료 온도: Ar_3점 이상이 되는 조건으로 실시하는, 고강도 극후 강판의 제조 방법.

발명의 설명

기 술 분 야

[0001] 본 발명은, 예를 들면 선박, 해양 구조물, 저온 저장 탱크, 건축 구조물 및 토목 구조물 등의 대형 구조물에 사용되는 판두께가 100㎜ 초과의 고강도 극후 강판으로서, 취성 균열 전파 정지 특성이 우수한 고강도 극후 강판 및 그의 제조 방법에 관한 것이다.

배 경 기 술

[0002] 선박, 해양 구조물, 저온 저장 탱크, 건축 구조물 및 토목 구조물 등의 대형 구조물은, 취성 파괴에 수반하는 사고가 일어난 경우에 사회 경제 및 환경에 미치는 영향이 크다. 그 때문에, 대형 구조물에는 안전성의 향상이 항상 요구되고 있다. 대형 구조물에 사용되는 강재에는, 특히, 사용 온도에 있어서의 인성 및 강도, 그리고, 취성 균열이 전파하는 것을 방지하는 취성 균열 전파 정지 특성(어레스트 성능)이 높은 레벨로 요구되고 있다.

[0003] 콘테이너선 및 벌크 캐리어 등의 선박은, 일반적인 갑판을 형성하지 않고 해치 커버상에까지 적하(積荷)를 적재하고, 큰 하중이 가해지는 파도를 받으면서 해양을 주행하기 때문에, 구조상 및 사용상의 이유로부터, 반복하여 큰 굽힘 응력을 받는다. 그 때문에, 선체 외판에는, 이 굽힘 응력에 견딜 수 있는 고강도 또한 후육인 강판을 사용하는 것이 보통이다. 최근에는, 선체의 대형화에 수반하여, 사용되는 강판의 고강도 후육화가 한층 진행되고 있다.

[0004] 일반적으로, 강판은 고강도 또는 후육이 될수록, 취성 균열 전파 정지 특성이 뒤떨어지는 경향이 있다. 이 때문에, 최근의 콘테이너선 등에 사용되는 강판의 고강도 후육화에 있어서, 요구되는 취성 균열 전파 정지 특성을

충족하는 것이 어려워지고 있다.

[0005] 강재의 취성 균열 전파 정지 특성을 향상시키는 수단으로서, 종래부터, 강 중의 Ni 함유량을 증가시키는 방법이 알려져 있다. 예를 들면, 극저온하에서의 취성 균열 전파 정지 특성이 요구되는 액화 천연 가스(LNG)의 저조(貯槽) 탱크에 있어서는, 9% Ni 강이 상업 규모로 사용되고 있다. 그러나, 강 중 Ni량의 증가는, 제조 비용의 대폭적인 상승을 시킬 수 밖에 없기 때문에, LNG 저조 탱크 이외의 용도에는 적용이 어렵다.

[0006] 다른 한편, LNG와 같은 극저온하에까지 도달하지 않는, 예를 들면, 선박이나 라인 파이프에 사용되는, 판두께가 50㎜ 미만의 비교적 얇은 강재에 대해서는, TMCP(Thermo-Mechanical Control Process)법에 의해 세립화를 도모하여, 저온 인성을 향상시킨다. 이에 따라, 우수한 취성 균열 전파 정지 특성을 부여할 수 있다.

[0007] 예를 들면, 특허문헌 1에는, 마이크로 조직이 페라이트 및 베이나이트의 혼합 조직이고, 또는, 페라이트, 펄라이트 및 베이나이트의 혼합 조직이고, 또한, 판두께 중심부에 있어서의 평균 결정 입경을 5~20㎛로 제어하는 것으로 인성을 향상시킴으로써, 취성 균열 전파 정지 특성을 높이는 기술이 개시되어 있다.

[0008] 또한, 합금 비용을 상승시키는 일 없이, 취성 균열 전파 정지 특성을 향상시키기 위해, 강재의 표층부의 조직을 초미세화하는 기술이, 예를 들면 특허문헌 2 및 특허문헌 3에 개시되어 있다.

[0009] 특허문헌 2에서는, 취성 균열이 전파할 때에 강재 표층부에 발생하는 시어 립(shear-lips)(즉 소성 변형 영역)이, 취성 균열 전파 정지 특성의 향상에 효과가 있는 것에 착안하고 있다. 시어 립 부분의 결정립을 미세화시킴으로써, 전파하는 취성 균열이 갖는 전파 에너지를 당해 결정립에서 흡수하는 것이 특허문헌 2에 개시되어 있다. 또한, 특허문헌 2에서는, 제조 방법으로서, 열간 압연 후의 제어 냉각에 의해 표층 부분을 Ar_3 변태점 이하의 온도로 냉각한 후, 제어 냉각을 정지하여 표층 부분을 Ar_3 변태점 이상의 온도로 복열시키는 공정을 1회 이상 반복하여 행한다. 이 공정에서 강재에 압하를 가함으로써, 반복 변태를 일으키고, 또는 가공 재결정시킴으로써, 표층 부분에 초미세한 페라이트 조직 또는 베이나이트 조직을 생성시키는 것이, 특허문헌 2에 개시되어 있다.

[0010] 특허문헌 3에는, 페라이트-펄라이트를 주체의 마이크로 조직으로 하는 강재에 있어서 취성 균열 전파 정지 특성을 향상시키기 위해, 강재의 양 표면부를, 원 상당 입경: 5㎛ 이하 또한 어스펙트비: 2 이상의 페라이트립을 갖는 페라이트 조직을 50면적% 이상 갖는 층으로 구성하면서, 페라이트 입경의 불균일을 억제하는 것을 개시하고 있다. 이 불균일을 억제하는 방법으로서, 마무리 압연 중의 1패스당의 최대 압하율을 12% 이하로 함으로써 국소적인 재결정 현상을 억제하는 것이, 특허문헌 3에 개시되어 있다.

[0011] 또한, 제어 압연에 있어서, 변태한 페라이트에 압하를 가하여 집합 조직을 발달시킴으로써, 취성 균열 전파 정지 특성을 향상시키는 방법도 알려져 있다. 예를 들면, 특허문헌 4 및 특허문헌 5의 기술을 들 수 있다.

[0012] 특허문헌 4에서는, 유효 결정립의 평균 원 상당 지름이, 후강판의 표층부에서는 25㎛ 이하, 또한 판두께 중심부에서는 35㎛ 이하이고, 또한, 압연면, 압연 방향에 대한 집합 조직 강도비가, 후강판의 표층부에서는,

[0013] I {001} <110> + I {112} <110> + I {332} <113> > 5,

[0014] I {110} <001> + I {110} <110> + I {001} <010> ≤ 3

[0015] 을 만족하고, 또한 판두께 중심부에서는,

[0016] I{001}<110> + I {112} <110> + I {332} <113> ≥ 3.5

[0017] 를 만족하도록 집합 조직을 제어한다. 이에 따라 취성 균열 전파 정지 특성을 높이는 기술이, 특허문헌 4에 개시되어 있다.

[0018] 특허문헌 5에서는, 강판의 표리면에서 판두께 방향으로 25%까지의 표리층부와 그 이외의 판두께 중심부의 3층으로 나누어, 당해 표리층부에서, 판두께의 5% 이상 25% 이하의 영역에 있어서 압연면과 평행한 (100) X선 면강도비가 1.5 이상 2.0 미만의 집합 조직을 갖고, 당해 판두께 중심부에 있어서 압연면과 평행한 (111) 또는/및 (211) X선 면강도비가 2.0 이상의 집합 조직을 갖도록 제어한다. 이에 따라, 취성 균열 전파 정지 특성을 높이는 기술이, 특허문헌 5에 개시되어 있다.

선행기술문헌

특허문헌

[0019] (특허문헌 0001) 국제공개 제2011/96456호

(특허문헌 0002) 일본공개특허공보 2002-256375호

(특허문헌 0003) 일본공개특허공보 2011-184754호

(특허문헌 0004) 일본공개특허공보 2012-172258호

(특허문헌 0005) 일본공개특허공보 2008-169467호

발명의 내용

해결하려는 과제

[0020] 그러나, 특허문헌 2, 3에 기재된 기술은, 강재 표층부만을 일단 냉각한 후에 복열시키고, 또한 복열 중에 가공을 가함으로써, 특정의 조직을 얻는 것이다. 그 때문에, 실생산 규모에서는 제어가 용이하지 않고, 압연 설비 및 냉각 설비로의 부하가 큰 문제가 있다.

[0021] 또한, 특허문헌 1~5에 기재된 기술은, 모두, 제조 조건이나 개시되어 있는 실험 데이터를 고려하면, 판두께 80㎜ 정도의 강판 및 강재가 주요 대상이고, 100㎜ 초과의 극후 강판에 각 기술을 적용할 때에 소정의 특성이 얻어질지는 불명확하다. 또한, 선체 구조에 있어서 요구되는, 판두께 방향의 균열 전파 정지 특성을 얻을 수 있을지도 불명확하다. 그러나, 100㎜ 초과의 극후 강판에서는, 판두께 80㎜ 정도의 강판에 비하여, 균열 전파 정지에 필요해지는 특성은 높아지는 것이 예견된다.

[0022] 그리고, 선체의 강성을 보존유지하면서 취성 균열 전파 정지 특성을 향상시키기 위해, 100㎜ 초과의 극후 강판이라도, 고강도 및 우수한 인성을 겸비하는 것도 요구된다.

[0023] 본 발명은, 상기 과제를 감안하여 이루어진 것으로, 판두께가 100㎜를 초과하는 경우라도, 인성 및 취성 균열 전파 정지 특성이 우수한 고강도 극후 강판 및 그의 제조 방법을 제공하는 것을 목적으로 한다.

[0024] 여기에서, 본 발명에 있어서의 「고강도」란, 고강도 극후 강판의 판두께 1/2 위치에 있어서의 항복 강도(YS)가 390㎫ 이상인 것을 가리킨다. 본 발명에 있어서의 「인성이 우수했다」란, 고강도 극후 강판의 판두께 1/2 위치에 있어서의 샤르피 파면 전이 온도가 vTrs≤－100℃인 것을 가리킨다. 본 발명에 있어서의 「취성 균열 전파 정지 특성(어레스트 특성)이 우수했다」란, －10℃에서의 Kca값(이하, Kca(－10℃)의 값($N/mm^{3/2}$)이라고도 기재함)이 $8400N/mm^{3/2}$ 이상인 것을 가리킨다.

[0025] 또한, 항복 강도, vTrs 및 Kca값은, 후술하는 실시예에 기재된 방법으로 측정할 수 있다.

과제의 해결 수단

[0026] 본 발명자들은, 상기 과제를 해결하기 위해, 판두께가 100㎜ 초과에서도, 강도를 확보하면서 우수한 인성 및 취성 균열 전파 정지 특성을 갖는 고강도 극후 강판 및, 당해 강판을 안정적으로 얻는 제조 방법에 대해서, 예의 연구를 거듭했다. 그 결과, 이하의 인식을 얻었다.

[0027] 구체적으로는, 판두께가 100㎜ 초과가 되는 극후 강판에 있어서의 고강도를 달성하기 위해서는, 탄소 당량(Ceq)을 0.480질량% 이상으로 제어하는 것이 유효하고, 이에 따라 판두께 1/2 위치의 강 조직을 전면적으로 베이나이트로 함으로써 강도가 향상하여, 고강도를 달성한다.

[0028] 또한, 상기 극후 강판에 있어서의 우수한 인성을 달성하기 위해서는, 판두께 1/2 위치에 있어서의 강 조직을, 방위차 15° 이상의 입계(粒界)에 둘러싸인 베이나이트의 결정립이 20㎛ 이하가 되도록 제어하고, 강판 중심부에 잔존하는 최대 포로시티(porosity)의 원 상당 지름이 200㎛ 이하가 되도록 제어하는 것이 유효하다. 이에 따라 입경 미세화 효과에 의해 인성이 향상하여, 가장 특성이 낮아지는 판두께의 1/2 위치에 있어서의 샤르피 인성이 vTrs≤－100℃를 달성한다.

[0029] 또한, 상기 극후 강판에 있어서의 우수한 취성 균열 전파 정지 특성을 달성하기 위해서는, 우수한 인성을 갖고, 또한 판두께 1/2 위치에 있어서의 압연면에서의 (211)면 X선 강도가 1.60 이상이 되는 집합 조직으로 하는 것이 유효하다. 이에 따라 취성 균열이 직진적으로 진전하는 것을 저해하여, Kca(－10℃)의 값($N/mm^{3/2}$)≥$8400N/mm^{3/2}$

를 달성한다.

[0030] 그리고, 상기의 인성을 얻기 위해서는, 열간 압연 공정에 있어서, 판두께 1/2 위치에 있어서의 온도가 오스테나이트 미재결정 온도역에서의 누계 압하율: 50.0% 이상으로 제어하고, 또한, 최종 제품의 판두께에 대한 슬래브의 두께의 비율을 나타내는 압하비: 3.25 이상이 되도록 제어하는 것이 유효하다. 이에 따라, 100㎜를 초과하는 극후 강판이라도, 판두께의 영향을 받는 일 없이, 판두께 1/2 위치에 충분한 압연 응력을 부여할 수 있다. 그 결과, 상기 베이나이트의 결정립의 평균 입경으로 제어할 수 있고, 또한 파괴 기점이 되는 강판의 판두께 1/2 위치의 포로시티를 압착시킬 수 있기 때문에, 우수한 인성을 달성한다.

[0031] 또한, 상기의 취성 균열 전파 정지 특성을 얻기 위해서는, 열간 압연 공정에 있어서, 상기 오스테나이트 미재결정 온도역에서의 누계 압하율: 50.0% 이상으로 제어하고, 또한, 상기 압하비: 3.25 이상이 되도록 제어하고, 또한 판두께 1/2 위치에 있어서의 압연 종료 온도: Ar_3점 이상이 되도록 제어한다. 이 제어에 의해, 판두께 1/2 위치에서의 강 조직의 결정립을 미세하게 함과 함께, 판두께 1/2 위치에서의 집합 조직을 제어하는 것이 유효하다. 이에 따라, 우수한 저온 인성을 달성하면서, 오스테나이트를 압연 방향으로 연신시켜 베이나이트 변태 집합 조직을 특정의 방위에 맞추어 발달시킬 수 있다. 그 결과, 판두께 1/2 위치에 있어서의 압연면에서의 (211)면의 X선 강도가 1.60 이상이 되는 집합 조직이 얻어진다.

[0032] 본 발명은, 상기한 인식에, 추가로 검토를 더하여 완성된 것으로, 본 발명의 요지는 다음과 같다.

[0033] [1] 질량%로,

[0034] C: 0.040~0.150%,

[0035] Si: 0.02~0.50%,

[0036] Mn: 1.00~2.50%,

[0037] P: 0.020% 이하,

[0038] S: 0.010% 이하,

[0039] Al: 0.010~0.100%,

[0040] N: 0.0010~0.0100% 이하 및,

[0041] O: 0.0100% 이하

[0042] 를 함유하고, 또한, 식 (1)에서 정의되는 Ceq가 0.480~0.560%이고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성을 갖고,

[0043] 판두께 1/2 위치에 있어서의 압연면에서의 (211)면의 X선 강도비가 1.60 이상인 집합 조직을 갖고,

[0044] 면적 분율로, 베이나이트상: 80~100% 및 페라이트상: 0~20%로 이루어지는 혼합 조직이고, 방위차 15° 이상의 입계에 둘러싸인 베이나이트의 결정립의 평균 입경: 20㎛ 이하이고, 또한, 판두께 1/2 위치에 잔존하는 최대 포로시티의 원 상당 지름: 200㎛ 이하인, 판두께 1/2 위치에 있어서의 강 조직을 갖고,

[0045] 판두께가 100㎜ 초과이고,

[0046] 판두께 1/2 위치에 있어서의 항복 강도가 390㎫ 이상이고, 판두께 1/2 위치에 있어서의 샤르피 파면 전이 온도가 vTrs≤－100℃이고, 또한, Kca(－10℃)의 값이 8400N/$㎜^{3/2}$ 이상인, 고강도 극후 강판.

[0047] $Ceq=C+Mn/6+Cu/15+Ni/15+Cr/5+Mo/5+V/5$ …(1)

[0048] 여기에서, 식 (1)에 있어서의 C, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo 및 V는 각 원소의 함유량(질량%)을 나타내고, 함유하지 않는 원소는 함유량을 0으로 한다.

[0049] [2] 상기 성분 조성에 더하여, 질량%로, 이하의 A군 및 B군 중으로부터 선택된 1군 또는 2군을 함유하는, [1]에 기재된 고강도 극후 강판.

[0050] A군: Ti: 0.030% 이하, Nb: 0.050% 이하, Cu: 2.00% 이하, Ni: 2.50% 이하 및, Cr: 2.00% 이하 중으로부터 선택된 1종 또는 2종 이상

[0051] B군: Mo: 0.50% 이하, V: 0.50% 이하, W: 0.50% 이하, Co: 0.50% 이하, B: 0.0100% 이하, Ca: 0.0100%

이하, Mg: 0.0100% 이하 및, REM: 0.0200% 이하 중으로부터 선택된 1종 또는 2종 이상

[0052] [3] 상기 집합 조직은, 판두께 1/4 위치에 있어서의 압연면에서의 (110)면의 X선 강도비가 0.90 이상이고,

[0053] 면적 분율로, 베이나이트상: 80~100% 및 페라이트상: 0~20%로 이루어지는 혼합 조직이고, 또한, 방위차 15° 이상의 입계에 둘러싸인 베이나이트의 결정립의 평균 입경: 20㎛ 이하인, 판두께 1/4 위치에 있어서의 강 조직을 갖는, [1] 또는 [2]에 기재된 고강도 극후 강판.

[0054] [4] [1]~[3] 중 어느 1개에 기재된 고강도 극후 강판의 제조 방법으로서,

[0055] 상기 성분 조성을 갖는 강 소재를, 1000~1200℃의 가열 온도로 가열하고,

[0056] 이어서, 판두께 1/2 위치에 있어서의 압연 개시 온도: (Ar_3점+100)℃ 이상, 판두께 1/2 위치에 있어서의 온도가 오스테나이트 재결정 온도역에서의 누적 압하율: 5.0% 이상, 판두께 1/2 위치에 있어서의 온도가 오스테나이트 미재결정 온도역에서의 누계 압하율: 50.0% 이상 및, 판두께 1/2 위치에 있어서의 압연 종료 온도: Ar_3점 이상이 되는 조건,

[0057] 또한, 슬래브의 두께를 350㎜ 이상으로 하고, 최종 제품의 판두께에 대한 슬래브의 두께의 비율을 나타내는 압하비: 3.25 이상 4.00 미만이 되는 조건으로, 열간 압연을 실시하고,

[0058] 이어서, 판두께 1/2 위치에 있어서의 냉각 개시 온도: Ar_3점 이상, 판두께 1/2 위치에 있어서의 온도가 700~500℃의 온도역에서의 평균 냉각 속도: 2.0℃/s 이상, 또한, 판두께 1/2 위치에 있어서의 냉각 정지 온도: 500℃ 이하가 되는 조건으로 냉각을 실시하는, 고강도 극후 강판의 제조 방법.

[0059] [5] 상기 열간 압연에서는, 추가로,

[0060] 판두께 1/2 위치에 있어서의 온도가 오스테나이트 재결정 온도역에서의 평균 압하율/패스: 3.5% 이상으로 하고,

[0061] 또한, 판두께 1/4 위치에 있어서의 압연 종료 온도: Ar_3점 이상이 되는 조건으로 실시하는, [4]에 기재된 고강도 극후 강판의 제조 방법.

발명의 효과

[0062] 본 발명에 의하면, 베이나이트상과 페라이트상으로 이루어지는 혼합 조직으로서, 상기 베이나이트의 결정립의 평균 입경이 20㎛ 이하이고, 또한, 강판 중심부에 잔존하는 최대 포로시티의 원 상당 지름이 200㎛ 이하인, 판두께 1/2 위치에 있어서의 강 조직을 갖기 때문에, 판두께 1/2 위치 있어서의 포로시티가 충분히 압착한 강판이 얻어진다. 이와 함께, 판두께 1/2 위치에 있어서의 전술의 집합 조직을 갖기 때문에, 취성 균열이 직진적으로 진전하는 것을 저해할 수 있다. 이에 따라, 본 발명의 고강도 극후 강판은, 판두께가 100㎜ 초과라도, 인성 및 취성 균열 전파 정지 특성이 우수하다. 또한, 본 발명의 제조 방법에 의하면, 상기의 특성을 구비하는 고강도 극후 강판을, 압연 조건을 최적화함으로써 제조할 수 있다.

[0063] 예를 들면, 본 발명의 고강도 극후 강판을, 조선 분야에서는 콘테이너선이나, 벌크 캐리어의 강력 갑판부 구조에 있어서 해치 사이드 코밍(hatch side coaming)에 접합되는 갑판 부재에 적용함으로써, 선박의 안전성 향상에 기여한다. 이와 같이, 본 발명은, 산업상 매우 유용하다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0064] (발명을 실시하기 위한 형태)

[0065] 이하, 본 발명의 실시 형태에 대해서 설명한다. 또한, 본 발명은 이하의 실시 형태에 한정되지 않는다.

[0066] 우선, 본 발명에 있어서 고강도 극후 강판의 성분 조성을 한정한 이유에 대해서 설명한다. 본 명세서에 있어서, 성분 조성에 관한 「%」는, 특별히 언급하지 않는한 「질량%」를 의미한다.

[0067] C: 0.040~0.150%

[0068] C는, 강의 퀀칭성(hardenability)을 증가시키는 작용을 갖는 원소로서, 소망하는 강도를 달성하기 위해 필요하다. 본 발명에서는, 상기 효과를 얻기 위해서는, C 함유량을 0.040% 이상으로 한다. 한편으로, C 함유량이 0.150%를 초과하면, 용접성이 열화할 뿐만 아니라, 인성에도 악영향이 있다. 이 때문에, C 함유량은, 0.040~

0.150%의 범위로 한다. 또한, 하한에 대해서 바람직한 C 함유량은 0.050% 이상이고, 보다 바람직하게는 0.055% 이상이다. 또한, 상한에 대해서 바람직한 C 함유량은 0.100% 이하이고, 보다 바람직하게는 0.090% 이하이다.

[0069] Si: 0.02~0.50%

[0070] Si는, 탈산 등에 필요한 성분이다. 또한 Si는, 조대한(coarse) 탄화물 생성을 억제함으로써 강의 퀀칭성을 증가시키는 작용을 갖는 원소로서, 소망하는 강도를 달성하기 위해서는 Si를 0.02% 이상으로 함유한다. 한편, Si 함유량이 0.50%를 초과하면 강의 표면 성상을 해칠 뿐만 아니라, 인성이 극단적으로 열화한다. 이 때문에, Si 함유량은, 0.02~0.50%의 범위로 한다. 또한, 하한에 대해서 바람직한 Si 함유량은 0.050% 이상이고, 보다 바람직하게는 0.10% 이상이다. 또한, 상한에 대해서 바람직한 Si 함유량은 0.40% 이하이고, 보다 바람직하게는 0.30% 이하이다.

[0071] Mn: 1.00~2.50%

[0072] Mn은, 강의 퀀칭성을 증가시키는 작용을 갖는 원소로서, 소망하는 강도를 발휘하기 위해 필요하다. 상기 효과를 얻기 위해서는, Mn 함유량을 1.00% 이상으로 한다. 한편, Mn 함유량이 많으면, 강도가 과잉으로 오르기 때문에, 인성이 저하하는 것에 더하여, 합금 비용이 과도하게 높아져 버린다. 이들 관점에서, Mn 함유량은 2.50% 이하로 한다. 또한, 하한에 대해서 바람직한 Mn 함유량은 1.50% 이상이고, 보다 바람직하게는 1.65% 이상이다. 또한, 상한에 대해서 바람직한 Mn 함유량은 2.35% 이하이고, 보다 바람직하게는 2.15% 이하이다.

[0073] P: 0.020% 이하, S: 0.010% 이하

[0074] P, S는, 강 중의 불가피적 불순물이다. 이들 함유량이 많아지면 인성이 열화한다. 판두께가 100㎜ 초과의 극후 강판에 있어서, 양호한 인성을 유지하기 위해서는, P 함유량은 0.020% 이하, S 함유량은 0.010% 이하로 억제한다. 또한, P 함유량은, 0.012% 이하가 바람직하고, 0.006% 이하가 보다 바람직하다. S 함유량은, 0.006% 이하가 바람직하고, 0.002% 이하가 보다 바람직하다.

[0075] 또한, P 함유량 및 S 함유량의 하한은 특별히 한정하지 않는다. 단, P 및 S의 과도한 저감은 제조 비용의 증가를 초래하기 때문에, P 함유량 및 S 함유량은, 각각, 바람직하게는 P: 0.0005% 이상, S: 0.0005% 이상으로 한다. 보다 바람직하게는 P: 0.002% 이상, S: 0.001% 이상으로 한다.

[0076] Al: 0.010~0.100%

[0077] Al은, 탈산제로서 작용하는 원소로서, 그의 효과를 얻기 위해 Al 함유량을 0.010% 이상으로 할 필요가 있다. 한편, Al 함유량이 0.100%를 초과하면, 인성이 저하함과 함께, 용접한 경우에, 용접 금속부의 인성이 저하한다. 이 때문에, Al 함유량은, 0.010~0.100%의 범위로 한다. 또한, 하한에 대해서 바람직한 Al 함유량은, 0.020% 이상이고, 보다 바람직하게는 0.030% 이상이다. 또한, 상한에 대해서 바람직한 Al 함유량은 0.070% 이하이고, 보다 바람직하게는 0.040% 이하이다.

[0078] N: 0.0010~0.0100%

[0079] N은, 강 중의 Al과 결합하여, 압연 가공 시의 결정 입경을 조정하여, 강을 강화한다. 이 효과를 얻기 위해서는 N 함유량을 0.0010% 이상으로 할 필요가 있다. 또한, N 함유량이 0.0100%를 초과하면 인성이 열화한다. 이 때문에, N 함유량은 0.0010~0.0100%의 범위로 한다. 또한, 하한에 대해서 바람직한 N 함유량은, 0.0020% 이상이고, 보다 바람직하게는 0.0025% 이상이다. 또한, 상한에 대해서 바람직한 N 함유량은 0.0070% 이하이고, 보다 바람직하게는 0.0055% 이하이다.

[0080] O: 0.0100% 이하

[0081] O(산소)는 불가피적 불순물로서 함유되는 원소이지만, 특히 저감해야 할 원소이기 때문에, 그의 함유량을 규정한다. O는 산화물을 형성하여 취성 파괴의 발생 기점이 되기 때문에, 인성 저하와 그에 수반하는 취성 균열 전파 정지 특성의 저하 등의 악영향을 미친다. 그 때문에, O 함유량을 0.0100% 이하로 제한한다. O 함유량은, 0.0050% 이하로 하는 것이 바람직하고, 0.0030% 이하로 하는 것이 보다 바람직하다. 한편, O 함유량의 하한은 특별히 한정되지 않고, 0%라도 좋다. 통상, O는 불순물로서 강 중에 불가피적으로 함유되는 원소이기 때문에, 공업적으로는 0% 초과라도 좋다. 또한, O를 과잉으로 저감하는 것은 정련 비용의 급등을 초래하기 때문에, 비용의 관점에서는, O 함유량을 0.0009% 이상으로 하는 것이 바람직하고, 0.0020% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0082] 또한, 본 발명에서는, 각 원소를 상기 범위 내로 하고, 또한 식 (1)에서 정의되는 Ceq(탄소 당량)(%)가 이하의 범위를 만족하도록 함유한다.

[0083] $Ceq=C+Mn/6+Cu/15+Ni/15+Cr/5+Mo/5+V/5$ …(1)

[0084] 여기에서, 식 (1)에 있어서의 C, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo 및 V는 각 원소의 함유량(질량%)을 나타내고, 함유하지 않는 원소는 함유량을 0으로 한다.

[0085] Ceq: 0.480~0.560%

[0086] 본 발명의 극후 강판에 있어서의 퀀칭성을 향상하고, 또한, 고강도와 집합 조직의 발달에 수반하는 취성 균열 전파 정지 특성의 향상을 실현하기 위해서는, 식 (1)에서 나타내는 Ceq의 값을 0.480% 이상으로 조정한다. 이에 따라 강판의 퀀칭성이 상승하고, 냉각 속도가 가장 작아지는 판두께 1/2 위치라도 강 조직이 전면적으로 베이나이트가 되어, 강도 향상을 얻을 수 있다. 한편, Ceq의 값이 0.560%를 초과하면, 퀀칭성 과다가 되어 지면의 조직의 강도가 과도하게 상승하고, 또한 취성 파괴 기점이 되는 MA(마르텐사이트)의 생성량이 증가한다. 그 결과, 용접성 및 모재(강판)의 인성을 확보할 수 없게 된다. 이 때문에 Ceq는 0.560% 이하로 한다. Ceq의 값은, 바람직하게는 0.490% 이상으로 하고, 보다 바람직하게는 0.500% 이상으로 한다. 또한 Ceq의 값은, 바람직하게는 0.540% 이하로 하고, 보다 바람직하게는 0.530% 이하로 한다.

[0087] 이상이 본 발명의 기본의 성분 조성이고, 잔부는 Fe 및 불가피적 불순물이다.

[0088] 이 기본의 성분 조성을 갖고, 또한, 상기의 식 (1)을 만족함으로써, 본 발명의 고강도 극후 강판은 목적으로 하는 특성을 얻을 수 있다.

[0089] 본 발명에서는, 추가로 특성을 향상시키기 위해, 기본의 성분 조성에 더하여, 필요에 따라서 후술의 A군 및 B군 중으로부터 선택된 1군 또는 2군을 함유하는 것이 가능하다. 또한, Ti, Nb, Cu, Ni, Cr, Mo, V, W, Co, B, Ca, Mg, REM의 각 성분은 필요에 따라서 함유할 수 있기 때문에, 이들 성분은 0%라도 좋다.

[0090] A군: Ti: 0.030% 이하, Nb: 0.050% 이하, Cu: 2.00% 이하, Ni: 2.50% 이하 및, Cr: 2.00% 이하 중으로부터 선택된 1종 또는 2종 이상

[0091] Ti: 0.030% 이하

[0092] Ti는, 미량의 함유에 의해, 질화물, 탄화물, 혹은 탄질화물을 형성하고, 결정립을 미세화하여 모재 인성을 향상시키는 효과를 갖는다. 그 효과를 얻기 위해서는, Ti 함유량을 0.005% 이상으로 하는 것이 바람직하다. 한편, Ti 함유량이 0.030%를 초과하면, 모재 및 용접 열 영향부의 인성이 저하를 초래하는 경우가 있다. 그 때문에, Ti를 함유하는 경우에는, Ti 함유량은 0.030% 이하로 하는 것이 바람직하고, 0.025% 이하로 하는 것이 보다 바람직하다. Ti 함유량은, 0.010% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0093] Nb: 0.050% 이하

[0094] Nb는, 강의 퀀칭성을 증가시킴과 함께 오스테나이트역의 압연(열간 압연)에 있어서 미재결정 온도역을 확대시키는 효과를 갖는다. 그 효과를 얻기 위해서는, Nb 함유량을 0.005% 이상으로 하는 것이 바람직하다. 한편으로, Nb 함유량이 0.050%를 초과하면, 조대한 NbC가 석출하여, 인성의 저하를 초래하는 경우가 있다. 그 때문에, Nb를 함유하는 경우에는, Nb 함유량은 0.050% 이하로 하는 것이 바람직하고, 0.040% 이하로 하는 것이 보다 바람직하다. Nb 함유량은, 0.010% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0095] Cu: 2.00% 이하

[0096] Cu는, 강의 퀀칭성을 높이는 원소이다. Cu는, 압연 후의 강도 향상에 직접 기여한다. 이와 함께, 인성, 고온 강도 및, 내후성(耐候性) 등의 기능 향상을 위해 Cu를 함유시킬 수 있다. 이 원소에 의한 상기 효과를 얻기 위해서는, Cu 함유량을 0.01% 이상으로 하는 것이 바람직하다. 한편, Cu 함유량이 2.00%를 초과하면, 용접성, 인성의 열화나 합금 비용의 상승을 초래한다. 그 때문에, Cu를 함유하는 경우에는, Cu 함유량은 2.00% 이하로 하는 것이 바람직하고, 1.00% 이하로 하는 것이 보다 바람직하다. Cu 함유량은, 0.05% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하고, 0.10% 이상으로 하는 것이 더욱 바람직하다.

[0097] Ni: 2.50% 이하

[0098] Ni는, 강의 퀀칭성을 높이는 원소이다. Ni는, 압연 후의 강도 향상에 직접 기여한다. 이와 함께, 인성, 고온 강도 및, 내후성 등의 기능 향상을 위해 Ni를 함유시킬 수 있다. 이 원소에 의한 상기 효과를 얻기 위해서는,

Ni 함유량을 0.01% 이상으로 하는 것이 바람직하다. 한편, Ni 함유량이 2.50%를 초과하면, 용접성, 인성의 열화나 합금 비용의 상승을 초래한다. 그 때문에, Ni를 함유하는 경우에는, Ni 함유량을 2.50% 이하로 하는 것이 바람직하고, 2.00% 이하로 하는 것이 보다 바람직하다. Ni 함유량은, 0.10% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0099] Cr: 2.00% 이하

[0100] Cr은, 강의 퀀칭성을 높이는 원소이다. Cr은, 압연 후의 강도 향상에 직접 기여한다. 이와 함께, 인성, 고온 강도 및, 내후성 등의 기능 향상을 위해 Cr을 함유시킬 수 있다. 이 원소에 의한 상기 효과를 얻기 위해서는, Cr 함유량을 0.01% 이상으로 하는 것이 바람직하다. 한편, Cr 함유량이 2.00%를 초과하면, 용접성, 인성의 열화나 합금 비용의 상승을 초래한다. 그 때문에, Cr을 함유하는 경우에는, Cr 함유량을 2.00% 이하로 하는 것이 바람직하고, 1.00% 이하로 하는 것이 보다 바람직하다. Cr 함유량은, 0.05% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하고, 0.10% 이상으로 하는 것이 더욱 바람직하다.

[0101] B군: Mo: 0.50% 이하, V: 0.50% 이하, W: 0.50% 이하, Co: 0.50% 이하, B: 0.0100% 이하, Ca: 0.0100% 이하, Mg: 0.0100% 이하 및, REM: 0.0200% 이하 중으로부터 선택된 1종 또는 2종 이상

[0102] Mo: 0.50% 이하

[0103] Mo는, 강의 퀀칭성을 높이는 원소이다. Mo는, 압연 후의 강도 향상에 직접 기여한다. 이와 함께, 인성, 고온 강도 및, 내후성 등의 기능 향상을 위해 Mo를 함유시킬 수 있다. 이 원소에 의한 상기 효과를 얻기 위해서는, Mo 함유량을 0.01% 이상으로 하는 것이 바람직하다. 한편, Mo 함유량이 0.50%를 초과하면, 용접성, 인성의 열화나 합금 비용의 상승을 초래한다. 그 때문에, Mo를 함유하는 경우에는, Mo 함유량을 0.50% 이하로 하는 것이 바람직하고, 0.30% 이하로 하는 것이 보다 바람직하다. Mo 함유량은, 0.03% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0104] V: 0.50% 이하

[0105] V는, V(CN)로서 석출하는 석출 강화에 의해, 강의 강도를 향상시키는 원소이다. 이 효과는, V 함유량을 0.001% 이상으로 함으로써 발휘된다. 그러나, V 함유량이 0.50%를 초과하면, 인성이 저하하는 경우가 있다. 그 때문에, V를 함유하는 경우에는, V 함유량을 0.50% 이하로 하는 것이 바람직하고, 0.30% 이하로 하는 것이 보다 바람직하다. V 함유량은, 0.005% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하고, 0.010% 이상으로 하는 것이 더욱 바람직하다.

[0106] W: 0.50% 이하

[0107] W는, 강판의 강도를 향상시키는 작용을 갖는 원소이다. 이 효과를 얻기 위해서는 W 함유량을 0.001% 이상으로 하는 것이 바람직하다. 한편, W 함유량이 0.50%를 초과하면, 용접성의 열화나 합금 비용의 상승을 초래한다. 그 때문에, W를 함유하는 경우에는, W 함유량을 0.50% 이하로 하는 것이 바람직하고, 0.30% 이하로 하는 것이 보다 바람직하다. W 함유량은, 0.005% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0108] Co: 0.50% 이하

[0109] Co는, 강판의 강도를 향상시키는 작용을 갖는 원소이다. 이 효과를 얻기 위해서는 Co 함유량을 0.001% 이상으로 하는 것이 바람직하다. 한편, Co 함유량이 0.50%를 초과하면, 용접성의 열화나 합금 비용의 상승을 초래한다. 그 때문에, Co를 함유하는 경우에는, Co 함유량을 0.50% 이하로 하는 것이 바람직하고, 0.40% 이하로 하는 것이 보다 바람직하고, 0.30% 이하로 하는 것이 더욱 바람직하다. Co 함유량은, 0.005% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0110] B: 0.0100% 이하

[0111] B는, 미량으로 강의 퀀칭성을 높이는 원소이다. 그러나, 0.0100%를 초과하여 B를 함유하면 용접부의 인성을 저하시킨다. 그 때문에, B를 함유하는 경우에는, B 함유량은 0.0100% 이하로 하는 것이 바람직하고, 0.0030% 이하로 하는 것이 보다 바람직하다. 강판의 강도를 향상시키기 위해, B 함유량은 0.0001% 이상으로 하는 것이 바람직하고, 0.0005% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하고, 0.0010% 이상으로 하는 것이 더욱 바람직하다.

[0112] Ca: 0.0100% 이하

[0113] Ca는, 용접 열 영향부의 조직을 미세화하여, 인성을 향상시킨다. 이 효과를 얻기 위해, Ca를 함유하는 경우에

는, Ca 함유량을 0.0005% 이상으로 하는 것이 바람직하고, 0.0020% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다. 한편, Ca 함유량이 0.0100%를 초과하면, 조대한 개재물을 형성하여, 인성을 열화시킨다. 그 때문에, Ca를 함유하는 경우에는, Ca 함유량을 0.0100% 이하로 하는 것이 바람직하고, 0.050% 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0114] Mg: 0.0100% 이하

[0115] Mg는, Ca와 마찬가지로, 용접 열 영향부의 조직을 미세화하여, 인성을 향상시킨다. 이 효과를 얻기 위해, Mg를 함유하는 경우에는, Mg 함유량을 0.0005% 이상으로 하는 것이 바람직하고, 0.0020% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다. 한편, Mg 함유량이 0.0100%를 초과하면, 조대한 개재물을 형성하여, 인성을 열화시킨다. 그 때문에, Mg를 함유하는 경우에는, Mg 함유량을 0.0100% 이하로 하는 것이 바람직하고, 0.0050% 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0116] REM: 0.0200% 이하

[0117] REM(희토류 금속)은, Ca와 마찬가지로, 용접 열 영향부의 조직을 미세화하여, 인성을 향상시킨다. 이 효과를 얻기 위해, REM을 함유하는 경우에는, REM 함유량을 0.0005% 이상으로 하는 것이 바람직하고, 0.0015% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하고, 0.0100% 이상으로 하는 것이 더욱 바람직하다. 한편, REM 함유량이 0.0200%를 초과하면, 조대한 개재물을 형성하여, 인성을 열화시킨다. 그 때문에, REM을 함유하는 경우에는, REM 함유량을 0.0200% 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0118] <집합 조직>

[0119] 판두께 1/2 위치에 있어서의 압연면에서의 (211)면의 X선 강도비: 1.60 이상

[0120] 판두께가 100㎜ 초과의 극후 강판은, 취성 균열 전파 정지 특성을 향상시키기 위해서는, 판두께 1/2 위치에 있어서의 압연면에서의 (211)면의 X선 강도비를 1.60 이상으로 할 필요가 있다. (211)면의 X선 강도비가 1.60 미만인 경우, 취성 균열이 직진적으로 진전하기 쉬워지고, 그 결과, 판두께의 취성 균열 전파 정지 특성이 저하한다. 그 때문에, 판두께 1/2 위치에 있어서의 압연면에서의 (211)면의 X선 강도비를 1.60 이상으로 한다. 취성 균열 전파 정지 특성을 더욱 높이기 위해서는, 상기의 (211)면의 X선 강도비는, 1.70 이상으로 하는 것이 바람직하고, 1.80 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0121] 또한, 상기의 (211)면의 X선 강도비의 상한은 특별히 규정하지 않는다. 압연 능률 및 제조 부하의 관점에서, 상기의 (211)면의 X선 강도비는 2.50 이하로 하는 것이 바람직하고, 2.30 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0122] 여기에서, (211)면의 X선 강도비란, 대상재(즉 고강도 극후 강판)의 (211) 결정면의 집적도를 나타내는 수치이다. (211)면의 X선 강도비는, 후술의 실시예에 기재와 같이, 대상재의 (211) 반사의 X선 회절 강도($I_{(211)}$)와, 집합 조직이 없는 랜덤인 표준 시료의 (211) 반사의 X선 회절 강도($I_{0(211)}$)의 비(즉, $I_{(211)}/I_{0(211)}$)로서 산출된다.

[0123] <판두께 1/2 위치의 강 조직>

[0124] 본 발명에서는, 판두께 1/2 위치에 있어서의 강 조직은, 면적 분율로, 베이나이트상: 80~100% 및 페라이트상: 0~20%로 이루어지는 혼합 조직으로 하고, 또한, 방위차 15° 이상의 입계에 둘러싸인 베이나이트의 결정립의 평균 입경: 20㎛ 이하로 하고, 또한, 판두께 1/2 위치(판두께 중심부)에 잔존하는 최대 포로시티의 원 상당 지름: 200㎛ 이하로 한다.

[0125] [판두께 1/2 위치에 있어서의 베이나이트상의 면적 분율: 80~100%]

[0126] 본 발명의 고강도 극후 강판은, 판두께 1/2 위치에 있어서의 베이나이트상의 면적 분율이 80~100%일 필요가 있다. 베이나이트상의 면적 분율이 80% 미만인 경우, 경질인 조직의 분율이 저하하고, 또한 (211)면의 집합 조직이 충분히 발달하지 않기 때문에, 강도 및 취성 균열 전파 정지 특성이 저하한다. 따라서, 판두께 1/2 위치에 있어서의 베이나이트상의 면적 분율을 80% 이상으로 한다. 강도 및 취성 균열 전파 정지 특성을 더욱 높이기 위해서는, 상기의 면적 분율은, 85% 이상으로 하는 것이 바람직하고, 90% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0127] [판두께 1/2 위치에 있어서의 페라이트상의 면적 분율: 0~20%]

[0128] 본 발명의 고강도 극후 강판은, 판두께 1/2 위치에 있어서의 페라이트상의 면적 분율이 0~20%일 필요가 있다. 페라이트상의 면적 분율이 20% 초과인 경우, 경질인 조직의 분율이 저하하고, 또한 (211)면의 집합 조직이 충

분히 발달하지 않기 때문에, 강도 및 취성 균열 전파 정지 특성이 저하한다. 따라서, 판두께 1/2 위치에 있어서의 페라이트상의 면적 분율을 20% 이하로 한다. 강도 및 취성 균열 전파 정지 특성을 더욱 높이기 위해서는, 상기의 면적 분율은, 15% 이하로 하는 것이 바람직하고, 10% 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0129] [판두께 1/2 위치에 있어서의 베이나이트의 결정립의 평균 입경: 20㎛ 이하]

[0130] 본 발명의 고강도 극후 강판은, 판두께 1/2 위치에 있어서의 베이나이트의 결정립의 평균 입경이 20㎛ 이하일 필요가 있다. 이 평균 입경이 20㎛ 초과인 경우, 입경 조대화에 수반하여 결정립의 벽개(劈開) 파면의 파면 단위가 커지기 때문에, 인성 및 취성 균열 전파 정지 특성이 저하한다. 따라서, 판두께 1/2 위치에 있어서의 결정립의 평균 입경을 20㎛ 이하로 한다. 인성 및 취성 균열 전파 정지 특성을 더욱 높이기 위해서는, 상기의 평균 입경은, 19㎛ 이하로 하는 것이 바람직하고, 18㎛ 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0131] 또한, 상기의 평균 입경의 하한은 특별히 규정하지 않는다. 압연 능률의 관점에서, 상기의 평균 입경은 5㎛ 이상으로 하는 것이 바람직하고, 10㎛ 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0132] [판두께 1/2 위치에 잔존하는 포로시티의 원 상당 지름: 200㎛ 이하]

[0133] 본 발명의 고강도 극후 강판은, 판두께 1/2 위치에 잔존하는 최대 포로시티의 원 상당 지름이 200㎛ 이하일 필요가 있다. 최대 포로시티의 원 상당 지름이 200㎛ 초과인 경우, 포로시티가 파괴 기점이 되어 인성이 현저하게 저하한다. 따라서, 판두께 1/2 위치에 있어서의 잔존하는 최대 포로시티의 원 상당 지름은 200㎛ 이하로 한다. 인성을 추가로 높이기 위해서는, 상기의 원 상당 지름은, 150㎛ 이하로 하는 것이 바람직하고, 100㎛ 이하로 하는 것이 보다 바람직하다. 또한, 상기의 원 상당 지름의 하한은 특별히 규정하지 않는다. 압연 능률의 관점에서, 상기의 원 상당 지름은 25㎛ 이상으로 하는 것이 바람직하고, 50㎛ 이상으로 하는 것이 보다 바람직하고, 70㎛ 이상으로 하는 것이 더욱 바람직하다.

[0134] 또한, 본 발명에서는, 전술의 강 조직 및 집합 조직에 더하여, 추가로, 이하에 설명하는 구성을 갖고 있어도 좋다.

[0135] <판두께 1/4 위치의 강 조직>(적합 조건)

[0136] 본 발명에서는, 판두께 1/4 위치에 있어서의 강 조직은, 면적 분율로, 베이나이트상: 80~100% 및 페라이트상: 0~20%로 이루어지는 혼합 조직인 것이 바람직하다. 또한, 방위차 15° 이상의 입계에 둘러싸인 베이나이트의 결정립의 평균 입경: 20㎛ 이하인 것이 바람직하다.

[0137] [판두께 1/4 위치에 있어서의 베이나이트상의 면적 분율: 80~100%]

[0138] 본 발명의 고강도 극후 강판은, 판두께 1/4 위치에 있어서의 베이나이트상의 면적 분율이 80~100%인 것이 바람직하다. 베이나이트상의 면적 분율이 80% 미만인 경우, 경질인 조직의 분율이 저하하고, 또한 (110)면의 집합 조직이 충분히 발달하지 않기 때문에, 강도 및 취성 균열 전파 정지 특성이 저하한다. 그 때문에, 판두께 1/4 위치에 있어서의 베이나이트상의 면적 분율이 80% 이상인 것이 바람직하다. 강도 및 취성 균열 전파 정지 특성을 더욱 높이기 위해서는, 상기의 면적 분율은, 85% 이상으로 하는 것이 바람직하고, 90% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0139] [판두께 1/4 위치에 있어서의 페라이트상의 면적 분율: 0~20%]

[0140] 본 발명의 고강도 극후 강판은, 판두께 1/4 위치에 있어서의 페라이트상의 면적 분율이 0~20%인 것이 바람직하다. 페라이트상의 면적 분율이 20% 초과인 경우, 경질인 조직의 분율이 저하하고, 또한 (110)면의 집합 조직이 충분히 발달하지 않기 때문에, 강도 및 취성 균열 전파 정지 특성이 저하한다. 그 때문에, 판두께 1/4 위치에 있어서의 페라이트상의 면적 분율이 20% 이하인 것이 바람직하다. 강도 및 취성 균열 전파 정지 특성을 더욱 높이기 위해서는, 상기의 면적 분율은, 15% 이하로 하는 것이 바람직하고, 10% 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0141] [판두께 1/4 위치에 있어서의 베이나이트의 결정립의 평균 입경: 20㎛ 이하]

[0142] 본 발명의 고강도 극후 강판은, 판두께 1/4 위치에 있어서의 베이나이트의 결정립의 평균 입경이 20㎛ 이하인 것이 바람직하다. 이 평균 입경이 20㎛ 초과인 경우, 입경 조대화에 수반하여 결정립의 벽개 파면의 파면 단위가 커지기 때문에, 취성 균열 전파 정지 특성이 저하한다. 그 때문에, 판두께 1/4 위치에 있어서의 베이나이트의 결정립의 평균 입경이 20㎛ 이하인 것이 바람직하다. 취성 균열 전파 정지 특성을 더욱 높이기 위해서는, 상기의 평균 입경은, 19㎛ 이하로 하는 것이 바람직하고, 16㎛ 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0143] 또한, 상기의 평균 입경의 하한은 특별히 규정하지 않는다. 압연 능률의 관점에서, 상기의 평균 입경은 5㎛ 이상으로 하는 것이 바람직하고, 10㎛ 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0144] <집합 조직>(적합 조건)

[0145] [판두께 1/4 위치에 있어서의 압연면에서의 (110)면의 X선 강도비: 0.90 이상]

[0146] 판두께가 100㎜ 초과의 극후 강판은, 취성 균열 전파 정지 특성을 향상시키기 위해서는, 판두께 1/4 위치에 있어서의 압연면에서의 (110)면의 X선 강도비를 0.90 이상으로 하는 것이 바람직하다. (110)면의 X선 강도비가 0.90 미만인 경우, 판두께 1/2 위치에 있어서의 집합 조직과의 방위차가 작아져 취성 균열이 분산하지 않고 직진적으로 진전하기 쉬워지고, 그 결과, 판두께의 취성 균열 전파 정지 특성이 저하한다. 그 때문에, 판두께 1/4 위치에 있어서의 압연면에서의 (110)면의 X선 강도비를 0.90 이상으로 한다. 취성 균열 전파 정지 특성을 더욱 높이기 위해서는, 상기의 (110)면의 X선 강도비는, 1.00 이상으로 하는 것이 바람직하고, 1.10 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0147] 또한, 상기의 (110)면의 X선 강도비의 상한은 특별히 규정하지 않는다. 압연 능률의 관점에서, 상기의 (110)면의 X선 강도비는 1.50 이하로 하는 것이 바람직하고, 1.30 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0148] 여기에서, (110)면의 X선 강도비란, 대상재(고강도 극후 강판)의 (110) 결정면의 집적도를 나타내는 수치이다. (110)면의 X선 강도비는, 후술의 실시예에 기재와 같이, 대상재의 (110) 반사의 X선 회절 강도($I_{(110)}$)와, 집합 조직이 없는 랜덤인 표준 시료의 (110) 반사의 X선 회절 강도($I_{0(110)}$)의 비(즉, $I_{(110)}/I_{0(110)}$)로서 산출된다.

[0149] <강도>

[0150] 판두께 1/2 위치에 있어서의 항복 강도: 390㎫ 이상

[0151] 본 발명의 고강도 극후 강판은, 판두께의 1/2의 깊이(즉 판두께 1/2 위치)로부터 채취한 Φ14㎜의 JIS 14A호 인장 시험편을 이용하여 측정한 항복 강도가 390㎫ 이상이다. 콘테이너선 및 벌크 캐리어 등의 선박은, 이 굽힘 응력에 견딜 수 있는 고강도 또한 후육인 강판 모재를 사용하는 것이 보통이고, 항복 강도가 390㎫ 미만인 경우에는, 사용에 적합하지 않다.

[0152] <샤르피 파면 전이 온도>

[0153] 판두께 1/2 위치에 있어서의 vTrs: −100℃ 이하

[0154] 판두께가 100㎜ 초과의 극후 강판은, 취성 균열 전파 정지 특성을 향상시키기 위해서는, 판두께 1/2 위치에 있어서의 vTrs를 −100℃ 이하로 할 필요가 있다. vTrs: −100℃보다도 전이 온도가 높은 경우에는, 판두께의 취성 균열 전파 정지 특성이 저하한다. 그 때문에, 본 발명의 고강도 극후 강판은, 판두께 1/2 위치에 있어서의 vTrs를 −100℃ 이하로 한다. 취성 균열 전파 정지 특성을 더욱 높이기 위해서는, vTrs를 −110℃ 이하로 하는 것이 바람직하고, vTrs를 −120℃ 이하로 하는 것이 보다 바람직하다. 또한, vTrs의 하한은 특별히 규정하지 않는다. 압연 능률의 관점에서, 상기 vTrs는 −160℃ 이상으로 하는 것이 바람직하고, −150℃ 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0155] vTrs는, 후술의 실시예에 기재와 같이, 고강도 극후 강판의 판두께 1/2 위치로부터 JIS 4호의 충격 시험편을 채취하여, 샤르피 시험을 실시함으로써 평가할 수 있다.

[0156] <취성 균열 전파 정지 특성>

[0157] Kca(−10℃)의 값: 8400N/㎜$^{3/2}$ 이상

[0158] 판두께가 100㎜ 초과의 극후 강판은, 선체의 취성 균열 전파를 방지하기 위해, Kca(−10℃)의 값을 8400N/㎜$^{3/2}$ 이상으로 할 필요가 있다. 취성 균열 전파 정지 특성을 더욱 높이기 위해서는, −10℃에 있어서의 Kca값을 9000N/㎜$^{3/2}$ 이상으로 하는 것이 바람직하다. 또한, 당해 Kca값의 상한은 특별히 규정하지 않는다. 압연 능률의 관점에서, −10℃에 있어서의 Kca값은 25000N/㎜$^{3/2}$ 이하로 하는 것이 바람직하고, 20000N/㎜$^{3/2}$ 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0159] Kca값은, 후술의 실시예에 기재와 같이, 온도 구배형 표준 ESSO 시험함으로써 평가할 수 있다.

[0160] 이상 설명한 바와 같이, 상기의 성분 조성의 조정이나 집합 조직이나 특정의 위치에서의 인성의 제어(즉, 판두께 1/2 위치의 강 조직의 미세화)에 의해, 100㎜ 초과의 판두께라도, 본 발명의 고강도 극후 강판은, 고강도, 고인성 및 높은 (우수한) 취성 균열 전파 정지 특성을 갖는다.

[0161] 본 발명의 고강도 극후 강판의 판두께의 상한은 특별히 규정하지 않는다. 압연 능률의 관점에서, 판두께의 상한은, 180㎜ 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0162] 다음으로, 본 발명의 일 실시 형태에 있어서의 고강도 극후 강판의 제조 방법에 대해서 설명한다.

[0163] 본 발명의 고강도 극후 강판은, 전술의 성분 조성을 갖는 강 소재에 대하여, 이하에 설명하는 특정의 조건으로 가열 공정, 열간 압연 공정 및 냉각 공정을 행함으로써, 제조된다.

[0164] 이하에, 각 공정에 대해서 상세하게 설명한다. 각 공정에 있어서의 온도는, 특별한 기재가 없는 한, 강 소재 및 열연판의 판두께 중심부(즉 판두께 1/2 위치)에 있어서의 온도를 가리키는 것으로 한다. 예를 들면, 강판 단면 내의 온도 분포를 전열 해석에 의해 계산하고, 그 결과를 강판의 표면 온도에 의해 보정함으로써 구할 수 있다.

[0165] <가열 공정>

[0166] 우선, 전술의 성분 조성을 갖는 강 소재를, 1000～1200℃의 가열 온도로 가열한다.

[0167] [강 소재의 가열 온도: 1000～1200℃]

[0168] 강 소재의 가열 온도가 1000℃ 미만에서는, 가열 온도가 지나치게 낮아 변형 저항이 높아져, 열간 압연기로의 부하가 증대한다. 그 때문에, 후에 이어지는 열간 압연 공정의 실시가 곤란하게 된다. 따라서, 상기의 가열 온도를 1000℃ 이상으로 한다. 한편, 강 소재의 가열 온도가 1200℃를 초과하는 고온에서는, 오스테나이트립이 조대화하고, 그 결과, 인성이 저하하여, 소망하는 취성 균열 전파 정지 특성이 얻어지지 않는다. 또한, 강판의 강도가 저하한다. 또한, 산화가 현저해져 산화 로스가 증대하여, 수율이 저하할 우려가 있다. 이러한 이유로부터, 상기의 가열 온도를 1200℃ 이하로 한다. 또한, 상기의 가열 온도는, 1050℃ 이상이 바람직하고, 1080℃ 이상이 보다 바람직하다. 상기의 가열 온도는, 1150℃ 이하가 바람직하고, 1130℃ 이하가 보다 바람직하다.

[0169] <열간 압연 공정>

[0170] 이어서, 가열 공정에서 가열된 강 소재에, 판두께 1/2 위치에 있어서의 압연 개시 온도: (Ar_3점+100)℃ 이상, 판두께 1/2 위치에 있어서의 온도가 오스테나이트 재결정 온도역에서의 누적 압하율: 5.0% 이상, 판두께 1/2 위치에 있어서의 온도가 오스테나이트 미재결정 온도역에서의 누계 압하율: 50.0% 이상 및, 판두께 1/2 위치에 있어서의 압연 종료 온도: Ar_3점 이상이 되는 조건, 또한, 슬래브의 두께는 350㎜ 이상으로 하고, 최종 제품의 판두께에 대한 슬래브의 두께의 비율을 나타내는 압하비: 3.25 이상 4.00 미만이 되는 조건으로, 열간 압연을 실시한다.

[0171] [압연 개시 온도: (Ar_3점+100)℃ 이상]

[0172] 전술의 가열 공정에서 가열된 강 소재를 열간 압연하는데에 있어서, 판두께 1/2 위치에 있어서의 열간 압연을 개시하는 온도가 (Ar_3점+100)℃ 미만에서는, 열간 압연 공정 종료 후의 열연판에 있어서 재결정이 충분히 일어나지 않는다. 그 때문에, 오스테나이트 입경이 미세하게 되지 않아, 인성이 저하한다. 그 결과, 소망하는 취성 균열 전파 정지 특성이 얻어지지 않는다. 그 때문에, 압연 개시 온도는 (Ar_3점+100)℃ 이상으로 한다. 후술의 미재결정 영역에 있어서 열간 압연을 행하는 시간을 확보하는 관점에서는, 압연 개시 온도는 (Ar_3점+150)℃ 이상으로 하는 것이 바람직하고, (Ar_3점+200)℃ 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다. 압연 개시 온도의 상한은, 전술한 강 소재의 가열 온도에 따르면 좋다. 즉, 압연 개시 온도는, 1150℃ 이하로 하는 것이 바람직하고, 1130℃ 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0173] 또한, Ar_3점(Ar_3 변태점)(℃)은, 이하의 식 (3)에 따라서 구할 수 있다.

[0174] Ar_3점(℃)=910－273×C－74×Mn－57×Ni－16×Cr－9×Mo－5×Cu …(3)

[0175] 여기에서, 식 (3) 중, 각 원소 기호는 당해 원소의 강 중 함유량(질량%)을 나타내고, 함유되지 않는 원소에 대해서는 0으로 한다.

[0176] [오스테나이트 재결정 온도역에서의 누적 압하율: 5.0% 이상]

[0177] 판두께 중심부(판두께 1/2 위치)의 온도가 오스테나이트 재결정 온도역에서의 누적 압하율을 5.0% 이상으로 하는 열간 압연을 행한다. 이 온도역에서의 누적 압하율이 5.0% 미만이면, 오스테나이트의 세립화가 불충분하여, 인성이 향상하지 않고, 그 결과, 판두께 1/2 위치에 있어서의 샤르피 파면 전이 온도: -100℃ 이하가 달성되지 않는다. 이 온도역에서의 누적 압하율은, 바람직하게는 10% 이상이고, 보다 바람직하게는 15% 이상이다.

[0178] 이 온도역에서의 누적 압하율의 상한은 특별히 한정되지 않는다. 상기 세립화의 향상 효과가 포화하기 때문에, 이 온도역에서의 누적 압하율은 45% 이하로 하는 것이 바람직하고, 40% 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0179] 또한, 본 발명의 성분 조성의 경우, 오스테나이트 재결정 온도역에서의 누적 압하율은, 1100~950℃의 온도역에서의 누적 압하율을 5.0% 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0180] [오스테나이트 미재결정 온도역에서의 누적 압하율: 50.0% 이상]

[0181] 또한, 판두께 중심부(판두께 1/2 위치)의 온도가 오스테나이트 미재결정 온도역에 있을 때의 누적 압하율을 50.0% 이상으로 하는 열간 압연을 행한다. 이 온도역에서의 누적 압하율을 50.0% 이상으로 함으로써, 오스테나이트상을 압연할 때에 발달한 압연 집합 조직이, 오스테나이트로부터 베이나이트로 변태한다. 이 때에, 배어리언트(variant) 선택에 의해 선택된 슬라이딩계에 따라 상 변태함으로써, 판두께 중심부에 있어서의 압연면에서의 (211)면의 X선 강도비가 1.60 이상이 되는 집합 조직을 얻을 수 있다.

[0182] 한편, 이 온도역에서의 누적 압하율이 50% 미만이면, 오스테나이트가 압연 방향으로 충분히 연신하지 않고 베이나이트 변태 시의 핵 생성 사이트가 감소하고, 이에 따라, 조대한 베이나이트가 생성하여 입경 미세화를 할 수 없게 된다. 그 결과, 판두께 1/2 위치에 있어서의 샤르피 파면 전이 온도(vTrs): -100℃ 이하가 달성되지 않는다. 또한, 판두께 중심부에 있어서의 압연면에서의 (211)면 집적도가 1.60 이상이 되는 집합 조직도 얻을 수 없다.

[0183] 따라서, 이 온도역에서의 누적 압하율은, 50.0% 이상으로 한다. 당해 누적 압하율은, 바람직하게는 55% 이상이고, 보다 바람직하게는 60% 이상이다.

[0184] 이 온도역에서의 누적 압하율의 상한은 특별히 한정되지 않는다. 압연 능률을 저해하지 않는 관점에서, 이 온도역에서의 누적 압하율은 75% 이하인 것이 바람직하고, 70% 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0185] 또한, 본 발명의 성분 조성의 경우, 오스테나이트 미재결정 온도역에서의 누적 압하율은, 950℃ 미만 700℃ 이상의 온도역에서의 누적 압하율을 50.0% 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0186] [판두께 1/2 위치에 있어서의 압연 종료 온도: Ar_3점 이상]

[0187] 열간 압연 공정은, 판두께 1/2 위치에 있어서의 압연 종료 온도가, Ar_3점(℃) 이상의 온도에서 종료할 필요가 있다. 열간 압연에 있어서 강판의 온도가 Ar_3점(℃) 미만이 되면, 페라이트로의 상 변태가 개시하여, (211)면의 X선 강도를 높이는 베이나이트의 분율이 저하하기 때문에, (211)면의 X선 강도비가 저하한다. 그 결과, 우수한 취성 균열 전파 정지 특성이 얻어지지 않게 된다. 또한, 저온일수록 변형 저항이 증가하기 때문에, 열간 압연기로의 부하가 커진다는 문제가 발생한다. 또한, 이 압연 종료 온도는, 후공정의 냉각 개시 온도를 Ar_3점(℃) 이상으로 하는 관점에서, (Ar_3점+10)℃ 이상인 것이 바람직하다.

[0188] 이 압연 종료 온도의 상한은 특별히 한정되지 않는다. 압연 능률의 관점에서, 압연 종료 온도는 (Ar_3점+60)℃ 이하로 하는 것이 바람직하고, (Ar_3점+50)℃ 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0189] [압하비: 3.25 이상 4.00 미만]

[0190] 본 발명에서는, 열간 압연 공정 종료 후의 열연판의 두께가 다음과 같이 되어 있는 것이 중요하다. 구체적으로는, 슬래브의 두께는 350㎜ 이상으로 하고, 또한, 최종 제품의 판두께에 대한 슬래브의 두께의 비율(압하비)이 3.25 이상이 되도록, 열간 압연 공정에서의 압연을 제어한다.

[0191] 상기의 압하비가 3.25 미만이면, 강 조직의 세립화가 불충분하기 때문에 인성이 향상하지 않는다. 그 결과, 판두께 1/2 위치에 있어서의 샤르피 파면 전이 온도: -100℃ 이하가 달성되지 않는다. 또한, 상기의 압하비가

3.25 미만이면, 판두께 1/2 위치에 가해지는 압연 응력이 불충분하게 되어 강판 내부에 발생한 포로시티가 폐쇄하는 방향으로 변형이 진행되지 않아, 압연이 완료한 시점에서도 조대한 포로시티가 잔존하여 파괴 기점이 된다. 그 때문에, 강판 내부에 발생한 포로시티가 압착하지 않고 인성이 현저하게 저하한다. 상기의 압하비는, 3.40 이상이 바람직하고, 3.50 이상이 보다 바람직하다.

[0192] 한편, 상기의 압하비가 4.00 이상이면 강 조직이 과도하게 세립화하여 퀀칭성이 저하하여, 냉각 속도가 저위가 되는 100㎜ 초과의 극후 강판에 있어서의 판두께 1/2 위치의 베이나이트의 면적 분율을 높일 수 없다. 그 결과, (211)면의 X선 강도비가 저하하여, 우수한 취성 균열 전파 정지 특성을 얻을 수 없게 된다. 또한, 강도가 저하한다. 따라서, 상기의 압하비는 4.00 미만인 것이 필요하다. 상기의 압하비는, 3.80 이하가 바람직하고, 3.70 이하가 보다 바람직하다.

[0193] 본 발명에서는, 전술의 열간 압연 조건으로 열간 압연을 행함으로써, 상기의 작용 효과를 얻을 수 있다. 보다 작용 효과를 유효하게 얻는 관점에서, 추가로, 이하의 열간 압연 조건을 규정하는 것도 유효하다.

[0194] 구체적으로는, 판두께 1/2 위치에 있어서의 온도가 오스테나이트 재결정 온도역에서의 평균 압하율/패스: 3.5% 이상으로 하고, 또한, 판두께 1/4 위치에 있어서의 압연 종료 온도: Ar_3점℃ 이상으로 한다.

[0195] [오스테나이트 재결정 온도역에서의 평균 압하율/패스: 3.5% 이상](임의 조건)

[0196] 판두께 중심부(판두께 1/2 위치)의 온도가 오스테나이트 재결정 온도역에서의 압연의 평균 압하율/패스를 3.5% 이상으로 하는 열간 압연을 행하면, 보다 판두께 1/2 위치의 포로시티를 압착시키는 효과를 얻을 수 있다. 이 온도역에서의 평균 압하율/패스가 3.5% 미만이면, 포로시티 압착에 유효한 고온에서의 압연 시에 충분히 압연 응력을 부여할 수 없어, 압연 종료 시에 포로시티가 잔존하기 쉬워진다. 이것이 파괴 기점이 되어 판두께 1/2 위치에 있어서의 샤르피 파면 전이 온도: −100℃ 이하를 달성하기 어려워진다. 이 온도역에서의 평균 압하율/패스는, 바람직하게는 4.0% 이상이고, 보다 바람직하게는 5.0% 이상이다.

[0197] 이 온도역에서의 평균 압하율/패스의 상한은 특별히 한정되지 않는다. 제조 부하의 관점에서, 이 온도역에서의 평균 압하율/패스는, 10% 이하로 하는 것이 바람직하고, 8.0% 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0198] [판두께 1/4 위치에 있어서의 압연 종료 온도: Ar_3점 이상](임의 조건)

[0199] 열간 압연 공정에서는, 판두께 1/4 위치에 있어서의 압연 종료 온도가, 판두께 1/4 위치에서 Ar_3점(℃) 이상의 온도에서 종료하면, 보다 취성 균열 전파 정지 특성 향상 효과를 유효하게 얻을 수 있다. 열간 압연에 있어서 열연판의 판두께 1/4 위치의 온도가 Ar_3점(℃) 미만이 되면, 판두께 1/4 위치에서 가공 페라이트가 생성하여, (110)면의 X선 강도를 높이는 베이나이트의 분율이 저하하기 때문에, 판두께 1/4 위치의 (110)면의 X선 강도비가 저하한다. 그 결과, 우수한 취성 균열 전파 정지 특성을 얻을 수 없게 된다. 또한, 저온일수록 변형 저항이 증가하기 때문에, 열간 압연기로의 부하가 커진다는 문제가 발생한다. 또한, 이 압연 종료 온도는 (Ar_3점+20)℃ 이상인 것이 바람직하다.

[0200] 이 압연 종료 온도의 상한은 특별히 한정되지 않는다. 압연 능률의 관점에서, 이 압연 종료 온도는, (Ar_3점+50)℃ 이하로 하는 것이 바람직하고, (Ar_3점+40)℃ 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0201] <냉각 공정>

[0202] 이어서, 열간 압연 공정에서 열간 압연된 열연판에, 판두께 1/2 위치에 있어서의 냉각 개시 온도: Ar_3점 이상, 판두께 1/2 위치에 있어서의 온도가 700~500℃의 온도역에서의 평균 냉각 속도: 2.0℃/s 이상, 또한, 판두께 1/2 위치에 있어서의 냉각 정지 온도: 500℃ 이하가 되는 조건으로 냉각을 실시한다.

[0203] [냉각 개시 온도: Ar_3점 이상]

[0204] 전술의 열간 압연 공정을 거쳐 얻어진 열연판에 대하여, 판두께 1/2 위치에 있어서의 온도가 Ar_3점(℃) 이상의 온도에서 냉각을 개시할 필요가 있다. 냉각 개시 온도가 Ar_3점(℃)을 하회하면, 강 중에 다량의 페라이트가 생성하기 때문에, 강도를 높일 수 없다. 그 결과, (211)면의 X선 강도비가 저하하여, 우수한 취성 균열 전파 정지 특성을 얻을 수 없게 된다. 그 때문에, 이 냉각 개시 온도는 Ar_3점(℃) 이상으로 한다. 냉각 개시 온도는 (Ar_3점+10)℃ 이상으로 하는 것이 바람직하고, 또한 (Ar_3점+40)℃ 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0205] [700~500℃의 온도역에서의 평균 냉각 속도: 2.0℃/s 이상]

[0206] 판두께 1/2 위치의 온도가 700℃에서 냉각 정지 온도(500℃ 이하)가 될 때까지의 온도역에 있어서의 평균 냉각 속도가 2.0℃/s 미만이면, 서냉에 의해 강 중에 다량의 페라이트가 생성하기 때문에, 베이나이트의 체적률을 높일 수 없다. 그 결과, (211)면의 X선 강도비가 저하하여, 우수한 취성 균열 전파 정지 특성을 얻을 수 없게 된다. 또한, 강도가 저하한다.

[0207] 한편으로, 이 평균 냉각 속도를 측정하는 온도 범위는, 대부분의 오스테나이트 조직의 변태가 일어나고, 강판의 특성에 크게 기여하는 효과를 얻는 관점에서, 700~500℃의 온도역으로 한다.

[0208] 즉, 본 발명에서는, 판두께 1/2 위치에 있어서의 700~500℃의 온도역에서의 평균 냉각 속도를 2.0℃/s 이상으로 한다. 이에 따라, 베이나이트의 분율을 향상시키는 효과를 얻을 수 있고, 강도가 향상하고, 또한, (211)면의 집합 조직이 발달하여, 취성 균열 전파 정지 특성이 향상한다. 이 온도역에서의 평균 냉각 속도는, 바람직하게는 3.0℃/s 이상으로 한다.

[0209] 또한, 당해 평균 냉각 속도의 상한은 특별히 한정되지 않는다. 과도한 급냉에 의한 냉각 비용의 증대를 회피하는 관점에서, 당해 평균 냉각 속도는, 20℃/s 이하로 하는 것이 바람직하고, 10℃/s 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0210] 상기의 700~500℃의 온도역의 범위 외의 평균 냉각 속도는, 베이나이트 생성에 크게 영향을 주지 않기 때문에 특별히 규정하지 않는다. 제조 능률의 관점에서, 0.5~0.1℃/s로 하는 것이 바람직하다.

[0211] [냉각 정지 온도: 500℃ 이하]

[0212] 냉각 공정은, 판두께 1/2 위치에 있어서의 온도가 500℃ 이하가 될 때까지 행할 필요가 있다. 환언하면, 냉각 정지 온도가 500℃ 이하의 온도가 될 때까지 행할 필요가 있다. 냉각 정지 온도가 500℃를 초과하면, 강 중에 다량의 페라이트가 생성하기 때문에, 베이나이트의 면적 분율을 높일 수 없다. 그 결과, (211)면의 X선 강도비가 저하하여, 우수한 취성 균열 전파 정지 특성을 얻을 수 없게 된다. 또한, 강도가 저하한다. 냉각 정지 온도는, 바람직하게는 450℃ 이하이고, 보다 바람직하게는 400℃ 이하이다. 한편, 냉각 정지 온도의 하한은 한정되지 않지만, 냉각 정지 온도가 지나치게 낮으면 강판의 형상이 나빠진다. 그 때문에, 냉각 정지 온도는, 바람직하게는 200℃ 이상이고, 보다 바람직하게는 300℃ 이상이다.

[0213] 실시예

[0214] 다음으로, 본 발명을 실시예에 기초하여 구체적으로 설명한다. 또한, 이하의 실시예는 본 발명의 적합한 일 예를 나타내는 것으로서, 본 발명은 이 실시예에 한정되지 않는다.

[0215] 표 1에 공시강의 성분 성분을 나타내고, 표 2에 제조 조건을 나타냈다. 표 1에 나타내는 각 성분 조성의 용강(강 기호: A~AG)을 전로에서 용제하고, 연속 주조법으로 강 소재로 했다. 그 후, 표 2에 나타내는 제조 조건으로 가열 공정, 열간 압연 공정 및, 냉각 공정을 이 순서로 행하여, 표 3에 나타내는 판두께의 고강도 극후 강판(강 기호: 1~42)을 제조했다. 또한, 표 1 중의 공란은, 의도적으로 원소를 첨가하지 않는 것을 나타내고 있고, 원소를 함유하지 않는 (즉 0%) 경우뿐만 아니라, 원소를 불가피적으로 함유하는 경우도 포함한다.

표 1

[0216]

강 기호	성분 조성(중량%)																					Ceq	Ar_3점 (℃)
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti	Nb	Cu	Ni	Cr	Mo	V	W	Co	B	Ca	Mg	REM		
A	0.092	0.22	2.35	0.005	0.003	0.032	0.0027	0.0013														0.484	711
B	0.146	0.33	1.92	0.007	0.006	0.042	0.0033	0.0035	0.011		0.16	0.24										0.493	714
C	0.042	0.17	1.87	0.006	0.005	0.022	0.0041	0.0018		0.027	0.45	1.37	0.28									0.531	675
D	0.074	0.49	1.42	0.005	0.003	0.053	0.0024	0.0019	0.005			0.86	0.53	0.22								0.518	725
E	0.061	0.04	2.10	0.003	0.006	0.029	0.0038	0.0010		0.014	0.27		0.32		0.11							0.515	731
F	0.082	0.15	2.47	0.011	0.001	0.057	0.0036	0.0023	0.022	0.006	0.29	0.42		0.08								0.557	679
G	0.097	0.20	1.01	0.006	0.004	0.062	0.0060	0.0028	0.014		0.33	1.66	0.43		0.05	0.22						0.494	706
H	0.070	0.13	1.98	0.017	0.002	0.049	0.0046	0.0026		0.005			0.73				0.38					0.546	733
I	0.091	0.33	2.05	0.002	0.002	0.074	0.0035	0.0011				0.33	0.11	0.02				0.008				0.481	713
J	0.073	0.07	1.78	0.004	0.008	0.026	0.0028	0.0058	0.013	0.023	0.77	0.63			0.12				0.004			0.487	719
K	0.085	0.19	1.57	0.008	0.001	0.039	0.0027	0.0035			0.51		0.42		0.18					0.0065		0.501	761
L	0.063	0.31	1.98	0.007	0.005	0.097	0.0044	0.0009		0.009	0.23	1.37									0.0108	0.500	667
M	0.092	0.06	1.87	0.002	0.003	0.013	0.0073	0.0027	0.007			0.71	0.18	0.13						0.0042		0.513	702
N	0.057	0.13	1.50	0.004	0.007	0.034	0.0096	0.0035	0.011	0.036	0.30		0.84					0.003				0.495	768
O	0.110	0.43	2.19	0.009	0.002	0.062	0.0012	0.0034				0.35					0.27					0.498	698
P	0.057	0.25	1.71	0.006	0.001	0.081	0.0025	0.0096		0.025	0.42	1.86							0.045			0.494	660
Q	0.083	0.35	2.14	0.012	0.006	0.051	0.0051	0.0005					0.22	0.05	0.08							0.510	725
R	0.158	0.18	1.84	0.009	0.002	0.079	0.0020	0.0063			0.21	0.20										0.492	718
S	0.028	0.10	1.58	0.011	0.005	0.058	0.0036	0.0057	0.013	0.017	0.35	0.28	0.66		0.09							0.483	757
T	0.097	0.01	1.70	0.004	0.001	0.024	0.0032	0.0039					0.50	0.02						0.0023		0.484	750
U	0.080	0.53	2.22	0.001	0.007	0.042	0.0034	0.0020		0.002		0.69			0.04							0.504	685
V	0.052	0.09	2.54	0.003	0.008	0.065	0.0023	0.0035		0.032	0.16							0.002				0.486	707
W	0.115	0.13	0.98	0.002	0.003	0.027	0.0030	0.0016	0.015		0.13	0.76	0.61	0.18								0.496	751
X	0.101	0.29	1.65	0.022	0.005	0.069	0.0072	0.0067	0.016			1.41			0.12							0.494	680
Y	0.065	0.35	1.98	0.008	0.013	0.026	0.0037	0.0029		0.021	0.33		0.48	0.11								0.535	735
Z	0.077	0.15	1.69	0.004	0.004	0.105	0.0035	0.0008		0.024	0.67		0.55		0.05		0.11					0.523	752
AA	0.073	0.42	1.72	0.010	0.002	0.080	0.0108	0.0011	0.024	0.010		1.02	0.42								0.0081	0.512	698
AB	0.075	0.28	1.88	0.011	0.005	0.062	0.0004	0.0055	0.020	0.012	0.10	0.12	0.45			0.13						0.493	736
AC	0.085	0.08	2.09	0.002	0.003	0.031	0.0038	0.0106			0.33		0.16	0.09					0.005			0.505	727
AD	0.148	0.41	2.49	0.015	0.007	0.043	0.0035	0.0021														0.563	685
AE	0.070	0.30	2.20	0.020	0.005	0.047	0.0050	0.0018														0.437	728
AF	0.132	0.19	2.28	0.009	0.006	0.046	0.0050	0.0012	0.008			0.71	0.15									0.589	662
AG	0.061	0.23	1.56	0.011	0.002	0.031	0.0021	0.0037		0.028	0.18	0.63	0.48									0.471	733

표 2

제조 No.	강 기호	주조 공정 슬래브 두께 (mm)	슬래브 가열 공정 온도 (℃)	열간 압연 공정 압연 개시 온도 (℃)	오스테나이트 재결정역에서의 압하율 (%)	오스테나이트 재결정온도역 압하율/패스 압하율 (%)	오스테나이트 미재결정온도역에서의 누적 압하율 (%)	판두께 1/2 위치에서의 중심부 온도 (℃)	판두께 1/4 위치에서의 중심부 온도 (℃)	압하비	냉각 공정 700~500℃의 평균 냉각 속도 (℃/s)	냉각 개시 온도 (℃)	냉각 정지 온도 (℃)
1	A	430	1070	950	20	5.1	62	751	725	3.31	2.2	715	380
2	B	430	1050	970	12	3.6	67	728	718	3.44	2.6	724	330
3	C	430	1050	920	41	5.8	51	716	692	3.44	2.5	693	320
4	D	380	1090	1010	39	3.2	55	767	746	3.62	3.7	733	320
5	E	380	1080	950	25	5.2	63	775	753	3.62	3.8	739	290
6	F	390	1070	940	27	5.2	58	729	703	3.25	3.0	692	290
7	G	380	1040	950	42	5.9	52	714	700	3.62	3.3	712	380
8	H	390	1120	1030	35	6.0	53	773	763	3.25	2.7	746	400
9	I	380	1090	980	10	4.9	68	748	735	3.45	2.8	724	370
10	J	430	1060	980	18	4.2	63	766	756	3.31	2.8	723	390
11	K	460	1050	900	22	6.5	61	786	761	3.29	2.1	765	410
12	L	460	1070	1000	31	4.2	56	690	673	3.29	2.2	680	430
13	M	440	1140	1030	17	4.7	63	723	693	3.26	2.3	708	360
14	N	430	1080	950	37	5.4	52	797	748	3.31	2.5	778	360
15	O	450	1070	980	8	5.4	66	720	710	3.33	2.2	705	390
16	P	390	1120	990	15	4.3	67	688	678	3.55	3.3	669	360
17	Q	460	1050	910	32	4.0	55	748	731	3.29	2.2	732	410
18	R	390	1080	970	36	6.1	58	752	722	3.71	3.9	730	390
19	S	390	1120	1020	41	6.4	50	802	789	3.39	3.1	768	330
20	T	440	1090	1000	19	4.2	62	781	755	3.26	2.7	757	400
21	U	390	1070	960	33	4.2	56	712	698	3.39	3.1	691	340
22	V	430	1110	1020	25	5.9	61	744	731	3.44	2.6	718	300
23	W	460	1050	980	22	3.5	61	775	760	3.29	2.0	755	430
24	X	390	1130	990	22	5.7	62	711	701	3.39	2.8	685	300
25	Y	440	1110	1010	17	5.7	63	755	735	3.26	2.2	741	360
26	Z	460	1050	940	31	3.8	56	781	771	3.29	2.2	765	370
27	AA	440	1120	1000	28	5.6	62	741	711	3.67	2.4	710	320
28	AB	420	1070	950	39	5.2	55	764	754	3.65	2.3	743	410
29	AC	410	1140	1020	18	4.1	63	750	726	3.28	2.5	734	330
30	AD	410	1090	940	45	4.9	51	711	687	3.73	2.8	690	350
31	AE	430	1050	970	28	5.7	58	751	741	3.31	3.2	729	370
32	AF	390	1080	950	36	4.9	52	687	672	3.25	2.7	681	330
33	AG	440	1100	930	34	6.1	55	776	752	3.38	2.6	741	390
34	C	340	1080	940	22	6.3	55	698	683	2.83	2.7	687	300
35	E	390	1270	970	31	4.1	59	779	759	3.55	3.7	736	320
36	D	430	950	800	0	0.0	70	746	716	3.31	2.7	730	380
37	K	350	1100	940	3	1.6	69	791	774	3.33	2.5	768	350
38	A	420	1110	970	52	5.8	38	759	748	3.36	2.7	722	370
39	O	370	1080	950	37	4.1	53	665	646	3.36	3.5	660	330
40	Q	440	1090	940	27	3.6	58	762	746	3.26	0.3	733	440
41	G	430	1070	980	22	6.4	61	740	723	3.31	2.9	689	350
42	J	370	1060	970	20	4.7	63	750	727	3.36	2.9	721	560

[0217]

[0218] 얻어진 각 고강도 극후 강판에 대해서, 이하에 설명하는 방법으로, (1) 강도, (2) 인성, (3) 집합 조직, (4) 강조직, (5) 취성 균열 전파 정지 특성을 평가했다.

[0219] (1) 강도

[0220] 얻어진 고강도 극후 강판의 판두께 1/2 위치에서, 시험편의 길이축의 방향이 압연 방향과 수직이 되도록, Φ14의 JIS 14A호 시험편을 채취하여, JIS Z 2241(2011)의 규정에 준거하여 인장 시험을 행하여, 항복 강도(YS), 인장 강도(TS)를 측정했다.

[0221] 여기에서는, 항복 강도가 390㎫ 이상을 고강도라고 평가했다. 또한, 인장 강도가 570㎫ 이상을 고강도라고 평가했다.

[0222] (2) 인성

[0223] 인성의 평가는, 판두께 1/2 위치의 샤르피 파면 전이 온도에서 행했다.

[0224] 얻어진 고강도 극후 강판의 판두께 1/2 위치에서, 시험편의 길이축의 방향이 압연 방향과 평행이 되도록, JIS4호 충격 시험편을 채취하고, JIS Z 2242(2005)의 규정에 준거하여 샤르피 충격 시험을 행하여, －40℃～－160℃의 범위에 있어서의 샤르피 파면 전이 온도(vTrs)를 구했다. 또한, 1시험 온도에 대해 3번 시험하여, 3번의 취성 파면율의 평균값으로부터 계산했다.

[0225] 여기에서는, vTrs≤－100℃를 저온 인성이 우수하다고 평가했다.

[0226] (3) 집합 조직

[0227] 집합 조직의 평가는, 강판의 판두께 1/2 위치에 있어서의 (211)면의 X선 강도비를 측정하여 행했다.

[0228] 얻어진 고강도 극후 강판으로부터, 판두께 1/2 위치를 판두께 중심으로 하여 판두께 1㎜, 압연 방향과 평행한 방향으로 22㎜, 또한 압연 방향과 수직인 방향으로 25㎜로 하는 치수의 판 형상의 샘플을 채취하고, 당해 샘플의 표면에 평행한 면을 기계 연마 및 전해 연마함으로써, X선 회절용의 시험편을 준비했다. 이 시험편을 이용하고, Mo 선원을 이용한 X선 회절 장치를 사용하고, X선 회절 측정을 실시하여, (211)면의 X선 강도비를 구했다.

[0229] 또한, 강판의 판두께 1/4 위치에 있어서의 (110)면의 X선 강도비를 측정했다.

[0230] 얻어진 고강도 극후 강판으로부터, 판두께 1/4 위치를 판두께 중심으로 하여 판두께 1㎜, 압연 방향과 평행한 방향으로 22㎜, 또한 압연 방향과 수직인 방향으로 25㎜로 하는 치수의 판 형상의 샘플을 채취하고, 당해 샘플의 표면에 평행한 면을 기계 연마 및 전해 연마함으로써, X선 회절용의 시험편을 준비했다. 이 시험편을 이용하고, Mo 선원을 이용한 X선 회절 장치를 사용하고, X선 회절 측정을 실시하여, (110)면의 X선 강도비를 구했다.

[0231] (4) 강 조직

[0232] [강 조직]

[0233] 판두께 1/2 위치의 강 조직은, 다음과 같이 측정했다.

[0234] 압연 방향과 수직인 면이 관찰면이 되도록, 강판의 폭 중앙, 판두께 1/2 위치로부터 시료를 채취했다. 시료의 치수는 판두께 방향으로 20㎜, 압연 방향과 평행한 방향으로 10㎜, 또한 압연 방향과 수직인 방향으로 1㎜로 했다. 이 시료의 압연 방향에 수직인 면을 경면 연마한 후, 나이탈 부식에 의해 현출시킨 금속 조직의 광학 현미경 사진을 촬영했다. 촬영부는 판두께 1/2 위치에서 배율은 200배로 했다. 얻어진 사진으로부터 흰 덩어리 형상으로서 현출한 조직을 페라이트, 잔부를 베이나이트로 하여 화상 해석에 의해 면적 분율을 계산함으로써 베이나이트상 및 페라이트상의 면적 분율을 평가했다.

[0235] 또한, 판두께 1/4 위치의 강 조직은, 다음과 같이 측정했다.

[0236] 압연 방향과 수직인 면이 관찰면이 되도록, 강판의 폭 중앙, 판두께 1/4 위치로부터 시료를 채취했다. 시료의 치수는 판두께 방향으로 20㎜, 압연 방향과 평행한 방향으로 10㎜, 또한 압연 방향과 수직인 방향으로 1㎜로 했다. 이 시료의 압연 방향에 수직인 면을 경면 연마한 후, 나이탈 부식에 의해 출현시킨 금속 조직의 광학 현미경 사진을 촬영했다. 촬영부는 판두께 1/4 위치에서 배율은 200배로 했다. 얻어진 사진을 화상 해석함으로써 베이나이트상 및 페라이트상의 면적 분율을 평가했다.

[0237] [베이나이트의 결정립의 평균 입경]

[0238] 판두께 1/2 위치의 베이나이트의 결정립의 평균 입경은, 다음과 같이 측정했다.

[0239] 압연 방향과 수직인 면이 관찰면이 되도록, 강판의 폭 중앙, 판두께 1/2 위치로부터 시료를 채취했다. 시료의 치수는 판두께 방향으로 20㎜, 압연 방향과 평행한 방향으로 10㎜, 또한 압연 방향과 수직인 방향으로 1㎜로 했다. 이 시료의 압연 방향에 수직인 면을 경면 연마한 후, 판두께 1/2 위치를 하기의 조건으로 EBSP 해석을 행했다. 얻어진 결정 방위 맵에서, 인접하는 결정립과의 방위차가 15° 이상의 대각(大角) 입계로 둘러싸인 조직의 원 상당 직경을 구하고, 하기의 해석 영역에 있어서의 원 상당 직경의 평균값을 평균 유효 결정 입경으로 했다.

[0240] (EBSP 조건)

[0241] ·가속 전압: 20kV, 조사 전류: 50nA

[0242] ·빔 지름: 50nm

[0243] ·해석 영역: 판두께 중심의 1㎜×1㎜ 영역

[0244] ·스텝 사이즈: 0.4㎛

[0245] 또한, 판두께 1/4 위치의 베이나이트의 결정립의 평균 입경은, 다음과 같이 측정했다.

[0246] 압연 방향과 수직인 면이 관찰면이 되도록, 강판의 폭 중앙, 판두께 1/4 위치로부터 시료를 채취했다. 시료의 치수는 판두께 방향으로 20㎜, 압연 방향과 평행한 방향으로 10㎜, 또한 압연 방향과 수직인 방향으로 1㎜로 했다. 이 시료의 압연 방향에 수직인 면을 경면 연마한 후, 판두께 1/4 위치를 하기의 조건으로 EBSP 해석을 행했다. 얻어진 결정 방위 맵에서, 인접하는 결정립과의 방위차가 15° 이상의 대각 입계로 둘러싸인 조직의 원 상당 직경을 구하여, 하기의 해석 영역에 있어서의 원 상당 직경의 평균값을 평균 유효 결정 입경으로 했다.

[0247] (EBSP 조건)

[0248] ·가속 전압: 20kV, 조사 전류: 50nA

[0249] ·빔 지름: 50㎚

[0250] ·해석 영역: 판두께 중심의 1㎜×1㎜ 영역

[0251] ·스텝 사이즈: 0.4㎛

[0252] [최대 포로시티의 원 상당 지름]

[0253] 강판 내부의 결함의 검출에는, 비파괴로 검사할 수 있기 때문에 초음파 탐상이 이용되는 경우가 많지만, 본 실시예에서는 정확하게 결함부의 상태를 확인하기 위해 직접 관찰을 행하여, 포로시티의 개수 밀도를 측정했다. 우선, 압연재의 판두께 1/2 위치에 있어서 판폭 방향에 대하여 평행하게 관찰용의 샘플을 1~2 단면 채취하여, 경면 연마 마무리로 했다. 이어서, 제작한 샘플을 광학 현미경으로 관찰하여 사진을 촬영했다. 배율은 400배로 했다. 얻어진 사진을 화상 해석하고, 존재하는 포로시티 개개의 원 상당 지름을 구하여, 최대 포로시티의 원 상당 지름을 산출했다.

[0254] (5) 취성 균열 전파 정지 특성

[0255] 취성 균열 전파 정지 특성의 평가는, Kca값을 구하여 행했다.

[0256] 취성 균열 전파 정지 특성을 평가하기 위해, 온도 구배형 표준 ESSO 시험을 행하여, －10℃에 있어서의 Kca값(Kca(－10℃)의 값($N/mm^{3/2}$))을 구했다.

[0257] 시험체는, 얻어진 고강도 극후 강판으로부터 3개씩 채취했다. 시험체의 사이즈는, 전체 두께×L:500×W:500(㎜)로 했다. 3체 시험의 결과로부터, Kca값을 구했다.

[0258] 여기에서는, Kca(－10℃)의 값이 8400$N/mm^{3/2}$ 이상인 것을 취성 균열 전파 정지 특성이 우수하다고 평가했다.

[0259] 표 3에 이들 시험 결과를 나타냈다.

표 3

제조 No.	판두께 (mm)	판두께 1/2 위치에서의 B 분율 (면적%)	판두께 1/2 위치에서의 F 분율 (면적%)	판두께 1/2 위치에서의 평균 입경 (μm)	판두께 1/4 위치에서의 B 분율 (면적%)	판두께 1/4 위치에서의 F 분율 (면적%)	판두께 1/4 위치에서의 평균 입경 (μm)	최대 포로시티의 원 상당 지름 (μm)	YS (MPa)	TS (MPa)	vTrs (℃)	판두께 1/2 위치에서의 (211)면의 X선 강도비	판두께 1/4 위치에서의 (110)면의 X선 강도비	Kca (N/mm$^{3/2}$)	비 고
1	130	81	19	20	83	17	18	102	417	585	-113	2.03	1.02	12600	발명예
2	125	84	16	12	95	5	11	90	450	597	-135	2.32	1.01	14500	발명예
3	125	90	10	19	97	3	17	93	506	652	-105	1.70	0.97	9000	발명예
4	105	93	7	20	98	2	16	197	525	674	-101	1.98	0.92	8500	발명예
5	105	93	7	15	100	0	12	78	513	651	-124	2.04	1.19	16800	발명예
6	120	100	0	19	100	0	16	183	527	685	-105	1.94	1.04	9600	발명예
7	105	95	5	19	78	22	19	110	483	614	-110	2.01	0.82	8600	발명예
8	120	93	7	18	97	3	17	165	521	683	-104	1.84	1.19	8700	발명예
9	110	92	8	12	99	1	11	112	472	590	-107	2.21	0.97	8900	발명예
10	130	100	0	17	100	0	14	134	456	577	-119	2.17	1.13	16000	발명예
11	140	97	3	16	100	0	15	147	478	624	-114	2.15	0.97	13900	발명예
12	140	99	1	19	100	0	18	131	460	587	-112	2.06	1.20	12500	발명예
13	135	87	13	19	89	11	16	170	487	633	-102	2.10	0.95	9700	발명예
14	130	88	12	20	75	25	16	119	501	642	-104	1.93	0.80	8400	발명예
15	135	96	4	16	99	1	14	123	492	610	-126	2.24	1.00	17400	발명예
16	110	98	2	19	100	0	16	82	483	582	-114	2.18	1.02	14100	발명예
17	140	97	3	17	100	0	14	165	490	641	-116	2.06	1.12	13900	발명예
18	105	92	8	16	96	4	16	46	499	632	-73	2.11	1.01	3500	비교예
19	115	91	9	20	92	8	19	132	369	493	-102	1.78	1.19	8700	비교예
20	135	84	16	18	89	11	18	136	372	505	-100	1.88	1.06	8500	비교예
21	115	93	7	17	97	3	15	119	457	589	-68	1.95	1.09	2300	비교예
22	125	89	11	17	91	9	17	101	516	640	-92	2.07	1.04	7000	비교예
23	140	83	17	16	88	12	16	132	362	488	-105	1.75	1.20	8500	비교예
24	115	83	17	20	87	13	19	146	491	608	-84	2.16	1.02	5700	비교예
25	135	95	5	16	98	2	13	159	509	703	-90	2.04	1.04	6400	비교예
26	140	98	2	17	100	0	16	144	500	674	-78	1.79	1.08	3200	비교예
27	120	87	13	14	91	9	14	84	489	613	-91	2.10	0.96	7000	비교예
28	115	81	19	12	81	19	9	76	375	487	-102	1.78	1.06	7900	비교예
29	125	93	7	18	94	6	15	166	488	621	-87	2.16	1.10	6400	비교예
30	110	100	0	17	100	0	15	50	555	731	-68	1.82	0.91	4900	비교예
31	130	71	29	18	82	18	16	132	340	488	-110	1.28	0.75	7500	비교예
32	120	100	0	20	100	0	18	176	574	735	-73	1.89	1.08	2500	비교예
33	130	66	34	19	78	22	20	112	366	498	-103	1.37	0.85	6100	비교예
34	120	81	19	25	82	18	22	273	512	643	-75	1.78	1.11	2700	비교예
35	110	93	7	27	100	0	25	68	360	681	-65	1.84	1.01	1500	비교예
36	130	85	15	31	91	9	28	129	418	512	-82	1.88	1.09	4200	비교예
37	105	95	5	33	100	0	27	115	498	653	-85	2.26	0.95	6400	비교예
38	125	82	18	38	94	6	33	108	457	581	-70	1.49	0.93	1200	비교예
39	110	63	37	19	75	25	23	126	483	605	-105	1.53	0.85	7300	비교예
40	135	68	32	18	70	30	18	143	377	485	-102	1.52	0.71	6600	비교예
41	130	73	27	16	75	25	15	138	375	562	-107	1.45	0.80	7300	비교예
42	110	71	29	15	73	27	13	127	373	503	-103	1.55	0.73	6900	비교예

*1: B: 베이나이트상, F: 폴리아이트상

[0260]

[0261] 표 3에 나타난 결과로부터, 다음의 것을 알 수 있었다. 본 발명예(제조 No.1~17)의 경우, 성분 조성 및 제조 조건이 본 발명 범위 내이고, 또한 판두께 1/2 위치의 집합 조직이 (211)면의 X선 강도비:1.60 이상을 만족하고, 또한 전술의 판두께 1/2 위치의 강 조직도 얻을 수 있었다. 이에 따라, 판두께 1/2 위치에 있어서의 항복 강도가 390㎫ 이상, 판두께 1/2 위치에 있어서의 샤르피 파면 전이 온도가 −100℃ 이하, 또한 Kca(−10℃)의 값이 8400N/㎜$^{3/2}$ 이상인 특성을 얻을 수 있었다.

[0262] 한편, 비교예(제조 No.18~42)의 경우, 성분 조성 및 제조 조건의 어느 1개 이상에서 본 발명 범위 외로 되었기 때문에, 판두께 1/2 위치에 있어서의 집합 조직 및 강 조직을 얻을 수 없어, 판두께 1/2 위치에서의 목표 특성을 만족하지 않았다.