



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2020년12월03일
(11) 등록번호 10-2186320
(24) 등록일자 2020년11월27일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 38/04 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/02 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01) C22C 38/12 (2006.01)
C22C 38/14 (2006.01) C23C 2/06 (2006.01)

(52) CPC특허분류
C22C 38/04 (2013.01)
C21D 9/46 (2013.01)

(21) 출원번호 10-2019-7000254
(22) 출원일자(국제) 2017년08월04일
심사청구일자 2019년01월04일
(85) 번역문제출일자 2019년01월04일
(65) 공개번호 10-2019-0014077
(43) 공개일자 2019년02월11일
(86) 국제출원번호 PCT/JP2017/028477
(87) 국제공개번호 WO 2018/026014
국제공개일자 2018년02월08일

(30) 우선권주장
JP-P-2016-155100 2016년08월05일 일본(JP)

(56) 선행기술조사문헌
KR1020150121161 A*
KR1020130080049 A
KR1020150013891 A
KR100778264 B1
*는 심사관에 의하여 인용된 문헌

(73) 특허권자
닛폰세이테츠 가부시카이가이샤
일본 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쵸메 6방 1고

(72) 발명자
사노 고평이치
일본 1008071 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쵸메 6방 1고 신닛테츠스미킨 카부시카이가이샤 내
우노 마코토
일본 1008071 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쵸메 6방 1고 신닛테츠스미킨 카부시카이가이샤 내
(뒷면에 계속)

(74) 대리인
양영준, 최인호, 성재동

전체 청구항 수 : 총 8 항

심사관 : 윤여분

(54) 발명의 명칭 **강판 및 도금 강판**

(57) 요약

강판은, 특정한 화학 조성을 갖고, 면적률로, 페라이트: 30 내지 95%, 또한 베이나이트: 5 내지 70%로 표시되는 조직을 갖는다. 방위차가 15° 이상인 입계에 의해 둘러싸이고, 또한 원 상당 직경이 0.3 μ m 이상인 영역을 결정립이라 정의한 경우에, 입자 내 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 전체 결정립에 차지하는 비율이 면적률로 20 내지 100%이다. 상기 결정립 상당 타원의 평균 애스펙트비가 5 이하이다. 페라이트 입계 상에 있어서의 입경이 20nm 이상인 Ti계 탄화물 및 Nb계 탄화물의 합계의 평균 분포 밀도가 10개/ μ m 이하이다.

(52) CPC특허분류

C22C 38/005 (2013.01)
C22C 38/02 (2013.01)
C22C 38/06 (2013.01)
C22C 38/12 (2013.01)
C22C 38/14 (2013.01)
C23C 2/06 (2013.01)
C21D 2211/002 (2013.01)
C21D 2211/005 (2013.01)

(72) 발명자

니시야마 료이치

일본 1008071 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쵸메
6방 1고 신타테즈스미킨 카부시키카이사 내

야마구치 유지

일본 1008071 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쵸메
6방 1고 신타테즈스미킨 카부시키카이사 내

스기우라 나츠코

일본 1008071 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쵸메
6방 1고 신타테즈스미킨 카부시키카이사 내

나카타 마사히로

일본 1008071 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쵸메
6방 1고 신타테즈스미킨 카부시키카이사 내

명세서

청구범위

청구항 1

질량%로,

C: 0.008 내지 0.150%,

Si: 0.01 내지 1.70%,

Mn: 0.60 내지 2.50%,

Al: 0.010 내지 0.60%,

Ti: 0 내지 0.200%,

Nb: 0 내지 0.200%,

Ti+Nb: 0.015 내지 0.200%,

Cr: 0 내지 1.0%,

B: 0 내지 0.10%,

Mo: 0 내지 1.0%,

Cu: 0 내지 2.0%,

Ni: 0 내지 2.0%,

Mg: 0 내지 0.05%,

REM: 0 내지 0.05%,

Ca: 0 내지 0.05%,

Zr: 0 내지 0.05%,

P: 0.05% 이하,

S: 0.0200% 이하,

N: 0.0060% 이하이고, 또한

잔부: Fe 및 불순물

로 표시되는 화학 조성을 갖고,

면적률로,

페라이트: 30 내지 95%,

베이나이트: 5 내지 70%, 또한

잔부: 10% 이하,

로 표시되는 조직을 갖고,

방위차가 15° 이상인 입계에 의해 둘러싸이고, 또한 원 상당 직경이 0.3 μ m 이상인 영역을 결정립이라 정의한 경우에, 입자 내 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 전체 결정립에 차지하는 비율이 면적률로 20 내지 100%이고,

상기 결정립 상당 타원의 평균 애스펙트비가 5 이하이고,

페라이트 입계 상에 있어서의 입경이 20nm 이상인 Ti계 탄화물 및 Nb계 탄화물의 합계의 평균 분포 밀도가 10개/ μ m 이하인 것을 특징으로 하는 강판.

청구항 2

제1항에 있어서, 인장 강도가 480MPa 이상이고,
 상기 인장 강도와 안장형 신장 플랜지 시험에 있어서의 한계 성형 높이의 곱이 19500mm·MPa 이상이고,
 펀칭 파단면의 취성 파면율이 20% 미만인 것을 특징으로 하는 강판.

청구항 3

제1항 또는 제2항에 있어서, 상기 화학 성분이 질량%로,
 Cr: 0.05 내지 1.0%, 및
 B: 0.0005 내지 0.10%
 로 이루어지는 균으로부터 선택되는 1종 이상을 포함하는 것을 특징으로 하는 강판.

청구항 4

제1항 또는 제2항에 있어서, 상기 화학 성분이 질량%로,
 Mo: 0.01 내지 1.0%,
 Cu: 0.01 내지 2.0%, 및
 Ni: 0.01% 내지 2.0%
 로 이루어지는 균으로부터 선택되는 1종 이상을 포함하는 것을 특징으로 하는 강판.

청구항 5

제1항 또는 제2항에 있어서, 상기 화학 성분이 질량%로,
 Ca: 0.0001 내지 0.05%,
 Mg: 0.0001 내지 0.05%,
 Zr: 0.0001 내지 0.05%, 및
 REM: 0.0001 내지 0.05%
 로 이루어지는 균으로부터 선택되는 1종 이상을 포함하는 것을 특징으로 하는 강판.

청구항 6

제1항 또는 제2항에 기재된 강판의 표면에, 도금층이 형성되어 있는 것을 특징으로 하는 도금 강판.

청구항 7

제6항에 있어서, 상기 도금층이 용융 아연 도금층인 것을 특징으로 하는 도금 강판.

청구항 8

제6항에 있어서, 상기 도금층이 합금화 용융 아연 도금층인 것을 특징으로 하는 도금 강판.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은, 강판 및 도금 강판에 관한 것이다.

배경 기술

[0002] 최근 몇년간, 자동차의 연비 향상을 목적으로 한 각종 부재의 경량화가 요구되고 있다. 이 요구에 대하여, 각종 부재에 사용하는 강판의 고강도화에 의한 박육화나, Al 합금 등의 경금속의 각종 부재에 대한 적용이 진행되

고 있다. Al 합금 등의 경금속은, 강 등의 중금속과 비교하여 비강도가 높다. 그러나, 경금속은, 중금속과 비교하여 현저하게 고가이다. 그 때문에, Al 합금 등의 경금속의 적용은 특수한 용도로 한정되어 있다. 따라서, 각종 부재의 경량화를 보다 저렴하면서도 넓은 범위에 적용하기 위해, 강관의 고강도화에 의한 박육화가 요구되고 있다.

[0003] 자동차의 각종 부재에 사용하는 강관에서는, 부재의 용도에 따라 강도 뿐만 아니라, 연성, 신장 플랜지 가공성, 버링 가공성, 피로 내구성, 내충격성 및 내식성 등의 재료 특성이 요구된다. 그러나, 강관을 고강도화하면, 일반적으로 성형성(가공성) 등의 재료 특성이 열화된다. 그 때문에, 고강도 강관의 개발에 있어서는, 이들 재료 특성과 강도를 양립시키는 것이 중요하다.

[0004] 구체적으로는, 강관을 사용하여 복잡한 형상의 부품을 제조하는 경우, 예를 들어 이하에 나타내는 가공을 행한다. 강관에 전단이나 편칭 가공을 실시하고, 블랭킹이나 천공을 행한 후, 신장 플랜지 가공이나 버링 가공을 주체로 한 프레스 성형이나, 스트레치 성형을 행한다. 이러한 가공이 실시되는 강관에는, 양호한 신장 플랜지 성과 연성이 요구된다.

[0005] 특허문헌 1에는, 강 조직이 면적률로 95% 이상인 페라이트상을 갖고, 강 중에 석출된 Ti 탄화물의 평균 입자 직경이 10nm 이하인 연성, 신장 플랜지성, 재질 균일성이 우수한 고강도 열연 강관이 기재되어 있다. 그러나, 연질의 페라이트상을 95% 이상 갖는 특허문헌 1에 개시된 강관에 있어서, 480MPa 이상의 강도를 확보한 경우, 충분한 연성이 얻어지지 않는다.

[0006] 특허문헌 2에는, Ce 산화물, La 산화물, Ti 산화물, Al₂O₃의 개재물을 포함하는 신장 플랜지성과 피로 특성이 우수한 고강도 열연 강관이 개시되어 있다. 또한, 특허문헌 2에는, 강관 중의 베이네틱·페라이트상의 면적률이 80 내지 100%인 고강도 열연 강관이 기재되어 있다. 특허문헌 3에는, 페라이트상과 베이나이트상의 합계의 면적률, 페라이트상과 제2상의 비커스 경도차의 절댓값을 규정한, 강도의 변동이 작고, 또한 연성과 구멍 확장성이 우수한 고강도 열연 강관이 개시되어 있다.

[0007] 특허문헌 4 내지 7에는, Ti, Nb나 V 등의 탄화물 형성 원소를 첨가한 강관에 있어서, 편칭 가공부의 깨짐이나 피로 특성을 향상시키는 기술이 제안되어 있다. 특허문헌 8 내지 10에는, Ti, Nb나 V 등의 탄화물 형성 원소를 첨가한 강관에 있어서, B를 활용함으로써, 편칭 가공부의 깨짐이나 피로 특성을 향상시키는 기술이 제안되어 있다. 특허문헌 11에는, 페라이트와 베이나이트를 주된 조직으로 하고, 페라이트 중의 석출물의 입경과 분율, 및 베이나이트의 형태를 제어한, 신장 특성, 신장 플랜지 특성, 피로 특성이 우수한 고강도 열연 강관이 기재되어 있다. 특허문헌 12에는, Ti, Nb, V 등의 탄화물 형성 원소를 첨가한 강관에 있어서, 연속 주조 공정에서의 표면 결함이나 생산성을 향상시키는 기술이 제안되어 있다.

[0008] 종래의 고강도 강관은 냉간 프레스 성형하면, 성형 중에 신장 플랜지 성형이 되는 부위의 에지로부터 균열이 발생하는 경우가 있다. 이것은, 블랭크 가공시에, 편칭 단부면에 도입되는 변형에 의해, 에지부만 가공 경화가 진행되어버림에 의한 것으로 생각된다.

[0009] 강관의 신장 플랜지성의 시험 평가 방법으로서, 구멍 확장 시험이 사용되고 있다. 그러나, 구멍 확장 시험에서는, 둘레 방향의 변형 분포가 거의 존재하지 않는 상태에서 시험편이 파단에 이른다. 이에 비해, 실제로 강관을 부품 형상으로 가공하는 경우, 변형 분포가 존재한다. 변형 분포는, 부품의 파단 한계에 영향을 준다. 이에 의해, 구멍 확장 시험에서 충분한 신장 플랜지성을 나타내는 고강도 강관이어도, 냉간 프레스를 행함으로써, 균열이 발생하는 경우가 있다고 추정된다.

[0010] 특허문헌 1 내지 3에는, 조직을 규정함으로써 재료 특성을 향상시키는 기술이 개시되어 있다. 그러나, 특허문헌 1 내지 3에 기재된 강관이, 변형 분포를 고려한 경우에도 충분한 신장 플랜지성을 확보할 수 있는지 여부는 불분명하다. 또한, 종래의 고강도 강관은 우수한 신장 플랜지성을 갖고, 모재 및 편칭 가공부의 피로 특성이 양호한 것은 아니다.

선행기술문헌

특허문헌

- [0011] (특허문헌 0001) 국제 공개 제2013/161090호
- (특허문헌 0002) 일본 특허 공개 제2005-256115호 공보

- (특허문헌 0003) 일본 특허 공개 제2011-140671호 공보
- (특허문헌 0004) 일본 특허 공개 제2002-161340호 공보
- (특허문헌 0005) 일본 특허 공개 제2002-317246호 공보
- (특허문헌 0006) 일본 특허 공개 제2003-342684호 공보
- (특허문헌 0007) 일본 특허 공개 제2004-250749호 공보
- (특허문헌 0008) 일본 특허 공개 제2004-315857호 공보
- (특허문헌 0009) 일본 특허 공개 제2005-298924호 공보
- (특허문헌 0010) 일본 특허 공개 제2008-266726호 공보
- (특허문헌 0011) 일본 특허 공개 제2007-9322호 공보
- (특허문헌 0012) 일본 특허 공개 제2007-138238호 공보

발명의 내용

해결하려는 과제

[0012] 본 발명은, 고강도이며, 우수한 신장 플랜지성을 갖고, 모재 및 편칭 가공부의 피로 특성이 양호한 강판 및 도금 강판을 제공하는 것을 목적으로 한다.

과제의 해결 수단

[0013] 종래의 지견에 의하면, 고강도 강판에 있어서의 신장 플랜지성(구멍 확장성)의 개선은, 특허문헌 1 내지 3에 나타난 바와 같이 개재물 제어, 조직 균질화, 단일 조직화 및/또는 조직간의 경도차의 저감 등에 의해 행해지고 있다. 바꾸어 말하면, 종래, 광학 현미경에 의해 관찰되는 조직을 제어함으로써, 신장 플랜지성의 개선이 도모되고 있다.

[0014] 그러나, 광학 현미경으로 관찰되는 조직만을 제어해도, 변형 분포가 존재하는 경우의 신장 플랜지성을 향상시키는 것은 곤란하다. 그래서, 본 발명자들은, 각 결정립의 입자 내의 방위차에 주목하여, 예의 검토를 진행시켰다. 그 결과, 결정립 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 전체 결정립에 차지하는 비율을 20 내지 100%로 제어함으로써, 신장 플랜지성을 크게 향상시킬 수 있다는 것을 알아내었다.

[0015] 또한, 본 발명자들은, 결정립의 평균 에스펙트비와, 페라이트 입계 상에 있어서의 입경이 20nm 이상인 Ti계 탄화물 및 Nb계 탄화물의 합계의 밀도를 특정 범위로 함으로써, 모재 및 편칭 가공부에 있어서 양호한 피로 특성이 얻어지고, 편칭 단부면에 있어서의 요철을 동반하는 손상을 방지할 수 있다는 것을 알아내었다.

[0016] 본 발명은, 상술한 결정립 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 전체 결정립에 차지하는 비율에 관한 새로운 지견과, 결정립의 평균 에스펙트비 및 페라이트 입계 상에 있어서의 입경이 20nm 이상인 Ti계 탄화물 및 Nb계 탄화물의 합계의 밀도에 관한 새로운 지견에 기초하여, 본 발명자들이 예의 검토를 거듭하여, 완성에 이른 것이다.

[0017] 본 발명의 요지는 이하와 같다.

[0018] (1)

[0019] 질량%로,

[0020] C: 0.008 내지 0.150%,

[0021] Si: 0.01 내지 1.70%,

[0022] Mn: 0.60 내지 2.50%,

[0023] Al: 0.010 내지 0.60%,

- [0024] Ti: 0 내지 0.200%,
- [0025] Nb: 0 내지 0.200%,
- [0026] Ti+Nb: 0.015 내지 0.200%,
- [0027] Cr: 0 내지 1.0%,
- [0028] B: 0 내지 0.10%,
- [0029] Mo: 0 내지 1.0%,
- [0030] Cu: 0 내지 2.0%,
- [0031] Ni: 0 내지 2.0%,
- [0032] Mg: 0 내지 0.05%,
- [0033] REM: 0 내지 0.05%,
- [0034] Ca: 0 내지 0.05%,
- [0035] Zr: 0 내지 0.05%,
- [0036] P: 0.05% 이하,
- [0037] S: 0.0200% 이하,
- [0038] N: 0.0060% 이하이고, 또한
- [0039] 잔부: Fe 및 불순물
- [0040] 로 표시되는 화학 조성을 갖고,
- [0041] 면적률로,
- [0042] 페라이트: 30 내지 95%, 또한
- [0043] 베이나이트: 5 내지 70%
- [0044] 로 표시되는 조직을 갖고,
- [0045] 방위차가 15° 이상인 입계에 의해 둘러싸이고, 또한 원 상당 직경이 0.3 μ m 이상인 영역을 결정립이라 정의한 경우에, 입자 내 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 전체 결정립에 차지하는 비율이 면적률로 20 내지 100%이고,
- [0046] 상기 결정립 상당 타원의 평균 에스펙트비가 5 이하이고,
- [0047] 페라이트 입계 상에 있어서의 입경이 20nm 이상인 Ti계 탄화물 및 Nb계 탄화물의 합계의 평균 분포 밀도가 10개 / μ m 이하인 것을 특징으로 하는 강판.
- [0048] (2)
- [0049] 인장 강도가 480MPa 이상이고,
- [0050] 상기 인장 강도와 안장형 신장 플랜지 시험에 있어서의 한계 성형 높이의 곱이 19500mm·MPa 이상이고,
- [0051] 편칭 파단면의 취성 파면율이 20% 미만인 것을 특징으로 하는 (1)에 기재된 강판.
- [0052] (3)
- [0053] 상기 화학 성분이 질량%로,
- [0054] Cr: 0.05 내지 1.0%, 및
- [0055] B: 0.0005 내지 0.10%
- [0056] 로 이루어지는 균으로부터 선택되는 1종 이상을 포함하는 것을 특징으로 하는 (1) 또는 (2)에 기재된 강판.

- [0057] (4)
- [0058] 상기 화학 성분이 질량%로,
- [0059] Mo: 0.01 내지 1.0%,
- [0060] Cu: 0.01 내지 2.0%, 및
- [0061] Ni: 0.01% 내지 2.0%
- [0062] 로 이루어지는 군으로부터 선택되는 1종 이상을 포함하는 것을 특징으로 하는 (1) 내지 (3) 중 어느 것에 기재된 강판.
- [0063] (5)
- [0064] 상기 화학 성분이 질량%로,
- [0065] Ca: 0.0001 내지 0.05%,
- [0066] Mg: 0.0001 내지 0.05%,
- [0067] Zr: 0.0001 내지 0.05%, 및
- [0068] REM: 0.0001 내지 0.05%
- [0069] 로 이루어지는 군으로부터 선택되는 1종 이상을 포함하는 것을 특징으로 하는 (1) 내지 (4) 중 어느 것에 기재된 강판.
- [0070] (6)
- [0071] (1) 내지 (5) 중 어느 것에 기재된 강판의 표면에, 도금층이 형성되어 있는 것을 특징으로 하는 도금 강판.
- [0072] (7)
- [0073] 상기 도금층이 용융 아연 도금층인 것을 특징으로 하는 (6)에 기재된 도금 강판.
- [0074] (8)
- [0075] 상기 도금층이 합금화 용융 아연 도금층인 것을 특징으로 하는 (6)에 기재된 도금 강판.

발명의 효과

- [0076] 본 발명에 따르면, 고강도이며, 우수한 신장 플랜지성을 갖고, 모재 및 펀칭 가공부의 피로 특성이 양호한 강판을 제공할 수 있다. 본 발명의 강판은, 고강도이면서 엄격한 신장 플랜지성과, 모재 및 펀칭 가공부의 피로 특성이 요구되는 부재에 적용할 수 있으며, 클리어런스가 엄격하고, 마모된 전단기나 펀치를 사용하는 엄격한 가공 조건으로 펀칭 가공을 행한 경우에도, 펀칭 단부면에 있어서의 요철을 동반하는 손상을 방지할 수 있다.

도면의 간단한 설명

- [0077] 도 1a는, 안장형 신장 플랜지 시험법에서 사용되는 안장형 성형품을 도시하는 사시도이다.
 도 1b는, 안장형 신장 플랜지 시험법에서 사용되는 안장형 성형품을 도시하는 평면도이다.
 도 2는, 결정립의 평균 애스펙트비를 산출하는 방법을 도시하는 도면이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

- [0078] 이하, 본 발명의 실시 형태에 대하여 설명한다.
- [0079] 「화학 조성」
- [0080] 우선, 본 발명의 실시 형태에 관한 강판의 화학 조성에 대하여 설명한다. 이하의 설명에 있어서, 강판에 포함되는 각 원소의 함유량의 단위인 「%」는, 특별히 언급이 없는 한 「질량%」를 의미한다. 본 실시 형태에 관한 강판은, C: 0.008 내지 0.150%, Si: 0.01 내지 1.70%, Mn: 0.60 내지 2.50%, Al: 0.010 내지 0.60%, Ti: 0 내지 0.200%, Nb: 0 내지 0.200%, Ti+Nb: 0.015 내지 0.200%, Cr: 0 내지 1.0%, B: 0 내지 0.10%, Mo: 0 내지 1.0%, Cu: 0 내지 2.0%, Ni: 0 내지 2.0%, Mg: 0 내지 0.05%, 희토류 금속(rare earth metal:

REM): 0 내지 0.05%, Ca: 0 내지 0.05%, Zr: 0 내지 0.05%, P: 0.05% 이하, S: 0.0200% 이하, N: 0.0060% 이하, 또한 잔부: Fe 및 불순물로 표시되는 화학 조성을 갖는다. 불순물로서는, 광석이나 스크랩 등의 원재료에 포함되는 것, 제조 공정에 있어서 포함되는 것이 예시된다.

[0081] 「C: 0.008 내지 0.150%」

[0082] C는, Nb, Ti 등과 결합하여 강판 중에서 석출물을 형성하고, 석출 강화에 의해 강의 강도 향상에 기여한다. C 함유량이 0.008% 미만이면, 이 효과가 충분히 얻어지지 않는다. 이 때문에, C 함유량은 0.008% 이상으로 한다. C 함유량은, 바람직하게는 0.010% 이상으로 하고, 보다 바람직하게는 0.018% 이상으로 한다. 한편, C 함유량이 0.150% 초과이면, 베이나이트 중의 방위 분산이 커지기 쉬워, 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율이 부족하다. 또한, C 함유량이 0.150% 초과이면, 신장 플랜지성에 있어서 유해한 시멘타이트가 증가하여, 신장 플랜지성이 열화된다. 이 때문에, C 함유량은 0.150% 이하로 한다. C 함유량은, 바람직하게는 0.100% 이하로 하고, 보다 바람직하게는 0.090% 이하로 한다.

[0083] 「Si: 0.01 내지 1.70%」

[0084] Si는, 용강의 탈산제로서 기능한다. Si 함유량이 0.01% 미만이면, 이 효과가 충분히 얻어지지 않는다. 이 때문에, Si 함유량은 0.01% 이상으로 한다. Si 함유량은, 바람직하게는 0.02% 이상으로 하고, 보다 바람직하게는 0.03% 이상으로 한다. 한편, Si 함유량이 1.70% 초과이면, 신장 플랜지성이 열화되거나, 표면 흠집이 발생하거나 한다. 또한, Si 함유량이 1.70% 초과이면, 변태점이 지나치게 높아져, 압연 온도를 높게 할 필요가 발생한다. 이 경우, 열간 압연 중의 재결정이 현저하게 촉진되어, 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율이 부족하다. 또한, Si 함유량이 1.70% 초과이면, 강판의 표면에 도금층이 형성되어 있는 경우에 표면 흠집이 발생하기 쉽다. 이 때문에, Si 함유량은 1.70% 이하로 한다. Si 함유량은, 바람직하게는 1.60% 이하로 하고, 보다 바람직하게는 1.50% 이하로 하고, 더욱 바람직하게는 1.40% 이하로 한다.

[0085] 「Mn: 0.60 내지 2.50%」

[0086] Mn은 고용 강화에 의해, 또는 강의 퀴칭성을 향상시킴으로써, 강의 강도 향상에 기여한다. Mn 함유량이 0.60% 미만이면, 이 효과가 충분히 얻어지지 않는다. 이 때문에, Mn 함유량은 0.60% 이상으로 한다. Mn 함유량은, 바람직하게는 0.70% 이상으로 하고, 보다 바람직하게는 0.80% 이상으로 한다. 한편, Mn 함유량이 2.50% 초과이면, 퀴칭성이 과잉이 되고, 베이나이트 중의 방위 분산의 정도가 커진다. 그 결과, 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율이 부족하여, 신장 플랜지성이 열화된다. 이 때문에, Mn 함유량은 2.50% 이하로 한다. Mn 함유량은, 바람직하게는 2.30% 이하로 하고, 보다 바람직하게는 2.10% 이하로 한다.

[0087] 「Al: 0.010 내지 0.60%」

[0088] Al은, 용강의 탈산제로서 유효하다. Al 함유량이 0.010% 미만이면, 이 효과가 충분히 얻어지지 않는다. 이 때문에, Al 함유량은 0.010% 이상으로 한다. Al 함유량은, 바람직하게는 0.020% 이상으로 하고, 보다 바람직하게는 0.030% 이상으로 한다. 한편, Al 함유량이 0.60% 초과이면, 용접성이나 인성 등이 열화된다. 이 때문에, Al 함유량은 0.60% 이하로 한다. Al 함유량은, 바람직하게는 0.50% 이하로 하고, 보다 바람직하게는 0.40% 이하로 한다.

[0089] 「Ti: 0 내지 0.200%, Nb: 0 내지 0.200%, Ti+Nb: 0.015 내지 0.200%」

[0090] Ti 및 Nb는, 탄화물(TiC, NbC)로서 강 중에 미세하게 석출되어, 석출 강화에 의해 강의 강도를 향상시킨다. 또한, Ti 및 Nb는, 탄화물을 형성함으로써 C를 고정하고, 신장 플랜지성에 있어서 유해한 시멘타이트의 생성을 억제한다. 또한, Ti 및 Nb는, 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율을 현저하게 향상시키고, 강의 강도를 향상시키면서, 신장 플랜지성을 향상시킬 수 있다. Ti 및 Nb의 합계 함유량이 0.015% 미만이면, 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율이 부족하여, 신장 플랜지성이 열화된다. 이 때문에, Ti 및 Nb의 합계 함유량은 0.015% 이상으로 한다. Ti 및 Nb의 합계 함유량은, 바람직하게는 0.018% 이상으로 한다. 또한, Ti 함유량은, 바람직하게는 0.015% 이상으로 하고, 보다 바람직하게는 0.020% 이상으로 하고, 더욱 바람직하게는 0.025% 이상으로 한다. 또한, Nb 함유량은, 바람직하게는 0.015% 이상으로 하고, 보다 바람직하게는 0.020% 이상으로 하고, 더욱 바람직하게는 0.025% 이상으로 한다. 한편, Ti 및 Nb의 합계 함유량이 0.200% 초과이면, 연성 및 가공성이 열화되어, 압연 중에 깨지는 빈도가 높아진다. 이 때문에, Ti 및 Nb의 합계 함유량은 0.200% 이하로 한다. Ti 및 Nb의 합계 함유량은, 바람직하게는 0.150% 이하로 한다. 또한, Ti 함유량이 0.200% 초과이면, 연성이 열화된다. 이 때문에, Ti 함유량은 0.200% 이하로 한다. Ti 함유량은, 바람직하게는 0.180% 이하로 하고, 보다 바람직하게는 0.160% 이하로 한다. 또한, Nb 함유량이 0.200% 초과이면,

연성이 열화된다. 그 때문에, Nb 함유량은 0.200% 이하로 한다. Nb 함유량은, 바람직하게는 0.180% 이하로 하고, 보다 바람직하게는 0.160% 이하로 한다.

[0091] 「P: 0.05% 이하」

[0092] P는 불순물이다. P는, 인성, 연성, 용접성 등을 열화시키기 때문에, P 함유량은 낮을수록 바람직하다. P 함유량이 0.05% 초과이면, 신장 플랜지성의 열화가 현저하다. 이 때문에, P 함유량은 0.05% 이하로 한다. P 함유량은, 바람직하게는 0.03% 이하로 하고, 보다 바람직하게는 0.02% 이하로 한다. P 함유량의 하한은 특별히 규정하지 않지만, 과잉의 저감은 제조 비용의 관점에서 바람직하지 않다. 이 때문에, P 함유량은 0.005% 이상으로 해도 된다.

[0093] 「S: 0.0200% 이하」

[0094] S는 불순물이다. S는, 열간 압연시의 깨짐을 일으킬 뿐만 아니라, 신장 플랜지성을 열화시키는 A계 개재물을 형성한다. 따라서, S 함유량은 낮을수록 바람직하다. S 함유량이 0.0200% 초과이면, 신장 플랜지성의 열화가 현저하다. 이 때문에, S 함유량은 0.0200% 이하로 한다. S 함유량은, 바람직하게는 0.0150% 이하로 하고, 보다 바람직하게는 0.0060% 이하로 한다. S 함유량의 하한은 특별히 규정하지 않지만, 과잉의 저감은 제조 비용의 관점에서 바람직하지 않다. 이 때문에, S 함유량은 0.0010% 이상으로 해도 된다.

[0095] 「N: 0.0060% 이하」

[0096] N은 불순물이다. N은, C보다도 우선적으로 Ti 및 Nb와 석출물을 형성하여, C의 고정에 유효한 Ti 및 Nb를 감소시킨다. 따라서, N 함유량은 낮은 편이 바람직하다. N 함유량이 0.0060% 초과이면, 신장 플랜지성의 열화가 현저하다. 이 때문에, N 함유량은 0.0060% 이하로 한다. N 함유량은, 바람직하게는 0.0050% 이하로 한다. N 함유량의 하한은 특별히 규정하지 않지만, 과잉의 저감은 제조 비용의 관점에서 바람직하지 않다. 이 때문에, N 함유량은 0.0010% 이상으로 해도 된다.

[0097] Cr, B, Mo, Cu, Ni, Mg, REM, Ca 및 Zr은 필수 원소는 아니며, 강관에 소정량을 한도로 적절히 함유되어 있어도 되는 임의 원소이다.

[0098] 「Cr: 0 내지 1.0%」

[0099] Cr은, 강의 강도 향상에 기여한다. Cr이 포함되어 있지 않아도 소기의 목적은 달성되지만, 이 효과를 충분히 얻기 위해, Cr 함유량은 바람직하게는 0.05% 이상으로 한다. 한편, Cr 함유량이 1.0% 초과이면, 상기 효과가 포화되어 경제성이 저하된다. 이 때문에, Cr 함유량은 1.0% 이하로 한다.

[0100] 「B: 0 내지 0.10%」

[0101] B는, 퀴칭성을 높이고, 경질상인 저온 변태 생성상의 조직 분율을 증가시킨다. B가 포함되어 있지 않아도 소기의 목적은 달성되지만, 이 효과를 충분히 얻기 위해, B 함유량은 바람직하게는 0.0005% 이상으로 한다. 한편, B 함유량이 0.10% 초과이면, 상기 효과가 포화되어 경제성이 저하된다. 이 때문에, B 함유량은 0.10% 이하로 한다.

[0102] 「Mo: 0 내지 1.0%」

[0103] Mo는, 퀴칭성을 향상시키고 함께 탄화물을 형성하여 강도를 높이는 효과를 갖는다. Mo가 포함되어 있지 않아도 소기의 목적은 달성되지만, 이 효과를 충분히 얻기 위해, Mo 함유량은 바람직하게는 0.01% 이상으로 한다. 한편, Mo 함유량이 1.0% 초과이면, 연성이나 용접성이 저하되는 경우가 있다. 이 때문에, Mo 함유량은 1.0% 이하로 한다.

[0104] 「Cu: 0 내지 2.0%」

[0105] Cu는, 강관의 강도를 높임과 함께, 내식성이나 스케일의 박리성을 향상시킨다. Cu가 포함되어 있지 않아도 소기의 목적은 달성되지만, 이 효과를 충분히 얻기 위해, Cu 함유량은 바람직하게는 0.01% 이상으로 하고, 보다 바람직하게는 0.04% 이상으로 한다. 한편, Cu 함유량이 2.0% 초과이면, 표면 흠집이 발생하는 경우가 있다. 이 때문에, Cu 함유량은 2.0% 이하로 하고, 바람직하게는 1.0% 이하로 한다.

[0106] 「Ni: 0 내지 2.0%」

[0107] Ni는, 강관의 강도를 높임과 함께, 인성을 향상시킨다. Ni가 포함되어 있지 않아도 소기의 목적은 달성되지만, 이 효과를 충분히 얻기 위해, Ni 함유량은 바람직하게는 0.01% 이상으로 한다. 한편, Ni 함유량이 2.0% 초과

이면, 연성이 저하된다. 이 때문에, Ni 함유량은 2.0% 이하로 한다.

- [0108] 「Mg: 0 내지 0.05%, REM: 0 내지 0.05%, Ca: 0 내지 0.05%, Zr: 0 내지 0.05%」
- [0109] Ca, Mg, Zr 및 REM은, 모두 황화물이나 산화물의 형상을 제어하여 인성을 향상시킨다. Ca, Mg, Zr 및 REM이 포함되어 있지 않아도 소기의 목적은 달성되지만, 이 효과를 충분히 얻기 위해, Ca, Mg, Zr 및 REM으로 이루어지는 균으로부터 선택되는 1종 이상의 함유량은 바람직하게는 0.0001% 이상으로 하고, 보다 바람직하게는 0.0005% 이상으로 한다. 한편, Ca, Mg, Zr 또는 REM 중 어느 것의 함유량이 0.05% 초과이면, 신장 플랜지성이 열화된다. 이 때문에, Ca, Mg, Zr 및 REM의 함유량은, 모두 0.05% 이하로 한다.
- [0110] 「금속 조직」
- [0111] 이어서, 본 발명의 실시 형태에 관한 강관의 조직(금속 조직)에 대하여 설명한다. 이하의 설명에 있어서, 각 조직의 비율(면적률)의 단위인 「%」는, 특별히 언급이 없는 한 「면적%」를 의미한다. 본 실시 형태에 관한 강관은, 페라이트: 30 내지 95%, 또한 베이나이트: 5 내지 70%로 표시되는 조직을 갖는다.
- [0112] 「페라이트: 30 내지 95%」
- [0113] 페라이트의 면적률이 30% 미만이면 충분한 피로 특성이 얻어지지 않는다. 이 때문에, 페라이트의 면적률은 30% 이상으로 하고, 바람직하게는 40% 이상으로 하고, 보다 바람직하게는 50% 이상으로 하고, 더욱 바람직하게는 60% 이상으로 한다. 한편, 페라이트의 면적률이 95% 초과이면, 신장 플랜지성이 열화되거나, 충분한 강도를 얻는 것이 곤란해지거나 한다. 이 때문에, 페라이트의 면적률은 95% 이하로 한다.
- [0114] 「베이나이트: 5 내지 70%」
- [0115] 베이나이트의 면적률이 5% 미만이면, 신장 플랜지성이 열화된다. 이 때문에, 베이나이트의 면적률은 5% 이상으로 한다. 한편, 베이나이트의 면적률이 70% 초과이면, 연성이 열화된다. 이 때문에, 베이나이트의 면적률은 70% 이하로 하고, 바람직하게는 60% 이하로 하고, 보다 바람직하게는 50% 이하로 하고, 더욱 바람직하게는 40% 이하로 한다.
- [0116] 강관의 조직에, 펄라이트 혹은 마르텐사이트 또는 이들 양쪽이 포함되어도 된다. 펄라이트는 베이나이트와 마찬가지로, 피로 특성 및 신장 플랜지성이 양호하다. 펄라이트와 베이나이트를 비교하면, 베이나이트 쪽이 편칭 가공부의 피로 특성이 양호하다. 펄라이트의 면적률은, 바람직하게는 0 내지 15%로 한다. 펄라이트의 면적률이 이 범위이면, 편칭 가공부의 피로 특성이 보다 양호한 강관이 얻어진다. 마르텐사이트는, 신장 플랜지성에 악영향을 미친다는 점에서, 마르텐사이트의 면적률은 바람직하게는 10% 이하로 한다. 페라이트, 베이나이트, 펄라이트 및 마르텐사이트 이외의 조직의 면적률은, 바람직하게는 10% 이하로 하고, 보다 바람직하게는 5% 이하로 하고, 더욱 바람직하게는 3% 이하로 한다.
- [0117] 각 조직의 비율(면적률)은, 이하의 방법에 의해 구해진다. 우선, 강관으로부터 채취한 시료를 나이탈로 예칭한다. 예칭 후에 광학 현미경을 사용하여 판 두께의 1/4 깊이의 위치에 있어서 300 μ m \times 300 μ m의 시야에서 얻어진 조직 사진에 대하여 화상 해석을 행한다. 이 화상 해석에 의해, 페라이트의 면적률, 펄라이트의 면적률, 그리고 베이나이트 및 마르텐사이트의 합계 면적률이 얻어진다. 이어서, 레페라 부식된 시료를 사용하고, 광학 현미경을 사용하여 판 두께의 1/4 깊이의 위치에 있어서 300 μ m \times 300 μ m의 시야에서 얻어진 조직 사진에 대하여 화상 해석을 행한다. 이 화상 해석에 의해, 잔류 오스테나이트 및 마르텐사이트의 합계 면적률이 얻어진다. 또한, 압연면 법선 방향으로부터 판 두께의 1/4 깊이까지 면삭한 시료를 사용하고, X선 회절 측정에 의해 잔류 오스테나이트의 체적률을 구한다. 잔류 오스테나이트의 체적률은 면적률과 동등하기 때문에, 이것을 잔류 오스테나이트의 면적률로 한다. 그리고, 잔류 오스테나이트 및 마르텐사이트의 합계 면적률로부터 잔류 오스테나이트의 면적률을 뺀으로써 마르텐사이트의 면적률이 얻어지고, 베이나이트 및 마르텐사이트의 합계 면적률로부터 마르텐사이트의 면적률을 뺀으로써 베이나이트의 면적률이 얻어진다. 이와 같이 하여, 페라이트, 베이나이트, 마르텐사이트, 잔류 오스테나이트 및 펄라이트 각각의 면적률을 얻을 수 있다.
- [0118] 본 실시 형태에 관한 강관에서는, 방위차가 15° 이상인 입계에 의해 둘러싸이고, 또한 원 상당 직경이 0.3 μ m 이상인 영역을 결정립이라 정의한 경우에, 입자 내 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 전체 결정립에 차지하는 비율이 면적률로 20 내지 100%이다. 입자 내의 방위차는, 결정 방위 해석에 많이 사용되는 전자 빔 후방 산란 회절 패턴 해석(electron back scattering diffraction: EBSD)법을 사용하여 구해진다. 입자 내의 방위차는, 조직에 있어서 방위차가 15° 이상인 경계를 입계로 하고, 이 입계에 의해 둘러싸이는 영역을 결정립이라 정의한 경우의 값이다.

- [0119] 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립은, 강도와 가공성의 밸런스가 우수한 강관을 얻기 위해 유효하다. 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율을 많게 함으로써, 원하는 강관 강도를 유지하면서, 신장 플랜지성을 향상시킬 수 있다. 입자 내 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 전체 결정립에 차지하는 비율이 면적률로 20% 이상이면, 원하는 강관 강도와 신장 플랜지성이 얻어진다. 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율은 높아도 상관없기 때문에, 그 상한은 100%이다.
- [0120] 후술하는 바와 같이, 마무리 압연의 후단 3단의 누적 변형을 제어하면, 페라이트나 베이나이트의 입자 내에 결정 방위차가 발생한다. 그 원인을 이하와 같이 생각한다. 누적 변형을 제어함으로써, 오스테나이트 중의 전위가 증가하고, 오스테나이트 입자 내에 고밀도로 전위벽이 생성되어, 몇몇 셀 블록이 형성된다. 이들 셀 블록은, 상이한 결정 방위를 갖는다. 이와 같이 높은 전위 밀도이며, 또한 상이한 결정 방위의 셀 블록이 포함되는 오스테나이트로부터 변태됨으로써, 페라이트나 베이나이트도 동일한 입자 내에서도 결정 방위차가 있으며, 또한 전위 밀도도 높아지는 것으로 생각된다. 따라서, 입자 내의 결정 방위차는, 그 결정립에 포함되는 전위 밀도와 상관이 있다고 생각된다. 일반적으로, 입자 내의 전위 밀도의 증가는 강도의 향상을 초래하는 한편, 가공성을 저하시킨다. 그러나, 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 로 제어된 결정립에서는, 가공성을 저하시키지 않고 강도를 향상시킬 수 있다. 그 때문에, 본 실시 형태에 관한 강관에서는, 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율을 20% 이상으로 한다. 입자 내의 방위차가 5° 미만인 결정립은, 가공성이 우수하지만 고강도화가 곤란하다. 입자 내의 방위차가 14° 초과인 결정립은, 결정립 내에서 변형능이 상이하기 때문에, 신장 플랜지성의 향상에 기여하지 않는다.
- [0121] 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율은, 이하의 방법으로 측정할 수 있다. 우선, 강관 표면으로부터 판 두께 t의 1/4 깊이 위치(1/4 t부)의 압연 방향 수직 단면에 대하여, 압연 방향으로 200 μ m, 압연면 법선 방향으로 100 μ m의 영역을 0.2 μ m의 측정 간격으로 EBSD 해석하여 결정 방위 정보를 얻는다. 여기서 EBSD 해석은, 서멀 전계 방사형 주사 전자 현미경(JEOL제 JSM-7001F)과 EBSD 검출기(TSL제 HIKARI 검출기)로 구성된 장치를 사용하여, 200 내지 300점/초의 해석 속도로 실시한다. 이어서, 얻어진 결정 방위 정보에 대하여, 방위차 15° 이상이면서도 원 상당 직경으로 0.3 μ m 이상의 영역을 결정립이라 정의하여, 결정립의 입자 내의 평균 방위차를 계산하고, 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율을 구한다. 상기에서 정의한 결정립이나 입자 내의 평균 방위차는, EBSD 해석 장치에 부착된 소프트웨어 「OIM Analysis(등록 상표)」를 사용하여 산출할 수 있다.
- [0122] 본 실시 형태 있어서의 「입자 내 방위차」란, 결정립 내의 방위 분산인 「Grain Orientation Spread(GOS)」를 나타낸다. 입자 내 방위차의 값은 「EBSD법 및 X선 회절법에 의한 스테인리스강의 소성 변형에 있어서의 미스 오리엔테이션의 해석」, 기무라 히데히코 외, 일본 기계 학회 논문집(A편), 71권, 712호, 2005년, p.1722-1728에 기재되어 있는 바와 같이, 동일 결정립 내에 있어서 기준이 되는 결정 방위와 모든 측정점간의 미스 오리엔테이션의 평균값으로서 구해진다. 본 실시 형태에 있어서, 기준이 되는 결정 방위는, 동일 결정립 내의 모든 측정점을 평균화한 방위이다. GOS의 값은, EBSD 해석 장치에 부착된 소프트웨어 「OIM Analysis(등록 상표) Version 7.0.1」을 사용하여 산출할 수 있다.
- [0123] 본 실시 형태에 관한 강관에 있어서, 페라이트나 베이나이트 등의 광학 현미경에서 관찰되는 각 조직의 면적률과, 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율은, 직접 관계된 것은 아니다. 바꾸어 말하면, 예를 들어 동일한 페라이트의 면적률 및 베이나이트의 면적률을 갖는 강관이 있었다고 해도, 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율이 동일하다고는 할 수 없다. 따라서, 페라이트의 면적률 및 베이나이트의 면적률을 제어한 것 만으로는, 본 실시 형태에 관한 강관에 상당하는 특성을 얻을 수는 없다.
- [0124] 조직에 있어서의 결정립 상당 타원의 평균 에스펙트비는, 편칭 단부면의 깨짐이나 요철의 발생 거동과 관련이 있다. 결정립 상당 타원의 평균 에스펙트비가 5를 초과하면, 깨짐이 현저해지고, 편칭부를 기점으로 한 피로 균열이 발생하기 쉬워진다. 따라서, 결정립 상당 타원의 평균 에스펙트비는, 5 이하로 한다. 그 평균 에스펙트비는, 바람직하게는 3.5 이하로 한다. 이에 의해, 보다 엄격한 편칭 가공에서도 깨짐의 발생을 방지할 수 있다. 결정립 상당 타원의 평균 에스펙트비의 하한은 특별히 한정되지 않지만, 원 상당이 되는 1이 실질적인 하한이다.
- [0125] 여기서, 평균 에스펙트비는, L 단면(압연 방향에 평행한 단면)의 조직을 관찰하고, 50개 이상의 결정립에 대하여 (타원 장축 길이)/(타원 단축 길이)를 측정하여, 평균한 값이다. 또한, 여기에서의 결정립이란, 입계 경각 10° 이상의 대경각 입계로 둘러싸인 입자를 말한다.
- [0126] 조직에 있어서의 페라이트 입계 상에 미세한 Ti계 탄화물 또는 Nb계 탄화물이 존재하고, 또한 결정립이 편평하

면, 펀칭 파단면의 취성 파면율이 증가하여, 피로 특성이 악화된다. 본 발명자들의 관찰에 의하면, 페라이트 입계 상의 입경 20nm 이상의 Ti계 탄화물 및 Nb계 탄화물이, 변형 집중시에 보이드 발생을 유발하기 쉬워, 입계 파괴의 원인이 된다고 생각된다. 페라이트 입계 상에 20nm 이상의 Ti계 탄화물 및 Nb계 탄화물이, 합계의 평균 분포 밀도로 입계 길이 1 μ m당 10개를 초과하여 존재하면, 취성 파면율이 증대되어, 부재의 피로 특성의 저하를 초래한다. 이 때문에, 페라이트 입계 상에 있어서의 입경이 20nm 이상인 Ti계 탄화물 및 Nb계 탄화물의 합계의 평균 분포 밀도는 10개/ μ m 이하로 하고, 바람직하게는 6개/ μ m 이하로 한다. 페라이트 입계 상에 있어서의 입경이 20nm 이상인 Ti계 탄화물 및 Nb계 탄화물의 합계의 평균 분포 밀도는, 취성 파면 역제의 관점에서 낮으면 낮을수록 바람직하다. 페라이트 입계 상에 있어서의 입경이 20nm 이상인 Ti계 탄화물 및 Nb계 탄화물의 합계의 평균 분포 밀도가 0.1개/ μ m 이하이면, 취성 파면은 거의 발생하지 않게 된다. 또한, 페라이트 입계 상의 Ti계 탄화물 및 Nb계 탄화물의 합계의 평균 분포 밀도는, L 단면(압연 방향에 평행한 단면)의 절단 시료를, 주사형 전자 현미경(SEM)을 사용하여 관찰한 결과를 사용하여 산출한다.

[0127] 펀칭 파단면의 파면 형태는, 펀칭 파단면의 요철이나 미소 깨짐의 발생 거동과 상관하여, 펀칭부를 갖는 부재의 피로 특성에 영향을 미친다. 파단면 내의 취성 파면율이 20% 이상이면 파면의 요철이 크고, 미소한 깨짐이 발생하기 쉽기 때문에, 펀칭 가공부의 피로 균열의 발생이 촉진된다. 본 실시 형태에 따르면, 20% 미만의 취성 파면율이 얻어지고, 10% 이하의 취성 파면율이 얻어지는 경우도 있다. 파단면 내의 취성 파면율은, 판 두께의 10 내지 15%의 클리어런스 조건으로 시료 강판을 전단기 또는 펀치로 펀칭하고, 형성된 파단면을 관찰하여 측정된 값이다.

[0128] 강판의 집합 조직은, 펀칭 파단면의 깨짐 발생이나 잔류 응력 분포에 대한 영향을 통해, 펀칭 가공부의 피로 특성에 영향을 미친다. 판 두께 중심부에 있어서의 판면의 {112} <110> 방위 및 {332} <113> 방위의 X선 랜덤 강도비가 각각 5를 초과하면, 펀칭 가공부의 파단면의 깨짐 발생이 일어나는 경우가 있다. 따라서, 상기 방위의 X선 랜덤 강도비는 바람직하게는 5 이하로 하고, 보다 바람직하게는 4 이하로 한다. 상기 방위의 X선 랜덤 강도비가 4 이하인 경우, 양산에서 사용되는 마모된 펀치로 펀칭해도 깨짐이 발생하기 어렵다. 상기 방위의 X선 랜덤 강도비는, 완전히 랜덤인 1이 실질적인 하한이다.

[0129] 본 실시 형태에 있어서, 신장 플랜지성은 안장형 성형품을 사용한, 안장형 신장 플랜지 시험법으로 평가한다. 도 1a 및 도 1b는, 본 실시 형태에 있어서의 안장형 신장 플랜지 시험법에서 사용되는 안장형 성형품을 도시하는 도면이며, 도 1a는 사시도, 도 1b는 평면도이다. 안장형 신장 플랜지 시험법에서는, 구체적으로는, 도 1a 및 도 1b에 도시한 바와 같은 직선부와 원호부로 이루어지는 신장 플랜지 형상을 모의한 안장형 성형품(1)을 프레스 가공하고, 이 때의 한계 성형 높이를 사용하여 신장 플랜지성을 평가한다. 본 실시 형태에 있어서의 안장형 신장 플랜지 시험법에서는, 코너부(2)의 곡률 반경(R)을 50 내지 60mm, 코너부(2)의 개방각 θ 를 120° 로 한 안장형 성형품(1)을 사용하여, 코너부(2)를 펀칭할 때의 클리어런스를 11%로 했을 때의 한계 성형 높이(H)(mm)를 측정한다. 여기서, 클리어런스란, 펀칭 다이스와 펀치의 간극과 시험편의 두께의 비를 나타낸다. 클리어런스는, 실제로는 펀칭 공구와 판 두께의 조합에 의해 결정되기 때문에, 11%란, 10.5 내지 11.5%의 범위를 만족하는 것을 의미한다. 한계 성형 높이(H)의 판정은, 성형 후에 눈으로 보아 판 두께의 1/3 이상의 길이를 갖는 크랙의 존재의 유무를 관찰하고, 크랙이 존재하지 않는 한계의 성형 높이로 한다.

[0130] 종래, 신장 플랜지 성형성에 대응한 시험법으로서 사용되고 있는 구멍 확장 시험은, 둘레 방향의 변형이 거의 분포되지 않고 파단에 이른다. 이 때문에, 실제의 신장 플랜지 성형시와는 파단부 주변의 변형이나 응력 구배가 상이하다. 또한, 구멍 확장 시험은, 판 두께 관통의 파단이 발생한 시점에서의 평가가 되는 등, 본래의 신장 플랜지 성형을 반영한 평가가 되지 않았다. 한편, 본 실시 형태에서 사용한 안장형 신장 플랜지 시험에서는, 변형 분포를 고려한 신장 플랜지성을 평가할 수 있기 때문에, 본래의 신장 플랜지 성형을 반영한 평가가 가능하다.

[0131] 본 실시 형태에 관한 강판에 의하면, 480MPa 이상의 인장 강도가 얻어진다. 즉, 우수한 인장 강도가 얻어진다. 인장 강도의 상한은, 특별히 한정되지 않는다. 단, 본 실시 형태에 있어서의 성분 범위에 있어서, 실질적인 인장 강도의 상한은 1180MPa 정도이다. 인장 강도는, JIS-Z2201에 기재된 5호 시험편을 제작하고, JIS-Z2241에 기재된 시험 방법에 따라 인장 시험을 행함으로써 측정할 수 있다.

[0132] 본 실시 형태에 관한 강판에 의하면, 19500mm·MPa 이상의 인장 강도와 안장형 신장 플랜지 시험에 있어서의 한계 성형 높이의 곱이 얻어진다. 즉, 우수한 신장 플랜지성이 얻어진다. 이 곱의 상한은, 특별히 한정되지 않는다. 단, 본 실시 형태에 있어서의 성분 범위에 있어서, 실질적인 이 곱의 상한은 25000mm·MPa 정도이다.

[0133] 본 실시 형태에 관한 강판에 의하면, 20% 미만의 취성 파면율 및 0.4 이상의 피로 한도비가 얻어진다. 즉, 우

수한 모재 및 편칭 가공부에 있어서의 피로 특성을 얻을 수 있다.

- [0134] 이어서, 본 발명의 실시 형태에 관한 강판을 제조하는 방법에 대하여 설명한다. 이 방법에서는, 열간 압연, 공랭, 제1 냉각 및 제2 냉각을 이 순서로 행한다.
- [0135] 「열간 압연」
- [0136] 열간 압연은, 조압연과 마무리 압연을 포함한다. 열간 압연에서는, 상술한 화학 성분을 갖는 슬래브(강편)를 가열하고, 조압연을 행한다. 슬래브 가열 온도는, 하기 식 (1)로 표시되는 $SRT_{min}^{\circ}C$ 이상 $1260^{\circ}C$ 이하로 한다.
- [0137] $SRT_{min} = [7000 / \{2.75 - \log([Ti] \times [C])\} - 273] + 10000 / \{4.29 - \log([Nb] \times [C])\} - 273] / 2 \dots (1)$
- [0138] 여기서, 식 (1) 중의 [Ti], [Nb], [C]는, 질량%에서의 Ti, Nb, C의 함유량을 나타낸다.
- [0139] 슬래브 가열 온도가 $SRT_{min}^{\circ}C$ 미만이면, Ti 및/또는 Nb가 충분히 용체화되지 않는다. 슬래브 가열시에 Ti 및/또는 Nb가 용체화되지 않으면, Ti 및/또는 Nb를 탄화물(TiC, NbC)로서 미세 석출시켜 석출 강화에 의해 강의 강도를 향상시키는 것이 곤란해진다. 또한, 슬래브 가열 온도가 $SRT_{min}^{\circ}C$ 미만이면, 탄화물(TiC, NbC)의 형성에 의해 C를 고정하여, 버링성에 있어서 유해한 시멘타이트의 생성을 억제하는 것이 곤란해진다. 또한, 슬래브 가열 온도가 $SRT_{min}^{\circ}C$ 미만이면, 입자 내의 결정 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율이 부족하기 쉽다. 이 때문에, 슬래브 가열 온도는 $SRT_{min}^{\circ}C$ 이상으로 한다. 한편, 슬래브 가열 온도가 $1260^{\circ}C$ 초과이면, 스케일 오프에 의해 수율이 저하된다. 이 때문에, 슬래브 가열 온도는 $1260^{\circ}C$ 이하로 한다.
- [0140] 조압연에 의해 러프 바가 얻어진다. 조압연의 종료 온도가 $1000^{\circ}C$ 미만이면, 마무리 열연 후의 결정립이 편평화되어 편칭 가공부의 과단면에 깨짐이 발생하는 경우가 있다. 이 때문에, 조압연의 종료 온도는 $1000^{\circ}C$ 이상으로 한다.
- [0141] 조압연 후, 마무리 압연의 완료까지의 사이에 가열 처리를 실시해도 된다. 가열 처리를 행함으로써, 러프 바의 폭 방향 및 길이 방향의 온도가 균일해져, 제품의 코일 내에 있어서의 재질의 변동이 작아진다. 가열 처리에 있어서의 가열 방법은, 특별히 한정되지 않는다. 예를 들어, 로 가열, 유도 가열, 통전 가열, 고주파 가열 등의 방법으로 행하면 된다.
- [0142] 조압연 후, 마무리 압연의 완료까지의 사이에 디스케일링을 행해도 된다. 디스케일링에 의해 표면 조도가 작아지고, 피로 특성이 향상되는 경우가 있다. 디스케일링의 방법은, 특별히 한정되지 않는다. 예를 들어, 고압의 수류에 의해 행할 수 있다.
- [0143] 조압연의 종료부터 마무리 압연의 개시까지의 시간은, 압연 중의 오스테나이트의 재결정 거동을 통해, 편칭 과단면의 과면 형태에 영향을 미친다. 조압연의 종료부터 마무리 압연의 개시까지의 시간이 45초 미만이면, 편칭 단부면의 취성 과면율이 커지는 경우가 있다. 이 때문에, 조압연의 종료부터 마무리 압연의 개시까지의 시간을 45초 이상으로 한다. 이 시간을 45초 이상으로 함으로써, 오스테나이트의 재결정이 더욱 촉진되고, 결정립을 보다 구 형상으로 할 수 있으며, 편칭 가공부의 피로 특성이 보다 양호해진다.
- [0144] 마무리 압연에 의해 열연 강판이 얻어진다. 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율을 20% 이상으로 하기 위해, 마무리 압연에 있어서 후단 3단(최종 3 패스)에서의 누적 변형을 0.5 내지 0.6으로 한 후, 후술하는 냉각을 행한다. 이것은, 이하에 나타내는 이유 때문이다. 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립은, 비교적 저온에서 과라 평형 상태로 변태됨으로써 생성된다. 이 때문에, 열간 압연에 있어서 변태 전의 오스테나이트의 전위 밀도를 어떤 범위로 한정함과 함께, 그 후의 냉각 속도를 어떤 범위로 한정함으로써, 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 생성을 제어할 수 있다.
- [0145] 즉, 마무리 압연의 후단 3단에서의 누적 변형 및 그 후의 냉각을 제어함으로써, 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 핵 생성 빈도 및 그 후의 성장 속도를 제어할 수 있다. 그 결과, 냉각 후에 얻어지는 강판에 있어서의 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 면적률을 제어할 수 있다. 보다 구체적으로는, 마무리 압연에 의해 도입되는 오스테나이트의 전위 밀도가 주로 핵 생성 빈도에 관계되고, 압연 후의 냉각 속도가 주로 성장 속도에 관계된다.
- [0146] 마무리 압연의 후단 3단의 누적 변형이 0.5 미만이면, 도입되는 오스테나이트의 전위 밀도가 충분하지 않고, 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율이 20% 미만이 된다. 이 때문에, 후단 3단의 누적 변형은 0.5 이상으로 한다. 한편, 마무리 압연의 후단 3단의 누적 변형이 0.6을 초과하면, 열간 압연 중에 오스테나이트의 재결정이 일어나, 변태시의 축적 전위 밀도가 저하된다. 그 결과, 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의

비율이 20% 미만인 된다. 이 때문에, 후단 3단의 누적 변형은 0.6 이하로 한다.

[0147] 마무리 압연의 후단 3단의 누적 변형($\epsilon_{eff.}$)은, 이하의 식 (2)에 의해 구해진다.

[0148]
$$\epsilon_{eff.} = \sum \epsilon_i(t, T) \dots (2)$$

[0149] 여기서,

[0150]
$$\epsilon_i(t, T) = \epsilon_{i0} / \exp \left\{ (t / \tau R)^{2/3} \right\},$$

[0151]
$$\tau R = \tau_0 \cdot \exp(Q/RT),$$

[0152]
$$\tau_0 = 8.46 \times 10^{-9},$$

[0153]
$$Q = 183200J,$$

[0154]
$$R = 8.314J/K \cdot mol$$
이고,

[0155] ϵ_{i0} 은 압하시의 대수 변형을 나타내고, t 는 당해 패스에서의 냉각 직전까지의 누적 시간을 나타내고, T 는 당해 패스에서의 압연 온도를 나타낸다.

[0156] 압연 종료 온도를 $Ar_3^\circ C$ 미만으로 하면, 변태 전의 오스테나이트의 전위 밀도가 과도하게 높아져, 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립을 20% 이상으로 하는 것이 곤란해진다. 이 때문에, 마무리 압연의 종료 온도는 $Ar_3^\circ C$ 이상으로 한다.

[0157] 마무리 압연은, 복수의 압연기를 직선적으로 배치하고, 한 방향으로 연속 압연하여 소정의 두께를 얻는 탠덤 압연기를 사용하여 행하는 것이 바람직하다. 또한, 탠덤 압연기를 사용하여 마무리 압연을 행하는 경우, 압연기와 압연기 사이에서 냉각(스탠드간 냉각)을 행하여, 마무리 압연 중의 강판 온도가 $Ar_3^\circ C$ 이상 내지 $Ar_3+150^\circ C$ 이하의 범위가 되도록 제어한다. 마무리 압연시의 강판의 최고 온도가 $Ar_3+150^\circ C$ 를 초과하면, 입경이 지나치게 커지기 때문에 인성이 열화되는 것이 염려된다.

[0158] 상기와 같은 조건의 열간 압연을 행함으로써, 변태 전의 오스테나이트의 전위 밀도 범위를 한정하고, 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립을 원하는 비율로 얻을 수 있다.

[0159] Ar_3 은, 강판의 화학 성분에 기초하여, 압하에 의한 변태점에 대한 영향을 고려한 하기 식 (3)으로 산출한다.

[0160]
$$Ar_3 = 970 - 325 \times [C] + 33 \times [Si] + 287 \times [P] + 40 \times [Al] - 92 \times ([Mn] + [Mo] + [Cu]) - 46 \times ([Cr] + [Ni]) \dots (3)$$

[0161] 여기서, [C], [Si], [P], [Al], [Mn], [Mo], [Cu], [Cr], [Ni]는, 각각 C, Si, P, Al, Mn, Mo, Cu, Cr, Ni의 질량%에서의 함유량을 나타낸다. 함유되지 않은 원소에 대해서는, 0%로 하여 계산한다.

[0162] 「공랭」

[0163] 이 제조 방법에서는, 마무리 압연의 종료부터 2초 초과 5초 이하의 시간만 열연 강판의 공랭을 행한다. 이 공랭 시간은, 오스테나이트의 재결정과 관련하여 변태 후의 결정립의 편평화에 영향을 미친다. 공랭 시간이 2초 이하이면, 편칭 단부면의 취성 과면율이 커진다. 따라서, 이 공랭 시간은 2초 초과로 하고, 바람직하게는 2.5초 이상으로 한다. 공랭 시간이 5초를 초과하면, 조대한 TiC 및/또는 NbC가 석출되어 강도의 확보가 곤란해짐과 함께, 편칭 단부면의 성상이 열화된다. 이 때문에, 공랭 시간은 5초 이하로 한다.

[0164] 「제1 냉각, 제2 냉각」

[0165] 2초 초과 5초 이하의 공랭 후, 열연 강판의 제1 냉각 및 제2 냉각을 이 순서로 행한다. 제1 냉각에서는, $10^\circ C/s$ 이상의 냉각 속도로 600 내지 $750^\circ C$ 의 제1 온도 영역까지 열연 강판을 냉각한다. 제2 냉각에서는, $30^\circ C/s$ 이상의 냉각 속도로 450 내지 $650^\circ C$ 의 제2 온도 영역까지 열연 강판을 냉각한다. 제1 냉각과 제2 냉각 사이에는, 제1 온도 영역에 열연 강판을 1 내지 10초간 유지한다. 제2 냉각 후에는 열연 강판을 공랭하는 것이 바람직하다.

[0166] 제1 냉각의 냉각 속도가 $10^\circ C/s$ 미만이면 입자 내의 결정 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율이 부족하다. 또한, 제1 냉각의 냉각 정지 온도가 $600^\circ C$ 미만이면, 면적률로 30% 이상의 페라이트를 얻는 것이 곤란해짐과 함께, 입자 내의 결정 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율이 부족하다. 제1 냉각의 냉각 정지 온도가 높을

수록, 페라이트 분율이 높아지기 쉽다. 높은 페라이트 분율을 얻는다는 관점에서, 제1 냉각의 냉각 정지 온도는 600℃ 이상으로 하고, 바람직하게는 610℃ 이상으로 하고, 보다 바람직하게는 620℃ 이상으로 하고, 더욱 바람직하게는 630℃ 이상으로 한다. 또한, 제1 냉각의 냉각 정지 온도가 750℃ 초과이면, 면적률로 5% 이상의 베이나이트를 얻는 것이 곤란해짐과 함께, 입자 내의 결정 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율이 부족하거나, 페라이트 입계면 상의 Ti계 탄화물 및 Nb계 탄화물의 평균 분포 밀도가 과잉이 되거나 한다.

[0167] 600 내지 750℃에서의 유지 시간이 10초를 초과하면, 버링성에 유해한 시멘타이트가 생성되기 쉬워진다. 또한, 600 내지 750℃에서의 유지 시간이 10초를 초과하면, 면적률로 5% 이상의 베이나이트를 얻는 것이 곤란해지는 경우가 많고, 또한 입자 내의 결정 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율이 부족하다. 600 내지 750℃에서의 유지 시간이 1초 미만이면 페라이트를 면적률로 30% 이상 얻는 것이 곤란해짐과 함께, 입자 내의 결정 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율이 부족하다. 유지 시간이 길수록, 페라이트 분율이 높아지기 쉽다. 높은 페라이트 분율을 얻는다는 관점에서, 유지 시간은 1초 이상으로 하고, 바람직하게는 1.5초 이상으로 하고, 보다 바람직하게는 2초 이상으로 하고, 더욱 바람직하게는 2.5초 이상으로 한다.

[0168] 제2 냉각의 냉각 속도가 30℃/s 미만이면, 버링성에 유해한 시멘타이트가 생성되기 쉬워짐과 함께, 입자 내의 결정 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율이 부족하다. 제2 냉각의 냉각 정지 온도가 450℃ 미만이면, 면적률로 30% 이상의 페라이트를 얻는 것이 곤란해짐과 함께, 입자 내의 결정 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율이 부족하다. 제2 냉각의 냉각 정지 온도가 높을수록, 페라이트 분율이 높아지기 쉽다. 높은 페라이트 분율을 얻는다는 관점에서, 제2 냉각의 냉각 정지 온도는 450℃ 이상으로 하고, 보다 바람직하게는 510℃ 이상으로 하고, 더욱 바람직하게는 550℃ 이상으로 한다. 한편, 제2 냉각의 냉각 정지 온도가 650℃ 초과이면, 면적률로 5% 이상의 베이나이트를 얻는 것이 곤란해짐과 함께, 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율이 부족하다.

[0169] 제1 냉각 및 제2 냉각에 있어서의 냉각 속도의 상한은, 특별히 한정되지 않지만, 냉각 설비의 설비 능력을 고려하여 200℃/s 이하로 해도 된다. 페라이트 및 베이나이트의 면적률은 제1 냉각, 제2 냉각 및 이들 사이의 유지의 조건에 복합적으로 의존하여, 이들 개개의 조건만으로 제어할 수는 없지만, 예를 들어 다음과 같은 경향이 있다. 즉, 제1 냉각의 냉각 정지 온도가 610℃ 이상이면 페라이트의 면적률을 40% 이상으로 하기 쉽고, 620℃ 이면 페라이트의 면적률을 50% 이상으로 하기 쉽고, 630℃이면 페라이트의 면적률을 60% 이상으로 하기 쉽다.

[0170] 이와 같이 하여 본 실시 형태에 관한 강판을 얻을 수 있다.

[0171] 상술한 제조 방법에서는, 열간 압연의 조건을 제어함으로써, 오스테나이트에 가공 전위를 도입한다. 그 후, 냉각 조건을 제어함으로써, 도입된 가공 전위를 적절하게 남기는 것이 중요하다. 즉, 열간 압연의 조건 또는 냉각의 조건을 단독으로 제어했다고 해도, 본 실시 형태에 관한 강판을 얻을 수는 없으며, 열간 압연 및 냉각의 조건 양쪽을 적절하게 제어하는 것이 중요하다. 상기 이외의 조건에 대해서는, 예를 들어 제2 냉각 후에 공지된 방법으로 권취하는 등, 공지된 방법을 사용하면 되고, 특별히 한정되지 않는다.

[0172] 표면의 스케일을 제거하기 위해, 산세해도 된다. 열간 압연 및 냉각의 조건이 상기한 바와 같으면, 그 후에 냉간 압연, 열 처리(어닐링), 도금 등을 행해도 마찬가지로의 효과를 얻을 수 있다.

[0173] 냉간 압연에서는, 압하율을 90% 이하로 하는 것이 바람직하다. 냉간 압연에 있어서의 압하율이 90%를 초과하면, 연성이 저하되는 경우가 있다. 냉간 압연을 행하지 않아도 되며, 냉간 압연에 있어서의 압하율의 하한은 0%이다. 상기한 바와 같이, 열연 원판인 상태에서 우수한 성형성을 갖는다. 한편, 냉간 압연에 의해 도입된 전위 상에 고용 상태의 Ti, Nb, Mo 등이 모이고, 석출됨으로써, 항복점(YP)이나 인장 강도(TS)를 향상시킬 수 있다. 따라서, 강도의 조정을 위해 냉간 압연을 사용할 수 있다. 냉간 압연에 의해 냉연 강판이 얻어진다.

[0174] 냉간 압연 후의 열 처리(어닐링)의 온도는 840℃ 이하로 하는 것이 바람직하다. 어닐링시에는, 열간 압연의 단계에서 전부 석출되지 않았던 Ti나 Nb가 석출됨에 따른 강화, 전위의 회복, 석출물의 조대화에 의한 연질화 등의 복잡한 현상이 발생한다. 어닐링 온도가 840℃를 초과하면 석출물의 조대화의 효과가 커서, 입자 내의 결정 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율이 부족하다. 어닐링 온도는, 보다 바람직하게는 820℃ 이하로 하고, 더욱 바람직하게는 800℃ 이하로 한다. 어닐링 온도의 하한은 특별히 마련하지 않는다. 상술한 바와 같이, 어닐링을 행하지 않는 열연 원판인 상태에서 우수한 성형성을 갖기 때문이다.

[0175] 본 실시 형태의 강판의 표면에, 도금층이 형성되어 있어도 된다. 즉, 본 발명의 다른 실시 형태로서 도금 강판을 들 수 있다. 도금층은, 예를 들어 전기 도금층, 용융 도금층 또는 합금화 용융 도금층이다. 용융 도금층 및 합금화 용융 도금층으로서, 예를 들어 아연 및 알루미늄 중 적어도 어느 한쪽으로 이루어지는 층을 들 수

있다. 구체적으로는, 용융 아연 도금층, 합금화 용융 아연 도금층, 용융 알루미늄 도금층, 합금화 용융 알루미늄 도금층, 용융 Zn-Al 도금층 및 합금화 용융 Zn-Al 도금층 등을 들 수 있다. 특히, 도금의 용이함이나 방식성의 관점에서, 용융 아연 도금층 및 합금화 용융 아연 도금층이 바람직하다.

[0176] 용융 도금 강판이나 합금화 용융 도금 강판은, 상술한 본 실시 형태에 관한 강판에 대하여 용융 도금 또는 합금화 용융 도금을 실시함으로써 제조된다. 여기서, 합금화 용융 도금이란, 용융 도금을 실시하여 표면에 용융 도금층을 형성하고, 이어서 합금화 처리를 실시하여 용융 도금층을 합금화 용융 도금층으로 하는 것을 말한다. 도금을 실시하는 강판은 열연 강판이어도 되고, 열연 강판에 냉간 압연과 어닐링을 실시한 강판이어도 된다. 용융 도금 강판이나 합금화 용융 도금 강판은, 본 실시 형태에 관한 강판을 갖고, 또한 표면에 용융 도금층이나 합금화 용융 도금층이 마련되어 있기 때문에, 본 실시 형태에 관한 강판의 작용 효과와 함께, 우수한 방청성을 달성할 수 있다. 도금을 실시하기 전에, 프리도금으로서 Ni 등을 표면에 붙여도 된다.

[0177] 강판에 열 처리(어닐링)를 실시하는 경우, 열 처리 행한 후에 그대로 용융 아연 도금욕에 침지시켜, 강판의 표면에 용융 아연 도금층을 형성해도 된다. 이 경우, 열 처리의 원판은 열연 강판이어도 되고, 냉연 강판이어도 된다. 용융 아연 도금층을 형성한 후, 재가열하고, 도금층과 지철을 합금화시키는 합금화 처리를 행하여, 합금화 용융 아연 도금층을 형성해도 된다.

[0178] 본 발명의 실시 형태에 관한 도금 강판은, 강판의 표면에 도금층이 형성되어 있기 때문에, 우수한 방청성을 갖는다. 따라서, 예를 들어 본 실시 형태의 도금 강판을 사용하여 자동차의 부재를 박육화한 경우에, 부재의 부식에 의해 자동차의 사용 수명이 짧아지는 것을 방지할 수 있다.

[0179] 또한, 상기 실시 형태는, 모두 본 발명을 실시할 때의 구체화의 예를 나타낸 것에 지나지 않으며, 이들에 의해 본 발명의 기술적 범위가 한정적으로 해석되어서는 안 된다. 즉, 본 발명은 그 기술 사상, 또는 그 주요한 특징으로부터 이탈하지 않고, 다양한 형태로 실시할 수 있다.

[0180] 실시예

[0181] 이어서, 본 발명의 실시예에 대하여 설명한다. 실시예에서의 조건은, 본 발명의 실시 가능성 및 효과를 확인하기 위해 채용한 일 조건에이며, 본 발명은 이 일 조건으로 한정되는 것은 아니다. 본 발명은, 본 발명의 요지를 이탈하지 않고, 본 발명의 목적을 달성하는 한에 있어서 다양한 조건을 채용할 수 있는 것이다.

[0182] 표 1 및 표 2에 나타내는 화학 조성을 갖는 강을 용제하여 강편을 제조하고, 얻어진 강편을 표 3 및 표 4에 나타내는 가열 온도로 가열하여, 표 3 및 표 4에 나타내는 조건으로 조압연을 행하고, 이어서 표 3 및 표 4에 나타내는 조건으로 마무리 압연을 행하였다. 마무리 압연 후의 열연 강판의 판 두께는, 2.2 내지 3.4mm였다. 표 1 및 표 2의 공란은, 분석값이 검출 한계 미만이었다는 것을 의미한다. 표 3 및 표 4 중의 「경과 시간」은 조압연의 종료부터 마무리 압연의 개시까지의 경과 시간이다. 표 1 및 표 2 중의 밀줄은, 그 수치가 본 발명이 범위로 부터 벗어나 있는 것을 나타내고, 표 4 중의 밀줄은, 본 발명의 강판의 제조에 적합한 범위로 부터 벗어나 있는 것을 나타낸다.

표 1

강 No.	화학 조성(질량%, 잔부: Fe 및 불순물)								
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb	N
A	0.047	0.41	0.72	0.011	0.005	0.050	0.150	0.031	0.0026
B	0.036	0.32	1.02	0.019	0.003	0.030	0.090	0.022	0.0019
C	0.070	1.22	1.21	0.022	0.006	0.040	0.110	0.042	0.0034
D	0.053	0.81	1.51	0.016	0.012	0.030	0.110	0.033	0.0027
E	0.040	0.22	0.99	0.013	0.008	0.030		0.062	0.0031
F	0.041	0.93	1.23	0.014	0.010	0.030	0.150	0.037	0.0034
G	0.064	0.72	1.21	0.014	0.009	0.100	0.120	0.031	0.0043
H	0.051	0.53	1.33	0.016	0.008	0.030	0.140	0.041	0.0027
I	0.059	0.62	1.02	0.010	0.010	0.080	0.110	0.023	0.0021
J	0.031	0.62	0.73	0.013	0.006	0.030	0.110	0.022	0.0027
K	0.043	1.42	1.72	0.011	0.003	0.050	0.150	0.032	0.0035
L	0.054	0.43	1.52	0.014	0.005	0.040	0.130	0.041	0.0023
M	0.056	0.22	1.23	0.016	0.008	0.030	0.160	0.021	0.0011
N	0.066	0.81	1.41	0.015	0.007	0.050	0.090	0.017	0.0021
O	0.061	0.61	1.62	0.018	0.009	0.040	0.120	0.023	0.0027
P	0.052	0.81	1.82	0.015	0.010	0.030	0.100	0.033	0.0027
Q	0.039	0.13	1.41	0.010	0.008	0.200	0.070	0.012	0.0027
R	0.026	0.05	1.16	0.011	0.004	0.015	0.070		0.0029
S	0.092	0.05	1.20	0.002	0.003	0.030	0.015	0.029	0.0030
T	0.062	0.06	1.48	0.017	0.003	0.035	0.055	0.035	0.0031
U	0.081	0.04	1.52	0.014	0.004	0.030	0.022	0.020	0.0034
a	0.162	0.42	1.22	0.010	0.006	0.300	0.080	0.043	0.0015
b	0.051	2.73	0.82	0.012	0.010	0.050	0.090	0.032	0.0024
c	0.047	0.23	3.21	0.015	0.008	0.040	0.080	0.041	0.0030
d	0.039	0.52	0.82	0.013	0.007	0.030	0.050	0.002	0.0043
e	0.064	0.62	1.72	0.016	0.012	0.030	0.250	0.032	0.0021
g	0.049	0.52	1.22	0.018	0.009	0.060	0.150	0.081	0.0027

[0183]

표 2

강 No.	화학 조성(질량%, 잔부: Fe 및 불순물)										Ar3 (°C)
	Cr	B	Mo	Cu	Ni	Mg	REM	Ca	Zr	Ti+Nb	
A										0.181	907
B										0.112	882
C								0.001		0.152	884
D	0.15									0.143	839
E										0.062	878
F										0.187	880
G		0.0010								0.151	870
H										0.181	855
I				0.06	0.03				0.001	0.133	877
J										0.132	918
K			0.13							0.182	838
L							0.005			0.171	832
M				0.08	0.04					0.181	842
N										0.107	852
O						0.0003				0.143	828
P										0.133	818
Q										0.082	843
R										0.070	860
S										0.044	833
T										0.090	822
U										0.042	811
a										0.123	834
b								0.0006		0.122	974
c										0.121	873
d		0.0030								0.007	904
e										0.282	817
g										0.231	867

[0184]

표 3

시험 No.	강 No.	Ar3 (°C)	SRT min (°C)	가열 온도 (°C)	조압연 종료 온도 (°C)	경과 시간 (초)	마무리 압연 종료 온도 (°C)	마무리 압연 후단 3단의 누적 변형	마무리 압연시의 강판의 최고 온도 (°C)
1	A	907	1141	1199	1056	90	918	0.57	1047
2	B	882	1071	1172	1069	60	902	0.57	1017
3	C	884	1179	1228	1065	80	912	0.58	1006
4	D	839	1139	1209	1100	50	886	0.56	985
5	E	878	1051	1173	1090	70	903	0.54	1006
6	F	880	1133	1202	1090	90	928	0.54	1018
7	G	870	1162	1171	1057	80	912	0.55	990
8	H	855	1158	1230	1060	50	921	0.58	1002
9	I	877	1134	1215	1091	60	897	0.59	998
10	J	918	1067	1238	1097	90	948	0.59	1021
11	K	838	1135	1194	1090	90	895	0.53	973
12	L	832	1161	1210	1068	70	921	0.58	977
13	M	842	1149	1224	1051	90	917	0.55	961
14	N	852	1120	1170	1100	80	892	0.54	980
15	O	828	1143	1192	1095	80	894	0.60	973
16	P	818	1131	1174	1072	90	886	0.57	950
17	Q	843	1041	1194	1079	50	915	0.58	980
18	R	860	1000	1240	1074	90	930	0.55	965
19	S	833	1079	1246	1096	80	913	0.56	940
20	T	822	1117	1249	1073	80	942	0.59	968
21	U	811	1069	1241	1056	60	910	0.59	951

[0185]

표 4

시험 No.	강 No.	Ar ₃ (°C)	SRT min (°C)	가열 온도 (°C)	조압연 종료 온도 (°C)	경과 시간 (초)	마무리 압연 종료 온도 (°C)	마무리 압연 후단 3단의 누적 변형	마무리 압연시의 강판의 최고 온도 (°C)
22	a	834	1257	1200	1078	70	901	0.56	1000
23	b	974	1120	1171	1063	60	999	0.58	1060
24	c	673	1116	1202	1079	60	778	0.60	820
25	d	904	962	1210	1081	70	913	0.57	984
26	e	817	1212	1275	1092	70	886	0.55	950
27	g	867	1191	1217	1061	50	914	0.57	970
28	M	842	1149	1120	1062	90	906	0.57	990
29	C	884	1179	1194	1075	70	840	0.54	1020
30	C	884	1179	1194	1091	70	897	0.44	1015
31	C	884	1179	1194	1076	70	913	0.70	1020
32	C	884	1179	1215	1078	80	951	0.59	1070
33	C	884	1179	1198	1089	90	914	0.58	1000
34	C	884	1179	1195	1080	90	930	0.58	990
35	M	842	1149	1193	1060	70	902	0.54	980
36	M	842	1149	1174	1083	90	903	0.55	970
37	M	842	1149	1204	1074	90	903	0.58	990
38	M	842	1149	1210	1087	60	914	0.58	988
39	M	842	1149	1216	1073	90	913	0.59	993
40	M	842	1149	1213	1061	50	905	0.55	988
41	M	842	1149	1221	980	50	912	0.56	989
42	M	842	1149	1223	1074	10	921	0.55	969
43	M	842	1149	1223	1098	90	916	0.57	978
44	M	842	1149	1222	1088	90	904	0.55	976
45	M	842	1149	1211	1068	90	902	0.53	979

[0186]

[0187] Ar₃(°C)은 표 1 및 표 2에 나타낸 성분으로부터 식 (3)을 사용하여 구하였다.

[0188] $Ar_3 = 970 - 325 \times [C] + 33 \times [Si] + 287 \times [P] + 40 \times [Al] - 92 \times ([Mn] + [Mo] + [Cu]) - 46 \times ([Cr] + [Ni]) \dots (3)$

[0189] 마무리 3단의 누적 변형은 식 (2)로부터 구하였다.

[0190] $\epsilon_{eff} = \sum \epsilon_i(t, T) \dots (2)$

[0191] 여기서,

[0192] $\epsilon_i(t, T) = \epsilon_{i0} / \exp\{(t / \tau R)^{2/3}\}$,

[0193] $\tau R = \tau_0 \cdot \exp(Q/RT)$,

[0194] $\tau_0 = 8.46 \times 10^{-9}$,

[0195] $Q = 183200J$,

[0196] $R = 8.314J/K \cdot mol$ 이고,

[0197] ϵ_{i0} 은 압하시의 대수 변형을 나타내고, t는 당해 패스에서의 냉각 직전까지의 누적 시간을 나타내고, T는 당해 패스에서의 압연 온도를 나타낸다.

[0198] 이어서, 표 5 및 표 6에 나타내는 조건으로 열연 강판의 공랭, 제1 냉각, 제1 온도 영역에서의 유지, 제2 냉각을 행하여, 시험 No.1 내지 45의 열연 강판을 얻었다. 공랭 시간은, 마무리 압연의 종료부터 제1 냉각의 개시까지의 시간에 상당한다.

[0199] 시험 No.21의 열연 강판에는, 표 5에 나타내는 압하율로 냉간 압연을 실시하고, 표 5에 나타내는 열 처리 온도에서 열 처리를 실시한 후, 용융 아연 도금층을 형성하고, 합금화 처리를 더 행하여, 표면에 합금화 용융 아연 도금층(GA)을 형성하였다. 시험 No.18 내지 20, 45의 열연 강판에는, 표 5 및 표 6에 나타내는 열 처리 온도에서 열 처리를 실시하였다. 시험 No.18 내지 20의 열연 강판은, 열 처리를 실시한 후, 표면에 용융 아연 도금층(GI)을 형성하였다. 표 6 중의 밑줄은, 본 발명의 강판의 제조에 적합한 범위로부터 벗어나 있는 것을 나타낸

표 5

시험 No.	강 No.	공행 시간 (초)	제1 냉각의 냉각 속도 (°C/s)	제1 냉각의 냉각 정지 온도 (°C)	제1 온도 영역 에서의 유지 시간 (초)	제2 냉각의 냉각 속도 (°C/s)	제2 냉각의 냉각 정지 온도 (°C)	냉간 압연의 압하율 (%)	열처리 온도 (°C)	도금
1	A	3.7	32	690	3	35	570	없음	없음	없음
2	B	4.4	39	640	4	40	580	없음	없음	없음
3	C	2.7	41	610	2	45	600	없음	없음	없음
4	D	3.1	55	630	5	35	620	없음	없음	없음
5	E	2.5	42	650	3	40	590	없음	없음	없음
6	F	3.5	45	620	4	50	565	없음	없음	없음
7	G	2.9	57	660	6	33	510	없음	없음	없음
8	H	2.6	30	670	3	40	570	없음	없음	없음
9	I	2.8	55	630	2	35	620	없음	없음	없음
10	J	2.5	48	680	4	40	600	없음	없음	없음
11	K	3.8	40	690	8	36	640	없음	없음	없음
12	L	3.3	77	650	3	60	570	없음	없음	없음
13	M	3.9	73	640	2	54	550	없음	없음	없음
14	N	2.5	59	650	4	65	530	없음	없음	없음
15	O	2.7	62	660	6	36	540	없음	없음	없음
16	P	2.8	37	630	5	55	580	없음	없음	없음
17	Q	2.8	37	680	5	49	620	없음	없음	없음
18	R	3.1	59	660	3	30	600	없음	700	GI
19	S	3.8	63	660	3	30	630	없음	700	GI
20	T	2.8	62	620	3	30	600	없음	700	GI
21	U	3.6	74	610	3	30	550	62%	750	GA

다.

표 6

시험 No.	강 No.	공행 시간 (초)	제1 냉각의 냉각 속도 (°C/s)	제1 냉각의 냉각 정지 온도 (°C)	제1 온도 영역에서의 유지 시간 (초)	제2 냉각의 냉각 속도 (°C/s)	제2 냉각의 냉각 정지 온도 (°C)	냉간 압연의 압하율 (%)	열처리 온도 (°C)	도금
22	a	2.8	44	690	4	35	600	없음	없음	없음
23	b	4	48	690	5	45	570	없음	없음	없음
24	c	4.1	60	700	6	37	560	없음	없음	없음
25	d	3.1	33	670	2	42	550	없음	없음	없음
26	e	2.5	42	640	3	53	540	없음	없음	없음
27	f	3.1	55	710	4	46	650	없음	없음	없음
28	M	4.2	45	690	4	35	570	없음	없음	없음
29	C	2.9	27	740	3	50	590	없음	없음	없음
30	C	3.4	36	720	6	43	600	없음	없음	없음
31	C	3.2	61	710	3	54	570	없음	없음	없음
32	C	3.6	49	720	3	43	550	없음	없음	없음
33	C	4.4	5	680	6	35	570	없음	없음	없음
34	C	4	39	530	4	36	520	없음	없음	없음
35	M	3.3	56	795	5	35	620	없음	없음	없음
36	M	3.7	35	710	0	48	560	없음	없음	없음
37	M	3.9	36	650	15	45	550	없음	없음	없음
38	M	2.9	37	790	4	5	570	없음	없음	없음
39	M	4.5	47	600	5	43	380	없음	없음	없음
40	M	3.5	42	700	3	35	670	없음	없음	없음
41	M	4.3	60	700	2	54	550	없음	없음	없음
42	M	2.8	71	680	2	54	550	없음	없음	없음
43	M	0.5	73	670	2	54	550	없음	없음	없음
44	M	8	60	710	2	54	550	없음	없음	없음
45	M	2.7	41	730	3	35	650	없음	880	없음

[0201]

[0202]

그리고, 각 강관(시험 No.1 내지 17, 22 내지 44의 열연 강관, 열 처리를 실시한 시험 No.18 내지 20, 45의 열연 강관, 열 처리를 실시한 시험 No.21의 냉연 강관)에 대하여, 이하에 나타내는 방법에 의해, 페라이트, 베이 나이트, 마르텐사이트, 펄라이트의 조직 분율(면적률), 및 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율을 구하였다. 그 결과를 표 7 및 표 8에 나타낸다. 마르텐사이트 및/또한 펄라이트가 포함되는 경우, 표 중의 「잔부 조직」의 란에 기재하였다. 표 8 중의 밑줄은, 그 수치가 본 발명의 범위로부터 벗어나 있는 것을 나타낸다.

[0203]

「페라이트, 베이 나이트, 마르텐사이트, 펄라이트의 조직 분율(면적률)」

[0204]

우선, 강관으로부터 채취한 시료를 나이탈로 에칭하였다. 에칭 후에 광학 현미경을 사용하여 관 두께의 1/4 깊이의 위치에 있어서 300 μ m×300 μ m의 시야에서 얻어진 조직 사진에 대하여, 화상 해석을 행하였다. 이 화상 해석에 의해, 페라이트의 면적률, 펄라이트의 면적률, 및 베이 나이트 및 마르텐사이트의 합계 면적률을 얻었다. 이어서, 레페라 부식된 시료를 사용하고, 광학 현미경을 사용하여 관 두께의 1/4 깊이의 위치에 있어서 300 μ m×300 μ m의 시야에서 얻어진 조직 사진에 대하여, 화상 해석을 행하였다. 이 화상 해석에 의해, 잔류 오스테나이트 및 마르텐사이트의 합계 면적률을 얻었다. 또한, 압연면 법선 방향으로부터 관 두께의 1/4 깊이까지 면삭한 시료를 사용하고, X선 회절 측정에 의해 잔류 오스테나이트의 체적률을 구하였다. 잔류 오스테나이트의 체적률은 면적률과 동등하기 때문에, 이것을 잔류 오스테나이트의 면적률로 하였다. 그리고, 잔류 오스테나이트 및

마르텐사이트의 합계 면적률로부터 잔류 오스테나이트의 면적률을 뺀으로써 마르텐사이트의 면적률을 얻고, 베이나이트 및 마르텐사이트의 합계 면적률로부터 마르텐사이트의 면적률을 뺀으로써 베이나이트의 면적률을 얻었다. 이와 같이 하여, 페라이트, 베이나이트, 마르텐사이트, 잔류 오스테나이트 및 펄라이트 각각의 면적률을 얻었다.

- [0205] 「입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율」
- [0206] 강관 표면으로부터 판 두께 t의 1/4 깊이 위치(1/4 t부)의 압연 방향 수직 단면에 대하여, 압연 방향으로 200 μ m, 압연면 법선 방향으로 100 μ m의 영역을 0.2 μ m의 측정 간격으로 EBSD 해석하여 결정 방위 정보를 얻었다. 여기서, EBSD 해석은, 서멀 전계 방사형 주사 전자 현미경(JEOL제 JSM-7001F)과 EBSD 검출기(TSL제 HIKARI 검출기)로 구성된 장치를 사용하여, 200 내지 300점/초의 해석 속도로 실시하였다. 이어서, 얻어진 결정 방위 정보에 대하여, 방위차 15° 이상이면서도 원 상당 직경으로 0.3 μ m 이상의 영역을 결정립이라 정의하여, 결정립의 입자 내의 평균 방위차를 계산하고, 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율을 구하였다. 상기에서 정의한 결정립이나 입자 내의 평균 방위차는, EBSD 해석 장치에 부속된 소프트웨어 「OIM Analysis(등록 상표)」를 사용하여 산출하였다.
- [0207] 각 강관(시험 No.1 내지 17, 22 내지 44의 열연 강관, 열 처리를 실시한 시험 No.18 내지 20, 45의 열연 강관, 열 처리를 실시한 시험 No.21의 냉연 강관)에 대하여, 이하에 나타내는 방법에 의해 결정립 상당 타원의 평균 애스펙트비와, 페라이트 입계 상에 있어서의 입경이 20nm 이상인 Ti계 탄화물 및 Nb계 탄화물의 합계의 평균 분포 밀도를 구하였다. 그 결과를 표 7 및 표 8에 나타낸다.
- [0208] 「결정립 상당 타원의 평균 애스펙트비」
- [0209] L 단면(압연 방향에 평행한 단면)을, 상기한 EBSD를 사용하여 조직 관찰하고, 50개 이상의 결정립에 대하여 각각 (타원 장축 길이)/(타원 단축 길이)를 산출하여, 산출한 값의 평균값을 구하였다. 도 2는, 결정립의 평균 애스펙트비를 산출하는 방법을 도시하는 도면이다. 도 2에 도시하는 결정립(14)은, 입계 경각 15° 이상의 대경각 입계로 둘러싸인 입자이다. 도 2에 도시한 바와 같이, 타원 장축(12)이란, 상기한 EBSD를 사용하여 관찰한 각 결정립(14)의 입계(11) 상에 있어서의 임의의 2점간을 연결하는 직선 중, 가장 긴 직선을 의미한다. 타원 단축(13)이란, 상기한 EBSD를 사용하여 관찰한 각 결정립(14)의 입계(11) 상에 있어서의 임의의 2점간을 연결하는 직선 중, 타원 장축(12)의 길이를 2등분하는 점을 통해, 타원 장축(12)과 직교하는 직선을 의미한다.
- [0210] 「페라이트 입계 상에 있어서의 입경이 20nm 이상인 Ti계 탄화물 및 Nb계 탄화물의 합계의 평균 분포 밀도」
- [0211] L 단면을, SEM을 사용하여 관찰하고, 페라이트 입계의 길이를 측정하고, 또한 그 페라이트 입계 상에 있어서의 입경이 20nm 이상인 Ti계 탄화물 및 Nb계 탄화물의 합계의 개수를 계측하였다. 계측한 Ti계 탄화물 및 Nb계 탄화물의 합계의 개수를 사용하여, 페라이트 입계의 길이 1 μ m당의 Ti계 탄화물 및 Nb계 탄화물의 합계의 개수인 평균 분포 밀도를 산출하였다. 또한, Ti계 탄화물 및 Nb계 탄화물의 입경이란, Ti계 탄화물 및 Nb계 탄화물의 원 상당 반경을 말한다.

표 7

시험 No.	페라이트의 면적률 (%)	베이나이트의 면적률 (%)	잔부 조직 (%)	입자 내의 방위차 5~14°인 결정립의 비율 (%)	평균 에스펙트비	입계 상의 Ti계 탄화물 및 Nb계 탄화물의 합계의 밀도 (개/μm)	비고
1	35	65	0	54	3.5	2.00	본 발명에
2	60	40	0	79	3.5	1.00	본 발명에
3	40	60	0	72	3.5	3.00	본 발명에
4	60	40	0	71	3.0	4.00	본 발명에
5	50	50	0	39	3.0	4.00	본 발명에
6	38	62	0	52	3.1	3.00	본 발명에
7	49	51	0	68	3.3	2.00	본 발명에
8	50	50	0	75	3.3	4.00	본 발명에
9	49	51	0	73	3.4	2.00	본 발명에
10	50	50	0	77	2.9	3.00	본 발명에
11	40	60	0	52	3.2	4.00	본 발명에
12	65	35	0	82	3.4	2.00	본 발명에
13	48	52	0	67	3.0	2.00	본 발명에
14	50	50	0	56	2.8	3.00	본 발명에
15	40	60	0	86	3.4	2.00	본 발명에
16	30	70	0	89	3.0	1.00	본 발명에
17	60	40	0	91	3.2	3.00	본 발명에
18	40	60	0	85	3.2	3.00	본 발명에
19	75	25	0	84	3.4	3.00	본 발명에
20	38	62	0	72	3.3	1.00	본 발명에
21	45	55	0	92	2.9	2.00	본 발명에

[0212]

표 8

시험 No.	페라이트의 면적률 (%)	베이나이트의 면적률 (%)	잔부 조직 (%)	입자 내의 방위차 5~14°인 결정립의 비율 (%)	평균 에스펙트비	입계 상의 Ti계 탄화물 및 Nb계 탄화물의 합계의 밀도 (개/μm)	비고
22	0	55	8% 펄라이트, 잔부 마르텐사이트	18	3.1	3.00	비교예
23	100	0	0	10	3.2	4.00	비교예
24	3	35	잔부 마르텐사이트	27	3.3	1.00	비교예
25	67	33	0	28	2.8	1.00	비교예
26	알연 중에 개질 발생						비교예
27	73	27	0	6	3.2	4.00	비교예
28	76	24	0	18	3.4	4.00	비교예
29	80	20	0	3	5.3	4.00	비교예
30	75	25	0	15	5.5	4.00	비교예
31	55	45	0	13	2.9	4.00	비교예
32	50	50	0	5	3.3	3.00	비교예
33	45	55	0	17	3.1	4.00	비교예
34	5	95	0	6	3.0	4.00	비교예
35	75	25	0	18	3.3	15.00	비교예
36	3	97	0	16	3.4	2.00	비교예
37	65	35	0	14	3.2	2.00	비교예
38	60	40	0	12	2.8	1.00	비교예
39	40	60	0	8	3.4	4.00	비교예
40	80	20	0	8	2.8	4.00	비교예
41	70	30	0	60	5.4	3.00	비교예
42	60	40	0	57	5.3	3.00	비교예
43	50	50	0	56	5.4	2.00	비교예
44	55	45	0	53	5.5	3.00	비교예
45	60	20	잔부 마르텐사이트	8	3.0	4.00	비교예

[0213]

[0214] 각 강관(시험 No.1 내지 17, 22 내지 44의 열연 강관, 열 처리를 실시한 시험 No.18 내지 20, 45의 열연 강관,

열 처리를 실시한 시험 No.21의 냉연 강판)에 대하여, JIS Z2275에 따라, 응력비=-1의 조건하에서 평면 굽힘 피로 시험을 행하고, 피로 한도에 의해 평가하였다. 시험 No.1 내지 17, 22 내지 44의 열연 강판, 열 처리를 실시한 시험 No.18 내지 20, 45의 열연 강판, 열 처리를 실시한 시험 No.21의 냉연 강판에 대하여, 인장 시험에 있어서 항복 강도와 인장 강도를 구하고, 안장형 신장 플랜지 시험에 의해 플랜지의 한계 성형 높이를 구하였다. 그리고, 인장 강도(MPa)와 한계 성형 높이(mm)의 곱을 신장 플랜지성의 지표로 하고, 곱이 19500mm·MPa 이상인 경우에, 신장 플랜지성이 우수하다고 판단하였다. 또한, 인장 강도(TS)가 480MPa 이상인 경우에 고강도라고 판단하였다. 또한, 펀칭시의 취성 파면율이 20% 미만이고, 또한 피로 한도비가 0.4 이상인 경우에, 모재 및 펀칭 가공부에 있어서의 피로 특성이 양호하다고 판단하였다. 이들의 결과를 표 9 및 표 10에 나타낸다. 표 10 중의 밑줄은, 그 수치가 바람직한 범위로부터 벗어나 있는 것을 나타낸다.

[0215] 인장 시험은, JIS5호 인장 시험편을 압연 방향에 대하여 직각 방향으로부터 채취하고, 이 시험편을 사용하여, JISZ2241에 준하여 시험을 행하였다.

[0216] 안장형 신장 플랜지 시험은, 코너의 곡률 반경 R을 60mm, 개방각 θ 를 120° 로 한 안장형 성형품을 사용하여, 코너부를 펀칭할 때의 클리어런스를 11%로 하여 행하였다. 한계 성형 높이는, 성형 후에 눈으로 보아 판 두께의 1/3 이상의 길이를 갖는 크랙의 존재의 유무를 관찰하고, 크랙이 존재하지 않는 한계의 성형 높이로 하였다.

[0217] 펀칭시의 취성 파면율은, 판 두께의 10 내지 15%의 클리어런스 조건으로 20 내지 50개의 시료 강판을 전단기 또는 펀치로 원 형상으로 펀칭하고, 형성된 파단면을, 현미경을 사용하여 각각 관찰하였다. 그리고, 금속 광택이 있는 부분을 취성 파면으로 하고, 취성 파면의 원주 방향의 길이를 측정하였다. 여기서, 취성 파면의 원주 방향의 길이란, 취성 파면이 된 영역의 끝부터 끝까지의 원주 방향의 길이를 말한다. 그리고, 관찰한 모든 원주 길이에 대한 합계의 취성 파면의 원주 길이의 비율을 취성 파면율로 하였다. 예를 들어, 20개의 시료 강판을 직경 10mm의 펀치로 펀칭한 경우, 원주 길이의 합계는 $20 \times 10 \times \pi$ mm가 된다. 20개의 시료 강판 중 하나에만 취성 파면이 있고, 또한 그 취성 파면의 원주 방향의 길이가 1mm인 경우, 취성 파면율은 $1/(20 \times 10 \times \pi)$ 가 된다.

[0218] 피로 한도비는, 상기한 방법에 의해 측정된 각 강판의 피로 한도의 값을 인장 강도로 나눔(피로 한도(MPa)/인장 강도(MPa))으로써 산출하였다.

표 9

시험 No.	항복 강도 (MPa)	인장 강도 (MPa)	취성 파면율 (%)	피로 한도 (MPa)	피로 한도비	신장 플랜지성의 지표 (mm·MPa)	비고
1	585	666	5	280	0.42	21457	본 발명에
2	576	611	7	269	0.44	23175	본 발명에
3	756	815	4	359	0.44	22254	본 발명에
4	675	788	4	331	0.42	22784	본 발명에
5	515	609	6	256	0.42	20598	본 발명에
6	707	806	6	346	0.43	20554	본 발명에
7	610	724	6	304	0.42	21416	본 발명에
8	683	777	3	334	0.43	22505	본 발명에
9	571	619	4	266	0.43	23138	본 발명에
10	556	648	5	285	0.44	22149	본 발명에
11	765	840	5	361	0.43	21053	본 발명에
12	679	843	3	371	0.44	22584	본 발명에
13	650	698	2	293	0.42	21512	본 발명에
14	577	670	3	288	0.43	22293	본 발명에
15	572	715	6	300	0.42	23599	본 발명에
16	722	783	4	337	0.43	22652	본 발명에
17	526	601	4	264	0.44	22459	본 발명에
18	543	596	5	256	0.43	22848	본 발명에
19	470	540	3	232	0.43	23124	본 발명에
20	602	685	3	301	0.44	23524	본 발명에
21	605	685	3	288	0.42	25679	본 발명에

[0219]

표 10

시험 No.	항복 강도 (MPa)	인장 강도 (MPa)	취성 파면율 (%)	피로 한도 (MPa)	피로 한도비	신장 플랜지성의 지표 (mm·MPa)	비고
22	678	868	3	382	0.44	17984	비교예
23	628	643	3	283	0.44	18621	비교예
24	880	998	5	439	0.44	10424	비교예
25	334	470	3	219	0.42	14310	비교예
26	압연 중에 깨짐 발생						비교예
27	895	998	4	419	0.42	8072	비교예
28	488	576	6	242	0.42	17961	비교예
29	662	725	25	312	0.43	17526	비교예
30	749	809	27	348	0.43	19165	비교예
31	762	820	2	353	0.43	18670	비교예
32	745	782	3	344	0.44	18630	비교예
33	758	772	3	332	0.43	18328	비교예
34	754	817	3	351	0.43	16728	비교예
35	562	650	4	247	0.38	17807	비교예
36	654	737	5	317	0.43	16718	비교예
37	707	744	6	312	0.42	17653	비교예
38	565	679	2	292	0.43	17145	비교예
39	601	745	7	328	0.44	16870	비교예
40	566	673	4	296	0.44	18157	비교예
41	654	698	25	300	0.43	21512	비교예
42	642	703	21	309	0.44	21301	비교예
43	650	693	21	291	0.42	21512	비교예
44	643	696	30	292	0.42	21512	비교예
45	480	594	5	250	0.42	13415	비교예

[0220]

[0221]

본 발명에(시험 No.1 내지 21)에서는, 480MPa 이상의 인장 강도, 19500mm·MPa 이상의 인장 강도와 안장형 신장 플랜지 시험에 있어서의 한계 성형 높이와 아울러, 20% 미만의 편칭시의 취성 파면율, 및 0.4 이상의 피로 한도비가 얻어졌다.

[0222]

시험 No.22 내지 27은, 화학 성분이 본 발명의 범위 외인 비교예이다. 시험 No.22 내지 24는, 신장 플랜지성의 지표가 목표값을 만족하지 않았다. 시험 No.25는 Ti 및 Nb의 합계 함유량이 적기 때문에, 신장 플랜지성의 지표 및 인장 강도가 목표값을 만족하지 않았다. 시험 No.26은 Ti 및 Nb의 합계 함유량이 많기 때문에, 가공성이 열화되고, 압연 중에 깨짐이 발생하였다. 시험 No.27은 Ti 및 Nb의 합계 함유량이 많기 때문에, 신장 플랜지성의 지표가 목표값을 만족하지 않았다.

[0223]

시험 No.28 내지 46은, 제조 조건이 바람직한 범위로부터 벗어난 결과, 광학 현미경으로 관찰되는 조직, 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율, 평균 에스펙트비, 탄화물의 밀도 중 어느 하나 또는 복수가 본 발명의 범위를 만족하지 않은 비교예이다. 시험 No.28 내지 40, 45는, 입자 내의 방위차가 5 내지 14° 인 결정립의 비율이 적기 때문에, 신장 플랜지성의 지표가 목표값을 만족하지 않았다. 시험 No.41 내지 44는, 결정립 상당 타원의 평균 에스펙트비가 크기 때문에, 편칭시의 취성 파면율이 20% 초과가 되었다.

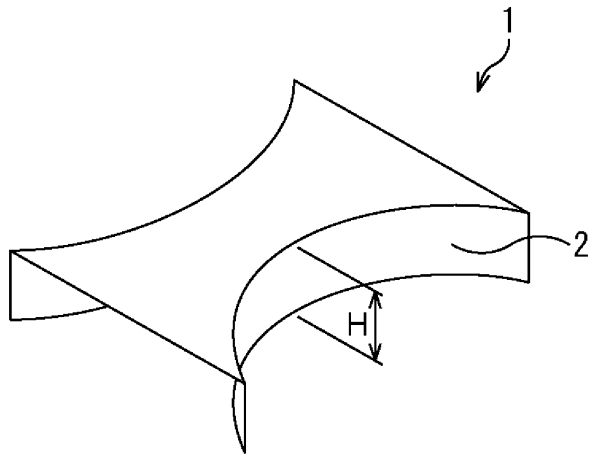
산업상 이용가능성

[0224]

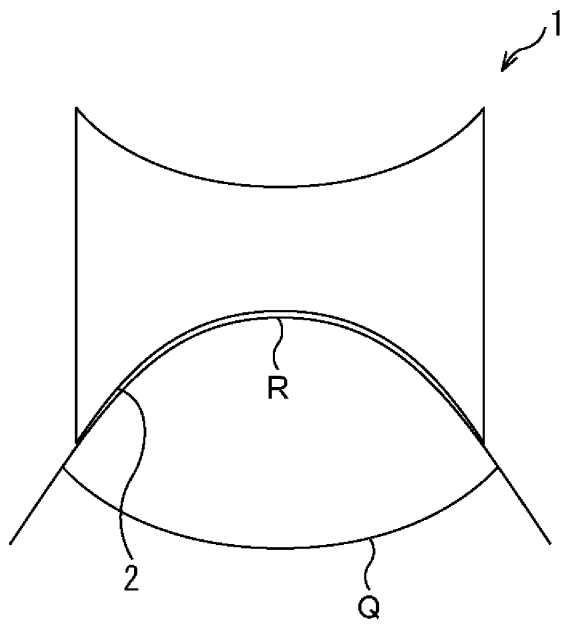
본 발명에 따르면, 고강도이며, 우수한 신장 플랜지성을 갖고, 모재 및 편칭 가공부의 피로 특성이 양호한 강판을 제공할 수 있다. 본 발명의 강판은 클리어런스가 엄격하고, 마모된 진단기나 편치를 사용하는 엄격한 가공 조건으로 편칭 가공을 행한 경우에도, 편칭 단부면에 있어서의 요철을 동반하는 손상을 방지할 수 있다. 본 발명의 강판은, 고강도이면서 엄격한 신장 플랜지성과, 모재 및 편칭 가공부의 피로 특성이 요구되는 부재에 대한 적용이 가능하다. 본 발명의 강판은, 자동차의 부재의 박육화에 의한 경량화에 적합한 소재이며, 자동차의 연비 향상 등에 기여하기 때문에, 산업상 이용가능성이 높다.

도면

도면1a



도면1b



도면2

