



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2021년01월25일
(11) 등록번호 10-2206830
(24) 등록일자 2021년01월19일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)

C22C 38/04 (2006.01) C22C 38/00 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01) C22C 38/12 (2006.01)
C22C 38/14 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)

(52) CPC특허분류

C22C 38/04 (2013.01)
C22C 38/002 (2013.01)

(21) 출원번호 10-2018-7005083

(22) 출원일자(국제) 2015년08월31일

심사청구일자 2018년02월21일

(85) 번역문제출일자 2018년02월21일

(65) 공개번호 10-2018-0031738

(43) 공개일자 2018년03월28일

(86) 국제출원번호 PCT/JP2015/074638

(87) 국제공개번호 WO 2017/037827

국제공개일자 2017년03월09일

(56) 선행기술조사문헌

KR1020140074981 A*

(뒷면에 계속)

전체 청구항 수 : 총 5 항

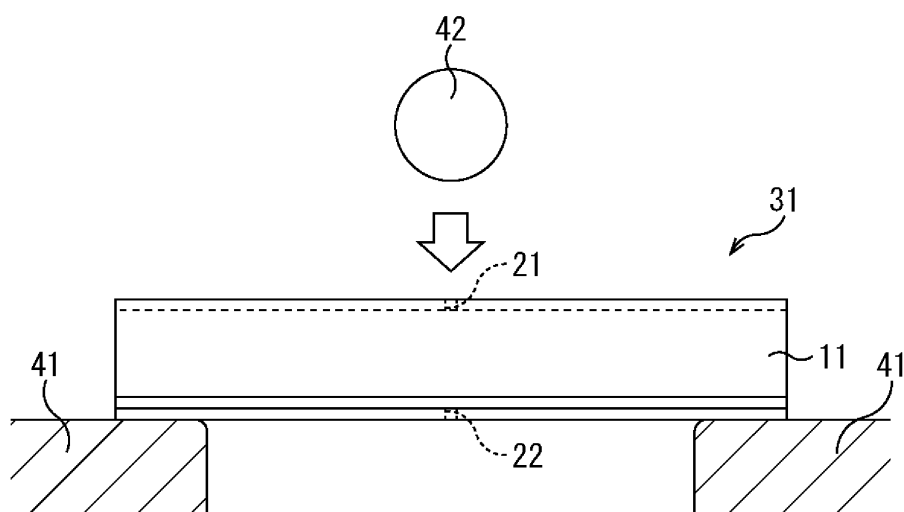
심사관 : 윤여분

(54) 발명의 명칭 강판

(57) 요약

본 발명의 강판은 소정의 화학 조성을 갖고, 면적%로 라스 중의 원 상당 직경이 2nm 내지 500nm인 철탄화물의 수가 2개 이상인 제1 마르텐사이트: 20% 내지 95%, 페라이트: 15% 이하, 잔류 오스테나이트: 15% 이하, 및 잔부: 베이나이트 혹은 라스 중의 원 상당 직경이 2nm 내지 500nm인 철탄화물의 수가 2개 미만인 제2 마르텐사이트 또는 이들의 양쪽으로 표시되는 강 조직을 갖고, ND//<111> 방위립 및 ND//<100> 방위립의 총 면적 분율이 40% 이하이고, 고용 C의 양이 0.44ppm 이상이다.

대표도 - 도4



(52) CPC특허분류

C22C 38/005 (2013.01)

C22C 38/02 (2013.01)

C22C 38/12 (2013.01)

C22C 38/14 (2013.01)

C22C 38/60 (2013.01)

C21D 2201/05 (2013.01)

C21D 2211/002 (2013.01)

C21D 2211/008 (2013.01)

(72) 발명자

아즈마 마사후미

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

우에니시 아키히로

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

마루야마 나오키

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

(56) 선행기술조사문헌

JP2014043629 A*

KR1020110039395 A

JP2010090432 A

JP2015175051 A

*는 심사관에 의하여 인용된 문헌

명세서

청구범위

청구항 1

질량%로

C: 0.05% 내지 0.40%,

Si: 0.05% 내지 3.0%,

Mn: 1.5% 내지 3.5%,

Al: 1.5% 이하,

N: 0.010% 이하,

P: 0.10% 이하,

S: 0.005% 이하,

Nb: 0.00% 내지 0.04% 이하,

Ti: 0.00% 내지 0.08% 이하,

V 및 Ta: 합계로 0.0% 내지 0.3%,

Cr, Cu, Ni, Sn 및 Mo: 합계로 0.0% 내지 1.0%,

B: 0.000% 내지 0.005%,

Ca: 0.000% 내지 0.005%,

Ce: 0.000% 내지 0.005%,

La: 0.000% 내지 0.005%, 및

잔부: Fe 및 불순물

로 표시되는 화학 조성을 갖고,

면적%로

라스 중의 원 상당 직경이 2nm 내지 500nm인 철탄화물의 수가 2개 이상인 제1 마르텐사이트: 20% 내지 95%,

페라이트: 15% 이하,

잔류 오스테나이트: 15% 이하, 및

잔부: 베이나이트 혹은 라스 중의 원 상당 직경이 2nm 내지 500nm인 철탄화물의 수가 2개 미만인 제2 마르텐사이트 또는 이들의 양쪽

으로 표시되는 강 조직을 갖고,

ND//<111> 방위립 및 ND//<100> 방위립의 총 면적 분율이 40% 이하이고,

고용 C의 양이 0.44ppm 이상이고,

상기 ND//<111> 방위립은, 판면의 법선 방향에 평행한 결정 방위가, <111> 방향으로부터의 어긋남이 10° 이하의 결정 방위인 결정립이고,

상기 ND//<100> 방위립은, 판면의 법선 방향에 평행한 결정 방위가, <100> 방향으로부터의 어긋남이 10° 이하의 결정 방위인 결정립인 것을 특징으로 하는 강판.

청구항 2

제1항에 있어서, 상기 화학 조성에 있어서

V 및 Ta: 합계로 0.01% 내지 0.3%

가 성립되는 것을 특징으로 하는 강판.

청구항 3

제1항에 있어서, 상기 화학 조성에 있어서

Cr, Cu, Ni, Sn 및 Mo: 합계로 0.1% 내지 1.0%

가 성립되는 것을 특징으로 하는 강판.

청구항 4

제1항에 있어서, 상기 화학 조성에 있어서

B: 0.0003% 내지 0.005%

가 성립되는 것을 특징으로 하는 강판.

청구항 5

제1항에 있어서, 상기 화학 조성에 있어서

Ca: 0.001% 내지 0.005%,

Ce: 0.001% 내지 0.005%,

La: 0.001% 내지 0.005%, 혹은

또는 이들의 임의의 조합이 성립되는 것을 특징으로 하는 강판.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은, 자동차의 부재에 적합한 우수한 충돌 특성이 얻어지는 강판에 관한 것이다.

배경 기술

[0002] 강판을 사용하여 자동차의 차체를 제조하는 경우, 일반적으로 강판의 성형, 용접 및 도장 베이킹이 행해진다. 따라서, 자동차용의 강판에는 우수한 성형성 및 높은 강도가 요구된다. 종래, 자동차에 사용되는 강판으로서, 페라이트 및 마르텐사이트의 2상 조직을 갖는 듀얼 페이즈(DP) 강판 및 변태 야기 소성(transformation induced plasticity: TRIP) 강판을 들 수 있다. 자동차용의 강판에는, 자동차의 안전성의 향상을 위해 우수한 충돌 성능도 요구된다. 즉, 외부로부터 충격을 받은 경우에 크게 소성 변형되어, 충돌 에너지를 흡수하는 것도 요구된다.

[0003] 그러나, DP 강판 및 TRIP 강판에는, 펀칭 가공이 행해지면 충돌 특성이 저하되는 경우가 있다는 문제점이 있다. 즉, 펀칭 가공에 의해 발생한 단부면(이하, "펀칭 단부면"이라 하는 경우가 있음)이 거칠어져, 충돌시에 펀칭 단부면으로부터의 균열(이하, "단부면 균열"이라 하는 경우가 있음)이 발생하기 쉽고, 충분한 에너지 흡수량이나 반력 특성을 얻을 수 없는 경우가 있다. 단부면 균열이 피로 특성을 저하시키는 경우도 있다.

[0004] DP 강판 및 TRIP 강판은, 도장 베이킹에 의해 항복 강도가 향상된다는 성질을 구비하지만, 항복 강도의 향상이 충분한 것이 되지 않아, 충분한 반력 특성이 얻어지지 않는 경우도 있다.

선행기술문헌

특허문헌

[0005] (특허문헌 0001) 일본 특허 공개 제2009-185355호 공보

(특허문헌 0002) 일본 특허 공개 제2011-111672호 공보
 (특허문헌 0003) 일본 특허 공개 제2012-251239호 공보
 (특허문헌 0004) 일본 특허 공개 평11-080878호 공보
 (특허문헌 0005) 일본 특허 공개 평11-080879호 공보
 (특허문헌 0006) 일본 특허 공개 제2011-132602호 공보
 (특허문헌 0007) 일본 특허 공개 제2009-127089호 공보
 (특허문헌 0008) 일본 특허 공개 평11-343535호 공보
 (특허문헌 0009) 국제 공개 제2010/114083호

발명의 내용

해결하려는 과제

[0006] 본 발명은 단부면 균열을 억제할 수 있고, 도장 베이킹 후에 우수한 항복 강도를 얻을 수 있는 강판을 제공하는 것을 목적으로 한다.

과제의 해결 수단

- [0007] 본 발명자들은, 상기 과제를 해결하기 위해 예의 검토를 행하였다. 그 결과, 이하의 사항이 판명되었다.
- [0008] (a) 강판에 포함되는 고용 C가 입계에 편석되어 입계를 강화하기 때문에, 고용 C가 많을수록, 편칭 단부면의 거칠기가 억제되어 우수한 충돌 특성이 얻어지고, 우수한 도장 베이킹 후의 반력 특성이 얻어진다.
- [0009] (b) 특정한 결정 방위를 갖는 결정립의 총 면적 분율이 작을수록 편칭 단부면의 거칠기가 억제되어, 우수한 충돌 특성이 얻어진다. 특정한 결정 방위를 갖는 결정립에는, 강판의 판면의 법선 방향(normal direction: ND)에 평행한 결정 방위가, <111> 방향으로부터의 어긋남이 10° 이하의 결정 방위인 결정립(이하, "ND//<111> 방위립"이라 하는 경우가 있음), 및 강판의 판면의 법선 방향에 평행한 결정 방위가, <100> 방향으로부터의 어긋남이 10° 이하의 결정 방위인 결정립(이하, "ND//<100> 방위립"이라 하는 경우가 있음)이 해당한다.
- [0010] (c) 잔류 오스테나이트가 편칭 단부면의 취화를 야기하기 때문에, 잔류 오스테나이트가 적을수록 편칭 단부면의 거칠기가 억제되어, 우수한 충돌 특성이 얻어진다.
- [0011] 본원 발명자는, 이러한 지견에 기초하여 더욱 예의 검토를 거듭한 결과, 이하에 나타내는 발명의 여러 형태에 상도하였다.
- [0012] (1)
- [0013] 질량%로
- [0014] C: 0.05% 내지 0.40%,
- [0015] Si: 0.05% 내지 3.0%,
- [0016] Mn: 1.5% 내지 3.5%,
- [0017] Al: 1.5% 이하,
- [0018] N: 0.010% 이하,
- [0019] P: 0.10% 이하,
- [0020] S: 0.005% 이하,
- [0021] Nb: 0.00% 내지 0.04% 이하,
- [0022] Ti: 0.00% 내지 0.08% 이하,

- [0023] V 및 Ta: 합계로 0.0% 내지 0.3%,
- [0024] Cr, Cu, Ni, Sn 및 Mo: 합계로 0.0% 내지 1.0%,
- [0025] B: 0.000% 내지 0.005%,
- [0026] Ca: 0.000% 내지 0.005%,
- [0027] Ce: 0.000% 내지 0.005%,
- [0028] La: 0.000% 내지 0.005%, 및
- [0029] 잔부: Fe 및 불순물
- [0030] 로 표시되는 화학 조성을 갖고,
- [0031] 면적%로
- [0032] 라스 중의 원 상당 직경이 2nm 내지 500nm인 철탄화물의 수가 2개 이상인 제1 마르텐사이트: 20% 내지 95%,
- [0033] 페라이트: 15% 이하,
- [0034] 잔류 오스테나이트: 15% 이하, 및
- [0035] 잔부: 베이나이트 혹은 라스 중의 원 상당 직경이 2nm 내지 500nm인 철탄화물의 수가 2개 미만인 제2 마르텐사이트 또는 이들의 양쪽
- [0036] 으로 표시되는 강 조직을 갖고,
- [0037] ND//<111> 방위립 및 ND//<100> 방위립의 총 면적 분율이 40% 이하이고,
- [0038] 고용 C의 양이 0.44ppm 이상이고,
- [0039] 상기 ND//<111> 방위립은, 판면의 법선 방향에 평행한 결정 방위가, <111> 방향으로부터의 어긋남이 10° 이하의 결정 방위인 결정립이고,
- [0040] 상기 ND//<100> 방위립은, 판면의 법선 방향에 평행한 결정 방위가, <100> 방향으로부터의 어긋남이 10° 이하의 결정 방위인 결정립인 것을 특징으로 하는 강판.
- [0041] (2)
- [0042] 상기 (1)에 있어서, 상기 화학 조성에 있어서
- [0043] V 및 Ta: 합계로 0.01% 내지 0.3%
- [0044] 가 성립되는 것을 특징으로 하는 강판.
- [0045] (3)
- [0046] 상기 (1) 또는 (2)에 있어서, 상기 화학 조성에 있어서
- [0047] Cr, Cu, Ni, Sn 및 Mo: 합계로 0.1% 내지 1.0%
- [0048] 가 성립되는 것을 특징으로 하는 강판.
- [0049] (4)
- [0050] 상기 (1) 내지 (3) 중 어느 한 항에 있어서, 상기 화학 조성에 있어서
- [0051] B: 0.0003% 내지 0.005%
- [0052] 가 성립되는 것을 특징으로 하는 강판.
- [0053] (5)
- [0054] 상기 (1) 내지 (5) 중 어느 한 항에 있어서, 상기 화학 조성에 있어서
- [0055] Ca: 0.001% 내지 0.005%,

- [0056] Ce: 0.001% 내지 0.005%,
 [0057] La: 0.001% 내지 0.005%, 혹은
 [0058] 또는 이들의 임의의 조합이 성립되는 것을 특징으로 하는 강판.

발명의 효과

- [0059] 본 발명에 따르면 화학 조성, 강 조직, 특정한 결정립의 면적 분율 등이 적절하기 때문에, 단부면 균열을 억제할 수 있고, 도장 베이킹 후에 우수한 항복 강도를 얻을 수 있다.

도면의 간단한 설명

- [0060] 도 1은 헤트형 부품을 도시하는 도면이다.
 도 2는 덮개를 도시하는 도면이다.
 도 3은 시험체를 도시하는 도면이다.
 도 4는 시료의 균열되기 쉬움의 평가 방법을 도시하는 도면이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

- [0061] 이하, 본 발명의 실시 형태에 대하여 설명한다.
- [0062] 우선, 본 발명의 실시 형태에 관한 강판 및 그의 제조에 사용하는 강의 화학 조성에 대하여 설명한다. 상세한 설명은 후술하지만, 본 발명의 실시 형태에 관한 강판은, 강의 열간 압연, 냉간 압연, 어닐링, 재가열 및 조질 압연 등을 거쳐서 제조된다. 따라서, 강판 및 강의 화학 조성은, 강판의 특성 뿐만 아니라 이들의 처리를 고려한 것이다. 이하의 설명에 있어서, 강판에 포함되는 각 원소의 함유량의 단위인 "%"는, 특별히 언급이 없는 한 "질량%"를 의미한다. 본 실시 형태에 관한 강판은, 질량%로 C: 0.05% 내지 0.40%, Si: 0.05% 내지 3.0%, Mn: 1.5% 내지 3.5%, Al: 1.5% 이하, N: 0.010% 이하, P: 0.10% 이하, S: 0.005% 이하, Nb: 0.00% 내지 0.04% 이하, Ti: 0.00% 내지 0.08% 이하, V 및 Ta: 합계로 0.0% 내지 0.3%, Cr, Cu, Ni, Sn 및 Mo: 합계로 0.0% 내지 1.0%, B: 0.000% 내지 0.005%, Ca: 0.000% 내지 0.005%, Ce: 0.000% 내지 0.005%, La: 0.000% 내지 0.005%, 및 잔부: Fe 및 불순물로 표시되는 화학 조성을 갖고 있다. 불순물로서는, 광석이나 스크랩 등의 원재료에 포함되는 것, 제조 공정에 있어서 포함되는 것이 예시된다.
- [0063] (C: 0.05% 내지 0.40%)
- [0064] C는 인장 강도의 향상에 기여하고, 고용 C는 입계에 편석되어 입계를 강화한다. 입계의 강화에 의해, 펀칭 단부면의 거칠기가 억제되어 우수한 충돌 특성이 얻어진다. C 함유량이 0.05% 미만이면 충분한 인장 강도, 예를 들어 980MPa 이상의 인장 강도가 얻어지지 않거나, 고용 C가 부족하다. 따라서, C 함유량은 0.05% 이상이다. 보다 우수한 인장 강도 및 충돌 특성을 얻기 위해, C 함유량은 바람직하게는 0.08% 이상이다. 한편, C 함유량이 0.40%를 초과하면, 잔류 오스테나이트의 증가 및 철탄화물의 과잉 석출에 의해 충돌시의 단부면 균열이 발생하기 쉬워진다. 따라서, C 함유량은 0.40% 이하이다. 보다 우수한 충돌 특성을 얻기 위해, C 함유량은 바람직하게는 0.30% 이하이다.
- [0065] 상기한 바와 같이, 강판에 포함되는 고용 C는 입계에 편석되어 입계를 강화한다. 이로 인해, 고용 C가 많을수록, 펀칭 단부면의 거칠기가 억제되어 우수한 충돌 특성이 얻어지고, 우수한 도장 베이킹 후의 반력 특성이 얻어진다. 강판에 포함되는 고용 C의 양이 0.44ppm 미만이면, 펀칭 단부면이 거칠어져 충분한 충돌 특성이 얻어지지 않거나, 충분한 도장 베이킹 후의 반력 특성이 얻어지지 않거나 한다. 도장 베이킹 후의 반력 특성은 시효 지수(aging index: AI)에 기초하여 평가할 수 있으며, 강판에 포함되는 고용 C의 양이 0.44ppm 미만이면 원하는 시효 지수, 예를 들어 5MPa 이상의 시효 지수를 얻을 수 없다. 따라서, 고용 C의 양은 0.44ppm 이상이다. 시효 지수에 관한 상세한 설명은 후술한다.
- [0066] (Si: 0.05% 내지 3.0%)
- [0067] Si는, 탄화물의 생성을 억제함으로써 어닐링 중에 오스테나이트를 안정화시키거나, 고용 C의 확보 및 입계 상에서의 탄화물의 생성의 억제에 기여하거나 한다. Si 함유량이 0.05% 미만이면 충분한 인장 강도가 얻어지지 않거나, 고용 C가 부족하여 도장 베이킹에 따른 시효에 의한 항복비의 상승이 부족하여 충분한 항복비, 예를 들어

0.8 이상의 항복비가 얻어지지 않거나 한다. 따라서, Si 함유량은 0.05% 이상이다. 보다 우수한 인장 강도 및 충돌 특성을 얻기 위해, Si 함유량은 바람직하게는 0.10% 이상이다. 한편, Si 함유량이 3.0%를 초과하면, 페라이트가 과잉이 되거나, 잔류 오스테나이트가 과잉이 되거나 한다. 따라서, Si 함유량은 3.0% 이하로 한다. 슬래브의 지연 균열의 억제 및 열간 압연 중의 단부 균열의 억제의 관점에서, Si 함유량은 바람직하게는 2.5% 이하, 보다 바람직하게는 2.0% 이하이다.

[0068] (Mn: 1.5% 내지 3.5%)

[0069] Mn은, 페라이트의 생성을 억제한다. Mn 함유량이 1.5% 미만이면, 페라이트가 과잉으로 생성되고, 충돌시의 단부면 균열이 발생하기 쉬워진다. 따라서, Mn 함유량은 1.5% 이상이다. 보다 우수한 충돌 특성을 얻기 위해, Mn 함유량은 바람직하게는 2.0% 이상이다. 한편, Mn 함유량이 3.5%를 초과하면, ND//<111> 방위립 및 ND//<100> 방위립의 총 면적 분율이 과잉이 되고, 충돌시의 단부면 균열이 발생하기 쉬워진다. 따라서, Mn 함유량은 3.5% 이하이다. 용접성의 관점에서 Mn 함유량은 바람직하게는 3.0% 이하이다.

[0070] (Al: 1.5% 이하)

[0071] Al은 필수 원소는 아니지만, 예를 들어 개재물의 저감을 위한 탈산에 사용되며, 강 중에 잔존할 수 있다. Al 함유량이 1.5%를 초과하면 페라이트가 과잉으로 생성되고, 충돌시의 단부면 균열이 발생하기 쉬워진다. 따라서, Al 함유량은 1.5% 이하이다. Al 함유량의 저감에는 비용이 들며, 0.002% 미만까지 저감하고자 하면 비용이 현저하게 상승한다. 이로 인해, Al 함유량은 0.002% 이상으로 해도 된다. 충분한 탈산을 행한 경우, 0.01% 이상의 Al이 잔존하는 경우가 있다.

[0072] (N: 0.010% 이하)

[0073] N은 필수 원소는 아니며, 예를 들어 강 중에 불순물로서 함유된다. N 함유량이 0.010%를 초과하면 충분한 인성이 얻어지지 않고, 충돌시의 단부면 균열이 발생하기 쉬워지거나, 항복점 신율이 과잉이 되거나 한다. 따라서, N 함유량은 0.010% 이하이다. 성형성의 관점에서, N 함유량은 바람직하게는 0.005% 이하이다. N 함유량의 저감에는 비용이 들며, 0.001% 미만까지 저감하고자 하면 비용이 현저하게 상승한다. 이로 인해, N 함유량은 0.001% 이상으로 해도 된다.

[0074] (P: 0.10% 이하)

[0075] P는 필수 원소는 아니며, 예를 들어 강 중에 불순물로서 함유된다. P 함유량이 0.10%를 초과하면 펀칭 단부면의 거칠기가 현저해지고, 충돌시의 단부면 균열이 발생하기 쉬워진다. 따라서, P 함유량은 0.10% 이하이다. 용접성의 관점에서, P 함유량은 바람직하게는 0.05% 이하이다. P 함유량의 저감에는 비용이 들며, 0.001% 미만까지 저감하고자 하면 비용이 현저하게 상승한다. 이로 인해, P 함유량은 0.001% 이상으로 해도 된다.

[0076] (S: 0.005% 이하)

[0077] S는 필수 원소는 아니며, 예를 들어 강 중에 불순물로서 함유된다. S 함유량이 0.005%를 초과하면 펀칭 단부면의 거칠기가 현저해지고, 충돌시의 단부면 균열이 발생하기 쉬워진다. 따라서, S 함유량은 0.005% 이하이다. 충돌시의 용접부로부터의 균열을 억제하기 위해, S 함유량은 바람직하게는 0.003% 이하이다. S 함유량의 저감에는 비용이 들며, 0.0002% 미만까지 저감하고자 하면 비용이 현저하게 상승한다. 이로 인해, S 함유량은 0.0002% 이상으로 해도 된다.

[0078] Nb, Ti, V, Ta, Cr, Cu, Ni, Sn, Mo, B, Ca, Ce 및 La는 필수 원소는 아니며, 강판 및 강에 소정량을 한도로 적절히 함유되어 있어도 되는 임의 원소이다.

[0079] (Nb: 0.00% 내지 0.04%, Ti: 0.00% 내지 0.08%)

[0080] Nb 및 Ti는 고용 C의 확보 및 결정립의 미립화를 통한 항복 강도의 향상에 기여하고, 충돌 특성의 향상에 유효하다. 따라서, Nb 혹은 Ti 또는 이들의 양쪽이 함유되어 있어도 된다. 단, Nb 함유량이 0.04%를 초과하면, ND//<111> 방위립 및 ND//<100> 방위립의 총 면적 분율이 과잉이 되거나, 입계에 Nb 탄질화물이 과잉으로 석출되거나 하여 충돌시의 단부면 균열이 발생하기 쉬워진다. 따라서, Nb 함유량은 0.04% 이하이다. Ti 함유량이 0.08%를 초과하면, ND//<111> 방위립 및 ND//<100> 방위립의 총 면적 분율이 과잉이 되거나, 입계에 Ti 탄질화물이 과잉으로 석출되거나 하여 충돌시의 단부면 균열이 발생하기 쉬워진다. 따라서, Ti 함유량은 0.08% 이하이다. 상기 작용에 의한 효과를 확실하게 얻기 위해, Nb 및 Ti의 함유량은 바람직하게는 합계로 0.01% 이상이다. 또한, Nb 함유량의 저감에는 비용이 들며, 0.0002% 미만까지 저감하고자 하면 비용이 현저하게 상승한다.

이로 인해, Nb 함유량은 0.0002% 이상으로 해도 된다. Ti 함유량의 저감에는 비용이 들며, 0.0002% 미만까지 저감하고자 하면 비용이 현저하게 상승한다. 이로 인해, Ti 함유량은 0.0002% 이상으로 해도 된다.

[0081] (V 및 Ta: 합계로 0.0% 내지 0.3%)

[0082] V 및 Ta는, 탄화물, 질화물 또는 탄질화물의 형성 및 미립화에 의해 강도의 향상에 기여한다. 따라서, V 혹은 Ta 또는 이들의 양쪽이 함유되어 있어도 된다. 단, V 및 Ta의 함유량이 합계로 0.3%를 초과하면, 입계에 다량의 탄화물 또는 탄질화물이 석출되고, 펀칭 단부면의 거칠기가 현저해지고, 충돌시의 단부면 균열이 발생하기 쉬워진다. 따라서, V 및 Ta의 함유량은 합계로 0.3% 이하이다. 슬래브의 지연 균열의 억제 및 열간 압연 중의 단부 균열의 억제의 관점에서, V 및 Ta의 함유량은 바람직하게는 합계로 0.1% 이하이다. 상기 작용에 의한 효과를 확실하게 얻기 위해, V 및 Ta의 함유량은 바람직하게는 합계로 0.01% 이상이다.

[0083] (Cr, Cu, Ni, Sn 및 Mo: 합계로 0.0% 내지 1.0%)

[0084] Cr, Cu, Ni, Sn 및 Mo는, Mn과 마찬가지로 페라이트의 생성을 억제한다. 따라서, Cr, Cu, Ni, Sn 혹은 Mo 또는 이들의 임의의 조합이 함유되어 있어도 된다. 단, Cr, Cu, Ni, Sn 및 Mo의 함유량이 합계로 1.0%를 초과하면, 가공성이 현저하게 열화되고, 단부면 균열이 발생하기 쉽다. 따라서, Cr, Cu, Ni, Sn 및 Mo의 함유량은 합계로 1.0% 이하이다. 단부면 균열의 보다 확실한 억제의 관점에서, Cr, Cu, Ni, Sn 및 Mo의 함유량은 바람직하게는 합계로 0.5% 이하이다. 상기 작용에 의한 효과를 확실하게 얻기 위해, Cr, Cu, Ni, Sn 및 Mo의 함유량은 바람직하게는 0.1% 이상이다.

[0085] (B: 0.000% 내지 0.005%)

[0086] B는 강판의 퀴칭성을 높이고, 페라이트의 형성을 억제하고, 마르텐사이트의 형성을 촉진한다. 따라서, B가 함유되어 있어도 된다. 단, B 함유량이 합계로 0.005%를 초과하면, 충돌시의 단부면 균열이 발생하는 경우가 있다. 따라서, B 함유량은 0.005% 이하이다. 보다 우수한 충돌 특성을 얻기 위해, B 함유량은 바람직하게는 합계로 0.003% 이하이다. 상기 작용에 의한 효과를 확실하게 얻기 위해, B 함유량은 바람직하게는 0.0003% 이상이다.

[0087] (Ca: 0.000% 내지 0.005%, Ce: 0.000% 내지 0.005%, La: 0.000% 내지 0.005%)

[0088] Ca, Ce 및 La는, 강판 중의 산화물 및 황화물을 미세하게 하거나, 산화물 및 황화물의 특성을 변화시키거나 하여 단부면 균열을 발생하기 어렵게 한다. 따라서, Ca, Ce 혹은 La 또는 이들의 임의의 조합이 함유되어 있어도 된다. 단, Ca 함유량, Ce 함유량, La 함유량 중 어느 것이 0.005%를 초과하면, 상기 작용에 의한 효과가 포화되어 헛되이 비용이 높아짐과 함께, 성형성이 저하된다. 따라서, Ca 함유량, Ce 함유량, La 함유량은 모두 0.005% 이하이다. 성형성의 저하를 보다 억제하기 위해, Ca 함유량, Ce 함유량, La 함유량은 모두 바람직하게는 0.003% 이하이다. 상기 작용에 의한 효과를 확실하게 얻기 위해, Ca 함유량, Ce 함유량, La 함유량은 모두 바람직하게는 0.001% 이상이다. 즉, "Ca: 0.001% 내지 0.005%", "Ce: 0.001% 내지 0.005%" 혹은 "La: 0.001% 내지 0.005%" 또는 이들의 임의의 조합이 만족되는 것이 바람직하다.

[0089] 이어서, 본 발명의 실시 형태에 관한 강판의 강 조직에 대하여 설명한다. 이하의 설명에 있어서, 강 조직을 구성하는 상 또는 조직의 비율의 단위인 "%"는, 특별히 언급이 없는 한 면적 분율의 "면적%"를 의미한다. 본 발명의 실시 형태에 관한 강판은, 라스 중의 원 상당 직경이 2nm 내지 500nm인 철탄화물의 수가 2개 이상인 제1 마르텐사이트: 20% 내지 95%, 페라이트: 15% 이하, 잔류 오스테나이트: 15% 이하, 및 잔부: 베이나이트 혹은 라스 중의 원 상당 직경이 2nm 내지 500nm인 철탄화물의 수가 2개 미만인 제2 마르텐사이트 또는 이들의 양쪽으로 표시되는 강 조직을 갖고 있다.

[0090] (라스 중의 원 상당 직경이 2nm 내지 500nm인 철탄화물의 수가 2개 이상인 제1 마르텐사이트: 20% 내지 95%)

[0091] 라스 중의 원 상당 직경이 2nm 내지 500nm인 철탄화물의 수가 2개 이상인 제1 마르텐사이트는, 인장 강도의 향상 및 고용 C의 확보에 기여하고, 고용 C의 확보에 의해 도장 베이킹에 따른 시효에 의해 항복비가 향상되고, 충돌시의 단부면 균열이 억제된다. 라스 경계 상의 철탄화물은 라스 중의 철탄화물에 해당하지 않는다. 철탄화물에는 Fe 및 C를 포함하는 것 뿐만 아니라, 다른 원소도 포함하는 것도 해당한다. 다른 원소로서는, Mn, Cr 및 Mo가 예시된다.

[0092] 라스 중에 원 상당 직경이 2nm 이상인 철탄화물이 존재하지 않는 마르텐사이트, 및 라스 중에 원 상당 직경이 2nm 이상인 철탄화물이 존재하고 있어도 그 수가 2개 미만인 마르텐사이트는, 인장 강도의 향상 및 고용 C의 확보에 충분히 기여할 수 없다. 라스 중에 원 상당 직경이 2nm 이상인 철탄화물이 2개 이상 존재하고 있어도, 그

중에서 500nm 이하의 것이 2개 미만인 마르텐사이트는, 조대한 철탄화물의 영향에 의해 과잉의 항복점 신율을 야기하거나, 인장 강도의 향상을 저해하거나 한다.

[0093] 그리고, 제1 마르텐사이트의 면적 분율이 20% 미만이면, 도장 베이킹에 따른 시효에 의해서도 항복비가 충분히는 향상되지 않는다. 따라서, 제1 마르텐사이트의 면적 분율은 20% 이상이다. 더 높은 항복비를 얻기 위해, 제1 마르텐사이트의 면적 분율은 바람직하게는 30% 이상이다. 한편, 제1 마르텐사이트의 면적 분율이 95%를 초과하면 연성이 부족하고, 편칭 단부면의 유무에 관계없이 충돌시에 크게 변형된 부위로부터의 균열이 발생하기 쉽다. 따라서, 제1 마르텐사이트의 면적 분율은 95% 이하이다. 보다 우수한 연성을 얻기 위해, 제1 마르텐사이트의 면적 분율은 바람직하게는 90% 이하이다.

[0094] (페라이트: 15% 이하)

[0095] 페라이트는 강판의 성형성을 향상시키기는 하지만, 충돌시의 단부면 균열을 발생하기 쉽게 하거나, 도장 베이킹에 의한 항복비의 향상을 저해하거나, 반력 특성을 저하시키거나 한다. 그리고, 페라이트의 면적 분율이 15%를 초과하는 경우에 단부면 균열의 발생, 항복비의 향상의 저해 및 반력 특성의 저하가 현저하다. 따라서, 페라이트의 면적 분율은 15% 이하이다. 보다 우수한 충돌 특성을 얻기 위해, 페라이트의 면적 분율은 바람직하게는 10% 이하이고, 보다 바람직하게는 6% 이하이다.

[0096] (잔류 오스테나이트: 15% 이하)

[0097] 잔류 오스테나이트는, 성형성의 향상 및 충격 에너지의 흡수에 기여하지만, 편칭 단부면을 취화시켜 충돌시의 단부면 균열을 발생하기 쉽게 한다. 그리고, 잔류 오스테나이트의 면적 분율이 15%를 초과하는 경우에 단부면 균열의 발생이 현저하다. 따라서, 잔류 오스테나이트의 면적 분율은 15% 이하이다. 보다 우수한 충돌 특성을 얻기 위해, 잔류 오스테나이트의 면적 분율은 바람직하게는 12% 이하이다. 잔류 오스테나이트의 면적 분율이 3% 미만이면, 충돌시에 신장 플랜지 부위로부터의 균열이 발생하는 경우가 있다. 따라서, 잔류 오스테나이트의 면적 분율은 바람직하게는 3% 이상이다.

[0098] (잔부: 베이나이트 혹은 라스 중의 원 상당 직경이 2nm 내지 500nm인 철탄화물의 수가 2개 미만인 제2 마르텐사이트 또는 이들의 양쪽)

[0099] 제1 마르텐사이트, 페라이트 및 잔류 오스테나이트 이외의 잔부는, 베이나이트 혹은 제2 마르텐사이트 또는 이들의 양쪽이다. 베이나이트가 포함되어 있는 경우 C의 농화가 촉진되고, 면적 분율이 3% 내지 15%인 잔류 오스테나이트를 얻기 쉽다.

[0100] 본원에 있어서, 페라이트에는 폴리고날 페라이트(α_p), 의사 폴리고날 페라이트(α_q) 및 입상 베이니틱 페라이트(α_B)가 포함되고, 베이나이트에는 하부 베이나이트, 상부 베이나이트 및 베이니틱 페라이트($\alpha^\circ B$)가 포함된다. 입상 베이니틱 페라이트는 라스가 없는 회복된 전위 서브 구조를 갖고, 베이니틱 페라이트는 탄화물의 석출이 없는 라스가 다발이 된 구조이며, 구 γ 입계가 그대로 남는다(참고 문헌: "강의 베이나이트 사진집-1" 일본 철강 협회(1992년) p.4, 참조). 이 참고 문헌에는, "Granular bainitic ferrite structure; dislocated substructure but fairly recovered like lath-less"라는 기재 및 "sheaf-like with laths but no carbide; conserving the prior austenite grain boundary"라는 기재가 있다.

[0101] 제2 마르텐사이트에는, 라스 중에 원 상당 직경이 2nm 이상인 철탄화물이 존재하지 않는 마르텐사이트, 라스 중에 원 상당 직경이 2nm 이상인 철탄화물이 존재하고 있어도 그 수가 2개 미만인 마르텐사이트, 및 라스 중에 원 상당 직경이 2nm 이상인 철탄화물이 2개 이상 존재하고 있어도, 그 중에서 500nm 이하의 것이 2개 미만인 마르텐사이트가 해당한다. 제2 마르텐사이트의 면적 분율이 3%를 초과하면, 도장 베이킹 후에 충분한 항복비가 얻어지지 않는 경우가 있다. 따라서, 제2 마르텐사이트의 면적 분율은 바람직하게는 3% 이하이다.

[0102] 페라이트, 베이나이트, 마르텐사이트 및 펄라이트의 면적률은, 예를 들어 광학 현미경 또는 주사 전자 현미경(scanning electron microscopy: SEM)에 의해 촬영한 강 조직의 사진을 사용하여, 포인트 카운트법 또는 화상 해석에 의해 측정할 수 있다. 입상 베이니틱 페라이트(α_B)와 베이니틱 페라이트($\alpha^\circ B$)의 관별은, SEM 및 투과 전자 현미경(TEM)에 의한 조직 관찰을 행하고, 상기 참고 문헌의 기재에 기초하여 행할 수 있다. 마르텐사이트 라스 중의 철탄화물의 원 상당 직경은, SEM 및 TEM에 의한 조직 관찰을 행하여 측정할 수 있다. 고용 C의 양은, 예를 들어 내부 마찰법에 의해 측정할 수 있다. 내부 마찰법의 내용은, 예를 들어 "일본 금속 학회지(1962), vol.26, (1), 47"에 기재되어 있다.

[0103] 잔류 오스테나이트의 면적 분율은, 예를 들어 전자선 후방 산란 회절(electron backscatter diffraction:

EBSD)법 또는 X선 회절법에 의해 측정할 수 있다. X선 회절법에 의해 측정하는 경우에는 Mo-K α 선을 사용하여, 페라이트의 (111)면의 회절 강도(α (111)), 잔류 오스테나이트의 (200)면의 회절 강도(γ (200)), 페라이트의 (211)면의 회절 강도(α (211)), 및 잔류 오스테나이트의 (311)면의 회절 강도(γ (311))를 측정하고, 다음의 식으로부터 잔류 오스테나이트의 면적 분율(f_A)을 산출할 수 있다.

$$[0104] \quad f_A = (2/3) \{ 100 / (0.7 \times \alpha(111) / \gamma(200) + 1) \} + (1/3) \{ 100 / (0.78 \times \alpha(211) / \gamma(311) + 1) \}$$

[0105] 이어서, 본 발명의 실시 형태에 관한 강판에 있어서의 ND//<111> 방위립 및 ND//<100> 방위립의 총 면적 분율에 대하여 설명한다. 본 발명자들에 의해, ND//<111> 방위립 및 ND//<100> 방위립의 총 면적 분율이 충돌시의 단부면 균열에 큰 영향을 미치는 것을 알아내었다. 즉, 이 총 면적 분율이 40%를 초과하면, 충돌시의 단부면 균열이 발생하기 쉬운 것을 알아내었다. 따라서, 이 총 면적 분율은 40% 이하이다. 결정 방위는 EBSD법에 의해 특정할 수 있다. 또한, ND//<111> 방위립 및 ND//<100> 방위립의 총 면적 분율은, 관찰면에 있어서의 전체 결정립에 대한 비율이며, 강 조직의 면적 분율과는 구별된다. 즉, 이들 사이에서는 분모가 상이하며, 이들의 합이 100%가 될 필요는 없다.

[0106] 이어서, 본 발명의 실시 형태에 관한 강판의 기계적 특성에 대하여 설명한다.

[0107] 본 실시 형태에 관한 강판은 바람직하게는 980MPa 이상의 인장 강도를 갖는다. 인장 강도가 980MPa 미만이면, 부재의 고강도화에 의한 경량화의 이점을 얻기 어렵기 때문이다.

[0108] 본 실시 형태에 관한 강판은 바람직하게는 5MPa 이상, 보다 바람직하게는 10MPa 이상의 시효 지수(aging index: AI)를 갖는다. 시효 지수가 5MPa 미만이면 도장 베이킹 후의 항복비가 낮고, 우수한 반력 특성을 얻기 어렵기 때문이다. 여기에서 말하는 시효 지수는, 10% 인장 예비 변형이 부가되고, 100℃에서 60분간의 시효가 행해진 후의 항복 강도와 시효 전의 항복 강도의 차이이며, 시효에 의한 항복 강도의 증가량에 상당한다. 시효 지수는, 강판 중의 고용 C의 양의 영향을 받는다.

[0109] 본 실시 형태에 관한 강판은 바람직하게는 3% 이하, 보다 바람직하게는 1% 이하의 항복점 신율을 갖는다. 항복점 신율이 3%를 초과하면, 성형시 및 충돌시에 국부 변형 집중에 따라 파단되기 쉽기 때문이다.

[0110] 본 실시 형태에 관한 강판은 바람직하게는 0.80 이상, 보다 바람직하게는 0.88 이상의 도장 베이킹에 따른 시효 후의 항복비를 갖는다. 시효 후의 항복비가 0.80 미만이면 충분한 충돌 특성이 얻어지지 않고, 부재의 경량화의 이점을 얻기 어렵기 때문이다. 여기에서 말하는 시효 후의 항복비는, 다음과 같이 하여 측정한다. 우선, 강판에 5%의 인장 예비 변형을 부가하고, 도장 베이킹에 상당하는 170℃에서 20분간의 시효 처리를 행한다. 그 후, 인장 시험에 의해 인장 강도 및 항복 강도를 취득하고, 이 인장 강도 및 항복 강도로부터 항복비를 산출한다. 인장 예비 변형의 크기를 5%로 하고 있는 것은, 자동차의 골격용의 부재의 제조에서는 일반적으로 곱힘 가공부나 드로잉 가공부에 5% 이상의 성형 변형이 도입되는 것을 고려한 것이다.

[0111] 이어서, 본 발명의 실시 형태에 관한 강판을 제조하는 방법에 대하여 설명한다. 이 제조 방법에서는, 상기한 화학 조성을 갖는 강의 열간 압연, 냉간 압연, 어닐링, 재가열 및 조질 압연 등을 행한다.

[0112] 우선, 상기한 화학 조성을 갖는 슬래브를 제조하고, 열간 압연을 행한다. 열간 압연에 사용하는 슬래브는, 예를 들어 연속 주조법, 분괴법 또는 박슬래브 캐스터 등으로 제조할 수 있다. 주조 후에 즉시 열간 압연을 행하는 연속 주조-직접 압연과 같은 프로세스를 채용해도 된다.

[0113] 열간 압연에서는, 조압연 및 마무리 압연을 행한다. 마무리 압연은, $(960 + (80 \times [\%Nb] + 40 \times [\%Ti]))^\circ\text{C}$ 이상의 온도에서 개시한다. [%Nb]는 Ni 함유량이고, [%Ti]는 Ti 함유량이다. 마무리 압연을 개시하는 온도(마무리 압연 개시 온도: HST)가 $(960 + (80 \times [\%Nb] + 40 \times [\%Ti]))^\circ\text{C}$ 미만이면, ND//<100> 방위립 및 ND//<111> 방위립의 총 면적 분율이 과잉이 되고, 편칭 단부면의 거칠기가 현저해지고, 충돌시에 단부면 균열이 발생하기 쉬워진다. 마무리 압연은, $(880 + (80 \times [\%Nb] + 40 \times [\%Ti]))^\circ\text{C}$ 이상의 온도에서 종료한다. 마무리 압연을 종료하는 온도(마무리 압연 종료 온도: HFT)가 $(880 + (80 \times [\%Nb] + 40 \times [\%Ti]))^\circ\text{C}$ 미만이면, ND//<100> 방위립 및 ND//<111> 방위립의 총 면적 분율이 과잉이 되고, 편칭 단부면의 거칠기가 현저해지고, 충돌시에 단부면 균열이 발생하기 쉬워진다. 마무리 압연은, 바람직하게는 $(890 + (80 \times [\%Nb] + 40 \times [\%Ti]))^\circ\text{C}$ 이상의 온도에서 종료한다.

[0114] 마무리 압연의 종료 후, 강판을 냉각한다. 이 냉각에서는, 마무리 압연 종료 온도(HFT)로부터 $(\text{HFT} - 20^\circ\text{C})$ 까지의 사이의 제1 평균 냉각 속도(CR1)를 10°C/s 이하로 하고, Ar_3 점으로부터 700°C 까지 사이의 제2 평균 냉각 속도(CR2)를 30°C/s 이상으로 한다. 제1 평균 냉각 속도가 10°C/s 를 초과하면, ND//<100> 방위립 및 ND//<111>

방위립의 총 면적 분율이 과잉이 되고, 편칭 단부면의 거칠기가 현저해지고, 충돌시에 단부면 균열이 발생하기 쉬워진다. 제1 평균 냉각 속도는, 바람직하게는 8℃/s 이하로 한다. 제2 평균 냉각 속도가 30℃/s 미만이면, 어닐링 후에 충분한 고용 C를 얻을 수 없고, 도장 베이킹에 의해서도 항복비가 충분히 향상되지 않거나, 편칭 단부면의 거칠기가 현저해지거나 한다.

[0115] 마무리 압연 후의 권취는 670℃ 이하에서 행한다. 권취 온도(CT)가 670℃를 초과하면 어닐링 후에 충분한 고용 C를 얻을 수 없고, 도장 베이킹에 의해서도 항복비가 충분히 향상되지 않거나, 편칭 단부면의 거칠기가 현저해지거나 한다. 권취 온도는, 바람직하게는 620℃ 이하로 한다.

[0116] 권취 후, 산세 및 냉간 압연을 행한다. 냉간 압연 75% 이하의 압하율로 행한다. 냉간 압연의 압하율이 75%를 초과하면, 편칭 단부면의 거칠기가 현저해지고, 충돌시에 단부면 균열이 발생하기 쉬워진다.

[0117] 냉간 압연 후에 어닐링을 행한다. 이 어닐링의 최고 도달 온도(ST)가 (Ac₃-60)℃ 미만이면, ND//<100> 방위립 및 ND//<111> 방위립의 총 면적 분율이 40%를 초과하게 되거나, 페라이트의 면적 분율이 15%를 초과하게 되거나 한다. 그 결과, 편칭 단부면의 거칠기가 현저해지고, 충돌시에 단부면 균열이 발생하기 쉬워진다. 어닐링의 시간이 3초간 미만이어도 마찬가지로 편칭 단부면의 거칠기가 현저해지고, 충돌시에 단부면 균열이 발생하기 쉬워진다. 따라서, 최고 도달 온도는 (Ac₃-60)℃ 이상으로 하고, 최고 도달 온도에서의 유지 시간은 3초간 이상으로 한다. 보다 우수한 충돌 특성을 얻기 위해, 최고 도달 온도는 바람직하게는 (Ac₃-40)℃ 이상으로 한다. 한편, 최고 도달 온도가 (Ac₃+70)℃를 초과하면, 결정립이 조대화되어 편칭 단부면이 취화되고, 충돌시에 단부면 균열이 발생하기 쉬워진다. 따라서, 최고 도달 온도는 바람직하게는 (Ac₃+70)℃로 한다. 어닐링에는, 예를 들어 연속 어닐링 설비 또는 도금 설비를 구비한 연속 어닐링 설비를 사용한다.

[0118] 변태 온도 Ac₃(℃)의 값은, 다음의 식으로 나타낼 수 있다. [%C]는 C 함유량이고, [%Si]는 Si 함유량이고, [%Mn]은 Mn 함유량이고, [%Cu]는 Cu 함유량이고, [%Ni]는 Ni 함유량이고, [%Cr]은 Cr 함유량이고, [%Mo]는 Mo 함유량이고, [%Ti]는 Ti 함유량이고, [%Nb]는 Nb 함유량이고, [%V]는 V 함유량이고, [%Al]은 Al 함유량이다.

[0119]
$$Ac_3(℃) = 937.2 - 436.5[\%C] + 56[\%Si] - 19.7[\%Mn] - 16.3[\%Cu] - 26.6[\%Ni] - 4.9[\%Cr] + 38.1[\%Mo] + 136.3[\%Ti] - 19.1[\%Nb] + 124.8[\%V] + 198.4[\%Al]$$

[0120] 어닐링 후의 냉각에서는, 700℃부터 500℃까지의 사이의 제3 평균 냉각 속도(CR3)를 10℃/s 이상으로 하고, 300℃부터 150℃까지의 사이의 제4 평균 냉각 속도(CR4)를 10℃/s 이상으로 한다. 제3 평균 냉각 속도가 10℃/s 미만이면, 페라이트의 면적 분율이 15%를 초과하게 되거나, 충분한 고용 C를 얻을 수 없거나 하여, 도장 베이킹에 의해서도 항복비가 충분히 향상되지 않는다. 제3 평균 냉각 속도는, 바람직하게는 20℃/s 이상으로 한다. 제4 평균 냉각 속도가 10℃/s 미만이면 충분한 고용 C를 얻을 수 없고, 도장 베이킹에 의해서도 항복비가 충분히 향상되지 않는다.

[0121] 그 후, 300℃ 이상 530℃ 이하의 온도 영역에서 10초간 이상의 재가열을 행한다. 이 재가열의 사이에 마르텐사이트 라스 내에 철탄화물이 성장한다. 이 유지 온도(Tr)가 300℃ 미만이면 충분한 철탄화물이 얻어지지 않고, 도장 베이킹에 의해서도 항복비가 충분히 향상되지 않고, 충돌시의 단부면 균열이 발생하기 쉽고, 에너지 흡수량이 낮고, 충분한 반력 특성이 얻어지지 않는다. 유지 시간이 10초간 미만이면, 마찬가지로 우수한 충돌 특성이 얻어지지 않는다. 유지 온도가 530℃를 초과하면 철탄화물이 조대화되고, 항복점 신율이 과잉이 되거나, 인장 강도가 부족하거나 한다.

[0122] 재가열의 사이에 강판에 도금 처리를 행해도 된다. 도금 처리는, 예를 들어 연속 어닐링 설비에 설치된 도금 설비로 행해도 되고, 연속 어닐링 설비와는 다른 도금 전용의 설비로 행해도 된다. 도금의 조성은 특별히 한정되지 않는다. 도금 처리로서는, 예를 들어 용융 도금 처리, 합금화 용융 도금 처리 또는 전기 도금 처리를 행할 수 있다.

[0123] 재가열 후, 0.2% 이상의 신장률로 조절 압연(스킨 패스 압연)을 행한다. 신장률이 0.2% 미만이면 항복점 신율이 3%를 초과하게 되어, 충분한 반력 특성을 얻을 수 없다. 한편, 신장률이 2.0%를 초과하면, 성형성이 저하되는 경우가 있다. 따라서, 신장률은 바람직하게는 2.0% 이하로 한다.

[0124] 이와 같이 하여, 본 발명의 실시 형태에 관한 강판을 제조할 수 있다.

- [0125] 본 실시 형태에 따르면, 화학 조성, 강 조직, 특정한 결정립의 면적 분율 등이 적절하기 때문에, 단부면 균열을 억제할 수 있으며, 도장 베이킹 후에 우수한 항복 강도를 얻을 수 있다.
- [0126] 또한, 상기 실시 형태는 모두 본 발명을 실시할 때의 구체화된 예를 나타낸 것에 지나지 않으며, 이들에 의해 본 발명의 기술적 범위가 한정적으로 해석되어서는 안되는 것이다. 즉, 본 발명은 그의 기술 사상, 또는 그의 주요한 특징으로부터 이탈하지 않고, 다양한 형태로 실시할 수 있다.
- [0127] **실시예**
- [0128] 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.
- [0129] 이 시험에서는, 표 1에 나타내는 화학 조성을 갖는 강을 용제하여 강편을 제조하고, 이 강편을 1200℃ 내지 1250℃로 가열하여, 열간 압연을 행하였다. 열간 압연에서는 조압연 및 마무리 압연을 행하였다. 표 1 중의 공란은, 당해 원소의 함유량이 검출 한계 미만인 것을 나타내고, 잔부는 Fe 및 불순물이다. 표 1 중의 밑줄은, 그 수치가 본 발명의 범위로부터 벗어나 있는 것을 나타낸다.

표 1

장의 기호	C	Si	Mn	Al	N	P	S	Ti	Nb	B	Cr	Mo	Cu	Ni	La	Ce	Ca	V	Ta	Sn
A	0.19	1.1	2.2	0.03	0.002	0.01	0.002	0.02												
B	0.21	1.5	2.4	0.03	0.002	0.01	0.002		0.01											
C	0.14	0.3	2.5	0.03	0.002	0.01	0.002	0.01	0.02	0.002										
D	0.15	0.7	2.6	0.03	0.002	0.01	0.002	0.04		0.002	0.2									
E	0.28	1.4	2.0	0.20	0.002	0.01	0.002	0.02				0.1	0.1	0.3						
F	0.20	1.3	1.9	0.03	0.002	0.01	0.002	0.06	0.01		0.4				0.001	0.001				
G	0.22	1.8	2.4	0.02	0.002	0.01	0.002											0.3		
H	0.13	0.2	2.5	0.50	0.002	0.01	0.002	0.02	0.02	0.001			0.1	0.1			0.002			
I	0.11	0.8	2.6	0.03	0.002	0.01	0.002	0.03				0.15							0.08	
J	0.21	1.3	2.3	0.03	0.002	0.01	0.002	0.01	0.02	0.001				0.1						0.1
K	0.04	1.3	2.3	0.03	0.002	0.01	0.002		0.02											
L	0.41	1.3	2.3	0.03	0.002	0.01	0.002		0.02											
M	0.21	0.01	2.3	0.03	0.002	0.01	0.002		0.02											
N	0.21	3.2	2.3	0.03	0.002	0.01	0.002		0.02											
O	0.21	1.3	1.3	0.03	0.002	0.01	0.002		0.02											
P	0.21	1.3	3.9	0.03	0.002	0.01	0.002		0.02											
Q	0.21	1.3	2.3	1.60	0.002	0.01	0.002		0.02											
R	0.21	1.3	2.3	0.03	0.012	0.01	0.002		0.02											
S	0.21	1.3	2.3	0.03	0.002	0.12	0.002		0.02											
T	0.21	1.3	2.3	0.03	0.002	0.01	0.006		0.02											
U	0.21	1.3	2.3	0.03	0.002	0.01	0.002	0.12	0.02											
V	0.21	1.3	2.3	0.03	0.002	0.01	0.002		0.05											

[0130]

[0131] 마무리 압연에서는 7개의 스탠드를 사용하고, 가장 상류측의 제1 스탠드의 입측 온도, 즉 압연 직전의 온도 및 가장 하류측의 제7 스탠드의 출측 온도, 즉 압연 직후의 온도를 측정하였다. 제1 스탠드의 입측 온도는 마무리 압연 개시 온도(HST)에 상당하고, 제7 스탠드의 출측 온도는 마무리 압연 종료 온도(HFT)에 상당한다. 이들을 표 2에 나타낸다.

[0132] 마무리 압연 후에 열연 강판을 냉각하고, 권취하였다. 이 냉각 및 권취에 있어서의 마무리 압연 종료 온도(HFT)부터 (HFT-20℃)까지의 사이의 제1 평균 냉각 속도(CR1), Ar₃점으로부터 700℃까지 사이의 제2 평균 냉각 속도(CR2) 및 권취 온도(CT)를 표 2에 나타낸다.

[0133] 권취 후, 열연 강판의 산세를 행하여 스케일을 제거하였다. 그 후, 45% 내지 70%의 압하율로 냉간 압연을 행함으로써, 두께가 1.2mm인 냉연 강판을 얻었다. 이어서, 연속 어닐링 설비를 사용하여 냉연 강판의 어닐링을

행하였다. 이 어닐링에 있어서의 최고 도달 온도(ST), 700℃부터 500℃까지의 사이의 제3 평균 냉각 속도(CR3) 및 300℃부터 150℃까지의 사이의 제4 평균 냉각 속도(CR4)를 표 2에 나타낸다.

[0134] 이어서, 150℃ 이하의 온도까지 냉각된 강판을 재가열하였다. 이 재가열에 있어서의 유지 온도(Tr) 및 유지 시간(tr)을 표 2에 나타낸다. 그 후, 조질 압연(스킨 패스 압연)을 행하였다. 이 조질 압연에 있어서의 신장률(SP)을 표 2에 나타낸다.

[0135] 일부의 강판에 대해서는, 연속 어닐링 중 또는 연속 어닐링 후에 용융 아연 도금 처리 또는 합금화 용융 아연 도금 처리를 행하고, 다른 일부의 강판에 대해서는 연속 어닐링 후에 전기 아연 도금 처리를 행하였다. 표 2에 도금 처리에 대응하는 강 종류를 나타낸다. 표 2 중의 "GI"는 용융 아연 도금 처리가 행해진 용융 아연 도금 강판을 나타내고, "GA"는 합금화 용융 아연 도금 처리가 행해진 합금화 용융 아연 도금 강판을 나타내고, "EG"는 전기 아연 도금 처리가 행해진 전기 아연 도금 강판을 나타내고, "CR"은 도금 처리가 행해지지 않은 냉연 강판을 나타낸다. 예를 들어, 시료 No.30, 시료 No.31에서는, CR3이 30℃/s인 냉각, 용융 아연 도금 처리(GI) 또는 합금화 용융 아연 도금 처리(GA), CR4가 15℃/s인 냉각 및 재가열을 이 순으로 행하였다.

표 2

시료 No.	강의 기호	강 종류	HST (°C)	HFT (°C)	CR1 (°C/s)	CR2 (°C/s)	CT (°C)	ST (°C)	CR3 (°C/s)	CR4 (°C/s)	Tr (°C)	tr (s)	SP (%)
1	A	CR	990	900	8	50	600	860	30	15	320	30	0.5
2	A	CR	960	880	8	50	600	860	30	15	320	30	0.5
3	A	CR	1050	960	8	50	600	860	30	15	320	30	0.5
4	A	CR	990	880	8	50	600	860	30	15	320	30	0.5
5	A	CR	990	960	15	50	600	860	30	15	320	30	0.5
6	A	CR	990	900	8	20	600	860	30	15	320	30	0.5
7	A	CR	990	900	8	50	680	860	30	15	320	30	0.5
8	A	CR	990	900	8	50	600	810	30	15	320	30	0.5
9	A	CR	990	900	8	50	600	860	5	15	320	30	0.5
10	A	CR	990	900	8	50	600	860	30	5	320	30	0.5
11	A	CR	990	900	8	50	600	860	30	15	120	30	0.5
12	A	CR	990	900	8	50	600	860	30	15	450	30	0.5
13	A	CR	990	900	8	50	600	860	30	15	320	7	0.5
14	A	EG	990	900	8	50	600	860	30	15	320	30	0.5
15	A	CR	990	900	8	50	600	880	150	15	없음		0.5
16	B	CR	1000	900	8	50	550	860	20	20	330	50	0.5
17	C	GA	1030	930	8	50	620	820	30	15	400	20	0.3
18	C	GA	1030	880	8	50	620	820	30	15	400	20	0.3
19	C	GA	990	880	8	50	620	820	30	15	400	20	0.3
20	C	GA	1030	930	15	50	620	820	30	15	400	20	0.3
21	C	GA	1030	930	8	20	620	820	30	15	400	20	0.3
22	C	GA	1030	930	8	50	720	820	30	15	400	20	0.3
23	C	GA	1030	930	8	50	620	770	30	15	400	20	0.3
24	C	GA	1030	930	8	50	620	820	5	15	400	20	0.3
25	C	GA	1030	930	8	50	620	830	30	5	400	20	0.3
26	C	GA	1030	930	8	50	620	830	30	15	50	20	0.3
27	C	GA	1030	930	8	50	620	830	30	15	400	5	0.3
28	D	CR	1000	910	8	50	600	840	30	15	300	30	0.5
29	E	CR	1000	910	8	50	600	870	30	15	300	30	0.5
30	F	GI	1000	910	8	50	600	870	30	15	300	30	0.5
31	G	GA	1000	910	8	50	600	900	30	15	300	30	0.5
32	H	CR	1020	920	8	50	600	900	30	15	300	30	0.5
33	I	CR	1000	910	8	50	600	860	30	15	300	30	0.5
34	J	CR	1020	920	8	50	600	850	30	15	300	30	0.5
35	K	CR	1000	910	8	50	600	890	30	15	300	30	0.5
36	L	CR	1000	910	8	50	600	820	30	15	300	30	0.5
37	M	CR	1000	910	8	50	600	810	30	15	300	30	0.5
38	N	CR	1000	910	8	50	600	850	30	15	300	30	0.5
39	O	CR	1000	910	8	50	600	840	30	15	300	30	0.5
40	P	CR	1000	910	8	50	600	820	30	15	300	30	0.5
41	Q	CR	1000	910	8	50	600	860	30	15	300	30	0.5
42	R	CR	1000	910	8	50	600	840	30	15	300	30	0.5
43	S	CR	1000	910	8	50	600	840	30	15	300	30	0.5
44	T	CR	1000	910	8	50	600	840	30	15	300	30	0.5
45	U	CR	1050	950	8	50	600	860	30	15	300	30	0.5
46	V	CR	1020	920	8	50	600	840	30	15	300	30	0.5

[0136]

- [0137] 이와 같이 하여 강판의 시료를 제작하였다. 표 2 중의 밑줄은, 그 수치가 제조 조건의 적절한 범위로부터 벗어나 있는 것을 나타낸다. 그리고, 시료의 강 조직을 관찰하였다. 강 조직의 관찰에서는, 페라이트의 면적 분율(f_F), 제1 마르텐사이트의 면적 분율(f_{MP}), 잔류 오스테나이트의 면적 분율(f_A)을 측정하고, 이들 이외의 조직의 종류를 특정하였다. 이 관찰에서는, 강판의 1/4 두께의 부분에 대하여 광학 현미경 사진 혹은 SEM 사진을 사용한 포인트 카운트법 혹은 화상 해석에 의한 해석 또는 X선 회절법에 의한 해석을 행하였다. 광학 현미경 사진 및 SEM 사진에서는 판별이 곤란한 조직은, TEM 관찰 및 EBSD법에 의한 결정 방위의 특정을 행하고, 참고 문헌의 기재에 기초하여 판별하였다. 철탄화물의 원 상당 직경은 SEM 관찰에 의해 측정하고, SEM 관찰에서는 판별이 곤란한 미소한 철탄화물의 원 상당 직경은, TEM 관찰에 의해 측정하였다.
- [0138] ND//<100> 방위립 및 ND//<111> 방위립의 총 면적 분율의 측정도 행하였다. 이 측정에서는, 압연 방향(RD) 및 판면의 법선 방향(ND)을 포함하는 단면 내의, 판 두께의 1/4 위치로부터 1/2 위치의 사이의 면적이 $5000\mu\text{m}^2$ 이 상인 영역에 대하여 EBSD법에 의한 분석을 행하였다. 또한, 고용 C의 양을 내부 마찰법에 의해 측정하였다.
- [0139] 이들 결과를 표 3에 나타낸다. 표 3 중의 밑줄은, 그 수치가 본 발명의 범위로부터 벗어나 있는 것을 나타낸다. 표 3의 "다른 조직"의 란 중의 "B"는 베이나이트를 나타내고, "P"는 펄라이트를 나타내고, "M"은 제 2 마르텐사이트를 나타낸다.

표 3

시료 No.	강의 기호	강종류	f _F (%)	f _M (%)	f _A (%)	다른 조직	특정한 결정립의 면적 분율(면적%)	고용C (ppm)	비고
1	A	CR	5	45	10	B	32	1.19	발명예
2	A	CR	5	45	10	B	48	1.19	비교예
3	A	CR	5	45	10	B	25	1.19	발명예
4	A	CR	5	45	10	B	44	1.19	비교예
5	A	CR	5	45	10	B	42	1.19	비교예
6	A	CR	5	45	10	B	32	0.40	비교예
7	A	CR	5	45	10	B	32	0.41	비교예
8	A	CR	30	35	10	B	42	0.63	비교예
9	A	CR	25	35	10	B	32	0.41	비교예
10	A	CR	5	45	10	B	32	0.40	비교예
11	A	CR	5	15	10	B, M	32	1.19	비교예
12	A	CR	5	45	10	B	32	1.58	발명예
13	A	CR	5	18	10	B, M	32	1.19	비교예
14	A	EG	5	45	10	B	32	1.19	발명예
15	A	CR	0	98	2		33	2.81	비교예
16	B	CR	3	60	10	B	30	1.89	발명예
17	C	GA	5	80	3	B, M	32	1.89	발명예
18	C	GA	5	80	3	B, M	44	1.89	비교예
19	C	GA	5	80	3	B, M	48	1.89	비교예
20	C	GA	5	80	3	B, M	42	1.89	비교예
21	C	GA	5	80	3	B, M	32	0.41	비교예
22	C	GA	5	80	3	B, M	32	0.39	비교예
23	C	GA	32	45	3	B	42	1.89	비교예
24	C	GA	37	40	3	B	32	0.41	비교예
25	C	GA	5	80	3	B, M	32	0.40	비교예
26	C	GA	5	5	3	B, M	32	1.89	비교예
27	C	GA	5	15	3	B, M	32	1.89	비교예
28	D	CR	6	45	4	B, M	36	1.58	발명예
29	E	CR	5	35	14	B	32	1.19	발명예
30	F	GI	3	50	12	B	37	0.87	발명예
31	G	GA	4	40	12	B	31	0.97	발명예
32	H	CR	5	90	3	B	30	1.58	발명예
33	I	CR	6	70	2	B	37	1.58	발명예
34	J	CR	5	35	8	B	32	2.23	발명예
35	K	CR	3	40	2	B	32	0.52	비교예
36	L	CR	2	75	18	B	32	1.31	비교예
37	M	CR	8	70	0	B	32	0.41	비교예
38	N	CR	40	20	16	B	32	1.19	비교예
39	O	CR	20	35	5	B, P	32	0.87	비교예
40	P	CR	2	98	1	B	42	1.31	비교예
41	Q	CR	40	25	7	B	34	1.31	비교예
42	R	CR	5	35	8	B	32	2.23	비교예
43	S	CR	5	35	8	B	32	2.23	비교예
44	T	CR	5	35	8	B	32	2.23	비교예
45	U	CR	4	40	11	B	45	0.57	비교예
46	V	CR	4	40	8	B	42	0.52	비교예

[0140]

[0141]

그 후, 각 시료에 대하여 JIS Z 2241에 준거한 인장 시험을 행하였다. 이 인장 시험에서는, 판 폭 방향(압연 방향에 직각인 방향)을 길이 방향으로 하는 JIS Z 2201에 준거한 인장 시험편을 사용하였다. 그리고, 시료마다 항복 강도 YS, 인장 강도 TS, 항복점 신율 YPE 및 균일 신율 uEl을 측정하였다. 이 인장 시험에서는, 시료마다 인장 예비 변형을 5% 부가한 후에 170℃에서 20분간의 시효 처리를 실시한 인장 시험편도 준비하고, 시효 후의 항복 강도 YS 및 시효 후의 인장 강도 TS를 측정하여, 시효 후의 항복비 YR을 산출하였다.

[0142]

시료마다 시효 지수 AI를 측정하였다. 시효 지수 AI의 측정에서는, 10% 인장 예비 변형을 부가하고, 100℃에서 60분간의 시효를 행하고, 그 후에 인장 시험에 의해 항복 강도를 측정하였다. 상기 시효 전에도 인장 시험에 의해 항복 강도를 측정해 두고, 시효 후의 항복 강도의 시효 전의 항복 강도로부터의 증가량을 산출하였다.

[0143] 각 시료의 균열되기 쉬움의 평가를 행하였다. 도 1 내지 도 4는, 균열되기 쉬움의 평가 방법을 도시하는 도면이다. 이 평가에서는, 우선 도 1에 도시하는 해트형 부품(11) 및 도 2에 도시하는 덮개(21)를 준비하였다. 해트형 부품(11) 및 덮개(21)의 길이 방향의 길이는 900mm로 하였다. 덮개(21)의 폭 방향의 길이는 100mm로 하였다. 해트형 부품(11)의 정상부의 높이는 50mm로 하고, 폭 방향의 길이는 50mm로 하고, 2개의 플랜지부의 폭 방향의 길이는 모두 25mm로, 만곡부의 곡률 반경은 5mm로 하였다. 해트형 부품(11)의 중심에 직경이 10mm인 구멍(12)이 형성되고, 덮개(21)의 중심에 직경이 10mm인 구멍(22)이 형성되어 있다. 구멍(12) 및 구멍(22)은, 펀치 펀칭으로 15%의 클리어런스로 형성한 것이다. 구멍(12)은 해트형 부품(11)의 성형 전에 형성하였다. 이어서, 도 3에 도시한 바와 같이, 해트형 부품(11)의 플랜지부와 덮개(21)를 중첩하고, 이들을 스폿 용접에 의해 접합하여, 시험체(31)를 얻었다. 그 후, 도 4에 도시한 바와 같이 구멍(12)이 상면에, 구멍(22)이 하면에 위치하도록 하고, 간극이 비어 있는 대(41) 상에 시험체(31)를 적재하였다. 시험체(31)의 길이 방향에서 간극의 크기는 700mm이다. 그리고, 3m의 높이로부터 원통상의 무게 500kg의 추(42)를 시험체(31)의 중앙부에 낙하시키고, 구멍(12)으로부터의 균열 및 구멍(22)으로부터의 균열의 유무를 확인하였다.

[0144] 이들 결과를 표 4에 나타낸다. 표 4 중의 밑줄은, 그 수치가 목표로 하는 범위로부터 벗어나 있는 것을 나타낸다.

표 4

시료 No.	YS (MPa)	TS (MPa)	YPE (%)	uEI (%)	AI (MPa)	시효 후 YS (MPa)	시효 후 TS (MPa)	시효 후 YR	균열	비고
1	750	1090	0	13	15	1010	1100	0.92	없음	발명예
2	740	1090	0	13	15	1000	1090	0.92	있음	비교예
3	760	1090	0	13	15	1020	1090	0.94	없음	발명예
4	730	1090	0	13	15	1000	1100	0.91	있음	비교예
5	750	1080	0	14	15	1020	1080	0.94	있음	비교예
6	730	1080	0	13	<u>3</u>	840	1080	<u>0.78</u>	없음	비교예
7	730	1120	0	12	<u>4</u>	860	1120	<u>0.77</u>	없음	비교예
8	650	1000	0	16	9	810	1020	<u>0.79</u>	있음	비교예
9	680	1030	0	15	<u>4</u>	820	1040	<u>0.79</u>	있음	비교예
10	750	1090	0	13	<u>3</u>	870	1100	<u>0.79</u>	있음	비교예
11	680	1130	0	13	15	870	1140	<u>0.76</u>	있음	비교예
12	840	1020	1	15	18	990	1020	0.97	없음	발명예
13	680	1130	0	13	15	860	1140	<u>0.75</u>	있음	비교예
14	750	1090	0	13	15	1000	1100	0.91	없음	발명예
15	620	1180	0	10	25	880	1180	<u>0.75</u>	있음	비교예
16	860	1270	0	9	20	1100	1270	0.87	없음	발명예
17	840	1090	0	6	20	1050	1090	0.96	없음	발명예
18	840	1100	0	6	20	1060	1110	0.95	있음	비교예
19	840	1100	0	6	20	1040	1100	0.95	있음	비교예
20	840	1100	0	6	20	1040	1110	0.94	있음	비교예
21	830	1090	0	6	<u>4</u>	880	1110	<u>0.79</u>	없음	비교예
22	820	1060	0	6	<u>2</u>	850	1090	<u>0.78</u>	없음	비교예
23	720	1110	0	6	20	870	1110	<u>0.78</u>	있음	비교예
24	700	1090	0	6	<u>4</u>	870	1120	<u>0.78</u>	있음	비교예
25	840	1110	0	6	<u>3</u>	880	1110	<u>0.79</u>	있음	비교예
26	700	1100	0	6	20	880	1120	<u>0.79</u>	있음	비교예
27	740	1100	0	6	20	880	1110	<u>0.79</u>	있음	비교예
28	780	1250	0	6	18	1120	1260	0.89	없음	발명예
29	830	1470	0	15	15	1310	1480	0.89	없음	발명예
30	830	1080	0	14	12	990	1080	0.92	없음	발명예
31	810	1120	0	15	13	1000	1120	0.89	없음	발명예
32	850	1030	0	8	18	990	1040	0.95	없음	발명예
33	740	1050	0	7	18	950	1050	0.90	없음	발명예
34	810	1040	0	13	22	940	1040	0.90	없음	발명예
35	620	<u>880</u>	0	11	7	800	890	0.90	없음	비교예
36	1090	1500	0	17	16	1370	1500	0.91	있음	비교예
37	660	<u>970</u>	0	9	<u>4</u>	770	970	<u>0.79</u>	없음	비교예
38	560	1240	0	13	15	900	1240	<u>0.73</u>	있음	비교예
39	600	980	0	8	12	780	990	<u>0.79</u>	있음	비교예
40	1040	1390	0	5	16	1290	1390	0.93	있음	비교예
41	530	1200	0	10	16	890	1200	<u>0.74</u>	없음	비교예
42	830	1060	<u>4</u>	11	22	970	1070	0.91	있음	비교예
43	810	1050	0	13	22	940	1050	0.90	있음	비교예
44	810	1040	0	13	22	940	1040	0.90	있음	비교예
45	810	1120	0	15	8	950	1120	0.85	있음	비교예
46	780	1100	0	14	7	950	1100	0.86	있음	비교예

[0145]

[0146]

표 4에 나타난 바와 같이, 발명예인 시료 No.1, No.3, No.12, No.14, No.16, No.17, No.28 내지 No.34는 본 발명의 요건을 구비하고 있기 때문에, 우수한 특성을 나타내었다.

[0147]

시료 No.2, No.4, No.5, No.18 내지 No.20에서는, ND//<111> 방위립 및 ND//<100> 방위립의 총 면적 분율이 과잉이었기 때문에, 충격의 영향에 의해 단부면 균열이 발생하였다. 시료 No.6, No.7, No.10, No.21, No.22, No.25에서는 고용 C가 지나치게 적었기 때문에, 시효에 의해서도 항복 강도가 그다지 상승하지 않고, 시효 후에 충분한 항복비가 얻어지지 않았다. 시료 No.8은 페라이트의 면적 분율이 과잉이며, ND//<111> 방위립 및 ND//<100> 방위립의 총 면적 분율이 과잉이었기 때문에, 시효 후에 충분한 항복비가 얻어지지 않고, 충격의 영향에 의해 단부면 균열이 발생하였다. 시료 No.9, No.24는 페라이트의 면적 분율이 과잉이었기 때문에, 시효 후에 충분한 항복비가 얻어지지 않고, 충격의 영향에 의해 단부면 균열이 발생하였다. 또한, 고용 C가 지나치

게 적었기 때문에, 시효에 의해서도 항복 강도가 그다지 상승하지 않고, 시효 후에 충분한 항복비가 얻어지지 않았다. 시료 No.11, No.13, No.26, No.27은 제1 마르텐사이트의 면적 분율이 지나치게 적었기 때문에, 시효 후에 충분한 항복비가 얻어지지 않고, 충격의 영향에 의해 단부면 균열이 발생하였다. 시료 No.15는 제1 마르텐사이트의 면적 분율이 과잉이었기 때문에, 시효 후에 충분한 항복비가 얻어지지 않고, 충격의 영향에 의해 단부면 균열이 발생하였다.

[0148] 시료 No.35에서는 C 함유량이 지나치게 적었기 때문에, 충분한 인장 강도가 얻어지지 않았다. 시료 No.36에서는 C 함유량이 과잉이었기 때문에, 잔류 오스테나이트의 면적 분율이 과잉이며, 충격의 영향에 의해 단부면 균열이 발생하였다. 시료 No.37에서는 Si 함유량이 지나치게 적었기 때문에, 충분한 인장 강도가 얻어지지 않고, 또한 시효에 의해서도 항복 강도가 그다지 상승하지 않고, 시효 후에 충분한 항복비가 얻어지지 않았다. 시료 No.38에서는 Si 함유량이 과잉이었기 때문에, 페라이트의 면적 분율 및 잔류 오스테나이트의 면적 분율이 과잉이며, 시효 후에 충분한 항복비가 얻어지지 않았다. 시료 No.39에서는 Mn 함유량이 지나치게 적었기 때문에, 페라이트의 면적 분율이 과잉이며, 시효 후에 충분한 항복비가 얻어지지 않고, 충격의 영향에 의해 단부면 균열이 발생하였다. 시료 No.40에서는 Mn 함유량이 과잉이었기 때문에, ND//<111> 방위립 및 ND//<100> 방위립의 총 면적 분율이 과잉이며, 충격의 영향에 의해 단부면 균열이 발생하였다. 시료 No.41에서는 Al 함유량이 과잉이었기 때문에, 페라이트의 면적 분율이 과잉이며, 시효 후에 충분한 항복비가 얻어지지 않았다. 시료 No.42에서는 N 함유량이 과잉이었기 때문에, 충격의 영향에 의해 단부면 균열이 발생하고, 항복점 신율이 과잉이 되었다. 시료 No.43에서는 P 함유량이 과잉이었기 때문에, 충격의 영향에 의해 단부면 균열이 발생하였다. 시료 No.44에서는 S 함유량이 과잉이었기 때문에, 충격의 영향에 의해 단부면 균열이 발생하였다. 시료 No.45에서는 Ti 함유량이 과잉이었기 때문에, 충격의 영향에 의해 단부면 균열이 발생하였다. 시료 No.46에서는 Nb 함유량이 과잉이었기 때문에, 충격의 영향에 의해 단부면 균열이 발생하였다.

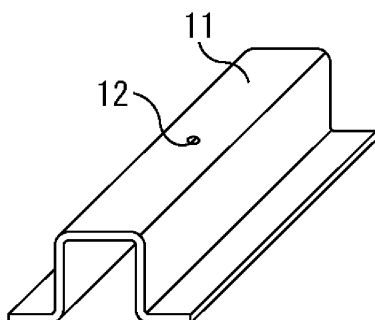
[0149] 제조 방법에 착안하면, 시료 No.2, 시료 No.19에서는 마무리 압연의 개시 온도 및 종료 온도가 낮았기 때문에, ND//<111> 방위립 및 ND//<100> 방위립의 총 면적 분율이 과잉이 되었다. 시료 No.4, No.18에서는 마무리 압연의 종료 온도가 낮았기 때문에, ND//<111> 방위립 및 ND//<100> 방위립의 총 면적 분율이 과잉이 되었다. 시료 No.5, No.20에서는 제1 평균 냉각 속도가 높았기 때문에, ND//<111> 방위립 및 ND//<100> 방위립의 총 면적 분율이 과잉이 되었다. 시료 No.6, No.21에서는 제2 평균 냉각 속도가 낮았기 때문에, 고용 C가 지나치게 적어졌다. 시료 No.7, No.22에서는 권취 온도가 높았기 때문에, 고용 C가 지나치게 적어졌다. 시료 No.8, No.23에서는 어닐링의 최고 도달 온도가 낮았기 때문에, 페라이트의 면적 분율이 과잉이 되고, D//<111> 방위립 및 ND//<100> 방위립의 총 면적 분율이 과잉이 되었다. 시료 No.9, No.24에서는 제3 평균 냉각 속도가 낮았기 때문에, 페라이트의 면적 분율이 과잉이 되고, 고용 C가 지나치게 적어졌다. 시료 No.10, No.25에서는 제4 평균 냉각 속도가 낮았기 때문에, 고용 C가 지나치게 적어졌다. 시료 No.11, No.26에서는 재가열의 유지 온도가 낮았기 때문에, 제1 마르텐사이트의 면적 분율이 지나치게 적어졌다. 시료 No.14, No.27에서는 재가열의 유지 시간이 짧았기 때문에, 제1 마르텐사이트의 면적 분율이 지나치게 적어졌다. 시료 No.17에서는 재가열을 행하지 않았기 때문에, 제1 마르텐사이트의 면적 분율이 과잉이 되었다.

산업상 이용가능성

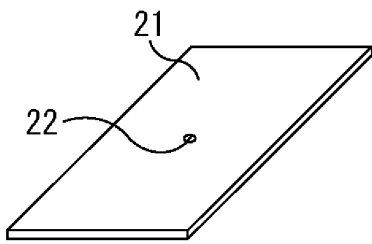
[0150] 본 발명은, 예를 들어 자동차의 차체에 적합한 강판에 관련된 산업에 이용할 수 있다.

도면

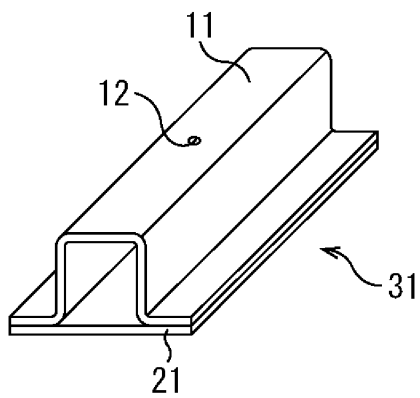
도면1



도면2



도면3



도면4

