(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2024-0144323
(43) 공개일자 2024년10월02일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 38/04 (2006.01) *C21D 8/02* (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) *C22C 38/14* (2006.01)
C23C 2/06 (2006.01) *C25D 3/22* (2006.01)
(52) CPC특허분류
C22C 38/04 (2013.01)
C21D 8/0226 (2013.01)
(21) 출원번호 10-2024-7029423
(22) 출원일자(국제) 2022년10월31일
심사청구일자 2024년09월02일
(85) 번역문제출일자 2024년09월02일
(86) 국제출원번호 PCT/JP2022/040837
(87) 국제공개번호 WO 2023/181485
국제공개일자 2023년09월28일
(30) 우선권주장
JP-P-2022-048791 2022년03월24일 일본(JP)

(71) 출원인
제이에프이 스틸 가부시키가이샤
일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고
(72) 발명자
요시오카 심페이
일본국 도쿄토 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2반 3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 치테키자이산부 나이
하타 카츠야
일본국 도쿄토 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2반 3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 치테키자이산부 나이
기무라 히데유키
일본국 도쿄토 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2반 3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 치테키자이산부 나이
(74) 대리인
이철

전체 청구항 수 : 총 8 항

(54) 발명의 명칭 **강판 및 부재, 그리고, 그들의 제조 방법**

(57) 요 약

LME 깨짐이 발생할 우려가 적은 Si 함유량이 1.0질량% 이하의 성분 조성을 갖고, TS: 1470㎫ 이상의 강도와, 우수한 성형성과, 우수한 내(耐)지연 파괴 특성을 동시에 실현한 강판을, 제공한다. 소정의 성분 조성으로 하고, 또한, 마르텐사이트 및 베이나이트를 주체로 하는 복합 조직으로 하고, 마르텐사이트의 내부에 존재하는 탄화물의 최대 지름을 400㎚ 이하로 하고, 베이나이트의 개수 밀도를 120×10^{-4}개/μm^2 이상으로 하고, 애스펙트비: 1.8 이상의 베이나이트의 개수 비율을 60% 이상으로 한다.

(52) CPC특허분류
C21D 8/0236 (2013.01)
C21D 8/0263 (2013.01)
C21D 8/0273 (2013.01)
C21D 9/46 (2013.01)
C22C 38/14 (2013.01)
C23C 2/06 (2013.01)
C25D 3/22 (2013.01)
C21D 2211/002 (2013.01)
C21D 2211/008 (2013.01)

명 세 서

청구범위

청구항 1

질량%로,

C: 0.20% 초과 0.34% 이하,

Si: 1.0% 이하,

Mn: 1.6% 이상 2.4% 이하,

P: 0.050% 이하,

S: 0.0050% 이하,

sol. Al: 0.10% 이하,

N: 0.010% 이하,

Ti: 0% 초과 0.080% 이하 및

B: 0% 초과 0.0050% 이하

이고, 또한, 다음식 (1)을 만족하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물인, 성분 조성을 갖고,

조직 전체에 대한 면적률로,

마르텐사이트: 60% 초과 90% 이하,

베이나이트: 10% 이상 30% 이하,

잔류 오스테나이트: 5% 미만 및

잔부: 5% 이하

이고,

상기 마르텐사이트의 내부에 존재하는 탄화물의 최대 지름이 400㎚ 이하이고,

상기 베이나이트를 구성하는 섬 형상 영역의 개수 밀도가 120×10^{-4}개/μm^2 이상이고,

상기 베이나이트를 구성하는 섬 형상 영역 중, 애스펙트비: 1.8 이상의 섬 형상 영역의 개수가, 상기 베이나이트를 구성하는 섬 형상 영역의 전체 개수에 대한 비율로 60% 이상이고,

인장 강도가 1470㎫ 이상이고,

균일 신장이 5.5% 이상인, 강판.

$[C\%]+[Si\%]/24+[Mn\%]/6\leq0.70\cdots(1)$

청구항 2

제1항에 있어서,

상기 성분 조성이, 추가로, 질량%로, 이하의 A군 및 B군 중의 적어도 한쪽을 함유하는, 강판.

(A군)

Cu: 1.00% 이하,

Ni: 1.00% 이하,

Mo: 0.50% 이하,

Cr: 1.00% 이하,

Zr: 0.100% 이하,

Ca: 0.0100% 이하,

Nb: 0.100% 이하,

V: 0.200% 이하,

W: 0.200% 이하,

Sb: 0.100% 이하,

Sn: 0.100% 이하 및

Mg: 0.0100% 이하

(B군)

Se, As, Pb, Bi, Zn, Cs, Rb, Co, La, Tl, Nd, Y, In, Be, Hf, Tc, Ta, O, La, Ce 및 Pr 중으로부터 선택되는 1종 또는 2종 이상: 합계로 0.02% 이하

청구항 3

제1항에 있어서,

표면에 도금층을 갖는, 강판.

청구항 4

제2항에 있어서,

표면에 도금층을 갖는, 강판.

청구항 5

제1항 내지 제4항 중 어느 한 항에 기재된 강판을 이용하여 이루어지는, 부재.

청구항 6

제1항 또는 제2항에 기재된 성분 조성을 갖는 강 슬래브에 열간 압연을 실시하여 열연 강판으로 하는, 열연 공정과,

상기 열연 강판을 냉간 압연하여 냉연 강판으로 하는, 냉연 공정과,

상기 냉연 강판을, 50℃～어닐링 온도의 온도역에서의 평균 가열 속도: 3.5℃/s 이상으로 하여 가열하고, 이어서, 상기 어닐링 온도: A_3점～A_3점＋40℃ 및, 어닐링 시간: 30초 이상으로 하여 어닐링하는, 어닐링 공정과,

이어서, 상기 냉연 강판을, 상기 어닐링 온도～650℃의 온도역에서의 평균 냉각 속도: 10℃/초 이상으로 하여 냉각하는, 제1 냉각 공정과,

상기 냉연 강판을, 650℃～500℃의 온도역에서의 보존유지 시간: 10초 이상 200초 이하로 하여 보존유지하는, 보존유지 공정과,

상기 냉연 강판을, 500℃～50℃의 온도역에서의 평균 냉각 속도: 70℃/s 이상으로 하고, 50℃ 이하의 냉각 정지 온도까지 냉각하는, 제2 냉각 공정과,

상기 냉연 강판을, 템퍼링 온도: 150～250℃ 및, 템퍼링 시간: 30초 이상으로 하여 템퍼링하는, 템퍼링 공정

을 갖는, 강판의 제조 방법.

청구항 7

제6항에 있어서,

상기 템퍼링 공정 후, 상기 냉연 강판에 도금 처리를 행하는, 도금 처리 공정을, 추가로 갖는, 강판의 제조 방

법.

청구항 8

제1항 내지 제4항 중 어느 한 항에 기재된 강판에, 성형 가공 및 접합 가공의 적어도 한쪽을 실시하여 부재로 하는, 공정을 갖는, 부재의 제조 방법.

발명의 설명

기 술 분 야

[0001] 본 발명은, 강판 및 부재, 그리고, 그들의 제조 방법에 관한 것이다.

배 경 기 술

[0002] 최근, 자동차의 차체 경량화 요구의 더 한층의 고조로부터, 차체 골격 부품으로의 고강도 강판의 적용이 진행되고 있다.

[0003] 이러한 고강도 강판으로서, 예를 들면, 특허문헌 1에는,

[0004] 「질량%로 C: 0.16% 이상 0.72% 이하, Si: 3.0% 이하, Mn: 0.5% 이상 3.0% 이하, P: 0.1% 이하, S: 0.07% 이하, Al: 3.0% 이하 및 N: 0.010% 이하를 함유하고, 또한 Si+Al이 0.7% 이상을 만족하고, 잔부는 Fe 및 불가피 불순물의 조성이 되고,

[0005] 강판 조직으로서, 마르텐사이트의 강판 조직 전체에 대한 면적률이 10% 이상 90% 이하, 잔류 오스테나이트량이 5% 이상 50% 이하, 상부 베이나이트 중의 베이니틱 페라이트의 강판 조직 전체에 대한 면적률이 5% 이상이고, 상기 마르텐사이트의 강판 조직 전체에 대한 면적률, 상기 잔류 오스테나이트량 및 상기 상부 베이나이트 중의 베이니틱 페라이트의 강판 조직 전체에 대한 면적률의 합계가 60% 이상, 폴리고널 페라이트의 강판 조직 전체에 대한 면적률이 10% 이하(0%를 포함함)를 만족하고, 또한 상기 잔류 오스테나이트 중의 평균 C량이 0.70% 이상 2.00% 이하이고, 인장 강도가 980MPa 이상인 것을 특징으로 하는 고강도 강판.」

[0006] 이 개시되어 있다.

[0007] 특허문헌 2에는,

[0008] 「질량%로 C: 0.17% 이상 0.73% 이하, Si: 3.0% 이하, Mn: 0.5% 이상 3.0% 이하, P: 0.1% 이하, S: 0.07% 이하, Al: 3.0% 이하 및 N: 0.010% 이하를 함유하고, 또한 Si+Al이 0.7% 이상을 만족하고, 잔부는 Fe 및 불가피 불순물의 조성이 되고,

[0009] 강판 조직으로서, 하부 베이나이트 및 전체 마르텐사이트의 합계량의 강판 조직 전체에 대한 면적률이 10% 이상 90% 이하, 잔류 오스테나이트량이 5% 이상 50% 이하, 상부 베이나이트 중의 베이니틱 페라이트의 강판 조직 전체에 대한 면적률이 5% 이상이고, 상기 하부 베이나이트 및 전체 마르텐사이트의 합계량 중 퀀칭인 채의 마르텐사이트(quenched martensite)가 75% 이하, 폴리고널 페라이트의 강판 조직 전체에 대한 면적률이 10% 이하(0%를 포함함)를 만족하고, 또한 상기 잔류 오스테나이트 중의 평균 C량이 0.70% 이상으로서, 인장 강도가 980MPa 이상인 것을 특징으로 하는 고강도 강판.」

[0010] 이 개시되어 있다.

[0011] 특허문헌 3에는,

[0012] 「인장 강도가 1180MPa 이상의 강판에 있어서, C: 0.15~0.25%(질량%의 의미. 이하, 성분에 대해서 동일), Si: 1~2.5%, Mn: 1.5~3%, P: 0.015% 이하, S: 0.01% 이하, Al: 0.01~0.1%, N: 0.01% 이하를 함유하고, 잔부가 철 및 불가피 불순물로 이루어지고,

[0013] 금속 조직 전체에 대하여, 베이나이트, 베이니틱 페라이트 및, 템퍼링 마르텐사이트: 합계로 85면적% 이상, 잔류 오스테나이트: 1면적% 이상, 프레시 마르텐사이트: 5면적% 이하(0면적%를 포함함)를 만족하는 것을 특징으로 하는 내(耐)수소 취화 특성(hydrogen embrittlement resistance)이 우수한 고강도 강판.」

[0014] 이 개시되어 있다.

[0015] 특허문헌 4에는,

[0016] 「질량%로, C: 0.140% 초과, 0.400% 미만, Si: 0.35% 초과, 1.50% 미만, Mn: 1.50% 초과, 4.00% 미만, P: 0.100% 이하, S: 0.010% 이하, Al: 0.100% 이하, N: 0.0100% 이하, Ti: 0% 이상, 0.050% 미만, Nb: 0% 이상, 0.050% 미만, V: 0% 이상, 0.50% 이하, Cr: 0% 이상, 1.00% 이하, Mo: 0% 이상, 0.50% 이하, B: 0% 이상, 0.0100% 이하, Ca: 0% 이상, 0.0100% 이하, Mg: 0% 이상, 0.0100% 이하, REM: 0% 이상, 0.0500% 이하, Bi: 0% 이상, 0.050% 이하를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불순물로 이루어지는 화학 조성을 갖고,

[0017] 표면으로부터 판두께의 1/4의 위치에 있어서의 조직이, 체적률로, 70.0% 이상의 템퍼링 마르텐사이트와, 3.0% 초과 10.0% 미만의 잔류 오스테나이트와, 합계로 25.0% 이하의 페라이트 및 베이나이트와, 5.0% 이하의 마르텐사이트를 포함하고,

[0018] 상기 표면으로부터 25㎛의 위치에 있어서의 조직이, 체적률로, 합계로 70% 이상의 페라이트 및 베이나이트와, 합계로 30% 이하의 마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트를 포함하고,

[0019] 상기 표면으로부터 25㎛의 위치에 있어서, 상기 마르텐사이트 및 상기 템퍼링 마르텐사이트의 평균 입경이 5.0㎛ 이하이고,

[0020] 인장 강도가 1310㎫ 이상이고, 균일 신장(uniform elongation)이 5.0% 이상이고, 90° V 굽힘에서의 한계 굽힘 반경 R과 판두께 t의 비인 R/t가 5.0 이하인 것을 특징으로 하는, 고강도 냉연 강판.」

[0021] 이 개시되어 있다.

선행기술문헌

특허문헌

[0022] (특허문헌 0001) 일본공개특허공보 2010-65272호

(특허문헌 0002) 일본특허 제5365112호

(특허문헌 0003) 일본특허 제5412182호

(특허문헌 0004) 일본특허 제6635236호

발명의 내용

해결하려는 과제

[0023] 그런데, 차체 골격 부품으로의 고강도 강판의 적용 시에 있어서, 종래는, 강판을 가열하여 프레스하는, 소위 열간 프레스 성형에서의 고강도 강판의 적용이 정력적으로 검토되어 왔다. 그러나, 최근에는, 비용이나 생산성의 관점에서, 다시 냉간 프레스 성형(이하, 냉간 프레스라고도 함)에서의 고강도 강판의 적용이 검토되고 있다.

[0024] 고강도 강판, 특히, 인장 강도(이하, TS라고도 함): 1470㎫ 이상의 강판을 냉간 프레스하는 경우, 성형성, 특히 연성이 충분하지 않기 때문에 프레스 깨짐(press cracking)이 생기기 쉽다. 그 때문에, 냉간 프레스에서의 고강도 강판의 적용은, 비교적 단순한 형상의 부품에 머물고 있는 것이 실상이다.

[0025] 또한, TS: 1470㎫ 이상의 강판을 냉간 프레스하여 부품으로 하는 경우, 부품 내에서의 잔류 응력의 증가나 소재 그 자체에 의한 내지연 파괴 특성(delayed fracture resistance)의 열화(deterioration)에 의해, 지연 파괴가 현재화한다. 여기에서, 지연 파괴란, 이하와 같이 하여 파괴에 이르는 현상이다. 즉, 부품에 높은 응력이 가해진 상태에서 당해 부품이 수소 침입 환경하에 놓여졌을 때에, 수소가 당해 부품 내에 침입한다. 이에 따라, 원자 간 결합력의 저하나 국소적인 변형이 생겨 미소 균열이 발생하고, 그의 미소 균열이 진전함으로써 파괴에 이른다.

[0026] 여기에서, 특허문헌 1 및 2에 개시된 고강도 강판은, Si 또는 Al을 다량으로 첨가하여 탄화물의 형성을 억제함으로써, 강 조직에 다량의 잔류 오스테나이트(이하, 잔류 γ라고도 함)를 함유시키고 있다. 이에 따라, 연성을 향상시키고 있다. 그러나, 잔류 γ는 냉간 프레스 시에 경질인 마르텐사이트로 변태하여, 그들이 응력 집중부가 되어 지연 파괴를 조장할 우려가 있다.

[0027] 특허문헌 3에 개시된 고강도 강판에서도, 연성의 향상에 잔류 γ를 이용하고 있다. 그 때문에, 전술과 같이,

잔류 γ는 냉간 프레스 시에 경질인 마르텐사이트로 변태하여, 그들이 응력 집중부가 되어 지연 파괴를 조장할 우려가 있다.

[0028] 또한, 최근에 와서, 자동차의 차체나 부품을 조립할 때에, 표면에 아연 도금층을 갖는 고강도 강판(예를 들면, 용융 아연 도금 강판이나 합금화 용융 아연 도금 강판)에 스팟 용접을 실시하면, 용접부에서 용융 금속 취화 깨짐(LMEC: Liquid Metal Embrittlement Cracking, 이하 LME 깨짐이라고도 함)이 발생하는 것이 확인되어 있다. 여기에서, LME 깨짐이란, 스팟 용접 시에 아연 도금층의 아연이 용융하여 용접부의 강 조직의 결정 입계에 용융한 아연이 침입하여, 용접 전극을 개방할 때에 생기는 응력이 작용함으로써 발생하는 깨짐이다. 특히, TS: 780㎫ 이상의 강판, 나아가서는, TS: 1470㎫ 이상의 강판에서는, 일반적으로 Si 함유량이 높기 때문에, LME 깨짐의 발생 리스크가 우려된다. 또한, 아연 도금을 실시하고 있지 않은 강판이라도, 아연 도금 강판과 스팟 용접할 때에, 아연 도금 강판에서 용융한 아연이 당해 강판에 접함으로써, LME 깨짐의 발생을 초래하는 경우가 있다.

[0029] LME 깨짐은, 강판의 성분 조성의 Si 함유량이 많을수록, 발생하기 쉬워진다. 이 점, 예를 들면, 특허문헌 3에 개시된 고강도 강판에서는, 전술한 잔류 γ를 확보하는 관점에서, Si를 다량으로 함유시키는, 구체적으로는, Si 함유량을 1~2.5질량%로 하는 것을 필수로 하고 있다. 그 때문에, 특허문헌 3에 개시된 고강도 강판에서는, 상기한 지연 파괴의 발생에 더하여, LME 깨짐의 발생도 강하게 우려된다.

[0030] 또한, 특허문헌 4에 기재된 고강도 강판에서는, 표층부에 페라이트나 베이나이트를 생성시키고 있다. 그 때문에, 페라이트나 베이나이트의 주위의 미변태 오스테나이트부에 C가 농축되어, 미변태 오스테나이트부로부터 생성된 마르텐사이트가 매우 경질이 된다. 그 결과, 그들이 응력 집중부가 되어 지연 파괴를 조장할 우려가 있다.

[0031] 이와 같이, 실상, LME 깨짐이 발생할 우려가 적은 Si 함유량이 1.0질량% 이하의 성분 조성에 있어서, TS: 1470㎫ 이상의 강도와, 우수한 성형성과, 우수한 내지연 파괴 특성을 동시에 실현한 강판이 얻어지고 있다고는 할 수 없어, 이러한 강판의 개발이 강하게 요구되고 있다.

[0032] 본 발명은, 상기의 요구에 대응하기 위해 개발된 것으로서, LME 깨짐이 발생할 우려가 적은 Si 함유량이 1.0질량% 이하의 성분 조성에 있어서, TS: 1470㎫ 이상의 강도와, 우수한 성형성과, 우수한 내지연 파괴 특성을 동시에 실현한 강판을, 그 유리한 제조 방법과 함께, 제공하는 것을 목적으로 한다.

[0033] 또한, 본 발명은, 상기의 강판을 소재로 하는 부재 및, 그의 제조 방법을 제공하는 것을 목적으로 한다.

과제의 해결 수단

[0034] 그래서, 발명자들은, 상기의 목적을 달성하기 위해, 예의 검토를 거듭한 결과, 이하의 인식을 얻었다.

[0035] ⅰ) TS: 1470㎫ 이상의 강도와, 우수한 성형성과, 우수한 내지연 파괴 특성을 동시에 실현하기 위해서는, Si 함유량을 1.0% 이하로 함과 함께, [C%]+[Si%]/24+[Mn%]/6으로 나타나는 탄소 당량 Ceq를 최대한 저감하는 것이 유효하다. 또한, 이러한 탄소 당량 Ceq가 낮은 성분 조성(이하, 저(低)Ceq의 성분 조성이라고도 함)에 있어서, TS: 1470㎫ 이상이고, 또한, 성형성, 특히 연성이 우수한 강판을 얻기 위해서는, 연질상으로서 베이나이트, 경질상으로서 마르텐사이트를 활용한 복합 조직으로 하는 것이 유효하다.

[0036] ⅱ) 그리고, 상기의 복합 조직에 있어서, 이하의 점을 동시에 만족시키는 것이 중요하다.

[0037] · 마르텐사이트, 특히, 템퍼링 마르텐사이트의 내부에 존재하는 탄화물의 조대화(coarsening)를 억제하는, 구체적으로는, 마르텐사이트의 내부에 존재하는 탄화물의 최대 지름을 400㎚ 이하로 한다.

[0038] · 베이나이트의 형태 및 분포 상태를 제어하는, 특히, 베이나이트를 구성하는 섬 형상 영역의 개수 밀도를 증가시킴과 함께, 베이나이트를 구성하는 섬 형상 영역 중, 애스펙트비: 1.8 이상의 섬 형상 영역의 개수를 증가시킨다.

[0039] 이에 따라, TS: 1470㎫ 이상의 강도와 우수한 성형성에 더하여, 우수한 내지연 파괴 특성을 실현하는 것도 가능해진다.

[0040] ⅲ) 또한, 상기와 같은 베이나이트의 형태 및 분포 상태를 실현하기 위해서는, 제조 과정에 있어서, 특히, 이하의 점을 동시에 만족시키는 것이 중요하다.

[0041] · 어닐링 온도에 도달할 때까지의 가열 속도를 비교적 빠르게 한다.

[0042] · 어닐링 온도를 오스테나이트 단상역 중에서도 비교적 낮게, 구체적으로는 A_3점～A_3점＋40℃로 한다.

[0043] · 어닐링 후의 냉각 과정에 있어서, 베이나이트가 생성하는 650℃～500℃의 온도역에서 일정 시간 보존유지하고, 그 때의 보존유지 시간을 짧게 한다.

[0044] iv) 또한, 탄소 당량 Ceq가 낮은 성분 조성에 있어서, 마르텐사이트의 내부에 존재하는 탄화물의 조대화를 억제하기 위해서는, 상기의 온도역에서의 보존유지 후, 마르텐사이트가 생성하는 500℃～50℃의 온도역에서의 냉각 속도를 높일 필요가 있다.

[0045] 본 발명은, 상기의 인식에 기초하여, 추가로 검토를 더하여 완성된 것이다.

[0046] 즉, 본 발명의 요지 구성은 다음과 같다.

[0047] 1. 질량%로,

[0048] C: 0.20% 초과 0.34% 이하,

[0049] Si: 1.0% 이하,

[0050] Mn: 1.6% 이상 2.4% 이하,

[0051] P: 0.050% 이하,

[0052] S: 0.0050% 이하,

[0053] sol. Al: 0.10% 이하,

[0054] N: 0.010% 이하,

[0055] Ti: 0% 초과 0.080% 이하 및

[0056] B: 0% 초과 0.0050% 이하

[0057] 이고, 또한, 다음식 (1)을 만족하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물인, 성분 조성을 갖고,

[0058] 조직 전체에 대한 면적률로,

[0059] 마르텐사이트: 60% 초과 90% 이하,

[0060] 베이나이트: 10% 이상 30% 이하,

[0061] 잔류 오스테나이트: 5% 미만 및

[0062] 잔부: 5% 이하

[0063] 이고,

[0064] 상기 마르텐사이트의 내부에 존재하는 탄화물의 최대 지름이 400㎚ 이하이고,

[0065] 상기 베이나이트를 구성하는 섬 형상 영역의 개수 밀도가 120×10^{-4}개/μm^2 이상이고,

[0066] 상기 베이나이트를 구성하는 섬 형상 영역 중, 애스펙트비: 1.8 이상의 섬 형상 영역의 개수가, 상기 베이나이트를 구성하는 섬 형상 영역의 전체 개수에 대한 비율로 60% 이상이고,

[0067] 인장 강도가 1470㎫ 이상이고,

[0068] 균일 신장이 5.5% 이상인, 강판.

[0069] $[C\%]+[Si\%]/24+[Mn\%]/6\leq0.70\cdots(1)$

[0070] 2. 상기 성분 조성이, 추가로, 질량%로, 이하의 A군 및 B군 중의 적어도 한쪽을 함유하는, 상기 1에 기재된 강판.

[0071] (A군)

[0072] Cu: 1.00% 이하,

[0073] Ni: 1.00% 이하,

[0074] Mo: 0.50% 이하,

[0075] Cr: 1.00% 이하,

[0076] Zr: 0.100% 이하,

[0077] Ca: 0.0100% 이하,

[0078] Nb: 0.100% 이하,

[0079] V: 0.200% 이하,

[0080] W: 0.200% 이하,

[0081] Sb: 0.100% 이하,

[0082] Sn: 0.100% 이하 및

[0083] Mg: 0.0100% 이하

[0084] (B군)

[0085] Se, As, Pb, Bi, Zn, Cs, Rb, Co, La, Tl, Nd, Y, In, Be, Hf, Tc, Ta, O, La, Ce 및 Pr 중으로부터 선택되는 1종 또는 2종 이상: 합계로 0.02% 이하

[0086] 3. 표면에 도금층을 갖는, 상기 1 또는 2에 기재된 강판.

[0087] 4. 상기 1~3 중 어느 하나에 기재된 강판을 이용하여 이루어지는, 부재.

[0088] 5. 상기 1 또는 2에 기재된 성분 조성을 갖는 강 슬래브에 열간 압연을 실시하여 열연 강판으로 하는, 열연 공정과,

[0089] 상기 열연 강판을 냉간 압연하여 냉연 강판으로 하는, 냉연 공정과,

[0090] 상기 냉연 강판을, 50℃~어닐링 온도의 온도역에서의 평균 가열 속도: 3.5℃/s 이상으로 하여 가열하고, 이어서, 상기 어닐링 온도: A_3점~A_3점+40℃ 및, 어닐링 시간: 30초 이상으로 하여 어닐링하는, 어닐링 공정과,

[0091] 이어서, 상기 냉연 강판을, 상기 어닐링 온도~650℃의 온도역에서의 평균 냉각 속도: 10℃/초 이상으로 하여 냉각하는, 제1 냉각 공정과,

[0092] 상기 냉연 강판을, 650℃~500℃의 온도역에서의 보존유지 시간: 10초 이상 200초 이하로 하여 보존유지하는, 보존유지 공정과,

[0093] 상기 냉연 강판을, 500℃~50℃의 온도역에서의 평균 냉각 속도: 70℃/s 이상으로 하고, 50℃ 이하의 냉각 정지 온도까지 냉각하는, 제2 냉각 공정과,

[0094] 상기 냉연 강판을, 템퍼링 온도: 150~250℃ 및, 템퍼링 시간: 30초 이상으로 하여 템퍼링하는, 템퍼링 공정,

[0095] 을 갖는, 강판의 제조 방법.

[0096] 6. 상기 템퍼링 공정 후, 상기 냉연 강판에 도금 처리를 행하는, 도금 처리 공정을, 추가로 갖는, 상기 5에 기재된 강판의 제조 방법.

[0097] 7. 상기 1~3 중 어느 하나에 기재된 강판에, 성형 가공 및 접합 가공의 적어도 한쪽을 실시하여 부재로 하는, 공정을 갖는, 부재의 제조 방법.

발명의 효과

[0098] 본 발명에 의하면, LME 깨짐이 발생할 우려가 적은 Si 함유량이 1.0질량% 이하의 성분 조성에 있어서, TS: 1470㎫ 이상의 강도와, 우수한 성형성과, 우수한 내지연 파괴 특성을 동시에 실현한 강판이 얻어진다. 또한, 본 발명의 강판은, 상기의 특성에 의해, 보다 복잡한 형상을 갖는 부품에 대해서도 냉간 프레스에서의 적용이 가능해지기 때문에, 비용이나 생산성의 점에서 보다 유리하게, 부품 강도의 향상 및 경량화에 공헌할 수 있다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0099] (발명을 실시하기 위한 형태)

[0100] 본 발명을, 이하의 실시 형태에 기초하여 설명한다.

[0101] [1] 강판

[0102] 우선, 본 발명의 일 실시 형태에 따르는 강판의 성분 조성에 대해서 설명한다. 또한, 성분 조성에 있어서의 단위는 모두 「질량%」이지만, 이하, 특별히 언급하지 않는 한, 간단히 「%」로 나타낸다.

[0103] C: 0.20% 초과 0.34% 이하

[0104] C는, 마르텐사이트의 강도를 상승시켜, TS: 1470㎫ 이상의 강도를 확보하는 관점에서 함유시킨다. C 함유량이 0.20% 이하에서는, 소정의 강도를 안정적으로 얻는 것이 곤란해진다. 따라서, C 함유량은 0.20% 초과로 한다. TS: 1470㎫ 이상의 강도를 안정적으로 얻는 관점에서, C 함유량은 바람직하게는 0.24% 이상, 보다 바람직하게는 0.27% 이상이다. 한편, C 함유량이 0.34%를 초과하면, 마르텐사이트가 과도하게 고강도화하고, 내지연 파괴 특성이 열화한다. 따라서, C 함유량은 0.34% 이하로 한다.

[0105] Si: 1.0% 이하

[0106] 전술한 바와 같이, Si 함유량이 1.0%를 초과하면, LME 깨짐의 우려가 높아진다. 따라서, Si 함유량은 1.0% 이하로 한다. Si 함유량은 바람직하게는 0.9% 이하, 보다 바람직하게는 0.7% 이하이다. 또한, Si는, 고용 강화에 의한 강화 원소로서, 또한, 베이나이트 변태 시에 탄화물이나 펄라이트의 생성을 억제한다는 점에서 유효한 원소이다. 단, 본 발명의 일 실시 형태에 따르는 강판에서는, 강도는 C 등의 원소 및 조직 제어에 의해 확보하고 있고, 탄화물이나 펄라이트의 생성은 제조 조건의 제어에 의해 억제하고 있다. 그 때문에, Si 함유량의 하한은 특별히 한정되지 않고, 0%라도 좋다. Si 함유량은 바람직하게는 0.2% 이상이다.

[0107] Mn: 1.6% 이상 2.4% 이하

[0108] Mn은, 강의 퀀칭성(hardenability)을 향상시키는 원소로서, 마르텐사이트의 면적률을 소정량 확보하기 위해 함유시킨다. 상기의 관점에서, Mn 함유량은 1.6% 이상으로 한다. Mn 함유량은, 바람직하게는 1.8% 이상이다. 한편, Mn을 과잉으로 함유시키면, 조대한 MnS의 형성이나 Mn 편석을 통하여 내지연 파괴 특성을 열화시킬 우려가 있다. 따라서, Mn 함유량은 2.4% 이하로 한다. Mn 함유량은, 바람직하게는 2.2% 이하, 보다 바람직하게는 2.0% 이하이다.

[0109] P: 0.050% 이하

[0110] P는, 강을 강화하는 원소이지만, 그의 함유량이 많으면, 스팟 용접성이나 내지연 파괴 특성이 열화한다. 그 때문에, P 함유량은 0.050% 이하로 한다. 상기의 관점에서, P 함유량은, 바람직하게는 0.020% 이하이다. 또한, P 함유량의 하한은 특별히 한정되지 않는다. 단, P 함유량을 0.002% 미만으로 저감하기 위해서는 다대한 비용을 필요로 한다. 그 때문에, 비용의 관점에서는, P 함유량은 0.002% 이상이 바람직하다.

[0111] S: 0.0050% 이하

[0112] S는, 조대한 MnS의 형성을 통하여 내지연 파괴 특성을 열화시킨다. 그 때문에, S 함유량은 0.0050% 이하로 한다. 상기의 관점에서, S 함유량은, 바람직하게는 0.0030% 이하, 보다 바람직하게는 0.0020% 이하이다. 또한, S 함유량의 하한은 특별히 한정되지 않는다. 단, S 함유량을 0.0002% 미만으로 저감하기 위해서는 다대한 비용을 필요로 한다. 그 때문에, 비용의 관점에서는, S 함유량은 0.0002% 이상이 바람직하다.

[0113] sol. Al: 0.10% 이하

[0114] Al은, 충분한 탈산을 행하고, 강 중 개재물을 저감하기 위해 함유시킬 수 있다. sol. Al 함유량의 하한은 특별히 한정되지 않고 0%라도 좋다. 단, 안정적으로 탈산을 행하는 관점에서는, sol. Al 함유량은 0.005% 이상이 바람직하고, 0.01% 이상이 보다 바람직하다. 한편, sol. Al 함유량이 0.10%를 초과하면, Al계의 조대 개재물이 다량으로 생성되어, 내지연 파괴 특성이 열화한다. 따라서, sol. Al 함유량은 0.10% 이하로 한다.

[0115] N: 0.010% 이하

[0116] N은, 조대한 질화물을 형성하고, 프레스 성형성이나 내지연 파괴 특성을 열화시킨다. 따라서, N은 0.010% 이하로 한다. N 함유량은, 바람직하게는 0.0080% 이하이다. N 함유량의 하한은 특별히 한정되지 않고 0%라도 좋다. 단, 공업적으로 실시하는 관점에서는, N 함유량은 0.0005% 이상이 바람직하다.

[0117] Ti: 0% 초과 0.080% 이하

[0118] Ti는, BN의 형성에 앞서 TiN을 형성한다. 이에 따라, 고용 B가 확보되어, 퀀칭성의 안정화 효과가 얻어진다. 이러한 효과를 얻는 관점에서, Ti 함유량은 0% 초과로 하고, 바람직하게는 0.002% 이상, 보다 바람직하게는 0.005% 이상, 더욱 바람직하게는 0.0100% 이상으로 한다. 한편, Ti를 과잉으로 함유시키면, 조대한 TiN이나 TiC 등의 개재물이 다량으로 생성되어, 내지연 파괴 특성을 열화시킨다. 따라서, Ti 함유량은 0.080% 이하로 한다. Ti 함유량은, 바람직하게는 0.060% 이하, 보다 바람직하게는 0.055% 이하이다.

[0119] B: 0% 초과 0.0050% 이하

[0120] B는, 강의 퀀칭성을 향상시키는 원소로서, 적은 Mn 함유량이라도 마르텐사이트의 생성량을 증가시키는 이점을 갖는다. 이러한 효과를 얻는 관점에서, B 함유량은 0% 초과로 하고, 바람직하게는 0.0002% 이상, 보다 바람직하게 0.0005% 이상, 더욱 바람직하게는 0.0008% 이상으로 한다. 한편, B 함유량이 0.0050%를 초과하면, 그 효과가 포화한다. 따라서, B 함유량은 0.0050% 이하로 한다. B 함유량은, 바람직하게는 0.0040% 이하, 보다 바람직하게는 0.0035% 이하이다.

[0121] $[C\%]+[Si\%]/24+[Mn\%]/6 \leq 0.70 \cdots (1)$

[0122] 전술한 바와 같이, 상기 게재 (1)식의 좌변은 Ceq에 상당하는 것으로서, 내지연 파괴 특성과의 상관이 확인된다. 그리고, Ceq를 0.70 이하로 함으로써, 우수한 내지연 파괴 특성이 얻어진다. 따라서, 상기 게재 (1)식을 만족시키는 것으로 한다. Ceq의 하한은 특별히 한정되지 않고, 예를 들면, Ceq는 0.47 이상이 적합할 수 있다. 또한, Ceq가 높아지면 내지연 파괴 특성이 열화하는 이유에 대해서, 발명자들은, 지연 파괴의 파괴 형태로서 많은 입계 파괴(intergranular fracture)가, 입계로의 C, Si 및 Mn의 편석에 의해 조장되기 때문이라고 생각하고 있다.

[0123] 이상, 본 발명의 일 실시 형태에 따르는 강판의 기본 성분에 대해서 설명했지만, 본 발명의 일 실시 형태에 따르는 강판은, 상기 기본 성분을 함유하고, 상기 기본 성분 이외의 잔부는 Fe(철) 및 불가피적 불순물을 포함하는 성분 조성을 갖는다. 여기에서, 본 발명의 일 실시 형태에 따르는 강판은, 상기 기본 성분을 함유하고, 잔부는 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성을 갖는 것이 바람직하다. 본 발명의 일 실시 형태에 따르는 강판에는, 상기 기본 성분에 더하여, 이하에 나타내는 임의 첨가 성분 중으로부터 선택되는 1종 또는 2종 이상을 함유시켜도 좋다. 또한, 이하에 나타내는 임의 첨가 성분은, 이하에 나타내는 상한값 이하로 함유하고 있으면, 본 발명의 효과가 얻어지기 때문에, 하한값은 특별히 형성하지 않아도 좋다. 또한, 이하에 나타내는 각 임의 첨가 성분이 후술하는 적합한 하한값 미만으로 함유되는 경우, 당해 성분은 불가피적 불순물로서 포함되는 것으로 할 수도 있다.

[0124] Cu: 1.00% 이하,

[0125] Ni: 1.00% 이하,

[0126] Mo: 0.50% 이하,

[0127] Cr: 1.00% 이하,

[0128] Zr: 0.100% 이하,

[0129] Ca: 0.0100% 이하,

[0130] Nb: 0.100% 이하,

[0131] V: 0.200% 이하,

[0132] W: 0.200% 이하,

[0133] Sb: 0.100% 이하,

[0134] Sn: 0.100% 이하 및

[0135] Mg: 0.0100% 이하

[0136] Cu: 1.00% 이하

[0137] Cu는, 내식성을 향상시키는 원소이다. 또한, Cu는, 부식 생성물에 의해 강판 표면을 피복하여 강판으로의 수소

침입을 억제하고, 내지연 파괴 특성을 향상시키는 효과도 갖는다. 상기의 관점에서, Cu 함유량은 바람직하게는 0% 초과, 보다 바람직하게는 0.01% 이상이다. 특히, 내지연 파괴 특성의 향상의 관점에서는, Cu 함유량은 0.05% 이상이 더욱 바람직하다. 그러나, Cu 함유량이 지나치게 많아지면 표면 결함의 원인이 된다. 따라서, Cu를 함유시키는 경우, 그의 함유량은 1.00% 이하가 바람직하다.

[0138] Ni: 1.00% 이하

[0139] Ni도, 내식성을 향상시키는 원소이다. 상기의 관점에서, Ni 함유량은 바람직하게는 0% 초과, 보다 바람직하게는 0.01% 이상이다. 그러나, Ni 함유량이 지나치게 많아지면, 가열로(heating furnace) 내에서의 스케일 생성이 불균일이 되어, 표면 결함의 원인이 된다. 또한, 비용 증가로도 된다. 따라서, Ni를 함유시키는 경우, 그의 함유량은 1.00% 이하가 바람직하다.

[0140] Mo: 0.50% 이하

[0141] Mo는, 강의 퀀칭성을 향상시켜, 소정의 강도를 안정적으로 확보하는 효과를 얻는 목적으로 함유시킬 수 있다. 상기의 효과를 얻는 관점에서, Mo 함유량은 바람직하게는 0% 초과, 보다 바람직하게는 0.001% 이상, 더욱 바람직하게는 0.005% 이상이다. 그러나, Mo 함유량이 0.50%를 초과하면, 화성 처리성의 열화를 초래한다. 따라서, Mo를 함유시키는 경우, 그의 함유량은 0.50% 이하가 바람직하다.

[0142] Cr: 1.00% 이하

[0143] Cr은, 강의 퀀칭성을 향상시키는 효과를 얻는 목적으로 함유시킬 수 있다. 상기의 효과를 얻는 관점에서, Cr 함유량은 바람직하게는 0% 초과, 보다 바람직하게는 0.001% 이상이다. 그러나, Cr 함유량이 1.00%를 초과하면, 화성 처리성의 열화를 초래한다. 따라서, Cr을 함유시키는 경우, 그의 함유량은 1.00% 이하가 바람직하다. 또한, 화성 처리성의 열화를 방지하는 관점에서는, Cr 함유량은 0.20% 이하가 보다 바람직하다.

[0144] Zr: 0.100% 이하

[0145] Zr은, 구(舊) γ 입경의 미세화나 그에 따른 마르텐사이트의 내부 구조의 미세화를 통하여 고강도화에 기여한다. 이러한 관점에서, Zr 함유량은 바람직하게는 0% 초과, 보다 바람직하게는 0.001% 이상이다. 그러나, Zr을 과잉으로 함유시키면, Zr계의 조대한 석출물이 증가하여, 내지연 파괴 특성의 열화를 초래한다. 따라서, Zr을 함유시키는 경우, 그의 함유량은 0.100% 이하가 바람직하다.

[0146] Ca: 0.0100% 이하

[0147] Ca는, S를 CaS로서 고정하여, 내지연 파괴 특성을 개선하는 효과를 갖는다. 이러한 효과를 얻는 관점에서, Ca 함유량은 바람직하게는 0% 초과, 보다 바람직하게는 0.0001% 이상이다. 그러나, Ca를 과잉으로 함유시키면, 표면 품질이 열화한다. 따라서, Ca를 함유시키는 경우, 그의 함유량은 0.0100% 이하가 바람직하다. Ca 함유량은, 보다 바람직하게는 0.0050% 이하이다.

[0148] Nb: 0.100% 이하

[0149] Nb는, 구 γ 입경의 미세화나 그에 따른 마르텐사이트의 내부 구조의 미세화를 통하여 고강도화에 기여한다. 이러한 관점에서, Nb 함유량은 바람직하게는 0% 초과, 보다 바람직하게는 0.002% 이상이다. 그러나, Nb를 과잉으로 함유시키면, Nb계의 조대한 석출물이 증가하여, 내지연 파괴 특성의 열화를 초래한다. 따라서, Nb를 함유시키는 경우, 그의 함유량은 0.100% 이하가 바람직하다.

[0150] V: 0.200% 이하

[0151] V는, 강의 퀀칭성을 향상시키는 효과 및, 마르텐사이트의 미세화에 의한 고강도화의 효과를 얻는 목적으로 함유시킬 수 있다. 이러한 효과를 얻는 관점에서, V 함유량은 바람직하게는 0% 초과, 보다 바람직하게는 0.001% 이상이다. 그러나, V 함유량이 0.200%를 초과하면, 주조성의 열화를 초래한다. 따라서, V를 함유시키는 경우, 그의 함유량은 0.200% 이하가 바람직하다.

[0152] W: 0.200% 이하

[0153] W는, 미세한 W계 탄화물·탄질화물의 형성을 통하여, 고강도화에 기여한다. 이러한 관점에서, W 함유량은 바람직하게는 0% 초과, 보다 바람직하게는 0.001% 이상이다. 그러나, W를 과잉으로 함유시키면, 열간 압연 공정의 슬래브 가열 시에 미고용으로 잔존하는 조대한 석출물이 증가하여, 내지연 파괴 특성의 열화를 초래한다. 따라서, W를 함유시키는 경우, 그의 함유량은 0.200% 이하가 바람직하다.

[0154] Sb: 0.100% 이하

[0155] Sb는, 강판의 표층에서의 산화나 질화를 억제하고, 이에 따라, C나 B의 저감을 억제한다. C나 B의 저감이 억제됨으로써, 강판의 표층에서의 페라이트 생성이 억제되어, 고강도화에 기여한다. 이러한 관점에서, Sb 함유량은 바람직하게는 0% 초과, 보다 바람직하게는 0.001% 이상이다. 그러나, Sb 함유량이 0.100%를 초과하면, 주조성이 열화한다. 또한, 구 γ 입계에 Sb가 편석되어 내지연 파괴 특성의 열화를 초래한다. 따라서, Sb를 함유시키는 경우, 그의 함유량은 0.100% 이하가 바람직하다.

[0156] Sn: 0.100% 이하

[0157] Sn은, 강판의 표층에서의 산화나 질화를 억제하고, 이에 따라, C나 B의 저감을 억제한다. C나 B의 저감이 억제됨으로써, 강판의 표층에서의 페라이트 생성이 억제되어, 고강도화, 나아가서는 내지연 파괴 특성의 개선에 기여한다. 이러한 관점에서, Sn 함유량은 바람직하게는 0% 초과, 보다 바람직하게는 0.001% 이상이다. 그러나, Sn 함유량이 0.100%를 초과하면, 주조성이 열화한다. 또한, 구 γ 입계에 Sn이 편석되어 내지연 파괴 특성의 열화를 초래한다. 따라서, Sn을 함유시키는 경우, 그의 함유량은 0.100% 이하가 바람직하다.

[0158] Mg: 0.0100% 이하

[0159] Mg는, MgO로서 O를 고정하여, 내지연 파괴 특성을 개선한다. 이러한 관점에서, Mg 함유량은 바람직하게는 0% 초과, 보다 바람직하게는 0.0001% 이상이다. 그러나, Mg를 과잉으로 함유시키면, 표면 품질이나 내지연 파괴 특성의 열화를 초래한다. 따라서, Mg를 함유시키는 경우, 그의 함유량은 0.0100% 이하가 바람직하다.

[0160] 또한, 상기 이외의 원소로서는, 예를 들면, Se, As, Pb, Bi, Zn, Cs, Rb, Co, La, Tl, Nd, Y, In, Be, Hf, Tc, Ta, O, La, Ce 및 Pr 등을 들 수 있고, 이들 원소 중으로부터 선택되는 1종 또는 2종 이상의 합계의 함유량은 0.02% 이하이면 허용할 수 있다. 이들 원소의 함유량은 모두 0%이면 좋은 것은 말할 필요도 없다.

[0161] 상기 이외의 원소는, Fe 및 불가피적 불순물이다.

[0162] 다음으로, 본 발명의 일 실시 형태에 따르는 강판의 조직에 대해서 설명한다.

[0163] 본 발명의 일 실시 형태에 따르는 강판의 조직은,

[0164] 조직 전체에 대한 면적률로,

[0165] 마르텐사이트: 60% 초과 90% 이하,

[0166] 베이나이트: 10% 이상 30% 이하,

[0167] 잔류 오스테나이트: 5% 미만 및

[0168] 잔부: 5% 이하

[0169] 이고,

[0170] 상기 마르텐사이트의 내부에 존재하는 탄화물의 최대 지름이 400㎚ 이하이고,

[0171] 상기 베이나이트를 구성하는 섬 형상 영역의 개수 밀도가 120×10^{-4}개/μm^2 이상이고,

[0172] 상기 베이나이트를 구성하는 섬 형상 영역 중, 애스펙트비: 1.8 이상의 섬 형상 영역의 개수가, 상기 베이나이트를 구성하는 섬 형상 영역의 전체 개수에 대한 비율로 60% 이상인,

[0173] 조직이다.

[0174] 이하, 각각의 한정 이유에 대해서 설명한다.

[0175] 마르텐사이트의 면적률: 60% 초과 90% 이하

[0176] 소정의 강도를 얻기 위해 마르텐사이트의 면적률은 60% 초과로 한다. 마르텐사이트의 면적률이 60% 이하가 되면, 베이나이트, 페라이트, 잔류 γ 등이 증가하여, 소정의 강도를 얻는 것이 어려워진다. 또한, 마르텐사이트의 면적률이 60% 이하의 조직 구성으로 소정의 강도를 확보하는 방법으로서는, 예를 들면, 템퍼링 온도의 저온화나 C량을 증가시키는 방법이 있다. 그러나, 이 경우, 마르텐사이트가 과잉으로 경질화하여 내지연 파괴 특성이 열화한다. 따라서, 우수한 내지연 파괴 특성과 소정의 강도를 양립하는 관점에서, 마르텐사이트의 면적률은 60% 초과로 한다. 마르텐사이트의 면적률은 바람직하게는 62% 이상, 보다 바람직하게는 65% 이상이다.

한편, 마르텐사이트가 90%를 초과하면, 우수한 연성이 얻어지지 않는다. 따라서, 마르텐사이트의 면적률은 90% 이하로 한다. 마르텐사이트의 면적률은 바람직하게는 88% 이하, 보다 바람직하게는 85% 이하이다.

[0177] 베이나이트의 면적률: 10% 이상 30% 이하

[0178] 소정의 강도와 우수한 연성을 양립하기 위해, 베이나이트의 면적률은 10% 이상 30% 이하로 한다. 베이나이트의 면적률이 10% 이상 30% 이하의 범위 외가 되면, 소정의 강도와 우수한 연성을 양립할 수 없게 된다. 베이나이트의 면적률은 바람직하게는 12% 이상, 보다 바람직하게는 15% 이상이다. 또한, 베이나이트의 면적률은 바람직하게는 28% 이하, 보다 바람직하게는 25% 이하이다.

[0179] 잔류 오스테나이트의 면적률: 5% 미만

[0180] 잔류 오스테나이트는 연성에 기여하기 때문에, 소량 포함하는 것은 허용된다. 그러나, 전술과 같이, 잔류 오스테나이트는 프레스 성형 시에 경질인 마르텐사이트로 변태하여, 지연 파괴를 조장할 우려가 있다. 따라서, 잔류 오스테나이트의 면적률은 5% 미만으로 한다. 잔류 오스테나이트의 면적률은 바람직하게는 4% 이하, 보다 바람직하게는 3% 이하이다. 또한, 본 발명의 일 실시 형태에 따르는 강판에서는, 베이나이트에 의해 연성을 확보하고 있기 때문에, 잔류 오스테나이트의 면적률은 0%라도 좋다.

[0181] 잔부의 면적률: 5% 이하

[0182] 마르텐사이트, 베이나이트 및 잔류 오스테나이트 이외의 잔부를 구성하는 조직은, 강도를 저하시키거나, 지연 파괴를 조장할 우려가 있다. 그 때문에, 잔부의 면적률은 5% 이하로 한다. 잔부의 면적률은, 바람직하게는 4% 이하, 보다 바람직하게는 3% 이하이다. 잔부의 면적률은 0%라도 좋다. 또한, 마르텐사이트, 베이나이트 및 잔류 오스테나이트 이외의 잔부를 구성하는 조직으로서는, 예를 들면, 펄라이트를 들 수 있다.

[0183] 여기에서, 마르텐사이트 및 베이나이트의 면적률은, 이하와 같이 측정한다.

[0184] 즉, 강판의 L 단면(압연 방향에 평행한 수직 단면)을 연마 후, 나이탈로 부식하고, 강판의 L 단면을, 강판의 판두께 1/4 위치에 있어서 SEM에 의해 2000배의 배율로 4시야 관찰한다. 이어서, 촬영한 조직 사진을 화상 해석하고, 이하와 같이 하여, 마르텐사이트 및 베이나이트를 동정(同定)한다.

[0185] · 마르텐사이트

[0186] 마르텐사이트는, 회색의 콘트라스트를 나타낸 영역이다. 여기에서, 마르텐사이트는, 제조 과정에 있어서 템퍼링이 생긴, 소위 템퍼링 마르텐사이트를 주체로서 구성된다. 또한, 마르텐사이트의 일부에는, 템퍼링이 생기고 있지 않은, 소위 프레시 마르텐사이트가 면적률로 5% 이하 포함되는 경우가 있다(후술하는 실시예의 발명예에 있어서도, (내부에 탄화물이 확인되지 않은) 프레시 마르텐사이트의 면적률은 모두, 5% 이하였음). 또한, 템퍼링 마르텐사이트에는, 연속 냉각 중에 자기(自己) 템퍼링을 일으킨 마르텐사이트도 포함된다. 템퍼링 마르텐사이트 및 프레시 마르텐사이트는 모두, 회색의 콘트라스트를 나타낸 영역이다. 단, 템퍼링 마르텐사이트에서는, 통상, 내부에 하얀 콘트라스트의 탄화물을 포함한다. 한편, 프레시 마르텐사이트에서는, 내부에 탄화물이 확인되지 않는다. 또한, 템퍼링 마르텐사이트의 내부에 있어서 탄화물이 차지하는 영역은, 마르텐사이트의 면적에 포함하는 것으로 한다.

[0187] · 베이나이트

[0188] 베이나이트는, 흑색의 콘트라스트를 나타낸 영역이다. 또한, 페라이트도 흑색의 콘트라스트를 나타낸 영역이다. 단, 페라이트는 그의 형태가 등축인 한편, 베이나이트는 비교적 판 형상이다. 따라서, 이들 형태로부터 양자를 구별하는 것도 가능하다. 단, 양자의 구별이 곤란한 경우도 있다. 또한, 상기의 성분 조성에 의해 형성되는 조직에서는, 일반적으로, 페라이트의 면적률은 적고, 구체적으로는 10% 이하가 된다. 또한, 가령, 페라이트의 면적률이 많은 경우에도, 후술하는 애스펙트비: 1.8 이상의 섬 형상 영역의 개수의 비율이 소정의 범위 외가 된다. 따라서, 여기에서는, 흑색의 콘트라스트를 나타낸 영역을 모두 베이나이트로 동정하여, 면적률을 측정한다. 또한, 베이나이트의 내부에는, 마르텐사이트(프레시 마르텐사이트)나 펄라이트가 포함되는 경우가 있다. 여기에서, 펄라이트는, 페라이트와 판 형상의 탄화물로 이루어지는 층 형상 조직이다. 이 경우, 마르텐사이트 및 펄라이트는 베이나이트와는 다른 조직으로서 취급한다. 즉, 베이나이트의 내부에 있어서 마르텐사이트 및 펄라이트가 차지하는 영역은, 베이나이트의 면적에 포함하지 않는 것으로 한다. 또한, 베이나이트는, 내부에 탄화물이나 질화물, 황화물, 산화물을 포함하는 경우가 있지만, 이들이 차지하는 영역은, 베이나이트의 면적에 포함하는 것으로 한다.

[0189] 또한, 마르텐사이트와 베이나이트는, 기본적으로는, 상기한 SEM에 의한 조직 사진의 콘트라스트차로부터 판별 가능하다. 그러나, 양자의 판별이 곤란한 경우에는, 내부에 포함되는 탄화물의 위치나 베어리언트(variants)를, SEM에 의해 10000배의 배율로 관찰함으로써, 판별하는 것이 가능하다. 즉, 베이나이트에서는, 라스 형상(lath-shape) 조직의 계면 또는 라스 내에 탄화물이 생성하고 있다. 또한, 베이니틱 페라이트와 시멘타이트의 결정 방위 관계가 1종류이기 때문에, 생성한 탄화물은 일방향으로 신장하고 있다. 한편, 마르텐사이트를 주로 구성하는 템퍼링 마르텐사이트에서는, 라스 내에 탄화물이 생성하고 있다. 또한, 라스와 탄화물의 결정 방위 관계가 2종류 이상 있기 때문에, 생성한 탄화물은 복수 방향으로 신장하고 있다. 따라서, 내부에 포함되는 탄화물의 위치나 베어리언트를, SEM에 의해 10000배의 배율로 관찰함으로써, 템퍼링 마르텐사이트와 베이나이트를 판별하는 것이 가능하다.

[0190] 이어서, 상기와 같이 하여 동정한 마르텐사이트 및 베이나이트가 차지하는 영역의 4시야분(分)의 합계의 면적을 산출하고, 각각의 합계 면적을 4시야분의 관찰 영역의 전체 면적으로 나누어 100을 곱한 값을, 마르텐사이트 및 베이나이트의 면적률로 한다. 단, 흑색의 콘트라스트를 나타낸 영역 중, 면적이 $1\mu m^2$ 미만의 섬 형상 영역은 제외하고 베이나이트의 면적률을 산출한다.

[0191] 또한, 잔류 오스테나이트의 면적률은, 이하와 같이 측정한다.

[0192] 즉, 강판을 그의 표면에서 200㎛까지의 깊이까지 옥살산에 의해 화학 연마한다. 이어서, 화학 연마한 면을 관찰면으로 하여, X선 회절법에 의해 관찰한다. 입사 X선에는 MoKα선을 사용하고, bcc철의 (200), (211) 및 (220) 각 면의 회절 강도에 대한 fcc철(오스테나이트)의 (200), (220) 및 (311) 각 면의 회절 강도의 비를 구한다. 이어서, 각 면의 회절 강도의 비로부터, 잔류 오스테나이트의 체적률을 산출한다. 그리고, 잔류 오스테나이트가 3차원적으로 균질이라고 간주하여, 잔류 오스테나이트의 체적률을, 잔류 오스테나이트의 면적률로 한다.

[0193] 또한, 잔부의 면적률은, 100%로부터 상기와 같이 하여 구한 마르텐사이트, 베이나이트 및 잔류 오스테나이트의 면적률을 뺌으로써 구한다.

[0194] [잔부의 면적률(%)]=100-[마르텐사이트의 면적률(%)]-[베이나이트의 면적률(%)]-[잔류 오스테나이트의 면적률(%)]

[0195] 마르텐사이트의 내부에 존재하는 탄화물의 최대 지름: 400㎚ 이하

[0196] 저Ceq의 성분 조성에 있어서, 소정의 강도를 실현하기 위해서는, 마르텐사이트, 특히 템퍼링 마르텐사이트의 내부에 존재하는 탄화물을 미세하게 하는 것이 중요하다. 그 때문에, 마르텐사이트의 내부에 존재하는 탄화물의 최대 지름(이하, 탄화물의 최대 지름이라고도 함)은 400㎚ 이하로 한다.

[0197] 또한, 마르텐사이트의 영역에는 구 γ 입계, 패킷(packet) 경계 및 블록 경계가 내재하고, 이들 입계 및 경계상에 탄화물이 필름 형상으로 석출하는 경우가 있지만, 이들 탄화물은, 마르텐사이트의 내부에 존재하는 탄화물에는 포함하지 않는다.

[0198] 또한, 마르텐사이트의 내부에 존재하는 탄화물의 최대 지름이란, 상기의 조직 화상에 있어서 마르텐사이트의 내부에 존재하는 개개의 탄화물의 최대 길이의 최대값이다. 구체적으로는, 강판의 L 단면(압연 방향에 평행한 수직 단면)을 연마 후, 나이탈로 부식하고, 강판의 L 단면을, 강판의 판두께 1/4 위치에 있어서 SEM에 의해 15000배의 배율로 4시야 관찰한다. 이어서, 면적률의 산출과 동일한 요령으로, 촬영한 조직 사진을 화상 해석하고, 마르텐사이트의 내부에 존재하는 개개의 탄화물의 최대 길이를 구하고, 그의 최대값을, 마르텐사이트의 내부에 존재하는 탄화물의 최대 지름으로 한다. 또한, 마르텐사이트의 내부에 존재하는 탄화물은 침상(needle-like)이 되기 때문에, 실질적으로는, 마르텐사이트의 내부에 존재하는 개개의 탄화물의 최대 길이는, 개개의 탄화물의 길이 방향(탄화물의 연신 방향)의 길이를 의미하게 된다. 또한, 마르텐사이트의 내부에 존재하는 탄화물의 대부분은, 통상, 원상당 지름으로 50㎚ 이상이 되기 때문에, 마르텐사이트의 내부에 존재하는 개개의 탄화물의 최대 길이의 측정은, 예를 들면, 조직 사진으로 관찰되는 탄화물 중, 원상당 지름으로 50㎚ 이상의 탄화물을 추출하여 행하면 좋다.

[0199] 베이나이트를 구성하는 섬 형상 영역의 개수 밀도: 120×10^{-4}개/μm^2 이상

[0200] 전술한 바와 같이, 발명자들이, 베이나이트의 분포 상태와 내지연 파괴 특성의 상관을 예의 검토한 결과, 베이나이트를 구성하는 섬 형상 영역의 개수 밀도(이하, 베이나이트의 개수 밀도라고도 함)가 중요한 것을 발견했다. 이 메커니즘은 반드시 분명하지 않지만, 발명자들은, 이상 계면(interfaces of different phases)이

많아짐으로써, 지연 파괴에 있어서 파괴를 조장하는 변형 또는 응력의 집중부가, 분산하기 때문이라고 생각하고 있다. 여기에서, 이상 계면이란 베이나이트와 마르텐사이트의 경계를 의미한다. 여기에서, 베이나이트의 개수 밀도가 120×10^{-4}개/μm^2 미만이 되면, 내지연 파괴 특성이 열화하는 경향이었다. 따라서, 우수한 내지연 파괴 특성을 얻는 관점에서, 베이나이트의 개수 밀도를 120×10^{-4}개/μm^2 이상으로 한다. 베이나이트의 개수 밀도는 바람직하게는 150×10^{-4}개/μm^2 이상, 보다 바람직하게는 200×10^{-4}개/μm^2 이상이다. 베이나이트의 개수 밀도의 상한은 특별히 한정되는 것은 아니지만, 예를 들면, 베이나이트의 개수 밀도는 바람직하게는 450×10^{-4}개/μm^2 이하이다.

[0201] 베이나이트를 구성하는 섬 형상 영역의 전체 개수에 대한, 애스펙트비가 1.8 이상의 베이나이트를 구성하는 섬 형상 영역의 개수의 비율: 60% 이상

[0202] 베이나이트는 마르텐사이트에 비해 연질이기 때문에, 소망하는 강도를 확보하는 관점에서 베이나이트의 형태를 제어할 필요가 있다. 여기에서, 베이나이트는, 복수의 섬 형상 영역으로 구성된다. 이러한 섬 형상 영역 중, 애스펙트비가 큰 섬 형상 영역, 특히 애스펙트비: 1.8 이상의 섬 형상 영역은, 그의 형태가 판 형상에 가까운 것이라고 말할 수 있다. 그리고, 당해 애스펙트비: 1.8 이상의 섬 형상 영역의 개수를 증가시킴으로써, 조직이 미세화되어, 연성을 향상시키면서, 소망하는 강도를 얻는, 즉, 강도와 연성의 밸런스를 향상시키는 것이 가능해진다. 따라서, 베이나이트를 구성하는 섬 형상 영역 중, 애스펙트비: 1.8 이상의 섬 형상 영역의 개수를, 베이나이트를 구성하는 섬 형상 영역의 전체 개수에 대한 비율(이하, 애스펙트비: 1.8 이상의 베이나이트의 개수 비율이라고도 함)로 60% 이상으로 한다. 애스펙트비: 1.8 이상의 베이나이트의 개수 비율은, 바람직하게는 65% 이상, 보다 바람직하게는 70% 이상이다. 애스펙트비: 1.8 이상의 베이나이트의 개수 비율의 상한은 특별히 한정되지 않고, 100%라도 좋다.

[0203] 또한, 개개의 섬 형상 영역은, 베이나이트 이외의 조직에 의해, 다른 베이나이트의 섬 형상 영역으로 분리된다. 즉, 개개의 섬 형상 영역은, 그의 전체 둘레가 베이나이트 이외의 상과 접한다. 또한, 개개의 섬 형상 영역의 구체적인 형상에 대해서는 특별히 한정되지 않고, 예를 들면 원형, 타원형, 다각형, 아메바형(복수의 불규칙 방향으로 연신한 형상) 등의 어느 것이라도 좋다.

[0204] 여기에서, 베이나이트의 개수 밀도 및 애스펙트비: 1.8 이상의 베이나이트의 개수 비율은, 상기한 마르텐사이트 및 베이나이트의 면적률의 산출에 사용한 4시야에서의 조직 사진을 이용하여, 예를 들면, 이하의 요령으로 측정한다.

[0205] 즉, 상기의 조직 사진을 ImageJ에 의해 화상 해석하고, 베이나이트와 그 외의 조직으로 2치화한다. 이 때, 면적이 1μm^2 미만의 섬 형상 영역은 계산으로부터 제외한다. 이어서, ImageJ의 입자 해석 기능에 의해 개개의 섬 형상 영역의 애스펙트비를 산출한다. 그리고, 관찰된 베이나이트를 구성하는 섬 형상 영역의 개수 및, 그 중의 애스펙트비가 1.8 이상의 섬 형상 영역의 개수를 카운트 하고, 애스펙트비: 1.8 이상의 베이나이트의 개수 비율 및 베이나이트의 개수 밀도를 산출한다.

[0206] 또한, 전술한 바와 같이, 베이나이트를 구성하는 개개의 섬 형상 영역의 내부에 마르텐사이트나 탄화물이 존재하는 경우가 있다. 이 경우에는, 당해 섬 형상 영역의 내부에 존재하는 마르텐사이트나 탄화물도 포함한 영역을 1개의 섬 형상 영역으로서 당해 섬 형상 영역의 개수를 카운트하고, 또한, 당해 섬 형상 영역의 애스펙트비를 산출한다. 또한, 베이나이트와 그 외의 조직에서의 2치화의 문턱값은, 예를 들면, 이하와 같이 결정한다. 즉, ImageJ의 2치화 기능에 의해 각 픽셀의 휘도값을 0 내지 255의 숫자로 나타내어, 빈도 분포를 묘화한다. 이 때, 베이나이트와 그 외의 조직의 휘도값의 분포를 비교하면, 2개의 분포의 극대값은 명료하게 나뉜다. 이들 2개의 극대값의 사이에 위치하는 극소값을 문턱값으로 한다. 이와 같이 문턱값을 설정함으로써, 베이나이트와 마르텐사이트의 계면을 명료하게 분리할 수 있다.

[0207] 다음으로, 본 발명의 일 실시 형태에 따르는 강판의 기계 특성에 대해서, 설명한다.

[0208] 인장 강도(TS): 1470MPa 이상

[0209] 본 발명의 일 실시 형태에 따르는 강판은, TS: 1470MPa 이상이라도, 내지연 파괴 특성 및 성형성이 우수한 점을 특징의 하나로 하는 것이다. 따라서, TS는 1470MPa 이상으로 한다. TS의 상한에 대해서는 특별히 한정되지 않지만, 예를 들면, TS는 2500MPa 이하가 적합할 수 있다. 또한, TS는, JIS Z 2241에 준거하는 인장 시험에 의해 측정한다. 상세는 후술하는 실시예에 기재하는 바와 같다.

[0210] 균일 신장: 5.5% 이상

[0211] 연성의 지표로서는 전체 신장이 많이 이용되지만, 전체 신장에는 국부 신장도 포함된다. 실제로 자동차 부품을 성형할 때는, 강판에 네킹이 생기는 바와 같은 가공은 실시하지 않기 때문에, 프레스 성형성의 지표로서는 균일 신장이 보다 중요하다. 특히, 균일 신장이 5.5% 이상이면, 다종 다양한 자동차 부품에 적용이 가능하게 된다. 따라서, 균일 신장은 5.5% 이상으로 한다. 균일 신장의 상한에 대해서는 특별히 한정되지 않지만, 예를 들면, 균일 신장은 12.0% 이하가 적합할 수 있다. 또한, 균일 신장은, JIS Z 2241에 준거하는 인장 시험에 의해 측정한다. 상세는 후술하는 실시예에 기재하는 바와 같다.

[0212] 또한, 우수한 성형성이란, 균일 신장이 5.5% 이상인 것을 의미한다. 또한, 우수한 내지연 파괴 특성이란, 후술하는 실시예에 따르는 지연 파괴 시험에 있어서, 합격 기준을 만족하는 것을 의미한다.

[0213] 또한, 본 발명의 일 실시 형태에 따르는 강판은, 그의 표면(편면 또는 양면)에 도금층을 갖고 있어도 좋다. 도금층의 종류는 특별히 한정되지 않고, 예를 들면, 아연 도금층이나 아연 이외의 금속의 도금층을 들 수 있다. 또한, 도금층은, 아연 등의 주가 되는 성분 이외의 성분을 포함해도 좋다. 아연 도금층으로서는, 예를 들면, 용융 아연 도금층이나 합금화 용융 아연 도금층, 전기 아연 도금층을 들 수 있다.

[0214] 또한, 본 발명의 일 실시 형태에 따르는 강판의 판두께는 특별히 한정되지 않지만, 바람직하게는 0.5㎜ 이상 3.0㎜ 이하이다.

[0215] [2] 부재

[0216] 다음으로, 본 발명의 일 실시 형태에 따르는 부재에 대해서, 설명한다.

[0217] 본 발명의 일 실시 형태에 따르는 부재는, 상기의 강판을 이용하여 이루어지는(소재로 하는) 부재이다. 예를 들면, 소재인 강판에, 성형 가공 및 접합 가공의 적어도 한쪽, 적합하게는, 냉간 프레스를 실시하여 부재로 한다.

[0218] 여기에서, 상기의 강판은, TS: 1470㎫ 이상의 강도와, 우수한 성형성과, 우수한 내지연 파괴 특성을 동시에 실현하고 있다. 또한, 상기의 강판은, 상기의 특성에 의해, 보다 복잡한 형상을 갖는 부품에 대해서도 냉간 프레스에서의 적용이 가능해지기 때문에, 비용이나 생산성의 점에서 보다 유리하게, 부품 강도의 향상 및 경량화에 공헌할 수 있다. 그 때문에, 본 발명의 일 실시 형태에 따르는 부재는, 자동차나 가전 제품 등에 사용되는 부재에 적용하여 특히 적합하다.

[0219] [3] 강판의 제조 방법

[0220] 다음으로, 본 발명의 일 실시 형태에 따르는 강판의 제조 방법에 대해서, 설명한다.

[0221] 본 발명의 일 실시 형태에 따르는 강판의 제조 방법은,

[0222] 상기의 성분 조성을 갖는 강 슬래브에 열간 압연을 실시하여 열연 강판으로 하는, 열연 공정과,

[0223] 상기 열연 강판을 냉간 압연하여 냉연 강판으로 하는, 냉연 공정과,

[0224] 상기 냉연 강판을, 50℃~어닐링 온도의 온도역에서의 평균 가열 속도: 3.5℃/s 이상으로 하여 가열하고, 이어서, 상기 어닐링 온도: A_3점~A_3점+40℃ 및, 어닐링 시간: 30초 이상으로 하여 어닐링하는, 어닐링 공정과,

[0225] 이어서, 상기 냉연 강판을, 상기 어닐링 온도~650℃의 온도역에서의 평균 냉각 속도: 10℃/초 이상으로 하여 냉각하는, 제1 냉각 공정과,

[0226] 상기 냉연 강판을, 500℃~650℃의 온도역에서 10초 이상 200초 이하 보존유지하는, 보존유지 공정과,

[0227] 상기 냉연 강판을, 500℃~50℃의 온도역에서의 평균 냉각 속도: 70℃/s 이상으로 하고, 50℃ 이하의 냉각 정지 온도까지 냉각하는, 제2 냉각 공정과,

[0228] 상기 냉연 강판을, 템퍼링 온도: 150~250℃ 및, 템퍼링 시간: 30초 이상으로 하여 템퍼링하는, 템퍼링 공정

[0229] 을 갖는다는 것이다.

[0230] 또한, 상기의 각 온도는, 특별히 설명이 없는 한, 강 슬래브 및 강판의 표면 온도를 의미한다.

[0231] [열연 공정]

[0232] 우선, 강 슬래브에 열간 압연을 실시하여 열연 강판으로 한다. 강 슬래브의 준비 방법(제조 조건) 및 열간 압연 조건은 특별히 한정되지 않고, 상법(常法)에 따라 행하면 좋다. 또한, 열연 공정 후의 열연 강판에, 임의로 산 세정을 실시해도 좋다. 산 세정 조건에 대해서도 특별히 한정되지 않고, 상법에 따르면 좋다.

[0233] [냉연 공정]

[0234] 이어서, 열연 강판을 냉간 압연하여 냉연 강판으로 한다. 냉간 압연 조건은 특별히 한정되지 않고, 상법에 따라 행하면 좋다. 또한, 냉연 공정 후의 냉연 강판에, 임의로 산 세정을 실시해도 좋다. 산 세정 조건에 대해서도 특별히 한정되지 않고, 상법에 따르면 좋다.

[0235] [어닐링 공정]

[0236] 이어서, 상기와 같이 하여 얻어진 냉연 강판을, 50℃～어닐링 온도의 온도역에서의 평균 가열 속도: 3.5℃/s 이상으로 하여 가열하고, 이어서, 어닐링 온도: A_3점～A_3점＋40℃ 및, 어닐링 시간: 30초 이상으로 하여 어닐링한다.

[0237] 50℃～어닐링 온도의 온도역에서의 평균 가열 속도: 3.5℃/s 이상

[0238] 최종 제품의 강판의 조직에 있어서, 상기와 같은 베이나이트의 형태 및 분포 상태를 실현하기 위해서는, 50℃～어닐링 온도의 온도역에서의 평균 가열 속도(이하, 가열 속도라고도 함)를 높이는 것이 중요하다. 가열 속도를 높임으로써, 오스테나이트립의 핵 생성 빈도가 증가하여, 오스테나이트 입경을 미세하게 할 수 있다. 그 결과, 입계를 핵 생성 사이트로 한 베이나이트 변태가 촉진되어, 베이나이트의 개수 밀도가 증가한다. 가열 속도는, 바람직하게는 3.8℃/s 이상, 보다 바람직하게는 4.0℃/s 이상이다. 가열 속도의 상한은 특별히 한정되지 않지만, 예를 들면, 100℃/s 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0239] 어닐링 온도: A_3점～A_3점＋40℃

[0240] 최종 제품의 강판의 조직에 있어서, 상기와 같은 베이나이트의 형태 및 분포 상태를 실현하기 위해서는, 어닐링 온도를 오스테나이트 단상역 중에서도 비교적 낮게, 구체적으로는 A_3점～A_3점＋40℃로 하는 것이 중요하다.

[0241] 즉, 어닐링 온도를 오스테나이트 단상역 중에서도 비교적 낮게 함으로써, 구오스테나이트 입경을 미세하게 할 수 있다. 이에 따라, 입계를 핵 생성 사이트로 한 베이나이트 변태가 촉진되어, 베이나이트의 개수 밀도가 증가한다. 또한, 열간 압연 시에 생성한 탄화물이 어닐링 시에 용해하지 않고 그대로 잔존하여, 베이나이트 변태의 핵 생성 사이트로서 작용한다. 이에 따라, 베이나이트의 개수 밀도가 증가한다. 그 결과, 우수한 내지연 파괴 특성을 얻는 것이 가능해진다. 따라서, 어닐링 온도는 A_3점＋40℃ 이하로 한다. 어닐링 온도가 A_3＋40℃점을 초과하면, 소정의 베이나이트의 개수 밀도가 얻어지지 않아, 우수한 내지연 파괴 특성이 얻어지지 않는다.

[0242] 또한, 소정량의 마르텐사이트를 생성하여 TS: 1470㎫ 이상을 얻기 위해, 어닐링 온도는 A_3점 이상으로 한다. 어닐링 온도가 A_3점 미만이 되면, 어닐링 시에 충분한 오스테나이트가 생성되지 않고, 최종 제품에 있어서 소정량의 마르텐사이트, 나아가서는 TS: 1470㎫ 이상이 얻어지지 않는다.

[0243] 또한, 어닐링 온도는, 어닐링 공정에서의 최고 도달 온도이고, 어닐링에 있어서의 보존유지 중의 온도는 A_3점～A_3점＋40℃의 온도역 내이면, 일정해도, 변동해도 좋다. 또한, A_3점은 다음식에 의해 구한다.

[0244] A_3점(℃)＝910－203×[C%]$^{0.5}$＋44.7×[Si%]＋

[0245] 31.5×[Mo%]－30×[Mn%]－11×[Cr%]＋700×[P%]＋

[0246] 400×[Al%]＋400×[Ti%]

[0247] 어닐링 시간: 30초 이상

[0248] 소정량의 마르텐사이트를 생성하여 TS: 1470㎫ 이상을 얻기 위해, 어닐링 시간은 30초 이상으로 한다. 어닐링 시간이 30초 미만이 되면, 어닐링 시에 충분한 오스테나이트가 생성되지 않고, 최종 제품에 있어서 소정량의 마르텐사이트, 나아가서는 TS: 1470㎫ 이상이 얻어지지 않는다. 어닐링 시간은 바람직하게는 60초 이상, 보다 바람직하게는 90초 이상이다. 또한, 어닐링 시간의 상한은 특별히 한정되지 않지만, 어닐링 시간이 일정 이상이 되면, 제조 비용의 증가를 초래할 우려가 있다. 따라서, 어닐링 시간은 900초 이하가 바람직하다.

[0249] 또한, 어닐링 시간이란, A_3점~A_3점+40℃의 온도역에서의 보존유지 시간(체류 시간)이다.

[0250] [제1 냉각 공정]

[0251] 이어서, 상기와 같이 하여 어닐링을 실시한 냉연 강판을, 어닐링 온도~650℃의 온도역에서의 평균 냉각 속도: 10℃/초 이상으로 하여, 냉각한다.

[0252] 어닐링 온도~650℃의 온도역에서의 평균 냉각 속도: 10℃/초 이상

[0253] 페라이트의 생성을 저감하고, 강도의 저하를 회피하기 위해서는, 어닐링 온도~650℃의 온도역에서의 평균 냉각 속도(이하, 제1 냉각 속도라고도 함)를 높이는, 구체적으로는, 10℃/s 이상으로 할 필요가 있다. 제1 냉각 속도가 10℃/s 미만이 되면, 페라이트가 과잉으로 생성되어, 강도의 저하를 초래한다. 따라서, 제1 냉각 속도는 10℃/s 이상으로 한다. 제1 냉각 속도는, 바람직하게는 15℃/s 이상, 보다 바람직하게는 20℃/s 이상이다. 또한, 제1 냉각 속도의 상한은 특별히 한정되는 것은 아니지만, 제1 냉각 속도는 100℃/s 이하가 바람직하다.

[0254] [보존유지 공정]

[0255] 이어서, 냉연 강판을, 650℃~500℃의 온도역에서 10초 이상 200초 이하 보존유지한다.

[0256] 650℃~500℃의 온도역에서의 보존유지 시간: 10초 이상 200초 이하

[0257] 베이나이트를 소정량 확보한 후에, 상기와 같은 베이나이트의 형태 및 분포 상태를 실현하기 위해서는, 650℃~500℃의 온도역에서의 보존유지(체류) 시간(이하, 간단히 보존유지 시간이라고도 함)을 10초 이상 200초 이하로 하는 것이 중요하다. 보존유지 시간을 10초 이상 200초 이하의 범위로 제어함으로써, 베이나이트를 소정량 생성하고, 또한, 상기와 같은 베이나이트의 형태 및 분포 상태를 실현하는 것이 가능해진다. 여기에서, 보존유지 시간이 10초 미만이 되면, 베이나이트를 소정량 생성시킬 수 없게 된다. 한편, 보존유지 시간이 200초를 초과하면, 소정의 베이나이트의 개수 밀도가 얻어지지 않는다. 또한, 제조 비용의 증가를 초래한다. 따라서, 보존유지 시간은 10초 이상 200초 이하로 한다. 보존유지 시간은, 바람직하게는 15초 이상, 보다 바람직하게는 20초 이상이다. 또한, 보존유지 시간은, 바람직하게는 180초 이하, 보다 바람직하게는 160초 이하이다.

[0258] 또한, 650℃~500℃의 온도역에서의 보존유지 시간을 규정한 이유는, 이하와 같다. 즉, 이 온도역보다 고온에서의 보존유지에서는, 페라이트가 생성하기 쉽다. 한편, 이 온도역보다 저온이 되면, 소정의 베이나이트의 면적률을 얻기 위해 보다 장시간의 보존유지가 필요하다. 환언하면, 이 온도역에서의 보존유지가, 상기와 같은 베이나이트의 형태 및 분포 상태를 실현하는 것에 적합하고, 이 온도역 이외의 온도역에서의 보존유지에서는, 상기와 같은 베이나이트의 형태 및 분포 상태를 실현하는 것이 곤란해지기 때문이다. 또한, 보존유지 중의 온도는, 650℃~500℃의 온도역 내이면, 일정해도, 변동해도 좋다.

[0259] [제2 냉각 공정]

[0260] 이어서, 냉연 강판을, 500~50℃의 온도역에서의 평균 냉각 속도: 70℃/s 이상으로 하고, 50℃ 이하의 냉각 정지 온도까지 냉각한다.

[0261] 500~50℃의 온도역에서의 평균 냉각 속도: 70℃/s 이상

[0262] 전술한 바와 같이, 탄소 당량 Ceq가 낮은 성분 조성에 있어서, 마르텐사이트의 내부에 존재하는 탄화물의 조대화를 억제하기 위해서는, 상기의 보존유지 공정 후, 500~50℃의 온도역에서의 냉각 속도를 높일 필요가 있다. 구체적으로는, 당해 온도역에서의 평균 냉각 속도(이하, 제2 냉각 속도라고도 함)를 70℃/s 이상으로 할 필요가 있다. 제2 냉각 속도가 70℃/s 미만이 되면, 자기 템퍼링이 현저하게 발생하여, 탄화물이 조대화하고, 소정의 강도가 얻어지지 않게 된다. 따라서, 제2 냉각 속도는 70℃/s 이상으로 한다. 제2 냉각 속도는, 바람직하게는 100℃/s 이상, 보다 바람직하게는 150℃/s 이상이다. 또한, 제2 냉각 속도의 상한은 특별히 한정되는 것은 아니지만, 제2 냉각 속도는 2000℃/s 이하가 바람직하다.

[0263] 냉각 정지 온도: 50℃ 이하

[0264] 전술한 제2 냉각 속도의 제어를 행하고, 탄소 당량 Ceq가 낮은 성분 조성에 있어서, 마르텐사이트의 내부에 포함되는 탄화물의 조대화를 억제하는 관점에서, 냉각 정지 온도는 50℃ 이하로 한다. 또한, 냉각 정지 온도의 하한은 특별히 한정되는 것은 아니지만, 냉각 정지 온도는 5℃ 이상이 바람직하다.

[0265] [템퍼링 공정]

[0266] 이어서, 냉연 강판을, 템퍼링 온도: 150~250℃ 및, 템퍼링 시간: 30초 이상으로 하여 템퍼링한다.

[0267] 템퍼링 온도: 150~250℃

[0268] 경질인 마르텐사이트를 적절히 연질화하고, 내지연 파괴 특성을 향상시키기 위해, 상기의 제2 냉각 공정 후, 재가열을 행하고, 150~250℃의 온도역에서 20초 이상 보존유지하는 템퍼링 처리를 실시할 필요가 있다. 여기에서, 템퍼링 온도가 150℃ 미만인 경우, 마르텐사이트가 경질인 채로 되어, 지연 파괴가 조장된다. 한편, 템퍼링 온도가 250℃ 초과인 경우, 마르텐사이트의 내부의 탄화물이 조대하게 되어, 소정의 강도가 얻어지지 않는다. 따라서, 템퍼링 온도는 150~250℃로 한다. 또한, 템퍼링 온도는, 템퍼링 공정에서의 최고 도달 온도이고, 템퍼링에 있어서의 보존유지 중의 온도는 150~250℃의 온도역 내이면, 일정해도, 변동해도 좋다.

[0269] 템퍼링 시간: 30초 이상

[0270] 또한, 템퍼링 시간이 30초 미만인 경우, 마르텐사이트가 경질인 채로 되어, 지연 파괴가 조장된다. 따라서, 템퍼링 시간은 30초 이상으로 한다. 템퍼링 시간은, 바람직하게는 120초 이상, 보다 바람직하게는 300초 이상이다. 또한, 템퍼링 시간의 상한은 특별히 한정되는 것은 아니지만, 제조 비용의 증대를 회피하는 관점에서, 1500초 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0271] 또한, 템퍼링 시간이란, 150~250℃의 온도역에서의 보존유지 시간(체류 시간)이다.

[0272] 얻어진 강판에, 임의로, 표면 조도의 조정, 판 형상의 평탄화 등 프레스 성형의 형상 정밀도를 안정화시키는 관점에서, 스킨 패스 압연(조질 압연)이나 레벨러 가공을 실시해도 좋다. 스킨 패스 압연이나 레벨러 가공의 조건은 특별히 한정되지 않고, 상법에 따르면 좋다.

[0273] [도금 처리 공정]

[0274] 또한, 얻어진 강판에, 도금 처리를 실시해도 좋다. 도금 처리를 실시함으로써, 표면에 도금층을 갖는 강판이 얻어진다. 도금 처리 방법은 특별히 한정되지 않고, 예를 들면, 용융 도금이나 전기 도금을 들 수 있다. 또한, 용융 도금 후에 합금화를 실시하는 도금 처리라도 좋다. 또한, 도금의 종류도 특별히 한정되지 않고, 예를 들면, 아연 도금이나 아연 이외의 금속의 도금을 들 수 있다. 도금 처리의 조건은 특별히 한정되지 않고, 상법에 따르면 좋다. 또한, 도금욕은, 아연 등의 주가 되는 성분 이외의 성분을 포함해도 좋다. 또한, 도금 처리를 행하는 경우에, 상기한 스킨 패스 압연을 행하는 경우는, 도금 처리 후에 스킨 패스 압연을 행하는 것이 바람직하다.

[0275] 또한, 상기의 어닐링 공정 이후의 각 공정은, 임의로, 연속 어닐링에 의해 행해도, 배치 어닐링(batch annealing)에 의해 행해도 좋지만, 생산성의 관점에서는, 연속 어닐링에 의해 행하는 것이 바람직하다.

[0276] 상기 이외의 조건에 대해서는 특별히 한정되지 않고, 상법에 따르면 좋다.

[0277] [4] 부재의 제조 방법

[0278] 다음으로, 본 발명의 일 실시 형태에 따르는 부재의 제조 방법에 대해서, 설명한다.

[0279] 본 발명의 일 실시 형태에 따르는 부재의 제조 방법은, 상기의 강판(예를 들면, 상기의 강판의 제조 방법에 의해 제조된 강판)에, 성형 가공 및 접합 가공의 적어도 한쪽을 실시하여 부재로 하는 공정, 적합하게는, 냉간 프레스를 실시하여 부재로 하는 공정을 갖는다.

[0280] 여기에서, 성형 가공 방법은, 특별히 한정되지 않고, 예를 들면, 프레스 가공 등의 일반적인 가공 방법을 이용할 수 있다. 또한, 접합 가공 방법도, 특별히 한정되지 않고, 예를 들면, 스팟 용접, 레이저 용접, 아크 용접 등의 일반적인 용접이나, 리벳 접합, 코킹 접합(swaging joining) 등을 이용할 수 있다. 또한, 성형 조건 및 접합 조건에 대해서는 특별히 한정되지 않고, 상법에 따르면 좋다. 냉간 프레스 조건에 대해서도 특별히 한정되지 않고, 상법에 따르면 좋다.

[0281] (실시예)

[0282] 표 1에 나타내는 성분 조성(잔부는 Fe 및 불가피적 불순물)을 갖는 강을 용제하여, 강 슬래브로 주조했다. 얻어진 강 슬래브를, 마무리 압연 온도: 840~950℃, 권취 온도: 400~700℃의 조건으로 열간 압연하여, 열연 강판을 얻었다. 이어서, 얻어진 열연 강판을, 산 세정 후, 냉간 압연하여, 냉연 강판을 얻었다. 얻어진 냉연 강판에, 표 2에 나타내는 조건으로 연속 어닐링에 의한 열처리(어닐링 공정, 제1 냉각 공정, 보존유지 공정, 제2 냉각 공정 및 템퍼링 공정)를 실시했다. 여기에서, 표 2에 나타내는 보존유지 온도는, 보존유지 공정에 있어서

의 650℃～500℃의 온도역에서의 평균 보존유지 온도이고, 당해 온도역에서의 보존유지 온도의 시간 적분값을 당해 온도역에서의 보존유지 시간(체류 시간)으로 나눈 값이다. 또한, No. 31은 보존유지 공정에서의 보존유지 온도가 높은 예이고, 표 2에 기재된 보존유지 온도 및 보존유지 시간은 각각, 750℃를 하회하고 나서 제2 냉각 공정을 개시할 때까지의 평균 보존유지 온도 및 보존유지 시간이다. 또한, No. 32는 보존유지 공정에서의 보존유지 온도가 낮은 예이고, 표 2에 기재된 보존유지 온도 및 보존유지 시간은 각각, 650℃를 하회하고 나서 제2 냉각 공정을 개시할 때까지의 평균 보존유지 온도 및 보존유지 시간이다. No. 31 및 No. 32 함께, 650℃～500℃의 온도역에서의 보존유지 시간은 10～200초의 범위 외였다. 또한, 제2 냉각 공정에 있어서의 냉각 정지 온도는 모두 실온(25℃)으로 했다. 이어서, 일부의 냉연 강판에 도금 처리를 실시하고, 강판의 표면에 도금층을 형성했다. 이어서, 냉연 강판 또는 도금 강판에 0.1%의 조질 압연을 실시하여, 최종 제품이 되는 강판(판두께: 1.0～1.8㎜)을 얻었다. 또한, No. 27의 어닐링 시간은, No. 27의 어닐링 온도에서의 보존유지 시간이다. 또한, 명기한 이외의 조건은, 상법에 따랐다.

[0283] 이렇게 하여 얻어진 강판을 이용하여, 전술한 요령에 의해, 강판의 조직의 동정, 마르텐사이트의 내부에 존재하는 탄화물의 최대 지름, 베이나이트의 개수 밀도 및 애스펙트비: 1.8 이상의 베이나이트의 개수 비율을 측정했다. 결과를 표 3에 나타낸다. 또한, 마르텐사이트의 내부에 존재하는 탄화물의 최대 지름의 측정은, 강판의 조직의 동정에서 사용한 것과 동일한 샘플을 사용하고, SEM으로 15000만배의 배율로 4시야 확인함으로써 행했다. 또한, 마르텐사이트의 내부에 있어서 최대 길이가 400㎚를 초과하는 탄화물이 확인되지 않았던 경우에는 표 3 중의 「탄화물의 최대 지름이 400㎚ 이하」의 란을 「만족」, 당해 탄화물이 확인된 경우에는 당해란을 「불만족」이라고 표기하고 있다.

[0284] 또한, 이하의 요령에 의해, 인장 시험 및 지연 파괴 시험을 행했다.

[0285] 인장 시험은, JIS Z 2241에 준거하여 행했다. 즉, 강판으로부터, 길이 방향이 강판의 압연 방향에 대하여 직각이 되도록 JIS5호 시험편을 채취했다. 채취한 시험편을 이용하여, 크로스 헤드 속도: 10㎜/min의 조건으로 인장 시험을 행하여, TS 및 균일 신장을 측정했다. 결과를 표 3에 병기한다. 또한, 평가 기준은 이하와 같다.

[0286] · TS

[0287] 합격: 1470㎫ 이상

[0288] 불합격: 1470㎫ 미만

[0289] · 균일 신장

[0290] 합격: 5.5% 이상

[0291] 불합격: 5.5% 미만

[0292] 지연 파괴 시험은, 이하의 요령으로 행했다. 즉, 강판으로부터, 길이 방향이 강판의 압연 방향에 대하여 직각이 되도록 단변이 16㎜, 장변이 70㎜의 시험편을 전단(shearing)에 의해 잘라냈다. 전단은, 윗날과 아랫날이 이루는 각도가 0.5도, 윗날과 아랫날의 극간(클리어런스)이 강판의 판두께의 10%가 되는 조건으로 행했다. 또한, 시험편의 장변의 단면(端面)은 전단한 채의 상태로 했다. 얻어진 시험편을 4점 굽힘에 의해, 여러 가지의 응력(500～1000㎫, 100㎫ 피치)을 부여한 상태에서 침지액에 침지했다. 침지액에는, 0.1질량%의 티오시안산암모늄 용액과 맥클베인 완충액(McIlvaine buffer)을 체적비 1:1로 혼합하고, pH를 7.0으로 조정한 용액을 사용했다. 또한, 당해 용액은, 맥클베인 완충액의 조제에 사용하는 구연산과 인산 수소2나트륨의 비율에 의해, pH가 7.0이 되도록 조제했다(T.C.McIlvaine저, Journal of Biological Chemistry, Volume 49, Issue 1, P.183-186 참조). 침지로부터 96시간 경과 후에 시험편을 꺼내고, 육안에 의해 깨짐의 유무를 확인했다. 그리고, 깨짐이 발생하지 않았던 시험편에 있어서, 부여 응력의 최대값이 700㎫ 이상인 것을 「합격」(내지연 파괴 특성이 우수함), 700㎫ 미만인 것을 「불합격」(내지연 파괴 특성이 불충분)으로 했다. 결과를 표 3에 병기한다.

표 1

[0293]

강번	성분 조성(질량%)										그 외	Ceq	A_3점 (℃)	비고
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	Ti	B					
A	0.21	0.6	1.8	0.004	0.0023	0.03	0.004	0.042	0.0028			0.54	821	적합강
B	0.34	0.6	1.9	0.008	0.0007	0.02	0.004	0.019	0.0019			0.68	783	적합강
C	0.31	1.0	1.7	0.010	0.0027	0.03	0.003	0.007	0.0017			0.64	812	적합강
D	0.28	0.4	1.6	0.022	0.0018	0.02	0.004	0.021	0.0017			0.56	804	적합강
E	0.26	0.5	2.4	0.015	0.0014	0.02	0.003	0.004	0.0035			0.68	777	적합강
F	0.24	0.5	2.1	0.042	0.0017	0.02	0.004	0.036	0.0032			0.61	822	적합강
G	0.26	0.6	1.8	0.004	0.0041	0.02	0.003	0.039	0.0037		Ca:0.0036	0.59	806	적합강
H	0.31	0.5	1.8	0.019	0.0020	0.08	0.004	0.031	0.0030			0.63	823	적합강
I	0.25	0.5	2.0	0.007	0.0018	0.02	0.008	0.032	0.0038			0.60	797	적합강
J	0.26	0.7	1.8	0.007	0.0025	0.02	0.002	0.068	0.0040			0.59	824	적합강
K	0.30	0.6	1.8	0.017	0.0020	0.02	0.002	0.019	0.0045			0.63	799	적합강
L	0.29	0.7	2.1	0.001	0.0012	0.03	0.004	0.024	0.0024		Ca0.0001, Cu:0.12	0.67	791	적합강
M	0.24	0.6	2.3	0.018	0.0015	0.04	0.002	0.028	0.0004		Mo:0.08, Nb:0.014, Cu:0.16	0.65	811	적합강
N	0.31	0.8	1.8	0.013	0.0015	0.03	0.005	0.038	0.0022		V:0.007, W:0.004, Sb:0.006	0.64	815	적합강
O	0.28	0.8	1.7	0.006	0.0016	0.02	0.005	0.024	0.0031		Cr:0.07, Sn:0.005, Mg:0.0005	0.60	808	적합강
P	0.29	0.4	1.7	0.007	0.0028	0.03	0.003	0.021	0.0013		Cu:0.14, Co:0.0015, Sn:0.004	0.59	793	적합강
Q	0.27	0.5	2.0	0.024	0.0014	0.03	0.004	0.034	0.0029		Ni:0.08, Mo:0.05, V:0.010, Zr:0.006	0.62	811	적합강
R	**0.36**	0.4	2.0	0.020	0.0012	0.03	0.005	0.038	0.0021			**0.71**	787	비교강
S	**0.19**	0.7	1.8	0.021	0.0016	0.02	0.002	0.020	0.0019			0.52	830	비교강
T	0.32	0.8	**1.5**	0.012	0.0026	0.03	0.003	0.047	0.0031			0.60	825	비교강
U	0.30	0.6	**2.6**	0.023	0.0019	0.03	0.003	0.032	0.0037			**0.76**	789	비교강
V	0.26	0.4	2.0	**0.058**	0.0020	0.03	0.004	0.027	0.0009			0.61	828	비교강
W	0.28	0.7	1.9	0.016	**0.0055**	0.02	0.003	0.031	0.0034			0.63	808	비교강
X	0.28	0.7	1.7	0.011	0.0030	**0.11**	0.005	0.035	0.0046			0.59	849	비교강
Y	0.27	0.7	2.0	0.019	0.0021	0.01	**0.012**	0.036	0.0015			0.63	808	비교강
Z	0.27	0.4	1.9	0.017	0.0006	0.02	0.003	**0.085**	0.0008			0.60	819	비교강
AA	0.26	0.7	2.1	0.008	0.0012	0.03	0.004	0.025	0.0025		As:0.002, Co:0.002, O:0.0014	0.64	802	적합강
AB	0.27	0.6	1.9	0.009	0.0014	0.03	0.004	0.028	0.0029		Pb:0.002, Zn:0.002	0.61	804	적합강

※ 밑줄부는 본 발명의 규정 범위, 조건을 만족하지 않는 것을 나타낸다.

표 2

No.	강번	어닐링			1차 냉각	보존유지		2차 냉각	템퍼링		도금처리의 유무	비고
		가열속도 (℃/s)	어닐링 온도 (℃)	어닐링 시간 (s)	1차 냉각속도 (℃/s)	보존유지 온도 (℃)	보존유지 시간 (s)	2차 냉각속도 (℃/s)	템퍼링 온도 (℃)	템퍼링 시간 (s)		
1	A	4.6	828	180	24	551	22	512	155	1146	무	발명예
2	B	4.6	790	263	22	512	54	609	203	546	무	발명예
3	C	4.0	836	507	30	601	23	171	230	784	무	발명예
4	D	3.9	825	314	22	569	20	719	168	1027	무	발명예
5	E	4.1	782	91	18	583	168	438	162	82	무	발명예
6	F	4.4	845	432	35	585	36	338	171	733	무	발명예
7	G	4.2	839	82	33	620	18	681	201	712	무	발명예
8	H	4.0	838	337	13	530	29	526	227	283	무	발명예
9	I	4.0	814	205	12	555	28	622	223	240	무	발명예
10	J	4.4	830	365	20	555	26	618	210	802	무	발명예
11	K	3.9	828	297	19	561	30	493	216	1069	무	발명예
12	L	3.5	804	448	20	609	64	198	167	66	무	발명예
13	M	4.3	849	174	23	551	42	398	198	972	무	발명예
14	N	4.3	841	124	28	508	38	476	198	714	무	발명예
15	O	3.8	820	329	19	501	38	579	174	513	무	발명예
16	P	4.2	822	347	26	601	20	207	162	209	유	발명예
17	Q	3.9	827	109	18	521	31	429	189	1092	유	발명예
18	R	4.3	819	343	30	591	38	430	163	518	무	비교예
19	S	4.5	856	52	24	559	22	615	162	877	무	비교예
20	T	3.8	860	319	25	560	33	282	167	119	무	비교예
21	U	3.8	803	281	15	559	182	704	192	779	무	비교예
22	V	4.4	857	445	17	515	32	532	194	488	무	비교예
23	W	4.4	830	223	33	613	34	741	212	616	무	비교예
24	X	3.9	857	183	34	530	28	173	205	329	무	비교예
25	Y	4.1	822	177	23	601	38	439	183	1049	무	비교예
26	Z	4.4	824	432	14	571	39	399	168	571	무	비교예
27	A	3.9	**810**	119	18	520	21	784	230	99	무	비교예
28	A	3.8	846	**23**	15	505	34	347	217	259	무	비교예
29	A	4.0	**883**	135	23	521	26	549	152	751	무	비교예
30	D	3.6	831	599	**2**	576	22	192	223	309	무	비교예
31	D	3.8	840	128	20	**682**	24	298	192	933	무	비교예
32	D	4.4	814	543	20	**475**	**212**	374	211	231	무	비교예
33	D	4.3	814	557	16	552	**8**	518	203	1065	무	비교예
34	D	3.6	822	571	35	613	**218**	257	212	795	무	비교예
35	G	4.0	840	145	19	501	30	**54**	226	231	무	비교예
36	G	3.9	815	105	31	524	33	783	**258**	618	무	비교예
37	AA	4.2	823	283	28	561	38	524	189	566	무	발명예
38	AB	3.7	826	262	25	581	28	520	191	586	무	발명예
39	H	**3.2**	839	328	12	528	28	524	225	286	무	비교예

※ 밑줄부는 본 발명의 규정 범위, 조건을 만족하지 않는 것을 나타낸다.

[0294]

표 3

No.	강번	각 상의 면적률				탄화물의 최대 지름이 400nm 이하	베이나이트의 개수 밀도 (×10⁻⁴개/μm²)	애스펙트비: 1.8 이상의 베이나이트의 개수 비율 (%)	인장 특성		내지연 파괴 특성	비고
		마르텐사이트 (%)	베이나이트 (%)	잔류γ (%)	잔부 (%)				인장 강도 (MPa)	균일 신장 (%)		
1	A	88	10	2	0	만족	171	70	1474	6.1	합격	발명예
2	B	64	29	3	3	만족	408	69	1607	6.3	합격	발명예
3	C	66	27	3	3	만족	348	75	1558	6.5	합격	발명예
4	D	76	20	3	2	만족	302	72	1520	6.3	합격	발명예
5	E	67	27	3	3	만족	398	66	1514	6.7	합격	발명예
6	F	85	14	2	0	만족	210	78	1514	6.0	합격	발명예
7	G	81	17	2	0	만족	252	77	1519	6.1	합격	발명예
8	H	83	15	2	0	만족	232	76	1618	5.5	합격	발명예
9	I	88	10	2	0	만족	193	75	1508	5.9	합격	발명예
10	J	82	16	2	0	만족	254	66	1530	6.0	합격	발명예
11	K	74	21	3	2	만족	311	66	1549	6.2	합격	발명예
12	L	64	29	3	3	만족	393	75	1553	6.6	합격	발명예
13	M	86	12	2	0	만족	186	70	1510	6.0	합격	발명예
14	N	78	19	2	0	만족	278	68	1663	5.6	합격	발명예
15	O	78	18	2	2	만족	287	68	1595	5.8	합격	발명예
16	P	72	23	3	2	만족	332	77	1529	6.4	합격	발명예
17	Q	86	12	2	0	만족	210	70	1585	5.6	합격	발명예
18	R	74	21	3	2	만족	320	71	1738	5.4	불합격	비교예
19	S	87	11	2	0	만족	168	75	1400	6.6	합격	비교예
20	T	55	37	4	4	만족	379	80	1459	7.3	합격	비교예
21	U	70	25	3	2	만족	362	74	1615	6.1	불합격	비교예
22	V	84	13	2	1	만족	191	66	1502	6.1	불합격	비교예
23	W	67	27	3	3	만족	350	69	1483	6.9	불합격	비교예
24	X	81	16	2	1	만족	226	70	1545	6.0	불합격	비교예
25	Y	75	22	3	0	만족	321	66	1573	6.1	불합격	비교예
26	Z	69	26	3	1	만족	354	73	1492	6.8	불합격	비교예
27	A	43	26	3	28	만족	365	67	904	12.8	합격	비교예
28	A	44	34	4	18	만족	378	73	1028	11.3	합격	비교예
29	A	89	10	1	0	만족	108	28	1472	6.1	불합격	비교예
30	D	46	25	3	26	만족	338	72	1012	11.0	합격	비교예
31	D	22	62	7	10	만족	495	66	1092	11.8	합격	비교예
32	D	77	19	2	2	만족	89	86	1491	6.4	불합격	비교예
33	D	94	5	1	0	만족	55	78	1611	5.1	불합격	비교예
34	D	3	76	8	13	만족	551	67	941	14.7	합격	비교예
35	G	88	11	2	0	불만족	170	69	1428	5.4	합격	비교예
36	G	80	18	2	0	불만족	290	69	1402	6.9	합격	비교예
37	AA	81	16	2	1	만족	262	68	1557	5.9	합격	발명예
38	AB	79	17	2	2	만족	272	69	1530	6.1	합격	발명예
39	H	82	13	2	3	만족	102	70	1573	5.7	불합격	비교예

※ 밑줄부는 본 발명의 규정 범위, 조건을 만족하지 않는 것을 나타낸다.

[0295]

[0296] 표 3에 나타낸 바와 같이, 발명예에서는 모두, 인장 강도(TS), 균일 신장 및 내지연 파괴 특성의 모두가 합격이었다. 또한, 발명예의 강판을 이용하여, 냉간 프레스를 포함하는 여러 가지의 성형 가공을 실시하여 얻은 여러 가지의 형상의 부재 및 접합 가공을 실시하여 얻은 여러 가지의 형상의 부재에서는 모두, 깨짐 및 지연 파괴의 발생 없이 목표로 하는 형상을 갖고, 또한, 충분한 인장 강도(TS)를 갖고 있었다.

[0297] 한편, 비교예에서는, 인장 강도(TS), 균일 신장 및 내지연 파괴 특성의 적어도 1개가 충분하지 않았다.

[0298] (산업상의 이용 가능성)

[0299] 본 발명에 의하면, LME 깨짐이 발생할 우려가 적은 Si 함유량이 1.0질량% 이하의 성분 조성을 갖고, TS: 1470 MPa 이상의 강도와, 우수한 성형성과, 우수한 내지연 파괴 특성을 동시에 실현한 강판이 얻어진다. 또한, 본 발명의 강판은, 상기의 특성에 의해, 보다 복잡한 형상을 갖는 부품에 대해서도 냉간 프레스에서의 적용이 가능해지기 때문에, 비용이나 생산성의 점에서 보다 유리하게, 부품 강도의 향상 및 경량화에 공헌할 수 있다.