(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2017-0118926
(43) 공개일자 2017년10월25일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C21D 8/02 (2006.01) *C21D 9/46* (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01) *C22C 38/04* (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01) *C22C 38/12* (2006.01)
C22C 38/14 (2006.01) *C22C 38/60* (2006.01)
(52) CPC특허분류
C21D 8/0247 (2013.01)
C21D 8/0236 (2013.01)
(21) 출원번호 10-2017-7027018
(22) 출원일자(국제) 2016년03월23일
심사청구일자 2017년09월25일
(85) 번역문제출일자 2017년09월25일
(86) 국제출원번호 PCT/JP2016/001695
(87) 국제공개번호 WO 2016/152163
국제공개일자 2016년09월29일
(30) 우선권주장
JP-P-2015-063128 2015년03월25일 일본(JP)

(71) 출원인
제이에프이 스틸 가부시키가이샤
일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고
(72) 발명자
오노 요시히코
일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 지테키자이산부 나이
후나카와 요시마사
일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 지테키자이산부 나이
(뒷면에 계속)
(74) 대리인
특허법인코리아나

전체 청구항 수 : 총 10 항

(54) 발명의 명칭 **냉연 강판 및 그 제조 방법**

(57) 요 약

소정의 성분 조성으로 하고, 템퍼드 마텐자이트 및 베이나이트의 조직 전체에 대한 면적률이 합계로 95 % 이상 100 % 이하이고, 압연 방향으로 신전 및/또는 점렬상으로 분포된 1 개 이상의 장축 : 0.3 ㎛ 이상의 개재물 입자에 의해 구성되는 소정의 개재물군이 0.8 개/㎟ 이하이고, Fe 를 주성분으로 하는 소정 사이즈의 탄화물이 3500 개/㎟ 이하이고, 상기 템퍼드 마텐자이트 및/또는 상기 베이나이트의 내부에 분포되는 직경 10 ~ 50 ㎚ 의 탄화물이 0.7×10^{7} 개/㎟ 이상이고, 구 γ 립의 평균 입경이 18 ㎛ 이하인 조직으로 한다.

(52) CPC특허분류
C21D 9/46 (2013.01)
C22C 38/02 (2013.01)
C22C 38/04 (2013.01)
C22C 38/06 (2013.01)
C22C 38/12 (2013.01)
C22C 38/14 (2013.01)
C22C 38/60 (2013.01)
C21D 2211/002 (2013.01)
C21D 2211/008 (2013.01)
(72) 발명자
야마구치 료스케
일본 도꾜도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 지테키자이산부 나이
나카무라 노부유키
일본 도꾜도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 지테키자이산부 나이

명 세 서

청구범위

청구항 1

질량% 로, C : 0.15 % 이상 0.40 % 이하, Si : 1.5 % 이하, Mn : 0.9 ~ 1.7 %, P : 0.03 % 이하, S : 0.0020 % 미만, sol.Al : 0.2 % 이하, N : 0.0055 % 미만 및 O : 0.0025 % 이하를 함유함과 함께, 다음 식 (1) 의 관계를 만족하고, 잔부는 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성과,

템퍼드 마텐자이트 및 베이나이트의 조직 전체에 대한 면적률이 합계로 95 % 이상 100 % 이하이고,

압연 방향으로 신전 및/또는 점렬상으로 분포된 1 개 이상의 장축 : 0.3 ㎛ 이상의 개재물 입자에 의해 구성되고, 그 개재물 입자가 2 개 이상으로 구성되는 경우에는 그 개재물 입자간의 거리가 30 ㎛ 이하이고, 압연 방향에 있어서의 전체 길이가 120 ㎛ 초과인 개재물군이 0.8 개/㎟ 이하이고,

어스펙트비가 2.5 이하이고, 장축이 0.20 ㎛ 이상 2 ㎛ 이하인, Fe 를 주성분으로 하는 탄화물이 3500 개/㎟ 이하이고,

상기 템퍼드 마텐자이트 및/또는 상기 베이나이트의 내부에 분포되는 직경 10 ~ 50 ㎚ 의 탄화물이 0.7×10^{7} 개/㎟ 이상이고,

구 γ 립의 평균 입경이 18 ㎛ 이하인 조직을 갖고,

판두께가 0.5 ~ 2.6 ㎜ 이고, 인장 강도가 1320 ㎫ 이상인, 냉연 강판.

$5[\%S] + [\%N] < 0.0115 \cdots(1)$

여기서, [%S], [%N] 은, 각각 S, N 의 강 중 함유량 (질량%) 이다.

청구항 2

제 1 항에 있어서,

압연 방향에 있어서의 판두께의 변동량이 300 ㎛ 이하인, 냉연 강판.

청구항 3

제 1 항 또는 제 2 항에 있어서,

상기 성분 조성이, 추가로 질량% 로, B : 0.0002 % 이상 0.0035 % 미만을 함유하는, 냉연 강판.

청구항 4

제 1 항 내지 제 3 항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 성분 조성이, 추가로 질량% 로, Nb : 0.002 ~ 0.08 % 및 Ti : 0.002 ~ 0.12 % 중에서 선택된 1 종 또는 2 종을 함유하는, 냉연 강판.

청구항 5

제 1 항 내지 제 4 항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 성분 조성이, 추가로 질량% 로, Cu : 0.005 ~ 1 % 및 Ni : 0.01 ~ 1 % 중에서 선택된 1 종 또는 2 종을 함유하는, 냉연 강판.

청구항 6

제 1 항 내지 제 5 항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 성분 조성이, 추가로 질량% 로, Cr : 0.01 ~ 1.0 %, Mo : 0.01 % 이상 0.3 % 미만, V : 0.003 ~ 0.5 %, Zr : 0.005 ~ 0.2 % 및 W : 0.005 ~ 0.2 % 중에서 선택된 1 종 또는 2 종 이상을 함유하는, 냉연 강판.

청구항 7

제 1 항 내지 제 6 항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 성분 조성이, 추가로 질량% 로, Ca : 0.0002 ~ 0.0030 %, Ce : 0.0002 ~ 0.0030 %, La : 0.0002 ~ 0.0030 % 및 Mg : 0.0002 ~ 0.0030 % 중에서 선택된 1 종 또는 2 종 이상을 함유하는, 냉연 강판.

청구항 8

제 1 항 내지 제 7 항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 성분 조성이, 추가로 질량% 로, Sb : 0.002 ~ 0.1 % 및 Sn : 0.002 ~ 0.1 % 중에서 선택된 1 종 또는 2 종을 함유하는, 냉연 강판.

청구항 9

제 1 항, 제 3 항 내지 제 8 항 중 어느 한 항에 기재된 성분 조성을 갖는 강 슬래브를, 슬래브 가열 온도 : 1200 ℃ 초과로 하여 열간 압연함으로써 열연 강판으로 하고,

그 열연 강판을, 압하율 : 20 ~ 75 % 로 하여 판두께가 0.5 ~ 2.6 ㎜ 가 되도록 냉간 압연함으로써 냉연 강판으로 하고,

이어서, 그 냉연 강판을, 850 ℃ 초과 910 ℃ 이하의 어닐링 온도에서 300 초 초과 900 초 이하 균열하고,

680 ℃ 이상의 온도로부터 260 ℃ 이하의 온도까지 70 ℃/s 이상의 평균 냉각 속도로 냉각시키고,

필요에 따라 재가열을 실시하고, 그 후, 150 ~ 260 ℃ 의 온도역에서 20 ~ 1500 초 유지하는, 연속 어닐링을 실시하는, 냉연 강판의 제조 방법.

청구항 10

제 9 항에 있어서,

상기 열간 압연 공정에서는, 마무리 압연 온도 : 840 ~ 950 ℃ 로 하여 마무리 압연을 실시하고, 그 후, 40 ℃/s 이상의 냉각 속도로 700 ℃ 이하의 온도까지 냉각시키고, 600 ~ 700 ℃ 의 온도역에서 4 초 이상 유지한 후, 500 ~ 630 ℃ 의 온도역까지 냉각시켜 권취하는, 냉연 강판의 제조 방법.

발명의 설명

기 술 분 야

[0001] 본 발명은 냉연 강판에 관한 것으로, 특히, 냉간 프레스에 의해 성형되는 자동차, 가전 등의 부품의 제조에 적합한 고강도 냉연 강판에 관한 것이다. 또, 본 발명은 상기한 냉연 강판의 제조 방법에 관한 것이다.

배 경 기 술

[0002] 최근, 자동차 차체에 대한 경량화 요구의 가일층의 고조로부터, 센터 필러 R/F (레인포스먼트) 등의 차체 골격 부품이나, 범퍼, 임팩트 빔 부품 등 (이하, 부품이라고도 한다) 에 대한 TS : 1320 ~ 1470 ㎫ 급의 고강도 강판의 적용이 진행되고 있다. 또, 자동차 차체를 더욱 경량화하는 관점에서, TS : 1800 ㎫ 급 (1.8 ㎬ 급), 나아가서는 그 이상의 강도를 갖는 강판의 적용에 대해서도 검토가 개시되어 있다.

[0003] 종래, 열간에서 프레스하는 열간 프레스 성형에 의한 고강도 강판의 적용의 검토가 정력적으로 진행되어 왔지만, 최근에는 비용·생산성의 관점에서, 새로이 냉간 프레스 성형에 의한 고강도 강판의 적용이 검토되고 있다.

[0004] 그러나, TS : 1320 ㎫ 급 이상의 고강도 강판을 냉간 프레스에 의해 성형하여 부품으로 한 경우, 부품 내에서의 잔류 응력의 증가나 강판 그 자체에 의한 내지연 파괴 특성의 열화에 의해, 지연 파괴가 발생할 우려가 있다.

[0005] 여기서, 지연 파괴란, 부품에 높은 응력이 가해진 상태에서 부품이 수소 침입 환경하에 놓여졌을 때, 수소가 부품을 구성하는 강판 내에 침입하여, 원자간 결합력을 저하시키는 것이나 국소적인 변형을 발생시킴으로써 미소 균열이 발생하고, 그 미소 균열이 진전됨으로써 파괴에 이르는 현상이다.

[0006] 이와 같은 내지연 파괴 특성을 개선하는 기술로서, 예를 들어, 특허문헌 1 에는, 중량% 또는 중량ppm 으로, C : 0.08 ~ 0.18 %, Si : 1 % 이하, Mn : 1.2 ~ 1.8 %, P : 0.03 % 이하, S : 0.01 % 이하, sol.Al : 0.01 ~ 0.1 %, N : 0.005 % 이하, O : 0.005 % 이하, B : 5 ~ 25 ppm 에 더하여, Nb : 0.005 ~ 0.04 %, Ti : 0.005 ~ 0.04 %, Zr : 0.005 ~ 0.04 % 중 1 종 또는 2 종 이상을 함유하고, Ceq 와 TS 의 관계가 TS ≥ 2270 × Ceq + 260, Ceq ≤ 0.5, Ceq = C + Si/24 + Mn/6 을 만족하고, 마이크로 조직에 대해, 체적률로 80 % 이상의 마텐자이트를 함유시킴으로써, 내지연 파괴 특성을 개선하는 기술이 개시되어 있다.

[0007] 또, 특허문헌 2, 3 및 4 에는, 강 중의 S 량을 일정 수준까지 저감시킴과 함께, Ca 를 첨가함으로써, 내수소 야기 균열을 방지하는 기술이 개시되어 있다.

[0008] 또한, 특허문헌 5 에는, C : 0.1 ~ 0.5 %, Si : 0.10 ~ 2 %, Mn : 0.44 ~ 3 %, N ≤ 0.008 %, Al : 0.005 ~ 0.1 % 를 함유함과 함께, V : 0.05 ~ 2.82 %, Mo : 0.1 % 이상 3.0 % 미만, Ti : 0.03 ~ 1.24 %, Nb : 0.05 ~ 0.95 % 의 1 종 또는 2 종 이상을 함유시키고, 수소의 트랩 사이트가 되는 미세한 합금 탄화물을 분산시킴으로써, 내지연 파괴 특성을 개선하는 기술이 개시되어 있다.

선행기술문헌

특허문헌

[0009] (특허문헌 0001) 일본 특허 제3514276호

(특허문헌 0002) 일본 특허 제5428705호

(특허문헌 0003) 일본 공개특허공보 소54-31019호

(특허문헌 0004) 일본 공개특허공보 2013-213242호

(특허문헌 0005) 일본 특허 제4427010호

발명의 내용

해결하려는 과제

[0010] 여기서, 상기한 지연 파괴는, 프레스 가공한 실제 부품에서는, 전단이나 타발 가공에 의해 절단되는 강판의 단면 (端面) (이하, 전단 단면이라고도 한다) 으로부터 발생하는 것이 대부분이다. 이것은 전단 단면에서는 이미 파단 한계 변형에 이른 영역 (이하, 변형 영향부라고도 한다) 이 존재하고 있는 것이나, 또 변형 영향부의 근방에서는 크게 가공 경화되어 있기 (즉, 비례한이 증가되어 있기) 때문에, 이어지는 프레스 가공 후에 잔류하는 응력도 높아지는 것이 원인이라고 생각된다. 실제로, 전단 단면 그대로의 강판의 지연 파괴 한계 응력은, 변형 영향부를 리머 가공에 의해 제거한 경우의 지연 파괴 한계 응력의 1/3 ~ 1/20 정도이다. 요컨대, 전단 단면으로부터 발생하는 지연 파괴에 대한 내지연 파괴 특성 (이하, 전단 단면의 내지연 파괴 특성이라고도 한다) 이, 실제 부품의 내지연 파괴 특성을 결정짓는 주요 인자 중 하나로 생각된다.

[0011] 그러나, 특허문헌 1 ~ 5 의 기술은 모두, 강판 그 자체의 내지연 파괴 특성을 개선하고자 하는 것으로, 전단 단면의 변형 영향부의 존재를 충분히 고려한 것은 아니다. 이 때문에, 특허문헌 1 ~ 5 의 기술에 따른 강판에서는, 전단 단면의 내지연 파괴 특성의 개선 효과가 반드시 충분한 것이라고는 할 수 없었다.

[0012] 또, 특허문헌 2 ~ 4 는, 원래 판두께 10 ㎜ 이상의 이른바 후강판을 대상으로 하는 것으로, 자동차 부품 등으로 성형되는 이른바 박강판을 대상으로 하는 것은 아니다. 또, 이러한 후강판과 박강판은, 판두께를 비롯하여, 제조 과정에서의 누적 압하율, 마이크로 조직, 재료 강도, 나아가서는 프레스에 의한 가공도도 크게 상이한 것이 된다.

[0013] 본 발명은 상기의 현상황을 감안하여 개발된 것으로, 판두께 : 0.5 ~ 2.6 ㎜ 이고 또한 인장 강도 (TS) : 1320 ㎫ 이상의 고강도를 갖고, 내지연 파괴 특성, 특히 전단 단면의 내지연 파괴 특성이 우수한 강판을, 그 유리한 제조 방법과 함께 제공하는 것을 목적으로 한다.

[0014] 또, 여기서 말하는「전단 단면의 내지연 파괴 특성이 우수하다」란, 보다 구체적으로는, 전단이나 슬릿에 의한 블랭크 가공 혹은 타발에 의한 구멍 뚫기 가공 후에 냉간 프레스 성형을 실시하는 경우, 또는 냉간 프레스 성형

후에 전단에 의한 부품의 절단 혹은 타발에 의한 구멍 뚫기 가공을 실시하는 경우에 얻어지는 프레스 성형품에 있어서도, 우수한 내지연 파괴 특성이 얻어지는 것을 의미한다.

과제의 해결 수단

[0015] 본 발명자들은, 상기 과제를 해결하기 위해 예의 검토를 거듭한 결과, 이하의 지견을 얻었다.

[0016] ⅰ) 전단 단면에 있어서의 내지연 파괴 특성은, 전단 단면의 손상 정도 (표층의 경화량 및 잔류 응력) 와, 내부로의 균열의 진전 용이성이 지배하고 있다. 특히, TS ≥ 1320 ㎫ 급의 고강도 강판에 있어서는, 120 ㎛ 초과의 길이에 걸쳐 압연 방향으로 신전되어 점렬상으로 분포된 MnS, Al_2O_3, (Nb, Ti) (C, N), TiN, TiS 등으로 이루어지는 거대한 개재물군이, 전단 단면에 있어서의 내지연 파괴 특성에 악영향을 미친다.

[0017] 이러한 개재물은 전단 단면 내부에서의 국소적인 변형이나 잔류 응력을 증가시킴과 함께, 전단 단면의 조도를 성기게 하기 때문에, 전단 단면끼리 혹은 금형과의 접촉에 의한 스크래치를 발생시켜, 지연 파괴의 기점을 발생시킨다. 또, 압연 방향으로 늘어선 개재물군을 형성하고 있음으로써, 균열의 진전을 발생시킨다. 이 개재물군은 판두께 중앙부에 많이 존재하므로 표층만의 처리만으로는 불충분하고, 판두께 중앙부까지 포함한 개재물군의 저감이 필요하다. 특히, 판두께가 0.5 ~ 2.6 ㎜ 인 냉연 강판 (박강판) 에서는, 판두께 중앙부에서 300 ㎛ 이상에 걸쳐 점렬상으로 늘어선 개재물군이 많이 관찰되는 경우가 있고, 이것이 지연 파괴에 다대한 악영향을 미친다. 이 때문에, 이러한 개재물군의 저감이 중요하다.

[0018] ⅱ) 또, 상기한 특허문헌 2 ~ 4 의 후강판과는 달리 냉간 압연 후에 어닐링이 실시되는 냉연 강판에서는, 어닐링 공정에서 세멘타이트 등의 Fe 를 주성분으로 하는 탄화물이 응집·조대화되어 일부가 그대로 미고용 상태로 잔존하여, 전단 단면의 지연 파괴에 악영향을 미친다. 이 때문에, 이러한 Fe 를 주성분으로 하는 탄화물의 저감도 중요해진다.

[0019] ⅲ) 상기한 조대한 개재물군의 저감에는, 강 중의 N, S, O 및 Mn 의 함유량 (Nb, Ti 를 함유하는 경우에는, 이것들의 함유량을 포함한다) 과, 슬래브 가열 온도의 적정화가 중요하다. 또, 상기한 미고용 상태로 잔존하는 Fe 를 주성분으로 하는 탄화물의 저감에는, 연속 어닐링 (CAL) 공정에서의 어닐링 조건의 적정화가 중요하다.

[0020] ⅳ) 또한, 프레스 성형 공정에서는, 강판 (코일) 을 전단기 등에 의해 연속적으로 잘라 내어 프레스 성형되는 경우가 있으며, 이러한 성형 공정을 거쳐 제조된 실제의 부품 전체에 있어서, 안정적으로 우수한 내지연 파괴 특성을 얻으려면, 강판의 판두께의 변동량 Δt 를 저감시키는 것이 중요하다.

[0021] 즉, 강판 (코일) 을 연속적으로 잘라 내어 프레스 성형하는 경우, 일정한 비율로 지연 파괴가 일어나는 부품이 발생하는 경우가 있다. 그 원인은, 강판의 판두께가 크게 변동되면, 전단기의 간극을 일정하게 유지하여도, 강판의 판두께에 대한 간극의 비율 (클리어런스) 의 변동을 초래하여, 2 차 전단면의 발생이나 버의 발생을 통하여, 전단 단면의 품질이 열화되기 때문이다. 따라서, 강판을 냉간 프레스 성형하여 얻은 실부품에 있어서, 안정적으로 우수한 내지연 파괴 특성을 얻으려면, 상기한 조대한 개재물군 및 상기한 미고용 상태로 잔존하는 세멘타이트의 저감에 더하여 강판의 판두께를 정밀하게 제어하여, 전단 단면의 품질을 확보하는 것도 중요해진다.

[0022] 본 발명은 상기의 지견에 기초하여, 더욱 검토를 거듭한 끝에 완성된 것이다.

[0023] 즉, 본 발명의 요지 구성은 다음과 같다.

[0024] 1. 질량% 로, C : 0.15 % 이상 0.40 % 이하, Si : 1.5 % 이하, Mn : 0.9 ~ 1.7 %, P : 0.03 % 이하, S : 0.0020 % 미만, sol.Al : 0.2 % 이하, N : 0.0055 % 미만 및 O : 0.0025 % 이하를 함유함과 함께, 다음 식 (1) 의 관계를 만족하고, 잔부는 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성과,

[0025] 템퍼드 마텐자이트 및 베이나이트의 조직 전체에 대한 면적률이 합계로 95 % 이상 100 % 이하이고,

[0026] 압연 방향으로 신전 및/또는 점렬상으로 분포된 1 개 이상의 장축 : 0.3 ㎛ 이상의 개재물 입자에 의해 구성되고, 그 개재물 입자가 2 개 이상으로 구성되는 경우에는 그 개재물 입자간의 거리가 30 ㎛ 이하이고, 압연 방향에 있어서의 전체 길이가 120 ㎛ 초과인 개재물군이 0.8 개/㎟ 이하이고,

[0027] 어스펙트비가 2.5 이하이고, 장축이 0.20 ㎛ 이상 2 ㎛ 이하인, Fe 를 주성분으로 하는 탄화물이 3500 개/㎟ 이하이고,

[0028] 상기 템퍼드 마텐자이트 및/또는 상기 베이나이트의 내부에 분포되는 직경 10 ~ 50 ㎚ 의 탄화물이 0.7×10^7 개/㎟ 이상이고,

[0029] 구 γ 립의 평균 입경이 18 ㎛ 이하인 조직을 갖고,

[0030] 판두께가 0.5 ~ 2.6 ㎜ 이고, 인장 강도가 1320 ㎫ 이상인, 냉연 강판.

[0031] $5[\%S] + [\%N] < 0.0115 \cdots (1)$

[0032] 여기서, [%S], [%N] 은, 각각 S, N 의 강 중 함유량 (질량%) 이다.

[0033] 2. 압연 방향에 있어서의 판두께의 변동량이 300 ㎛ 이하인, 상기 1 에 기재된 냉연 강판.

[0034] 3. 상기 성분 조성이, 추가로 질량% 로, B : 0.0002 % 이상 0.0035 % 미만을 함유하는, 상기 1 또는 2 에 기재된 냉연 강판.

[0035] 4. 상기 성분 조성이, 추가로 질량% 로, Nb : 0.002 ~ 0.08 % 및 Ti : 0.002 ~ 0.12 % 중에서 선택된 1 종 또는 2 종을 함유하는, 상기 1 ~ 3 중 어느 한 항에 기재된 냉연 강판.

[0036] 5. 상기 성분 조성이, 추가로 질량% 로, Cu : 0.005 ~ 1 % 및 Ni : 0.01 ~ 1 % 중에서 선택된 1 종 또는 2 종을 함유하는, 상기 1 ~ 4 중 어느 한 항에 기재된 냉연 강판.

[0037] 6. 상기 성분 조성이, 추가로 질량% 로, Cr : 0.01 ~ 1.0 %, Mo : 0.01 % 이상 0.3 % 미만, V : 0.003 ~ 0.5 %, Zr : 0.005 ~ 0.2 % 및 W : 0.005 ~ 0.2 % 중에서 선택된 1 종 또는 2 종 이상을 함유하는, 상기 1 ~ 5 중 어느 한 항에 기재된 냉연 강판.

[0038] 7. 상기 성분 조성이, 추가로 질량% 로, Ca : 0.0002 ~ 0.0030 %, Ce : 0.0002 ~ 0.0030 %, La : 0.0002 ~ 0.0030 % 및 Mg : 0.0002 ~ 0.0030 % 중에서 선택된 1 종 또는 2 종 이상을 함유하는, 상기 1 ~ 6 중 어느 한 항에 기재된 냉연 강판.

[0039] 8. 상기 성분 조성이, 추가로 질량% 로, Sb : 0.002 ~ 0.1 % 및 Sn : 0.002 ~ 0.1 % 중에서 선택된 1 종 또는 2 종을 함유하는, 상기 1 ~ 7 중 어느 한 항에 기재된 냉연 강판.

[0040] 9. 상기 1, 3 ~ 8 중 어느 한 항에 기재된 성분 조성을 갖는 강 슬래브를, 슬래브 가열 온도 : 1200 ℃ 초과로 하여 열간 압연함으로써 열연 강판으로 하고,

[0041] 그 열연 강판을, 압하율 : 20 ~ 75 % 로 하여 판두께가 0.5 ~ 2.6 ㎜ 가 되도록 냉간 압연함으로써 냉연 강판으로 하고,

[0042] 이어서, 그 냉연 강판을, 850 ℃ 초과 910 ℃ 이하의 어닐링 온도에서 300 초 초과 900 초 이하 균열하고,

[0043] 680 ℃ 이상의 온도로부터 260 ℃ 이하의 온도까지 70 ℃/s 이상의 평균 냉각 속도로 냉각시키고,

[0044] 필요에 따라 재가열을 실시하고, 그 후, 150 ~ 260 ℃ 의 온도역에서 20 ~ 1500 초 유지하는, 연속 어닐링을 실시하는, 냉연 강판의 제조 방법.

[0045] 10. 상기 열간 압연 공정에서는, 마무리 압연 온도 : 840 ~ 950 ℃ 로 하여 마무리 압연을 실시하고, 그 후, 40 ℃/s 이상의 냉각 속도로 700 ℃ 이하의 온도까지 냉각시키고, 600 ~ 700 ℃ 의 온도역에서 4 초 이상 유지한 후, 500 ~ 630 ℃ 의 온도역까지 냉각시켜 권취하는, 상기 9 에 기재된 냉연 강판의 제조 방법.

발명의 효과

[0046] 본 발명에 의하면, 판두께 : 0.5 ~ 2.6 ㎜ 이고 또한 인장 강도 (TS) : 1320 ㎫ 이상의 고강도를 갖고, 내지연 파괴 특성, 특히 전단 단면의 내지연 파괴 특성이 우수한 냉연 강판이 얻어진다. 또, 본 발명의 냉연 강판은, 전단이나 타발 가공을 수반하는 냉간 프레스 성형 용도에 적합하기 때문에, 부품 강도의 향상이나 경량화, 나아가서는 비용면에서도 유리해진다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0047] 이하, 본 발명을 구체적으로 설명한다.

[0048] 먼저, 본 발명의 냉연 강판에 있어서의 성분 조성에 대하여 설명한다. 또한, 성분 조성에 있어서의 원소의

함유량의 단위는 모두「질량%」이지만, 이하, 특별히 언급하지 않는 한 간단히「%」로 나타낸다.

[0049] C : 0.15 % ~ 0.40 %

[0050] C 는 퀜칭성을 향상시키는 원소로, 소정의 템퍼드 마텐자이트 및/또는 베이나이트의 면적률을 확보함과 함께, 템퍼드 마텐자이트 및 베이나이트의 강도를 상승시켜, TS ≥ 1320 ㎫ 를 확보하는 관점에서 함유시킨다. 또, 템퍼드 마텐자이트 및 베이나이트 내부에 수소의 트랩 사이트가 되는 미세한 탄화물을 생성시키는 효과를 갖는다. 여기서, C 량이 0.15 % 미만에서는 우수한 내지연 파괴 특성을 유지하여 소정의 강도를 얻을 수 없게 된다. 한편, C 량이 0.40 % 를 초과하면 강도가 지나치게 높아져, 충분한 내지연 파괴 특성을 얻는 것이 어려워진다. 따라서, C 량은 0.15 ~ 0.40 % 로 한다. 또한, 우수한 내지연 파괴 특성을 유지하면서 TS ≥ 1470 ㎫ 를 얻는 관점에서는, C 량은 0.18 % 초과로 하는 것이 바람직하다.

[0051] Si : 1.5 % 이하

[0052] Si 는 고용 강화에 의한 강화 원소이다. 또, Si 는 200 ℃ 이상의 온도역에서 강판을 템퍼링하는 경우에, 필름상의 탄화물의 생성을 억제하여 내지연 파괴 특성의 개선에 기여한다. 또한, 판두께 중앙부에서의 Mn 편석을 경감시켜 MnS 의 생성의 억제에도 기여한다. 더하여, 연속 어닐링시의 강판 표층부의 산화에 의한 탈탄, 나아가서는 탈 B 의 억제에도 기여한다. 여기서, Si 량의 하한은 특별히 한정되는 것은 아니지만, 상기와 같은 효과를 충분히 얻으려면, Si 를 0.02 % 이상 첨가하는 것이 바람직하다. 한편, Si 량이 지나치게 많아지면, 그 편석량이 많아져 내지연 파괴 특성을 열화시킨다. 또, 열간 압연 및 냉간 압연에서의 압연 하중의 증가나 인성의 저하를 초래할 우려가 있다. 따라서, Si 량은 1.5 % 이하로 한다. 또한, Si 량은 0 % 여도 된다.

[0053] Mn : 0.9 ~ 1.7 %

[0054] Mn 은 강의 퀜칭성을 향상시켜, 소정의 템퍼드 마텐자이트 및/또는 베이나이트의 면적률을 확보하기 위해 함유시킨다. 또, Mn 은 강 중의 S 를 MnS 로 하여 고정시켜, 열간 취성을 경감시키는 효과를 갖는다. Mn 량이 0.9 % 미만에서는, 강판 표층부에 페라이트가 생성되어 전단 단면의 내지연 파괴 특성이 크게 열화된다. 또, 강판의 판두께의 1/4 위치 ~ 판두께 중앙부에서의 페라이트 생성을 억제하기 위해서도, Mn 은 0.9 % 이상을 함유시킬 필요가 있다. 한편, Mn 은 판두께 중앙부에서의 MnS 의 생성·조대화를 특히 조장하는 원소로, Mn 량이 1.7 % 를 초과하면, 판두께 중앙부에서의 거대한 개재물군의 수와 크기가 증가하여, 전단 단면의 내지연 파괴 특성을 현저히 열화시킨다. 따라서, Mn 량은 0.9 ~ 1.7 % 로 한다. 또한, 판두께 중앙부의 조대한 MnS 를 한층 더 저감시켜, 내지연 파괴 특성을 개선시키는 관점에서는, Mn 량은 0.9 % 이상, 1.4 % 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0055] P : 0.03 % 이하

[0056] P 는 강을 강화시키는 원소이지만, 그 함유량이 많으면 내지연 파괴 특성이나 스폿 용접성을 현저히 열화시킨다. 따라서, P 량은 0.03 % 이하로 한다. 바람직하게는 0.01 % 이하이다. 또한, P 량의 하한은 특별히 한정되는 것은 아니지만, 현재, 공업적으로 실시 가능한 하한은 0.003 % 정도이다.

[0057] S : 0.0020 % 미만

[0058] S 는 MnS, TiS, Ti (C, S) 등의 형성을 통하여 전단 단면의 내지연 파괴 특성에 큰 악영향을 미치므로, 엄밀하게 제어할 필요가 있다. 특히, MnS 는 열간 압연 공정에서는 압연과 함께 신장되고, 또 냉간 압연 공정에서는 파쇄되면서 신장되어 간다. 그리고, 최종 제품에서는 80 ~ 400 ㎛ 의 길이에 달한다. 본 발명의 냉연 강판과 같은 박강판의 경우, 예를 들어, 주조 슬래브의 두께는 약 180 ~ 250 ㎜, 최종 제품판의 판두께는 0.5 ~ 2.6 ㎜ 가 되므로, 누적 압하량은 약 99 % 나 된다. 박강판에서는, 압연 방향에 대한 강판의 연신율이 후강판의 경우의 5 ~ 10 배에 달하므로, MnS 의 폐해는 한층 더 커져, 전단 단면에서는 그 악영향이 현저해진다. 또, 특히 전단 단면에서는, 판두께 방향의 모든 영역이 노출되어 있기 때문에, 판두께 중앙부의 Mn 편석부에 많이 존재하는 조대한 MnS 가 거대한 개재물군을 형성하는 경우, 내지연 파괴 특성에 특히 악영향을 준다. 게다가 TiS 나 Ti (C, S) 는 MnS 와 복합하여 석출되거나 MnS 에 근접하여 석출되는 경우가 많아, MnS 와 함께 매우 조대한 개재물군을 형성한다. 이 개재물군에 의한 폐해를 경감시키기 위해, S 량은 0.0020 % 미만으로 할 필요가 있다. 바람직하게는 0.0014 % 이하, 보다 바람직하게는 0.0009 % 이하, 더욱 바람직하게는 0.0004 % 이하이다. 또한, S 량의 하한은 특별히 한정되는 것은 아니지만, 현재 공업적으로 실시 가능한 하한은 0.0002 % 정도이다.

[0059] sol.Al : 0.2 % 이하

[0060] sol.Al 는 충분한 탈산을 실시하여, 강 중 개재물을 저감시키기 위해 첨가된다. 여기서, 안정적으로 탈산을 실시하기 위해서는, sol.Al 량은 0.01 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. 한편, sol.Al 량이 0.2 % 초과가 되면, 열간 압연 후의 권취시에 생성된 세멘타이트 등의 Fe 를 주성분으로 하는 탄화물이 어닐링 공정에서 고용되기 어려워져, 내지연 파괴 특성이 열화된다. 따라서, sol.Al 량은 0.2 % 이하로 한다.

[0061] N : 0.0055 % 미만

[0062] N 은 강 중에서 TiN, (Nb, Ti) (C, N), AlN 등의 질화물, 탄질화물계의 개재물을 형성하는 원소로, 이것들의 생성을 통하여 내지연 파괴 특성을 열화시킨다. 통상적으로, 이들 개재물의 어스펙트비는 1 ~ 5 정도로, MnS 와 비교하면 신전도는 낮고, 또 장축 길이도 1 ~ 15 ㎛ 로 MnS 와 비교하면 짧다. 이 때문에, 이들 개재물 단체에서는 지연 파괴에 대한 영향도는 작지만, 그 일부가 MnS 와 함께 점렬상으로 생성되어, 거대한 개재물군을 형성함으로써, MnS 의 악영향을 조장하여, 내지연 파괴 특성을 열화시킨다. 이와 같은 MnS 의 악영향에 의한 내지연 파괴 특성의 열화를 방지하기 위해, N 량은 0.0055 % 미만으로 할 필요가 있다. 바람직하게는 0.0045 % 미만이다. 또한, N 량의 하한은 특별히 한정되는 것은 아니지만, 현재 공업적으로 실시 가능한 하한은 0.0006 % 정도이다.

[0063] O : 0.0025 % 이하

[0064] O 는 강 중에서 직경 1 ~ 20 ㎛ 의 Al_2O_3, SiO_2, CaO, MgO 등의 산화물계 개재물을 형성하는 원소로, 이것들의 생성을 통하여 내지연 파괴 특성을 열화시킨다. 이들 개재물은, 전단에 의해 형성된 파면의 평활도의 열화, 국소적인 잔류 응력의 증가를 통하여, 단체로 내지연 파괴 특성에 악영향을 미친다. 이와 같은 내지연 파괴 특성에 대한 악영향을 작게 하기 위해, O 는 0.0025 % 이하로 할 필요가 있다. 또한, O 량의 하한은 특별히 한정되는 것은 아니지만, 현재 공업적으로 실시 가능한 하한은 0.0005 % 정도이다.

[0065] 5 [%S] + [%N] : 0.0115 % 미만

[0066] 상기한 바와 같이, S 는 MnS 등, N 은 TiN, (Nb, Ti) (C, N), AlN 등의 질화물, 탄질화물과 같은 개재물을 형성하고, 이것들이 압연 방향으로 신전되고, 점렬상으로 정렬됨으로써 큰 개재물군이 형성된다. 전단 단면의 내지연 파괴 특성의 열화를 방지하려면, 이와 같은 개재물군을 저감시킬 필요가 있고, 그러기 위해서는, 5 [%S] + [%N] 을 0.0115 % 미만으로 제어할 필요가 있다. 바람직하게는 0.0100 % 미만, 더욱 바람직하게는 0.0080 % 미만이다. 하한에 대해서는 특별히 한정되는 것은 아니지만, 공업적으로 실시 가능한 하한은 0.0010 % 정도이다. 여기서, [%S] 및 [%N] 은 각각, S 및 N 의 강 중 함유량 (질량%) 이다.

[0067] 이상, 기본 성분에 대하여 설명하였지만, 본 발명의 냉연 강판은, 이하의 원소를 적절히 함유할 수 있다.

[0068] B : 0.0002 % 이상 0.0035 % 미만

[0069] B 는 강의 퀜칭성을 향상시키는 원소로, Mn 량이 적은 경우에도, 소정의 면적률의 템퍼드 마텐자이트 및 베이나이트를 생성시키는 이점을 갖는다. 이와 같은 B 의 효과를 얻으려면, B 를 0.0002 % 이상 함유시키는 것이 바람직하고, 0.0005 % 이상 함유시키는 것이 보다 바람직하다. 또, N 을 고정시키는 관점에서, 0.002 % 이상의 Ti 와 복합 첨가하는 것이 바람직하다. 한편, B 량이 0.0035 % 이상이 되면, 그 효과가 포화될 뿐만 아니라, 어닐링시의 세멘타이트의 고용 속도를 지연시켜, 미고용의 세멘타이트 등의 Fe 를 주성분으로 하는 탄화물이 잔존하게 되어, 이로써, 전단 단면의 내지연 파괴 특성을 열화시킨다. 따라서, B 량은 0.0002 % 이상 0.0035 % 미만으로 하는 것이 바람직하다.

[0070] Nb : 0.002 ~ 0.08 %

[0071] Nb 는 구 γ 립의 미세화나, 그에 따른 템퍼드 마텐자이트 및 베이나이트의 내부 구조 단위인 블록이나 동일 베인베리언트 영역 등의 사이즈의 저감을 통하여, 고강도화와 함께 내지연 파괴 특성의 개선에 기여한다. 또, 수소 트랩 사이트가 되는 미세한 Nb 계 탄화물·탄질화물의 형성을 통하여, 고강도화와 함께 내지연 파괴 특성의 개선에 기여한다. 이와 같은 관점에서, Nb 는 0.002 % 이상으로 함유시키는 것이 바람직하다. 단, Nb 를 다량으로 함유시키면, 열간 압연 공정의 슬래브 가열시에 미고용으로 잔존하는 NbN, Nb (C, N), (Nb, Ti) (C, N) 등의 Nb 계의 조대한 석출물이 증가하여, 전단 단면의 내지연 파괴 특성을 열화시킨다. 이 때문에, Nb 는 0.08 % 이하로 함유시키는 것이 바람직하다.

[0072] Ti : 0.002 ~ 0.12 %

[0073] Ti 는 구 γ 립의 미세화나, 그에 따른 템퍼드 마텐자이트 및 베이나이트의 내부 구조 단위인 블록이나 동일 베인베리언트 영역 등의 사이즈의 저감을 통하여, 고강도화와 함께 내지연 파괴 특성의 개선에 기여한다. 또, 수소 트랩 사이트가 되는 미세한 Ti 계 탄화물·탄질화물의 형성을 통하여, 고강도화와 함께 내지연 파괴 특성의 개선에 기여한다. 또한 주조성의 개선에도 기여한다. 이와 같은 관점에서, Ti 는 0.002 % 이상으로 함유시키는 것이 바람직하다. 단, Ti 는 다량으로 함유시키면, 열간 압연 공정의 슬래브 가열시에 미고용으로 잔존하는 TiN, Ti (C, N), Ti (C, S), TiS 등의 Ti 계의 조대한 석출물이 증가하여, 전단 단면의 내지연 파괴 특성을 열화시킨다. 이 때문에, Ti 는 0.12 % 이하로 함유시키는 것이 바람직하다.

[0074] Cu : 0.005 ~ 1 %

[0075] Cu 는 자동차의 사용 환경에서의 내식성을 향상시키고, 또한 부식 생성물이 강판 표면을 피복하여 강판에 대한 수소 침입을 억제하는 효과가 있다. 또, 스크랩을 원료로서 활용할 때에 혼입되는 원소로, Cu 의 혼입을 허용함으로써 리사이클 자재를 원료 자재로서 활용할 수 있어, 제조 비용을 저감시킬 수 있다. 이와 같은 관점에서 Cu 는 0.005 % 이상 함유시키는 것이 바람직하고, 또한 내지연 파괴 특성 향상의 관점에서는, Cu 는 0.05 % 이상 함유시키는 것이 보다 바람직하다. 그러나, Cu 량이 지나치게 많아지면 표면 결함의 발생을 초래하기 때문에 Cu 량은 1 % 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0076] Ni : 0.01 ~ 1 %

[0077] Ni 도, Cu 와 마찬가지로, 내식성을 향상시키는 작용이 있는 원소이다. 또, Ni 는 Cu 를 함유시키는 경우에 발생하기 쉽고, 표면 결함의 발생을 억제하는 작용이 있다. 이 때문에, Ni 는 0.01 % 이상 함유시키는 것이 바람직하다. 그러나, Ni 량이 지나치게 많아지면, 가열로 내에서의 스케일 생성이 불균일해져, 오히려 표면 결함을 발생시키는 원인이 된다. 또, 비용 증가도 초래한다. 이 때문에, Ni 량은 1 % 이하로 한다.

[0078] Cr : 0.01 ~ 1.0 %

[0079] Cr 은 강의 퀜칭성을 향상시키는 효과가 있다. 이와 같은 효과를 얻으려면, Cr 을 0.01 % 이상 함유시키는 것이 바람직하다. 그러나, Cr 량이 1.0 % 를 초과하면, 어닐링시의 세멘타이트의 고용 속도를 지연시켜, 미고용의 세멘타이트 등의 Fe 를 주성분으로 하는 탄화물을 잔존시킴으로써 전단 단면의 내지연 파괴 특성을 열화시킨다. 또, 내공식성, 나아가서는 화성 처리성을 열화시킨다. 따라서, Cr 량은 0.01 ~ 1.0 % 로 하는 것이 바람직하다. 또한, Cr 량이 0.2 % 를 초과하면, 내지연 파괴 특성이나 내공식성, 화성 처리성이 열화될 우려가 생기므로, 이것들을 방지하는 관점에서는, Cr 량은 0.2 % 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0080] Mo : 0.01 % 이상 0.3 % 미만

[0081] Mo 는 강의 퀜칭성의 향상 효과나, 수소의 트랩 사이트가 되는 Mo 를 함유하는 미세한 탄화물의 생성 및 템퍼드 마텐자이트의 미세화에 의한 내지연 파괴 특성의 가일층의 개선 효과를 얻을 목적으로 함유시킬 수 있다. 이와 같은 효과를 얻으려면, Mo 는 0.01 % 이상 함유시키는 것이 바람직하다. 그러나, Mo 는 0.3 % 이상 함유시키면, 화성 처리성이 현저하게 열화된다. 따라서, Mo 량은 0.01 % 이상 0.3 % 미만으로 하는 것이 바람직하다.

[0082] V : 0.003 ~ 0.5 %

[0083] V 는 강의 퀜칭성의 향상 효과나, 수소의 트랩 사이트가 되는 V 를 함유하는 미세한 탄화물의 생성 및 템퍼드 마텐자이트의 미세화에 의한 내지연 파괴 특성의 가일층의 개선 효과를 얻을 목적으로 함유시킬 수 있다. 이와 같은 효과를 얻으려면, V 는 0.003 % 이상 함유시키는 것이 바람직하다. 그러나, V 는 0.5 % 를 초과하여 함유시키면, 주조성이 현저하게 열화된다. 따라서, V 량은 0.003 % ~ 0.5 % 로 하는 것이 바람직하다.

[0084] Zr : 0.005 ~ 0.2 %

[0085] Zr 은 구 γ 립의 미세화나, 그에 따른 템퍼드 마텐자이트 및 베이나이트의 내부 구조 단위인 블록이나 동일 베인베리언트 영역 등의 사이즈의 저감을 통하여, 고강도화와 함께 내지연 파괴 특성의 개선에 기여한다. 또, 수소의 트랩 사이트가 되는 미세한 Zr 계 탄화물·탄질화물의 형성을 통하여, 고강도화와 함께 내지연 파괴 특성의 개선에 기여한다. 이와 같은 관점에서, Zr 은 0.005 % 이상으로 함유시키는 것이 바람직하다. 단, Zr 을 다량으로 함유시키면, 열간 압연 공정의 슬래브 가열시에 미고용으로 잔존하는 ZrN 이나 ZrS 와 같은 조대한 석출물이 증가하여, 전단 단면의 내지연 파괴 특성을 열화시킨다. 이 때문에, Zr 은 0.2 % 이하로

함유시키는 것이 바람직하다.

[0086] W : 0.005 ~ 0.2 %

[0087] W 는 구 γ 립의 미세화나, 그에 따른 템퍼드 마텐자이트 및 베이나이트의 내부 구조 단위인 블록이나 동일 베인베리언트 영역 등의 사이즈의 저감을 통하여, 고강도화와 함께 내지연 파괴 특성의 개선에 기여한다. 또, 수소의 트랩 사이트가 되는 미세한 W 계 탄화물·탄질화물의 형성을 통하여, 고강도화와 함께 내지연 파괴 특성의 개선에 기여한다. 이와 같은 관점에서, W 는 0.005 % 이상으로 함유시키는 것이 바람직하다. 단, W 를 다량으로 함유시키면, 열간 압연 공정의 슬래브 가열시에 미고용으로 잔존하는 조대한 석출물이 증가하여, 전단 단면의 내지연 파괴 특성을 열화시킨다. 이 때문에, W 는 0.2 % 이하로 함유시키는 것이 바람직하다.

[0088] Ca : 0.0002 ~ 0.0030 %

[0089] Ca 는 S 를 CaS 로 하여 고정시켜, 내지연 파괴 특성의 개선에 기여한다. 이 때문에, Ca 량은 0.0002 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. 단, Ca 는 다량으로 첨가하면 표면 품질이나 굽힘성을 열화시키기 때문에, Ca 량은 0.0030 % 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0090] Ce : 0.0002 ~ 0.0030 %

[0091] Ce 도, Ca 와 마찬가지로, S 를 고정시켜, 내지연 파괴 특성의 개선에 기여한다. 이 때문에, Ce 량은 0.0002 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. 단, Ce 는 다량으로 첨가하면 표면 품질이나 굽힘성을 열화시키기 때문에, Ce 량은 0.0030 % 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0092] La : 0.0002 ~ 0.0030 %

[0093] La 도, Ca 와 마찬가지로, S 를 고정시켜, 내지연 파괴 특성의 개선에 기여한다. 이 때문에, La 량은 0.0002 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. 단, La 는 다량으로 첨가하면 표면 품질이나 굽힘성을 열화시키기 때문에, La 량은 0.0030 % 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0094] Mg : 0.0002 ~ 0.0030 %

[0095] Mg 는 MgO 로 하여 O 를 고정시켜, 내지연 파괴 특성의 개선에 기여한다. 이 때문에, Mg 량은 0.0002 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. 단, Mg 는 다량으로 첨가하면 표면 품질이나 굽힘성을 열화시키기 때문에, Mg 량은 0.0030 % 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0096] Sb : 0.002 ~ 0.1 %

[0097] Sb 는 강판 표층부의 산화나 질화를 억제하고, 그에 따른 C 나 B 의 저감을 억제한다. 또, C 나 B 의 저감이 억제됨으로써, 강판 표층부의 페라이트 생성을 억제하여, 고강도화와 함께, 내지연 파괴 특성의 개선에 기여한다. 이와 같은 관점에서, Sb 는 0.002 % 이상 함유시키는 것이 바람직하다. 단, Sb 는 0.1 % 를 초과하여 함유시키면, 주조성이 열화되고, 또, 구 γ 립계에 편석되어, 전단 단면의 내지연 파괴 특성을 열화시킨다. 이 때문에, Sb 는 0.1 % 이하로 함유시키는 것이 바람직하다.

[0098] Sn : 0.002 ~ 0.1 %

[0099] Sn 은 강판 표층부의 산화나 질화를 억제하여, 강판 표층부의 산화나 질화 에 의한 C 나 B 의 저감을 억제한다. 또, C 나 B 의 저감이 억제됨으로써, 강판 표층부의 페라이트 생성을 억제하여, 고강도화와 함께, 내지연 파괴 특성의 개선에 기여한다. 이와 같은 관점에서, Sn 은 0.002 % 이상 함유시키는 것이 바람직하다. 단, Sn 은 0.1 % 를 초과하여 함유시키면, 주조성이 열화되고, 또, 구 γ 립계에 편석되어, 전단 단면의 내지연 파괴 특성을 열화시킨다. 이 때문에, Sn 은 0.1 % 이하로 함유시키는 것이 바람직하다.

[0100] 또한, 상기 이외의 성분은, Fe 및 불가피적 불순물이다.

[0101] 이와 같이, 본 발명의 냉연 강판은, 상기한 기본 성분, 나아가서는 필요에 따라, B, Nb, Ti, Cu, Ni, Cr, Mo, V, Zr, W, Ca, Ce, La, Mg, Sb 및 Sn 과 같은 상기의 임의 첨가 원소를 소정량 함유하고, 잔부는 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성을 갖는 것이 된다.

[0102] 다음으로, 본 발명의 냉연 강판에 있어서의 조직에 대하여 설명한다.

[0103] 템퍼드 마텐자이트 및 베이나이트의 조직 전체에 대한 합계의 면적률 : 95 % 이상 (100 % 를 함유한다)

[0104] TS ≥ 1320 ㎫ 의 고강도와 우수한 내지연 파괴 특성을 양립시키기 위해, 템퍼드 마텐자이트 및 베이나이트의

조직 전체에 대한 면적률은 합계로 95 % 이상으로 한다. 이보다 적으면, 페라이트, 잔류 γ (잔류 오스테나이트) 및 마텐자이트 중 어느 것이 많아져, 내지연 파괴 특성이 열화된다. 또한, 템퍼드 마텐자이트 및 베이나이트의 조직 전체에 대한 면적률은 합계로 100 % 여도 된다.

[0105] 또한, 템퍼드 마텐자이트 및 베이나이트 이외의 잔부 조직은, 페라이트, 잔류 γ, 마텐자이트 등으로, 그 합계량은 5 % 이하이면 허용할 수 있다. 0 % 여도 된다.

[0106] 압연 방향으로 신전 및/또는 점렬상으로 분포된 1 개 이상의 장축 : 0.3 ㎛ 이상의 개재물 입자에 의해 구성되며, 그 개재물 입자가 2 개 이상으로 구성되는 경우에는 그 개재물 입자간의 거리가 30 ㎛ 이하이고, 압연 방향에 있어서의 전체 길이가 120 ㎛ 초과인 개재물군 : 0.8 개/㎟ 이하

[0107] 전단 단면의 내지연 파괴 특성을 향상시키기 위해, MnS 나 산화물, 질화물로 구성되는 상기와 같은 개재물군을 판두께 표층부 ~ 판두께 중앙부의 영역, 특히 판두께 중앙부에 있어서, 충분히 저감시킬 필요가 있다. TS ≥ 1320 ㎫ 의 고강도 강을 사용한 부품에 있어서도 전단 단면으로부터의 균열 발생을 억제하기 위해, 이러한 개재물군은 0.8 개/㎟ 이하로 저감시킬 필요가 있다. 바람직하게는 0.6 개/㎟ 미만이다. 또한, 이와 같은 개재물군은 0 개/㎟ 여도 된다.

[0108] 어스펙트비가 2.5 이하이고, 장축이 0.20 ㎛ 이상 2 ㎛ 이하인, Fe 를 주성분으로 하는 탄화물 : 3500 개/㎟ 이하

[0109] 전단 단면의 내지연 파괴 특성과 개재물 입자의 관계를 상세히 조사한 결과, 지금까지 일반적으로 실시되어 온 어닐링 조건에서는, 세멘타이트 등의 Fe 를 주성분으로 하는 탄화물이 완전히 고용되지는 않고, 어느 일정량 잔존하는 경우가 있는 것이 판명되었다. 게다가 이 미고용의 Fe 를 주성분으로 하는 탄화물, 구체적으로는, 어스펙트비가 2.5 이하, 장축이 0.20 ㎛ 이상 2 ㎛ 이하인 Fe 를 주성분으로 하는 조대한 탄화물이, 전단 단면의 내지연 파괴 특성에 악영향을 미치는 것이 판명되었다. 또한, 이 조대한 탄화물은, 상기 서술한 바와 같이, 어스펙트비가 2.5 이하, 장축이 0.20 ㎛ 이상 2 ㎛ 이하이고, 템퍼드 과정에서 석출되는 입 내의 미세 탄화물이나 입계에 있어서의 필름상의 조대 석출물과는 명백히 상이한 것이다.

[0110] 따라서, 이러한 Fe 를 주성분으로 하는 탄화물은, 3500 개/㎟ 이하로 저감시킬 필요가 있다. 바람직하게는 2000 개/㎟ 이하이다. 또한, 이와 같은 Fe 를 주성분으로 하는 탄화물은 0 개/㎟ 여도 된다.

[0111] 또한, 후술하는 바와 같이, 템퍼드 과정에서 석출되는 립 내의 미세 탄화물이나 입계에 있어서의 필름상의 조대 석출물은, SEM 반사 전자 이미지에서 흑색을 나타내지 않기 때문에, 흑색을 나타내는 Fe 를 주성분으로 하는 탄화물과 식별이 가능하다.

[0112] 구 γ 립의 평균 입경 : 18 ㎛ 이하

[0113] TS ≥ 1320 ㎫ 의 높은 강도와 우수한 내지연 파괴 특성을 양립시키기 위해서는, 구 γ 립은 미세화할 필요가 있다. 구 γ 립이 조대화되면, 입계 파괴되기 쉬워짐과 함께, 템퍼드 마텐자이트나 베이나이트 내부의 구조도 조대화되어 의벽개 파괴되기도 쉬워진다. 또, 강도도 저하된다. 이 때문에, 구 γ 립의 평균 입경은 18 ㎛ 이하로 한다. 또한, 하한에 대해서는 특별히 한정되는 것은 아니지만, 2 ㎛ 정도로 하는 것이 바람직하다.

[0114] 템퍼드 마텐자이트 및/또는 베이나이트의 내부에 분포되는 직경 10 ~ 50 ㎚ 의 탄화물 : 0.7×10^7 개/㎟ 이상

[0115] 템퍼드 마텐자이트 및/또는 베이나이트의 내부에 분포되는 미세 탄화물은 주로 템퍼드 과정에서 석출된 Fe 를 주체로 하는 탄화물이다. 이들 탄화물은, 전단 가공에 있어서의 파면의 평활도를 향상시키고, 또, 수소 침입 환경하에서의 수소 트랩 사이트로서 활용할 수 있다. 이 때문에, 템퍼드 마텐자이트 및/또는 베이나이트의 내부에 분포되는 직경 10 ~ 50 ㎚ 의 탄화물은 0.7×10^7 개/㎟ 이상으로 한다. 또한, 상한에 대해서는 특별히 한정되는 것은 아니지만, 7×10^7 개/㎟ 정도로 하는 것이 바람직하다. 이 이상에서는 강도가 지나치게 높아져 내지연 파괴 특성이 열화된다.

[0116] 다음으로, 상기한 조직의 분석·측정 방법에 대하여 설명한다.

[0117] 먼저, 템퍼드 마텐자이트 및 베이나이트의 합계의 면적률, 그리고 잔부가 되는 페라이트, 잔류 γ 및 마텐자이트 등의 면적률은, 강판의 L 단면 (斷面) (압연 방향으로 평행한 수직 단면) 을 연마 후 나이탈로 부식시키고,

강판의 판두께의 1/4 위치에 있어서 SEM 으로 2000 배의 배율로 4 시야 관찰하고, 촬영한 조직 사진을 화상 해석하여 측정할 수 있다. 여기서, 템퍼드 마텐자이트 및 베이나이트는 SEM 에서는 회색을 나타내고, 내부에 미세한 탄화물의 석출을 수반하는 조직을 가리킨다. 또, 블록 입자의 면 방위와 에칭의 정도에 따라서는, 내부의 탄화물이 출현되기 어려운 경우도 있으므로, 그 경우는 에칭을 충분히 실시하여 확인할 필요가 있다.

[0118] 한편, 페라이트는, SEM 에서 흑색의 콘트라스트를 나타내는 영역으로, 잔류γ 및 마텐자이트 (연속 냉각 중인 자기 템퍼링도 포함하여 대략 150 ℃ 이상에서 일정 시간 체류시키는 것에 의한 템퍼링이 발생하지 않은 마텐자이트) 는 백색에 가까운 회색의 조직이다. 이것들의 내부에는 SEM 으로 관찰할 수 있는 사이즈의 탄화물은 거의 관찰되지 않는다. 또한, 템퍼드 마텐자이트 및 베이나이트의 내부에는, 미량의 탄화물, 질화물, 황화물 및 산화물이 함유되지만, 이것들을 제외하는 것은 곤란하기 때문에, 이것들을 포함한 영역의 면적률을, 템퍼드 마텐자이트 및 베이나이트의 면적률로 한다.

[0119] 또, 압연 방향으로 신전 및/또는 점렬상으로 분포된 1 개 이상의 장축 : 0.3 ㎛ 이상의 개재물 입자에 의해 구성되며, 그 개재물 입자가 2 개 이상으로 구성되는 경우에는 그 개재물 입자간의 거리가 30 ㎛ 이하이고, 압연 방향에 있어서의 전체 길이가 120 ㎛ 초과인, 개재물군의 1 ㎟ 당의 개수 (분포 밀도) 는, 강판의 L 단면 (압연 방향과 평행한 수직 단면) 을 연마 후, 부식시키지 않고 강판의 판두께1/5 위치 ~ 4/5 위치의 영역, 즉 강판 표면에서 판두께에 대해 1/5 위치로부터, 판두께 중앙을 사이에 두고, 4/5 위치까지의 영역에 있어서, 적어도 2 ㎟, 바람직하게는 8 ㎟ 의 영역을 연속적으로 SEM 으로 촬영하고, 촬영한 SEM 사진으로부터,이와 같은 개재물군의 개수를 계측함으로써 구할 수 있다.

[0120] 또한, 상기의 영역을 측정하는 것은, 강판 표면 부근에는 상기의 개재물군은 거의 존재하지 않기 때문이다. 즉, 강판 표면 부근에서는, Mn 이나 S 의 편석이 적고, 즉, 슬래브 가열시에 충분히 온도가 높아지기 때문에, Mn 이나 S 의 고용이 진행되어, 이것들의 석출이 발생하기 어려워지기 때문이다.

[0121] 여기서, SEM 이미지는 반사 전자 이미지로 하는 것이 바람직하다. 또, 촬영하는 배율은 500 ~ 2000 배로 하면 된다. 단, 배율 : 500 ~ 2000 배로 개재물 입자의 사이즈나 개재물 입자간의 거리를 정확하게 파악하기 어려운 경우에는 적절히 개개의 개재물 입자를 3000 ~ 10000 배로 확대하여, 상기의 개재물군을 확정하면 된다.

[0122] 또한, 개재물 입자간의 거리는, 장축 : 0.3 ㎛ 이상의 최근접의 개재물 입자 끼리의 표면간 거리이다. 또, 여기서는, 압연 방향으로 신전된 개재물을 대상으로 하기 때문에, 입자간 거리의 측정 방향은, 압연 방향 또는 압연 방향 ± 30 도의 범위에 있는 경우에 한정한다.

[0123] 또, 개재물군이 2 개 이상의 개재물 입자로 구성되는 경우, 개재물군의 압연 방향에 있어서의 전체 길이는, 개재물군의 압연 방향 양단에 위치하는 개재물군 입자끼리의 압연 방향 외단부간의, 압연 방향의 길이가 된다. 또, 개재물군이 1 개의 개재물 입자로 구성되는 경우, 개재물군의 압연 방향에 있어서의 전체 길이는, 이 개재물 입자의 압연 방향에 있어서의 길이가 된다.

[0124] 또한, 이 개재물군을 형성하는 개개의 개재물 입자는, 주로 Mn, Ti, Zr, Ca, REM 계의 황화물, Al, Ca, Mg, Si, Na 계의 산화물, Ti, Zr, Nb, Al 계의 질화물, Ti, Nb, Zr, Mo 계의 탄화물이다. 이들 개재물군의 대부분은 주조 공정에서 생성되고, 그 후, 슬래브 가열시에 미고용으로 존재하고 있던 것이고, 나머지는 그 후의 열연·권취·어닐링 공정에서 그에 복합 혹은 근접하여 재석출한 것이다. 또한, 이 개재물에는, Fe 를 주성분으로 하는 탄화물은 함유되지 않는다.

[0125] 또, 어스펙트비가 2.5 이하이고, 장축이 0.20 ㎛ 이상 2 ㎛ 이하인 Fe 를 주성분으로 하는 탄화물 (이하, 탄화물 A 라고도 한다) 의 1 ㎟ 당의 개수 (분포 밀도) 는, 강판의 L 단면 (압연 방향과 평행한 수직 단면) 을 연마 후, 부식시키지 않거나 혹은 나이탈로 극히 경미하게 부식시켜, 강판의 판두께의 1/4 위치에서 SEM 을 사용하여 2000 배로 5 시야 촬영하여 계측할 수 있다.

[0126] 여기서, SEM 이미지는 반사 전자 이미지로 하는 것이 바람직하고, 탄화물 A 는 반사 전자 이미지에서 흑색을 나타내는 입자이다. 또한, 후술하는 템퍼드 마텐자이트 및/또는 베이나이트 내부에 분포되는 직경 10 ~ 50 ㎚ 의 탄화물 (이하, 탄화물 B 라고도 한다) 은 반사 전자 이미지에서는 흑색을 나타내지 않기 때문에, 이것들은 분리하여 측정할 수 있다.

[0127] 또, 배율 : 2000 배로 탄화물 A 의 사이즈를 정확하게 파악하기 어려운 경우에는, 적절히 배율을 3000 ~ 10000 배로 확대하여, 탄화물 A 의 사이즈를 확인하면 된다. 또, Fe 를 주체로 하는 탄화물인 것은, EDX 로 당해

입자의 원소 분석을 실시함으로써 확인할 수 있다.

[0128] 구 γ 립의 평균 입경은, 강판의 L 단면 (압연 방향과 평행한 수직 단면) 을 연마 후, 구 γ 립계를 부식시키는 약액 (예를 들어 포화 피크르산 수용액이나 이것에 염화제2철을 첨가한 것) 으로 부식시키고, 강판의 판두께의 1/4 위치에 있어서 광학 현미경으로 400 배의 배율로 임의로 4 시야 관찰하여 구 γ 입경을 측정할 수 있다.

[0129] 또, 템퍼드 마텐자이트 및/또는 베이나이트 내부에 분포되는 직경 10 ~ 50 ㎚ 의 탄화물 (이하, 탄화물 B 라고도 한다) 의 개수 (분포 밀도) 는, 각 상 (相) 의 면적률의 측정에서 사용한 나이탈로 부식시킨 시료를 사용하여, 강판의 판두께의 1/4 위치에서, SEM 의 2 차 전자 이미지로 10000 배의 배율로 4 시야 촬영하고, 25000 배의 배율까지 늘린 사진을 사용하여 측정할 수 있다.

[0130] 또한, 탄화물 B 는 마텐자이트나 베이나이트립 내에 존재하고 있으며, 백색을 나타내는 입자이다. 또, 탄화물 B 의 직경은, 장축을 a, 단축을 b 로 하였을 때, 원환산 상당 직경인 $(a \times b)^{0.5}$ 로서 구할 수 있다.

[0131] 또, 본 발명의 냉연 강판에서는, 판두께 및 인장 강도 TS 를 이하의 범위로 한다.

[0132] 판두께 : 0.5 ~ 2.6 ㎜

[0133] 판두께가 두꺼워지면, 자동차 부품에서 필요한 굽힘 성형이 곤란해진다. 예를 들어, 판두께가 2.6 ㎜ 를 초과하면, 5 ㎜ 이하의 굽힘 반경으로 90 도 이상의 굽힘 각도를 얻을 수 없게 되어, 자동차용 부품에 대한 적용이 곤란해진다. 한편, TS ≥ 1320 ㎫ 이상의 고강도 강판을 판두께 : 0.5 ㎜ 미만으로 까지 얇게 하여 제조하는 것은, 압연 하중 증대의 문제로부터 매우 곤란하다. 따라서, 판두께는 0.5 ~ 2.6 ㎜ 의 범위로 한다.

[0134] 인장 강도 TS : 1320 ㎫ 이상

[0135] 전단 단면의 내지연 파괴 특성의 열화는, 강판의 인장 강도가 1320 ㎫ 이상에서 특히 현재화된다. 이 때문에, 여기서는, 인장 강도 : 1320 ㎫ 이상의 강판을 대상으로 한다.

[0136] 또, 본 발명의 냉연 강판에서는, 압연 방향에 있어서의 판두께의 변동량 Δt 를 소정의 범위로 제어하는 것이 바람직하다.

[0137] 압연 방향에 있어서의 판두께의 변동량 Δt : 300 ㎛ 이하

[0138] 프레스 성형 공정에서는, 강판 (코일) 을 전단기 등에 의해 연속적으로 잘라 내어 냉간 프레스 성형되는 경우가 있으며, 이러한 성형 공정을 거쳐 제조된 실제 부품에서는, 일정한 비율로 지연 파괴가 발생할 우려가 있다.
이것을 상세히 조사한 결과, 하루에 수백 ~ 수천 개의 프레스가 실시되는 프레스 성형 공정에서는, 강판의 판두께가 크게 변동되면, 전단기의 간극을 일정하게 유지하여도, 강판의 판두께에 대한 간극의 비율 (클리어런스) 의 변동을 초래하여, 2 차 전단면의 발생이나 버의 발생을 통하여, 나아가서는 금형의 손모가 앞당겨짐으로써, 전단 단면의 내지연 파괴 특성이 열화되는 것이 판명되었다. 또, 프레스 금형의 클리어런스의 변화를 통하여, 스프링백량에 변화가 생기고, 이것이 부품 내의 잔류 응력을 증가시켜, 프레스 성형 후의 부품의 내지연 파괴 특성을 열화시키는 것도 판명되었다.

[0139] 이와 같은 강판 (코일) 을 전단기 등에 의해 연속적으로 잘라 내어 냉간 프레스 성형에 의해 제조되는 부품의 내지연 파괴 특성의 안정성은, 강판의 압연 방향에 있어서의 판두께의 변동량 Δt 를 300 ㎛ 이하로 제어함으로써 현격히 향상된다. 이 때문에, Δt 는 300 ㎛ 이하로 하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는 250 ㎛ 이하이다.

[0140] 또한, Δt 는, 강판 (코일) 의 폭 방향 (압연 방향과 직각의 방향) 의 중앙부 또는 폭 방향으로 코일 폭의 1/4 위치에서, 압연 방향 (코일 길이 방향) 으로 연속적으로 판두께를 측정했을 때의 코일 전체 길이에 있어서의 최대값과 최소값의 차이이다. 코일이 압연 방향으로 분할된 경우에는, 분할 후의 코일 전체 길이를 대상으로 한다. 판두께의 변동은, 통상적으로, 약 10 ~ 15 m 주기로 톱니상으로 나타나기 때문에, 30 m 의 구간에서 판두께를 측정함으로써 개개의 부위의 판두께 변동량 (최대값과 최소값의 차이) 을 측정할 수 있다. 코일 전체 길이에서의 Δt 는 개개의 부위의 판두께 변동량의 최대값과 대체로 일치한다. 판두께의 측정은, X 선이나 레이저 등의 비접촉식 측정기를 사용해도 되고, 마이크로 미터 등과 같은 접촉식 측정기를 사용해도 된다.
연속적으로 측정하는 것이 곤란한 경우에는, 1 ~ 70 ㎜ 피치로 측정해도 상관없다.

[0141] 다음으로, 본 발명의 냉연 강판의 제조 방법에 대하여 설명한다.

[0142] 본 발명의 냉연 강판의 제조 방법은, 상기의 성분 조성을 갖는 강 슬래브를, 슬래브 가열 온도 : 1200 ℃ 초과

로 하여 열간 압연함으로써 열연 강판으로 하고, 그 열연 강판을, 압하율 : 20 ~ 75 % 로 하여 판두께가 0.5 ~ 2.6 ㎜ 가 되도록 냉간 압연함으로써 냉연 강판으로 하고, 이어서, 그 냉연 강판을, 850 ℃ 초과 910 ℃ 이하의 어닐링 온도에서 300 초 초과 900 초 이하 균열하고, 680 ℃ 이상의 온도로부터 260 ℃ 이하의 온도까지 70 ℃/s 이상의 평균 냉각 속도로 냉각시키고, 필요에 따라 재가열을 실시하고, 그 후, 150 ~ 260 ℃ 의 온도역에서 20 ~ 1500 초 유지하는, 연속 어닐링을 실시하는 것이다.

[0143] 또, 상기한 열간 압연 공정에서는, 마무리 압연 온도 : 840 ~ 950 ℃ 로 하여 마무리 압연을 실시하고, 그 후, 40 ℃/s 이상의 냉각 속도로 700 ℃ 이하의 온도까지 냉각시키고, 600 ~ 700 ℃ 의 온도역에서 4 초 이상 유지한 후, 500 ~ 630 ℃ 까지 냉각시켜 권취하는 것이 바람직하다.

[0144] 이하, 이들의 조건에 대하여 설명한다.

[0145] (열간 압연 공정)

[0146] 슬래브 가열 온도 : 1200 ℃ 초과

[0147] 강 슬래브를 열간 압연하는 방법으로는, 슬래브를 가열 후 압연하는 방법, 연속 주조 후의 슬래브를 가열하지 않고 직접 압연하는 방법, 연속 주조 후의 슬래브에 단시간 가열 처리를 실시하여 압연하는 방법 등을 들 수 있지만, 본 발명의 제조 방법에 있어서는, 슬래브 가열 온도를 1200 ℃ 초과로 하는 것이 매우 중요하다. 이것은, 슬래브 가열 온도를 1200 ℃ 초과로 함으로써, 황화물의 고용 촉진과 Mn 편석의 경감이 도모되고, 상기한 개재물군의 크기나 개수 저감이 도모된다. 이 때문에, 슬래브 가열 온도는 1200 ℃ 초과로 한다.

[0148] 또, 슬래브 가열시의 가열 속도는 5 ~ 15 ℃/분으로 하고, 슬래브 균열 시간은 30 ~ 100 분으로 하면 된다다.

[0149] 또한, 압연율로부터 산출한 강의 연신 변형 : ε1 (폭 방향의 변화가 없다고 가정한 경우의 진 (眞) 변형) 에 대한 MnS 계 개재물의 개재물군으로서의 장축의 연신 변형 : ε2 (파쇄한 경우에는 그에 따른 개재물간 거리의 증가를 포함한 장경의 증가량) 의 비율 ε2/ε1 은, 열간 압연 공정 및 냉간 압연 공정에서 각각 0.60, 0.65 이고, 어느 공정에서도 연신되는 것을 알 수 있었다.

[0150] 이것은 열간 압연 공정에서의 압하율과 비교하여, 냉간 압연 공정에서의 압하율을 작게 함으로써 개재물의 신전도를 저감시킬 수 있지만, 압하율의 배분 조정 에 의한 효과는 적어, 누적 압하율이 지배적인 것을 의미한다. 요컨대, 최종 제품판의 판두께에 대해 슬래브의 주조 두께를 얇게 하는 것이 중요하다. 그러나, 실제로는 슬래브를 얇게 하면 생산성을 저해하므로, 슬래브 주조 후는 100 ~ 250 ㎜ 의 범위로 하고, 특히 150 ~ 200 ㎜ 로 하는 것이 바람직하다. 또한, 정법에 따라, 950 ℃ 이상의 온도역에서의 누적 압하율은 90 ~ 98 %, 냉간 압연도 포함한 950 ℃ 이하의 누적 압하율은 50 ~ 92 % 로 하면 된다.

[0151] 마무리 압연 온도 : 840 ~ 950 ℃ 로 하여 마무리 압연을 실시하고, 그 후, 40 ℃/s 이상의 냉각 속도로 700 ℃ 이하의 온도까지 냉각시키고, 600 ~ 700 ℃ 의 온도역에서 4 초 이상 유지한 후, 500 ~ 630 ℃ 의 온도역까지 냉각시켜 권취한다.

[0152] 또, 강판 (코일) 의 판두께 변동을 억제하기 위해서는, 열간 압연의 마무리 압연 온도를 840 ~ 950 ℃ 로 하고, 마무리 압연 후, 40 ℃/s 이상의 냉각 속도로 700 ℃ 이하의 온도까지 냉각시키고, 600 ~ 700 ℃ 의 온도역에서 4 초 이상 유지한 후, 500 ~ 630 ℃ 의 온도역까지 냉각시켜 권취하는 것이 바람직하다.

[0153] C 량이 0.15 질량% 이상이 되면, 열간 압연에서의 변태 개시가 늦어지기 때문에, 일반적인 열간 압연 조건에서는 미변태 γ 를 일정량 유지한 상태에서 권취된다. 그 결과, 열간 압연에서의 냉각 불균일에 의한 코일 내 온도 변동이나 권취 후의 코일 각 위치에서의 냉각 속도의 상이에 따라 코일 길이 방향, 즉 압연 방향으로 변태 조직의 불균일을 발생시켜, 열연 코일 내에서의 강도 변동을 일으킨다. 이것이 코일 길이 방향에 있어서의 판두께 변동을 일으켜, 부품의 내지연 파괴 특성을 열화시킨다.

[0154] 이와 같은 코일 길이 방향에 있어서의 판두께 변동을 저감시키려면, 열간 압연의 마무리 압연 후에 40 ℃/s 이상의 냉각 속도로 700 ℃ 이하의 온도까지 강판을 냉각시키고, 그 후 600 ~ 700 ℃ 의 변태 노즈 온도역에서 4 초 이상 체류시키는 것이 효과적이다. 이로써, 냉각수의 충돌 면압이 높아지고, 코일 내의 부분적인 온도 저하의 원인이 되는 강판 표면의 풀링이 억제될 수 있음과 함께 페라이트 변태가 촉진되어 코일 내에서 균일하게 페라이트 변태를 진행시킬 수 있다.

[0155] 또한, 보다 바람직한 냉각 속도는 50 ℃/s 이상이다. 또한, 상한에 대해서는 특별히 한정되는 것은 아니지만, 통상적으로 250 ℃/s 정도이다.

[0156] 또, 600 ~ 700 ℃ 의 온도역에서의 유지 시간의 상한은 특별히 한정되는 것은 아니지만, 통상적으로 10 초 정도이다.

[0157] 또, 그 후, 500 ~ 630 ℃ 의 온도역에서 권취함으로써, 코일 전체 길이에 걸쳐 페라이트 + 펄라이트 혹은 페라이트 + 베이나이트 주체의 균일한 조직이 얻어진다. 그 결과, 코일 전체 길이에 걸쳐 압연 변형 저항의 변동이 작은 열연코일이 얻어지고, 냉간 압연 후의 판두께 정밀도가 현격히 향상된다. 또한, 어스펙트비가 2.5 이하, 장축이 0.20 ㎛ 이상 2 ㎛ 이하인 Fe 를 주성분으로 하는 탄화물의 양을 저감시키는 관점에서도, 권취 온도 (CT) 는 낮을수록 바람직하고, 구체적으로는 600 ℃ 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0158] 또한, 마무리 압연 온도 FT 는, 변태를 촉진하는 관점에서, 840 ~ 950 ℃ 의 범위로 하고, Ar_3 변태점을 밑돌지 않는 범위에서 저온화시키는 것이 바람직하다.

[0159] 또, 압연 후의 급랭은, 마무리 압연 종료 후, 2 초 이내에 개시하는 것이 바람직하고, 변태의 촉진 효과가 있는 930 ℃ 이하의 온도역에서의 누적 압하량은 20 % 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0160] 이어서, 필요에 따라, 권취된 코일을 회전시키면서 수랭시켜, 코일러에서 꺼낸다. 이 때, 수랭 시간은 최대한 짧게 하는 것이 바람직하고, 수랭을 실시하지 않는 것이 보다 바람직하다. 500 ~ 630 ℃ 의 온도역에서 권취된 코일에서는, 60 초 이상 유지함으로써 변태가 거의 완료되기 때문에, 그 후의 표면 산화를 억제하는 관점에서, 코일 그대로 수랭시키거나, 또는 감긴 것을 풀어 물 혹은 가스로 냉각시켜도 된다.

[0161] 상기한 바와 같이, 마무리 압연 온도 : 840 ~ 950 ℃ 로 하여 마무리 압연을 실시하고, 그 후, 40 ℃/s 이상의 냉각 속도로 700 ℃ 이하의 온도까지 냉각시키고, 600 ~ 700 ℃ 의 온도역에서 4 초 이상 유지한 후, 500 ~ 630 ℃ 의 온도역까지 냉각시켜 권취함으로써, 압연 방향에 있어서의 판두께의 변동량 Δt 를 300 ㎛ 이하로 저감시키는 것이 가능해진다.

[0162] 또, 강판 표면에 생성된 1 차 스케일 및 2 차 스케일을 제거하기 위해 디스케일링을 실시하는 것이 바람직하다. 디스케일링은 충돌압 : 500 ㎫ 이상의 고압으로 실시하는 것이 바람직하다. 이로써 적스케일의 잔존과 2 차 스케일의 생성 두께를 저감시킬 수 있어, 열간 압연 공정에서의 권취에 있어서, 스케일 중의 산소가 강판 내에 취입되는 것에 의한 강판의 표면 산화가 경감될 수 있다. 그 결과, 최종 제품에서의 표층의 산화층의 두께를 저감시킬 수 있어, 내식성의 향상에 기여한다. 또, 강판의 표층부에 있어서의 C, B 의 산화에 의한, 이들 원소의 표층부 부근에서의 저감을 방지할 수 있어, 후술하는 연속 어닐링에 있어서, 강판의 표층부에서의 페라이트 생성을 억제할 수 있다. 그 결과, 전단 단면의 내지연 파괴 특성도 개선된다.

[0163] 또한, 열연 코일을 냉간 압연하기 전에 충분히 산세하여 스케일의 잔존을 경감시키는 것이 바람직하다. 또, 냉간 압연에 있어서의 하중 저감의 관점에서, 필요에 따라 열연판 어닐링을 실시해도 된다.

[0164] (냉간 압연 공정)

[0165] 냉간 압연에서는, 압하율을 20 ~ 75 % 로 하여 냉간 압연 후의 강판의 판두께를 0.5 ~ 2.6 ㎜ 로 하면 되고, 그 이외의 조건에 대해서는 정법에 따르면 된다.

[0166] (연속 어닐링 (CAL) 공정)

[0167] 냉간 압연 후의 강판에, 연속 어닐링 (CAL) 에 의해, 어닐링과 템퍼링 처리를 실시하고, 그 후 필요에 따라 조질 압연을 실시한다. 여기서 중요한 것은,

[0168] (1) 소정의 템퍼드 마텐자이트 및 베이나이트의 면적률의 확보,

[0169] (2) 미고용 탄화물 (어스펙트비가 2.5 이하이고, 장축이 0.20 ㎛ 이상 2 ㎛ 이하인 Fe 를 주성분으로 하는 탄화물) 의 저감 (어닐링시의 탄화물의 고용 촉진),

[0170] (3) 미세한 구 γ 립의 유지,

[0171] (4) 템퍼드 마텐자이트 및/또는 베이나이트의 내부에 있어서의 탄화물의 미세 분산이 달성되도록, 강 조직을 조정하는 것이다. 여기서, (1) ~ (4) 를 달성하기 위한 포인트는 이하와 같다.

[0172] 고온·장시간 어닐링하는 것 ((1) 과 (2) 에 대응), 과도하게 고온·장시간의 어닐링을 피하는 것 ((3) 에 대응), 어닐링 후, 고온으로부터 급랭을 실시하는 것 ((1) 에 대응), 특정한 온도역에서 소정 시간 템퍼링하는 것 ((4) 에 대응) 이다.

[0173] 850 ℃ 초과 910 ℃ 이하의 어닐링 온도에서 300 초 초과 900 초 이하 균열한다.

[0174] 상기 서술한 바와 같이, 어스펙트비가 2.5 이하이고, 장축이 0.20 ㎛ 이상 2 ㎛ 이하인 Fe 를 주성분으로 하는 탄화물 (SEM 의 반사 전자 이미지에서 흑색을 나타내는 Fe 계 탄화물 입자) 은, 어닐링 후에도 미고용으로 잔존하는 세멘타이트 입자 등의 탄화물로, 이러한 탄화물을 충분히 저감시키려면, 고온·장시간 어닐링할, 구체적으로는, 어닐링 온도 : 850 ℃ 초과 300 초 초과 균열할 필요가 있다. 한편, 어닐링 온도가 910 ℃ 를 초과하거나, 또는 균열 시간이 900 초를 초과하면, 구 γ 립의 조대화를 초래하여, 오히려 내지연 파괴 특성을 열화시킨다. 이 때문에, 850 ℃ 초과 910 ℃ 이하의 어닐링 온도에서 300 초 초과 900 초 이하 균열한다. 보다 바람직하게는 870 ~ 900 ℃ 의 어닐링 온도에서 350 ~ 600 초 균 열한다.

[0175] 680 ℃ 이상의 온도로부터 260 ℃ 이하의 온도까지 70 ℃/s 이상의 평균 냉각 속도로 냉각시킨다.

[0176] 페라이트, 잔류 γ, 마텐자이트와 같은 잔부 조직을 저감시키고, 템퍼드 마텐자이트 및 베이나이트의 합계의 면적률을 95 % 이상으로 하기 위해서는, 680 ℃ 이상의 온도로부터 260 ℃ 이하의 온도까지, 70 ℃/s 이상의 평균 냉각 속도로 냉각시킬 필요가 있다. 냉각 개시 온도가 680 ℃ 보다 낮으면 페라이트가 많이 생성됨과 함께, 탄소가 γ 로 농화되어 Ms 점이 저하됨으로써, 템퍼링 처리가 실시되지 않는 마텐자이트 (프레시 마텐자이트) 가 증가한다. 또, 냉각 속도가 느리면 상부·하부 베이나이트가 생성되고, 잔류 γ 나 마텐자이트가 증가한다.

[0177] 또한, 냉각 속도는, 바람직하게는 100 ℃/s 이상, 보다 바람직하게는 500 ℃/s 이상이다. 상한은 특별히 한정되는 것은 아니지만, 통상적으로 2000 ℃/s 정도이다.

[0178] 필요에 따라 재가열 처리를 실시하고, 그 후, 150 ~ 260 ℃ 의 온도역에서 20 ~ 1500 초 유지한다.

[0179] 템퍼드 마텐자이트 및/또는 베이나이트 내부에 분포되는 직경 10 ~ 50 ㎚ 의 탄화물은, 퀜칭 후의 저온역에서의 유지 중에 생성되는 탄화물로, 이 분포 밀도를 0.7 × 10^7 개/㎟ 이상으로 하려면, 실온 부근까지 퀜칭 후에 150 ~ 260 ℃ 로 재가열하여 유지하거나, 또는 냉각 정지 온도를 150 ~ 260 ℃, 유지 시간을 20 ~ 1500 초로 제어하는 것이 유리하다.

[0180] 유지 온도가 150 ℃ 미만, 또는 유지 시간이 20 초 미만이 되면, 템퍼드 마텐자이트 및/또는 베이나이트 내부의 탄화물의 분포 밀도가 불충분해진다. 한편, 유지 온도가 260 ℃ 를 초과하면, 구 γ 립 내 및 구 γ 립계에서의 탄화물의 조대화가 발생하여, 미세한 탄화물의 개수가 감소한다.

[0181] 또한, 유지 시간은, 바람직하게는 120 초 이상, 1200 초 이하이다.

[0182] 상기한 150 ~ 260 ℃ 의 온도역에서 20 ~ 1500 초 유지 후, 실온까지 냉각시켜 얻어진 강판에, 필요에 따라, 표면 조도의 조정, 판 형상의 평탄화 등 프레스 성형성을 안정화시키는 관점에서 조질 압연 (스킨 패스 압연) 을 실시할 수 있다. 그 경우, 스킨 패스 신장률은 0.1 ~ 0.6 % 로 하는 것이 바람직하다. 이 경우, 스킨 패스 롤은 덜 롤로 하고, 강판의 조도 Ra 를 0.8 ~ 1.8 ㎛ 로 조정하는 것이, 형상 평탄화의 관점에서는 바람직하다.

[0183] 실시예

[0184] 표 1 에 나타내는 강번 A ~ AF 의 강을 용제 후, 130 ~ 230 ㎜ 두께의 슬래브로 주조하였다. 주조한 슬래브를, 표 2 에 나타내는 조건으로, 슬래브 가열 온도 (SRT) : 1100 ~ 1260 ℃, 균열 시간 : 60 분, 마무리 압연 온도 (FT) : 850 ~ 910 ℃ 로 하여 열간 압연을 실시하고, 그 후, 700 ℃ 까지의 평균 냉각 속도 (냉각 속도) : 30 ~ 200 ℃/s 로 하여 냉각시키고, 유지 온도 : 620 ~ 730 ℃, 유지 시간 : 2 ~ 10 초로 하여 유지한 후, 다시 냉각시켜 권취 온도 (CT) : 490 ~ 620 ℃ 에서 권취하였다. 얻어진 열연판을, 산세하여, 44 ~ 72 % 의 압연율로 냉간 압연을 실시하여, 판두께 0.5 ~ 2.0 ㎜ 의 냉연 강판으로 하였다.

[0185] 얻어진 냉연 강판을, 연속 어닐링 라인에 있어서, 표 2 에 나타내는 조건으로, 어닐링 온도 (AT) : 850 ~ 910 ℃, 균열 시간 : 120 ~ 960 초로 하여 어닐링하고, 그 후, 냉각 개시 온도 : 675 ~ 820 ℃, 냉각 개시 온도 ~ 냉각 정지 온도 사이의 평균 냉각 속도 : 40 ~ 2000 ℃/s, 냉각 정지 온도 : 실온 (R.T.) ~ 200 ℃ 로 하여 냉각시키고, 필요에 따라 재가열한 후, 유지 온도 : 20 ~ 480 ℃, 유지 시간 : 60 ~ 1500 초로 하여 템퍼링 처리를 실시하였다. 또, 그 후, 신장률 : 0.1 % 의 조질 압연을 실시하여, 최종적인 냉연 강판을 얻었다.

표 1

표 1

강번	성분 조성 (질량%)															비고
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	O	B	Nb	Ti	Cu	Ni	5[%S]+[%N]	기타	
A	0.160	0.12	1.30	0.009	0.0005	0.025	0.0032	0.0011	0.0012	0.004	0.014	0.20	0.01	0.0057	-	적합 강
B	0.190	0.21	1.40	0.007	0.0010	0.035	0.0034	0.0009	0.0017	0.016	0.017	0.18	0.04	0.0084	-	적합 강
C	0.221	0.08	1.00	0.007	0.0004	0.042	0.0038	0.0007	tr	tr	tr	tr	tr	0.0058	-	적합 강
D	0.190	0.85	1.30	0.012	0.0007	0.030	0.0029	0.0007	0.0005	tr	0.052	tr	tr	0.0064	-	적합 강
E	0.231	0.04	0.91	0.005	0.0004	0.021	0.0008	0.0008	tr	tr	tr	0.08	tr	0.0028	-	적합 강
F	0.218	0.22	0.95	0.007	0.0016	0.027	0.0034	0.0009	tr	tr	tr	0.18	0.04	0.0114	-	적합 강
G	0.212	0.22	1.12	0.007	0.0014	0.027	0.0032	0.0009	0.0014	0.012	0.016	0.18	0.04	0.0102	-	적합 강
H	0.212	0.24	1.16	0.007	0.0009	0.022	0.0035	0.0009	0.0013	0.005	0.017	0.18	0.04	0.0080	-	적합 강
I	0.225	0.20	0.90	0.007	0.0003	0.035	0.0028	0.0009	0.0014	0.003	0.025	0.18	0.16	0.0043	-	적합 강
J	0.285	0.17	0.92	0.004	0.0003	0.022	0.0030	0.0007	0.0015	0.012	0.014	0.18	0.01	0.0045	-	적합 강
K	0.264	0.38	0.90	0.004	0.0003	0.022	0.0028	0.0007	0.0015	tr	0.040	0.18	0.01	0.0043	Mo:0.05	적합 강
L	0.242	1.50	0.90	0.006	0.0004	0.030	0.0030	0.0007	0.0015	0.030	0.006	0.30	0.14	0.0050	Mo:0.12,Ce:0.0005	적합 강
M	0.348	0.34	0.90	0.004	0.0003	0.018	0.0020	0.0006	0.0013	0.025	0.005	0.20	0.10	0.0035	Mo:0.05,V:0.05	적합 강
N	0.310	1.50	0.92	0.004	0.0003	0.024	0.0016	0.0006	0.0013	0.035	tr	0.22	0.40	0.0031	Mo:0.1,V:0.05	적합 강
O	0.210	0.22	1.69	0.008	0.0009	0.014	0.0039	0.0017	0.0002	0.002	0.017	0.14	0.01	0.0084	-	적합 강
P	0.198	0.01	1.03	0.012	0.0009	0.042	0.0042	0.0009	0.0012	tr	0.020	tr	tr	0.0087	Ca:0.0012,Cr:0.18, Mo:0.05	적합 강
Q	0.218	0.04	1.02	0.012	0.0007	0.012	0.0035	0.0008	0.0014	tr	0.042	0.12	0.02	0.0070	Sb:0.006,La:0.001	적합 강
R	0.210	0.30	0.90	0.008	0.0007	0.012	0.0044	0.0020	0.0013	tr	tr	0.38	0.14	0.0079	Zr:0.02,Sn:0.003	적합 강
S	0.205	0.45	0.90	0.009	0.0004	0.027	0.0040	0.0012	0.0008	0.005	tr	0.21	0.08	0.0060	Ca:0.0003,V:0.12,W:0.05	적합 강
T	0.230	0.02	1.10	0.011	0.0006	0.058	0.0038	0.0012	tr	tr	tr	0.01	0.12	0.0068	Ce:0.001,Zr:0.02,Mg:0.001	적합 강
U	0.220	0.20	1.41	0.008	0.0020	0.042	0.0040	0.0010	tr	tr	tr	tr	tr	0.0140	-	비교 강
V	0.216	0.20	1.41	0.007	0.0014	0.042	0.0054	0.0010	0.0010	0.015	0.010	0.15	0.05	0.0124	-	비교 강
W	0.216	0.21	1.41	0.012	0.0012	0.021	0.0060	0.0010	0.0012	0.013	0.020	0.15	0.05	0.0120	-	비교 강
X	0.211	0.35	1.40	0.006	0.0014	0.021	0.0050	0.0027	0.0012	0.013	0.020	0.15	0.05	0.0120	-	비교 강
Y	0.205	0.40	1.84	0.007	0.0014	0.028	0.0040	0.0012	0.0012	0.009	0.015	0.18	0.01	0.0110	-	비교 강
Z	0.120	0.40	1.70	0.007	0.0014	0.028	0.0040	0.0014	0.0012	tr	0.050	0.18	0.35	0.0110	-	비교 강
AA	0.208	0.32	1.40	0.012	0.0012	0.054	0.0042	0.0012	0.0039	tr	0.034	0.20	0.05	0.0102	-	비교 강
AB	0.192	0.01	1.58	0.007	0.0008	0.028	0.0040	0.0008	0.0010	0.102	0.010	0.18	0.01	0.0080	-	비교 강
AC	0.190	0.01	1.50	0.007	0.0008	0.028	0.0042	0.0008	0.0010	tr	0.130	0.18	0.01	0.0082	-	비교 강
AD	0.284	0.20	0.90	0.004	0.0020	0.018	0.0034	0.0008	0.0015	0.015	0.018	0.18	0.01	0.0134	-	비교 강
AE	0.350	0.48	0.90	0.004	0.0014	0.028	0.0054	0.0006	0.0013	0.032	0.005	0.22	0.10	0.0124	Mo:0.06,V:0.05	비교 강
AF	0.220	0.30	0.75	0.005	0.0010	0.030	0.0034	0.0010	0.0014	0.004	0.030	0.22	0.10	0.0084		비교 강

[0186]

표 2

표 2

No.	강번	열간 압연 조건						냉간 압연 조건		어닐링 조건							비고
		SRT (℃)	FT (℃)	냉각 속도 (℃/s)	유지 온도 (℃)	유지 시간 (s)	CT (℃)	압하율 (%)	판 두께 (mm)	AT (℃)	균열 시간 (s)	냉각 개시 온도 (℃)	냉각 속도 (℃/s)	냉각 정지 온도 (℃)	유지 온도 (℃)	유지 시간 (sec)	
1	A	1210	870	150	700	7	560	72	0.5	890	420	800	2000	R.T.	180	880	발명예
2		1200	870	150	660	7	570	60	0.8	890	420	800	1800	R.T.	150	880	비교예
3		1220	870	150	660	7	570	66	0.8	890	420	800	1800	R.T.	150	880	발명예
4		1220	870	200	640	10	570	60	0.8	890	420	800	1800	R.T.	150	880	발명예
5		1220	870	150	660	7	570	60	0.8	890	180	770	1800	R.T.	160	240	비교예
6	B	1220	870	150	660	7	570	60	0.8	850	400	770	1800	R.T.	160	860	비교예
7		1220	870	30	730	2	570	60	0.8	890	400	800	1800	R.T.	150	860	발명예
8		1220	870	40	700	4	490	60	0.8	890	400	800	1800	R.T.	150	860	발명예
9		1220	870	50	660	4	570	56	1.0	890	400	800	1500	R.T.	150	860	발명예
10		1220	870	70	660	5	570	60	1.0	890	400	675	1500	R.T.	150	860	비교예
11		1220	870	70	660	5	570	60	1.0	890	400	800	1500	R.T.	20	860	비교예
12		1240	880	150	620	8	520	50	1.6	900	540	800	1000	R.T.	165	1000	발명예
13	C	1240	880	150	620	8	520	50	1.6	900	360	800	1000	R.T.	155	500	발명예
14		1240	880	150	620	8	520	50	1.6	910	960	800	1000	R.T.	150	1500	비교예
15		1100	880	150	620	8	520	50	1.6	880	120	800	1000	R.T.	165	240	비교예
16		1220	880	100	620	8	530	54	1.2	868	330	820	1200	R.T.	240	400	발명예
17		1220	880	100	620	8	530	54	1.2	868	330	820	1200	R.T.	200	400	발명예
18	D	1220	880	100	620	8	530	54	1.2	900	350	820	1200	R.T.	200	800	발명예
19		1220	880	100	620	8	530	54	1.2	900	350	820	1200	R.T.	185	800	발명예
20		1220	880	40	730	2	530	54	1.2	900	390	820	1200	R.T.	200	800	발명예
21	E	1260	880	170	620	8	500	44	2.0	865	540	800	600	R.T.	210	520	발명예
22		1260	880	170	620	8	500	47	2.0	900	400	800	600	R.T.	150	480	발명예
23		1250	910	150	650	7	580	53	1.8	900	390	800	800	R.T.	190	800	발명예
24	F	1250	910	150	650	7	580	53	1.8	900	460	800	800	R.T.	170	800	발명예
25		1250	910	150	650	7	580	53	1.8	900	460	800	800	R.T.	150	800	발명예
26		1250	910	150	650	7	580	53	1.8	900	430	800	800	R.T.	150	400	발명예
27		1220	900	120	680	7	580	47	1.8	880	500	770	800	R.T.	190	840	발명예
28		1220	900	120	680	7	580	47	1.8	900	420	770	800	R.T.	175	800	발명예
29	G	1220	900	120	680	7	580	47	1.8	900	420	770	800	R.T.	160	800	발명예
30		1220	900	120	680	7	580	47	1.8	900	400	770	800	R.T.	150	600	발명예
31		1220	900	120	680	7	580	47	1.8	900	420	770	800	R.T.	270	800	비교예
32		1220	890	120	680	7	560	53	1.8	890	450	785	800	R.T.	175	800	발명예
33	H	1220	890	120	680	7	560	53	1.8	890	450	785	800	R.T.	160	800	발명예
34		1220	890	120	680	7	560	53	1.8	890	330	785	800	R.T.	155	600	발명예
35		1220	855	100	660	6	620	50	1.8	905	400	790	800	R.T.	220	520	발명예
36		1205	855	100	660	6	590	50	1.8	905	400	790	800	R.T.	220	520	발명예
37	I	1220	855	100	660	6	590	50	1.8	905	400	790	800	R.T.	160	520	발명예
38		1220	855	100	660	6	590	50	1.8	905	400	710	800	R.T.	205	520	발명예
39		1220	855	100	660	6	590	50	1.8	905	305	790	800	R.T.	295	300	비교예
40		1220	850	100	650	7	580	63	1.4	905	400	800	1200	R.T.	175	520	발명예
41	J	1220	850	100	650	7	580	63	1.4	885	120	800	1200	R.T.	185	360	비교예
42		1220	850	100	650	7	580	63	1.4	885	340	800	1200	R.T.	480	60	비교예
43	K	1220	850	100	650	7	580	63	1.4	905	400	800	1200	R.T.	165	520	발명예
44	L	1220	850	100	650	7	580	63	1.4	905	400	800	1200	R.T.	160	520	발명예
45	M	1220	850	100	650	7	580	63	1.4	905	400	800	1200	R.T.	190	520	발명예
46		1205	850	100	650	7	580	63	1.4	895	120	800	1200	R.T.	195	520	비교예
47	N	1220	850	100	650	7	580	63	1.4	900	420	800	1200	R.T.	180	540	발명예
48		1220	850	100	650	7	580	63	1.4	910	400	800	1200	R.T.	190	520	발명예
49	O	1220	850	100	650	7	580	63	1.4	910	400	800	1200	R.T.	175	520	발명예
50		1220	850	100	650	7	580	63	1.4	900	380	800	100	200	150	120	발명예
51		1220	850	100	650	7	580	63	1.4	890	360	800	40	170	150	60	비교예
52	P	1220	860	80	680	7	520	63	1.4	900	350	800	1200	R.T.	150	360	발명예
53	Q	1220	860	80	680	7	520	63	1.4	900	340	800	1200	R.T.	210	420	발명예
54	R	1210	860	80	680	7	540	54	1.2	900	400	760	1200	R.T.	170	700	발명예
55	S	1210	880	80	700	6	550	54	1.2	868	310	760	1200	R.T.	180	700	발명예
56		1210	880	45	720	2	550	54	1.2	868	310	760	1200	R.T.	175	700	발명예
57	T	1220	880	80	700	6	550	54	1.2	885	420	770	1200	R.T.	210	700	발명예
58		1210	870	120	680	6	520	54	1.2	890	400	770	1200	R.T.	200	700	비교예
59		1210	870	120	680	6	520	54	1.2	890	400	770	1200	R.T.	180	700	비교예
60		1210	870	120	680	6	520	54	1.2	890	400	770	1200	R.T.	165	700	비교예
61	U	1210	870	120	680	6	520	54	1.2	890	400	770	1200	R.T.	150	700	비교예
62		1210	870	120	680	6	520	54	1.2	850	310	740	1200	R.T.	210	700	비교예
63		1210	870	120	680	6	520	54	1.2	850	310	740	1200	R.T.	175	700	비교예
64		1210	870	30	710	3	520	54	1.2	850	280	740	1200	R.T.	210	700	비교예
65	V	1215	880	150	670	6	550	53	1.8	880	305	780	800	R.T.	205	800	비교예
66		1215	880	30	710	3	550	53	1.8	880	120	780	800	R.T.	200	800	비교예
67	W	1220	890	150	670	6	560	53	1.8	880	320	750	800	R.T.	205	800	비교예
68	X	1210	890	150	670	6	560	53	1.8	880	320	750	800	R.T.	200	800	비교예
69	Y	1210	890	30	690	3	560	53	1.8	890	380	750	800	R.T.	190	800	비교예
70	Z	1220	880	150	670	6	550	53	1.8	910	360	820	800	R.T.	150	800	비교예
71	AA	1220	880	150	670	6	580	53	1.8	890	320	780	800	R.T.	190	800	비교예
72	AB	1220	880	150	670	6	580	53	1.8	890	320	800	800	R.T.	190	740	비교예
73	AC	1220	880	150	670	6	580	54	1.2	890	340	780	1200	R.T.	200	800	비교예
74	AD	1220	890	150	670	6	560	54	1.2	890	380	780	1200	R.T.	180	800	비교예
75	AE	1220	890	170	650	8	560	54	1.2	900	400	800	1200	R.T.	180	800	비교예
76	AF	1220	900	180	660	7	550	54	1.2	890	400	780	1200	R.T.	210	800	비교예

[0187]

[0188] 이렇게 하여 얻어진 강판에 대해, 상기한 수법에 의해 강 조직의 분석·측정을 실시하였다.

[0189] 또, 이하와 같이 하여, 1) 인장 시험, 2) 내지연 파괴 특성의 평가, 3) 내지연 파괴 특성의 안정성의 평가, 4) 압연 방향에 있어서의 강판 (코일) 의 판두께의 변동량의 조사를 실시하였다.

[0190] 또한, 이것들의 결과를 표 3 에 병기한다.

[0191] 1) 인장 시험

[0192] 인장 시험은, 폭 방향으로 코일 폭의 1/4 위치에 있어서, 압연 직각 방향이 길이가 되도록, JIS 5 호 인장 시험편을 잘라 내어, JIS Z2241 에 준거하여 인장 시험을 실시하고, 항복 강도 (YP), 인장 강도 (TS), 신장률 (El) 을 평가하였다.

[0193] 2) 내지연 파괴 특성의 평가

[0194] 내지연 파괴 특성의 평가는 다음과 같이 하여 실시하였다. 즉, 얻어진 강판 (코일) 의 폭 방향으로 코일 폭의 1/4 위치에서 압연 직각 방향 : 100 ㎜, 압연 방향 : 30 ㎜ 가 되는 단책 (短冊) 시험편을 채취하여 실시하였다. 길이가 100 ㎜ 가 되는 장변측의 단면의 절단은 전단 가공으로 하고, 전단 가공 상태에서 (버를 제거하는 기계 가공을 실시하지 않고), 버가 굽힘 외주측이 되도록 굽힘 가공을 실시하고, 그 굽힘 성형시의 시험편 형상을 유지하여, 볼트로 시험편을 고정시켰다. 전단 가공의 클리어런스는 13 %, 레이크각은 2 도로 하였다. 굽힘 가공은, 선단 굽힘 반경을 R 로 강판의 판두께를 t 로 하였을 때에, R/t = 3.0 이 되는 굽힘 반경 (예를 들어, 판두께가 2.0 ㎜ 라면, 선단 반경 : 6.0 ㎜ 의 펀치로 굽힘 성형) 으로, 굽힘 정점 내측의 각도가 90 도 (V 굽힘) 가 되도록 실시하였다. 펀치는, 선단 반경이 상기의 선단 굽힘 반경 R 과 동일하고 U 자 형상 (선단 R 부분이 반원 형상이고 펀치 동부의 두께가 2R) 인 것을 사용하고, 다이는, 코너 R 이 30 ㎜ 인 것을 사용하였다. 그리고, 펀치가 강판을 밀어넣는 깊이를 조정하여, 선단의 굽힘 각도 (굽힘 정점 내측의 각도) 가 90 도 (V 자 형상) 가 되도록 성형하였다. 성형 하시점에 있어서의 형상과 동일해지도록 (스프링백에 의한 직편부의 개구를 캔슬 아웃하도록), 유압 잭으로 시험편을 끼워 넣고 조이고, 그 상태에서 볼트 체결하였다.

볼트는 미리 단책 시험편의 단변 엣지로부터 10 ㎜ 내측에 형성한 타원 형상 (단축 10 ㎜, 장축 15 ㎜) 의 구멍에 통과시켜 고정시켰다. 얻어진 볼트 체결 후의 시험편을, 1 개 당 1 ℓ 이상의 pH 1 의 염산 (염화수소 수용액) 중에 침지하고, 수용액 온도 : 20 ℃ 의 조건으로 pH 를 일정하게 관리하여 내지연 파괴 특성 평가 시험을 실시하였다. 육안으로 또는 카메라로, 육안으로 확인할 수 있는 레벨 (대략 1 ㎜ 길이) 의 미소 균열 (지연 파괴의 초기 상태) 의 유무를 확인하여, 시험편의 침지 개시부터 미소 균열이 발생하기 시작할 때까지의 시간을 지연 파괴 시간으로서 측정하였다. 단, 시험편의 침지 개시 후, 200 시간 경과해도 미소 균열이 관찰되지 않았던 것은「파괴 없음」으로 판단하였다.

[0195] 여기서, TS : 1320 ㎫ 이상 1530 ㎫ 미만에서는「파괴 없음」, TS : 1530 ㎫ 이상 1550 ㎫ 미만에서는 지연 파괴 시간이 24 hr 이상, TS : 1550 ㎫ 이상 1570 ㎫ 미만에서는 지연 파괴 시간이 12 hr 이상, TS : 1570 ㎫ 이상 1610 ㎫ 미만에서는 지연 파괴 시간이 9 hr 이상, TS : 1610 ㎫ 이상 1960 ㎫ 미만에서는 지연 파괴 시간이 1.0 hr 이상, TS : 1960 ㎫ 이상에서는 지연 파괴 시간이 0.2 hr 이상이면, 내지연 파괴 특성이 우수하다고 판단하였다.

[0196] 3) 내지연 파괴 특성의 안정성의 평가

[0197] 내지연 파괴 특성의 안정성의 평가는 다음과 같이 하여 실시하였다. 즉, 760 ㎜ 폭의 코일을 슬릿으로 폭 380 ㎜ 로 2 분할하고, 또한 코일 길이 방향으로 1350 ㎜ 의 길이로 연속적으로 전단하여, 블랭크재로 한 후, 코일 탑부, 코일 미들부, 코일 엔드부에 대응하는 블랭크재를 각 3 장 꺼내, 각각 사이드실 R/F 부품 형상 (주로 90 도 굽힘 가공 주체의 성형) 으로 냉간 프레스 성형하여, 9 개의 프레스 성형품을 얻었다. 이렇게 하여 얻어진 프레스 성형품을, 150 ℓ, pH 1 의 염산에 침지하고, 육안으로 또는 카메라로, 육안으로 확인할 수 있는 레벨 (대략 1 ㎜ 길이) 의 미소 균열 (지연 파괴의 초기 상태) 의 유무를 확인하여, 시험편의 침지 개시부터 미소 균열이 발생하기 시작할 때까지의 시간을 측정하였다. 그리고, 9 개의 프레스 성형품 중, 가장 조기에 균열이 발생한 것의 균열 발생 개시 시간에 의해, 내지연 파괴 특성의 안정성을 평가하였다.

[0198] 또한, 내지연 파괴 특성의 안정성의 평가 기준도, 상기한 강판의 내지연 파괴 특성의 평가 기준과 동일하다.

[0199] 4) 압연 방향에 있어서의 강판 (코일) 의 판두께의 변동량의 조사

[0200] X 선 판두께계로 강판의 전체 길이에 걸쳐 계측하고, 전체 길이에 있어서의 판두께 변동량을, 압연 방향에 있어서의 코일의 판두께의 변동량 △t 로 하였다.

표 3

표 3

No.	강 번	판 두께 (mm)	조직						기계적 특성			내지연 파괴 특성	내지연 파괴 특성의 안정성	판 두께 변동량 Δt (㎛)	비고
			TM+B* 면적률 (%)	잔부* 면적률 (%)	개재물군의 개수 (개/㎟)	탄화물 A 의 개수 (개/㎟)	탄화물 B 의 개수 (x10⁷개/㎟)	구 γ 립의 평균 입경 (㎛)	YP (MPa)	TS (MPa)	El (%)	지연 파괴 시간 (hr)	지연 파괴 시간 (hr)		
1	A	0.5	100	0	0.2	1900	2.2	10	1154	1324	8	균열 없음	균열 없음	42	발명예
2		0.8	100	0	0.9	1800	4.7	8	1234	1507	8	54	58	92	비교예
3		0.8	100	0	0.6	1600	4.7	8	1234	1512	8	균열 없음	균열 없음	124	발명예
4		0.8	100	0	0.6	1600	4.7	8	1234	1512	8	균열 없음	균열 없음	54	발명예
5		0.8	100	0	0.6	4500	4.0	6	1240	1525	8	28	31	128	비교예
6	B	0.8	100	0	0.6	8500	4.0	4	1250	1526	8	9	10	120	비교예
7		0.8	100	0	0.6	1600	4.9	8	1244	1510	8	균열 없음	64	400	발명예
8		0.8	100	0	0.6	1200	4.9	8	1244	1510	8	균열 없음	80	355	발명예
9		1.0	100	0	0.6	1800	4.7	8	1228	1508	8	균열 없음	균열 없음	240	발명예
10		1.0	90	F:10	0.6	1800	4.2	4	1080	1435	6	18	18	180	비교예
11		1.0	100	0	0.6	1600	0	8	1220	1528	9	64	64	184	비교예
12		1.6	100	0	0	0	3.1	15	1235	1530	8	균열 없음	균열 없음	68	발명예
13	C	1.6	100	0	0	600	4.8	10	1305	1582	8	균열 없음	균열 없음	74	발명예
14		1.6	100	0	0	0	3.6	19	1520	1526	8	22	24	66	비교예
15		1.6	100	0	0.9	6400	4.0	6	1240	1526	8	20	-	72	비교예
16		1.2	100	0	0.2	3500	0.7	4	1340	1478	8	균열 없음	-	164	발명예
17		1.2	100	0	0.2	3500	3.6	4	1300	1536	8	32	-	164	발명예
18	D	1.2	100	0	0.2	1800	3.1	5	1235	1524	8	균열 없음	균열 없음	152	발명예
19		1.2	100	0	0.2	1800	3.1	5	1235	1549	8	균열 없음	균열 없음	152	발명예
20		1.2	100	0	0.2	400	3.1	5	1235	1524	8	균열 없음	18	380	발명예
21	E	2.0	100	0	0	3500	2.4	8	1280	1520	8	균열 없음	-	48	발명예
22		2.0	100	0	0	200	2.4	10	1268	1580	8	균열 없음	균열 없음	52	발명예
23		1.8	100	0	0.8	200	1.9	8	1290	1511	8	균열 없음	-	90	발명예
24	F	1.8	100	0	0.8	0	2.2	8	1285	1539	8	24	-	88	발명예
25		1.8	100	0	0.8	0	3.8	8	1275	1559	8	15	-	88	발명예
26		1.8	100	0	0.8	0	4.4	8	1270	1570	8	9	-	90	발명예
27		1.8	100	0	0.6	1600	1.8	8	1300	1510	8	균열 없음	-	96	발명예
28		1.8	100	0	0.6	400	2.0	8	1290	1538	8	균열 없음	균열 없음	88	발명예
29	G	1.8	100	0	0.6	200	3.4	8	1280	1552	8	24	24	84	발명예
30		1.8	100	0	0.6	200	4.6	8	1270	1573	8	12	14	84	발명예
31		1.8	100	0	0.6	3000	0.6	8	1340	1410	8	9	11	90	비교예
32		1.8	100	0	0.3	400	1.8	8	1299	1537	8	균열 없음	-	102	발명예
33	H	1.8	100	0	0.3	600	2.0	8	1290	1558	8	균열 없음	균열 없음	98	발명예
34		1.8	100	0	0.3	2100	4.1	7	1280	1575	8	24	24	98	발명예
35		1.8	100	0	0	0	0.8	8	1360	1515	8	균열 없음	균열 없음	44	발명예
36		1.8	100	0	0	0	0.8	8	1340	1505	8	균열 없음	균열 없음	62	발명예
37	I	1.8	100	0	0	0	4.8	8	1320	1603	8	균열 없음	균열 없음	64	발명예
38		1.8	95	5	0	0	1.6	8	1250	1500	8	균열 없음	균열 없음	68	발명예
39		1.8	100	0	0	4600	0.5	8	1370	1450	8	4	-	68	비교예
40		1.4	100	0	0	0	3.2	6	1530	1788	7	2	-	80	발명예
41	J	1.4	100	0	0	6200	2.1	5	1545	1790	7	0.6	-	80	비교예
42		1.4	100	0	0	7800	0.3	4	1380	1429	8	6	-	80	비교예
43	K	1.4	100	0	0	800	4.8	6	1518	1780	7	3	-	134	발명예
44	L	1.4	100	0	0	0	4.8	6	1500	1770	7	3	-	102	발명예
45	M	1.4	100	0	0	0	5.6	6	1760	2001	6	0.3	-	88	발명예
46		1.4	100	0	0.1	5700	6.5	6	1765	2010	6	0.07	-	75	비교예
47	N	1.4	100	0	0	0	5.2	6	1740	1988	6	0.4	-	120	발명예
48		1.4	100	0	0.7	400	1.6	6	1300	1502	8	균열 없음	균열 없음	134	발명예
49	O	1.4	100	0	0.7	200	3.2	6	1280	1533	8	48	-	144	발명예
50		1.4	100	0	0.7	600	0.9	6	1310	1410	9	균열 없음	-	144	발명예
51		1.4	100	0	0.7	4300	0.3	5	1310	1350	9	62	-	144	비교예
52	P	1.4	100	0	0	1700	4.2	8	1200	1498	8	균열 없음	균열 없음	98	발명예
53	Q	1.4	100	0	0.4	1500	1.2	8	1330	1502	8	균열 없음	-	102	발명예
54	R	1.2	100	0	0.5	900	3.6	8	1280	1510	8	균열 없음	-	110	발명예
55	S	1.2	100	0	0	3000	2.4	8	1255	1518	8	균열 없음	균열 없음	96	발명예
56		1.2	100	0	0	3200	2.8	8	1265	1522	8	균열 없음	48	400	발명예
57	T	1.2	100	0	0.2	1900	0.9	8	1340	1520	8	균열 없음	-	114	발명예
58		1.2	100	0	1.4	1900	2.6	8	1315	1514	8	24	25	90	비교예
59		1.2	100	0	1.4	1800	3.4	8	1302	1539	8	14	16	91	비교예
60		1.2	100	0	1.4	1800	4.1	8	1290	1557	8	9	10	90	비교예
61	U	1.2	100	0	1.4	1800	4.8	8	1280	1579	8	7	8	92	비교예
62		1.2	100	0	1.4	9500	1.0	8	1292	1518	8	8	8	94	비교예
63		1.2	100	0	1.4	9200	1.4	8	1288	1538	8	4	4	94	비교예
64		1.2	100	0	1.4	9500	0.8	8	1299	1518	8	8	2	370	비교예
65	V	1.8	100	0	1.0	3400	3.0	8	1290	1514	8	38	41	120	비교예
66		1.8	100	0	1.0	6100	2.9	8	1292	1516	8	12	3	370	비교예
67	W	1.8	100	0	1.0	3200	2.9	8	1290	1514	8	48	50	130	비교예
68	X	1.8	100	0	0.9	3000	2.8	8	1305	1518	8	68	74	120	비교예
69	Y	1.8	100	0	1.2	2800	3.4	8	1298	1512	8	33	8	450	비교예
70	Z	1.8	100	0	0.8	1400	2.4	6	1044	1260	9	균열 없음	-	-	비교예
71	AA	1.8	100	0	0.7	6200	3.6	6	1310	1526	9	23	-	-	비교예
72	AB	1.8	100	0	1.0	1200	2.0	3	1335	1527	6	45	-	-	비교예
73	AC	1.2	100	0	0.8	2000	2.0	3	1340	1523	6	52	-	-	비교예
74	AD	1.2	100	0	1.3	2100	4.7	8	1537	1778	6	0.1	-	-	비교예
75	AE	1.2	100	0	0.9	2200	5.8	8	1790	1998	5	0.0	-	-	비교예
76	AF	1.2	100	0	0.5	2100	2.2	8	1320	1524	7	65.0	-	-	비교예

*TM : 템퍼드 마텐자이트, B : 베이나이트, F : 페라이트

[0201]

[0202] 표 3 으로부터, 발명예에서는 모두, 인장 강도 (TS) : 1320 ㎫ 이상의 고강도를 가져, 우수한 내지연 파괴 특성을 갖는 냉연 강판이 얻어진 것을 알 수 있다.

[0203] 또, 압연 방향에 있어서의 강판의 판두께의 변동량을 300 ㎛ 이하로 저감시킨 발명예에서는 모두, 내지연 파괴 특성의 안정성도 우수하였다.

[0204] 한편, 비교예에서는, 충분한 강도가 얻어지지 않거나, 내지연 파괴 특성이 충분한 것이라고는 할 수 없었다.