



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2017-0116112
(43) 공개일자 2017년10월18일

- (51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 38/02 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/04 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
C23G 1/08 (2006.01)
- (52) CPC특허분류
C22C 38/02 (2013.01)
C21D 8/0226 (2013.01)
- (21) 출원번호 10-2017-7025309
- (22) 출원일자(국제) 2016년02월16일
심사청구일자 2017년09월08일
- (85) 번역문제출일자 2017년09월08일
- (86) 국제출원번호 PCT/JP2016/000778
- (87) 국제공개번호 WO 2016/147549
국제공개일자 2016년09월22일
- (30) 우선권주장
JP-P-2015-054283 2015년03월18일 일본(JP)

- (71) 출원인
제이에프이 스틸 가부시카가이사
일본 도쿄도 지요다꾸 우치사이와이쵸 2쵸메 2방 3고
- (72) 발명자
요시오카 심페이
일본국 도쿄도 지요다꾸 우치사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시카가이사 치테키자 이산부 나이
다카시마 카츠토시
일본국 도쿄도 지요다꾸 우치사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시카가이사 치테키자 이산부 나이
(뒷면에 계속)
- (74) 대리인
이철

전체 청구항 수 : 총 9 항

(54) 발명의 명칭 **고강도 냉연 강판 및 그의 제조 방법**

(57) 요약

인장 강도: 1300MPa 이상을 갖고, 화성 처리성 및 가공성이 우수한 고강도 냉연 강판 및 그의 제조 방법을 제공한다. C: 0.15% 이상 0.22% 이하, Si: 1.0% 이상 2.0% 이하, Mn: 1.7% 이상 2.5% 이하, P: 0.05% 이하, S: 0.02% 이하, Al: 0.01% 이상 0.05% 이하, N: 0.005% 이하, O: 0.01% 이하를 함유하고, 또한 [Si]/[Mn] ≥ 0.5 ([Si]는 Si 함유량, [Mn]은 Mn 함유량(질량%))을 충족시키고, 잔부는 철 및 불가피적 불순물로 이루어진다. 조직은, 면적률로, 템퍼링 마르텐사이트가 60% 이상 100% 미만, 미변태 오스테나이트가 5% 이하(0% 포함함), 잔부가 페라이트이고, 페라이트의 평균 결정 입경이 3.5 μ m 미만이고, 강판 표면에 있어서, 원상당 직경 5 μ m 이하의 Si-Mn 복합 산화물의 개수가 10개/100 μ m² 미만이고, Si를 주체로 하는 산화물의 강판 표면 피복률이 1% 이하이다.

(52) CPC특허분류

C21D 8/0236 (2013.01)

C21D 8/0247 (2013.01)

C21D 9/46 (2013.01)

C22C 38/04 (2013.01)

C22C 38/06 (2013.01)

C22C 38/60 (2013.01)

C23G 1/08 (2013.01)

C21D 2211/008 (2013.01)

(72) 발명자

하세가와 코헤이

일본국 도쿄토 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2반
3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 치테키자이산
부 나이

후나카와 요시마사

일본국 도쿄토 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2반
3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 치테키자이산
부 나이

명세서

청구범위

청구항 1

성분 조성은, 질량%로, C: 0.15% 이상 0.22% 이하, Si: 1.0% 이상 2.0% 이하, Mn: 1.7% 이상 2.5% 이하, P: 0.05% 이하, S: 0.02% 이하, Al: 0.01% 이상 0.05% 이하, N: 0.005% 이하를 함유하고, 또한 하기식 (1)을 충족시키고, 잔부는 철 및 불가피적 불순물로 이루어지고,

조직은, 면적률로, 템퍼링 마르텐사이트가 60% 이상 100% 미만, 미변태 오스테나이트가 5% 이하(0% 포함), 잔부가 페라이트이고, 당해 페라이트의 평균 결정 입경이 3.5 μm 미만이고,

강판 표면에 있어서, 원상당 직경 5 μm 이하의 Si-Mn 복합 산화물의 개수가 10개/100 μm^2 미만이고, Si를 주체로 하는 산화물의 강판 표면 피복률이 1% 이하이고,

인장 강도가 1300MPa 이상인 고강도 냉연 강판.

$$[\text{Si}]/[\text{Mn}] \geq 0.5 \cdots (1)$$

단, 식 중 [Si]는 Si 함유량(질량%)을 나타내고, [Mn]은 Mn 함유량(질량%)을 나타낸다.

청구항 2

제1항에 있어서,

상기 성분 조성에 더하여, 질량%로, Ti: 0.010% 이상 0.020% 이하를 함유하는 고강도 냉연 강판.

청구항 3

제1항 또는 제2항에 있어서,

상기 성분 조성에 더하여, 질량%로, Nb: 0.02% 이상 0.10% 이하를 함유하는 고강도 냉연 강판.

청구항 4

제1항 내지 제3항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 성분 조성에 더하여, 질량%로, B: 0.0002% 이상 0.0020% 이하를 함유하는 고강도 냉연 강판.

청구항 5

제1항 내지 제4항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 성분 조성에 더하여, 질량%로, V: 0.01% 이상 0.30% 이하, Mo: 0.01% 이상 0.30% 이하, Cr: 0.01% 이상 0.30% 이하 중 1종 이상을 함유하는 고강도 냉연 강판.

청구항 6

제1항 내지 제5항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 성분 조성에 더하여, 질량%로, Cu: 0.01% 이상 0.30% 이하, Ni: 0.01% 이상 0.30% 이하 중 1종 이상을 함유하는 고강도 냉연 강판.

청구항 7

제1항 내지 제6항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 성분 조성에 더하여, 질량%로, Sn: 0.001% 이상 0.100% 이하, Sb: 0.001% 이상 0.100% 이하, Ca: 0.0002% 이상 0.0100% 이하, W: 0.01% 이상 0.10% 이하, Co: 0.01% 이상 0.10% 이하, REM: 0.0002% 이상 0.0050% 이하 중 1종 이상을 함유하는 고강도 냉연 강판.

청구항 8

제1항 내지 제7항 중 어느 한 항에 기재된 성분 조성을 갖는 강 소재를, 1200℃ 이상의 온도로 가열하고, 이어서, 마무리 압연 출측 온도 800℃ 이상으로 하는 열간 압연을 실시하고, 450℃ 이상 700℃ 이하의 온도에서 권취하여, 냉간 압연하고,

이어서, Ac₁점 이상 Ac₃점 이하의 어닐링 온도까지 가열하여 Ac₁점에서 Ac₃점까지의 온도역의 체류 시간이 30초 이상 1200초 이하이고, 상기 어닐링 온도에서 1차 냉각 정지 온도 600℃ 이상의 온도까지 평균 냉각 속도 100℃/s 미만으로 1차 냉각하고, 2차 냉각 정지 온도 100℃ 이하의 온도까지 평균 냉각 속도 100℃/s 이상 1000℃/s 이하로 2차 냉각하는 어닐링 처리를 실시하고,

이어서, 100℃ 이상 300℃ 이하의 온도까지 가열하고, 100℃에서 300℃까지의 온도역의 체류 시간이 120초 이상 1800초 이하인 템퍼링 처리를 실시하고,

추가로, 산 세정, 재 산 세정을 실시하는 고강도 냉연 강판의 제조 방법.

청구항 9

제8항에 있어서,

상기 재 산 세정에서는, 상기 산 세정에서 이용하는 산 세정액과는 상이하고, 또한, 비(非)산화성의 산을 산 세정액으로서 이용하는 고강도 냉연 강판의 제조 방법.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은, 자동차용 부재의 용도에 유용한, 인장 강도(TS): 1300MPa 이상을 갖고, 화성 처리성(chemical conversion property) 및 가공성이 우수한 고강도 냉연 강판 및 그의 제조 방법에 관한 것이다.

배경 기술

[0002] 최근, CO₂ 배출량 저감과 충돌 안전성에 대한 니즈(need)를 배경으로, 자동차 바디의 경량화와 고(高)강도화가 진행되고 있다. 자동차 바디의 경량화에는, 사용 부품의 박육화가 가장 유효하다. 즉, 자동차 바디의 강도를 유지하면서 그 경량화를 도모하기 위해서는, 자동차 부품용 소재가 되는 강판의 고강도화에 의해 강판을 박육화하는 것이 유효하다. 현재, 자동차 부품용 소재, 즉 자동차용 강판의 인장 강도는 980~1180MPa급이다. 그러나, 강판 고강도화로의 요구는 더욱더 증가하고 있어, 종래와 동등한 신장과 신장 플랜지성(이하, 신장과 신장 플랜지성을 아울러, 가공성이라고 칭함. 또한, 신장을 연성이라고 칭하는 경우도 있음)을 가지면서, 인장 강도로 1300MPa를 초과하는 고강도 강판의 개발이 필요시되고 있다.

[0003] 또한, 자동차용 강판은 도장을 하여 사용되고 있고, 그 도장의 전(前)처리로서, 인산염 처리 등의 화성 처리가 실시된다. 이 강판의 화성 처리는 도장 후의 내식성을 확보하기 위한 중요한 처리 중 하나이기 때문에, 자동차용 강판에는 화성 처리성이 우수한 것도 요구된다.

[0004] 이상으로부터, 고강도로 화성 처리성 및 가공성이 우수한 강판의 개발이 필수이고, 지금까지도 강판의 고강도와 고가공성의 양립을 위해 여러 가지 실험이 이루어지고 있다.

[0005] 특허문헌 1에서는, C를 다량으로 첨가함으로써, 강도와 연성의 균형이 개선되어 있다. 그러나, C를 다량으로 첨가하면 2상(two phases)간의 경도차에 기인한 신장 플랜지성의 열화가 일어나 버린다.

[0006] 특허문헌 2에서는, Si를 활용하고 있다. 그러나, Si를 다량으로 첨가하면, 특허문헌 2에 기재된 제조 방법의 경우, 연속 어닐링 라인 내에서 강판 표면에 Si 산화물이 형성되고, 화성 처리성이 열화하는 것이 추찰되어, 자동차용 강판으로서 바람직하지 않다.

[0007] 특허문헌 3에서는, Mn을 다량으로 첨가함으로써, Si-Mn 복합 산화물을 강판 표면에 미세 분산시키고, 인산 아연 결정의 핵 생성 사이트로서 활용함과 함께, 강판 표면 SiO₂를 최대한 저감시킴으로써 화성 처리성을 확보하고 있다. 그러나, 특허문헌 3에 기재된 C량과 Si량에서는 인장 강도 1300MPa과 신장 10% 이상을 달성하는 것은 곤란하다.

선행기술문헌

특허문헌

- [0008] (특허문헌 0001) 일본공개특허공보 2010-90432호
- (특허문헌 0002) 일본공개특허공보 2012-12642호
- (특허문헌 0003) 일본특허공보 제3934604호

발명의 내용

해결하려는 과제

- [0009] 본 발명은 이러한 사정을 감안하여, 인장 강도: 1300MPa 이상을 갖고, 화성 처리성 및 가공성이 우수한 고강도 냉연 강판 및 그의 제조 방법을 제공하는 것을 목적으로 한다.

과제의 해결 수단

- [0010] 일반적으로, 저합금 비용으로 1300MPa 이상의 고강도화를 달성하려면, 마이크로 조직을 마르텐사이트 단상 조직이나 페라이트-마르텐사이트 복합 조직으로 할 필요가 있다. 그러나, 강판의 고강도화에 수반하여 신장은 저하하기 때문에, 높은 강도와 가공성을 양립시키려면, 성분 설계나 조직 제어 등의 최적화가 중요하다.
- [0011] Si의 첨가와 최적인 조직 제어에 의해 연성을 그다지 저하시키지 않고 고강도화를 도모하는 것이 가능하다. 그러나, 전술한 대로 Si의 첨가에 의해 Si 산화물에 기인한 화성 처리성의 열화가 발생해 버린다. 그 때문에, Si를 자동차용 고강도 강판의 개발에 이용하는 경우, Si 산화물을 제거할 수 있는 제조 프로세스가 필수이다.
- [0012] 강판의 고강도화에 Mn은 효과적이다. 그러나, 필요 이상의 Mn 첨가에 의해, 주조시, 편석하고, 페라이트와 마르텐사이트가 띠 형상으로 분포한 강조직이 형성된다. 그 때문에 기계적 특성에 이방성(anisotropy)이 발생하여, 가공성이 열화한다.
- [0013] 상기를 감안하여, 검토한 결과, Mn을 필요 이상으로 첨가하지 않고 Si 및 Mn을 하기식 (1)을 충족시키는 범위에서 함유하여, 냉간 압연 후, 연속 어닐링한 강판을 산 세정(pickling)한 후, 추가로 재 산 세정(re-pickling)하여, 강판 표면의 Si계 산화물을 제거함으로써, 인장 강도: 1300MPa 이상을 갖고, 화성 처리성 및 가공성이 우수한 고강도 냉연 강판이 제조 가능한 것을 발견했다.
- [0014] $[Si]/[Mn] \geq 0.5 \dots (1)$
- [0015] 단, 식 중 [Si]는 Si 함유량(질량%)을 나타내고, [Mn]은 Mn 함유량(질량%)을 나타낸다.
- [0016] 본 발명은 이상의 인식에 기초하여 이루어진 것으로, 이하를 요지로 하는 것이다.
- [0017] [1] 성분 조성은, 질량%로, C: 0.15% 이상 0.22% 이하, Si: 1.0% 이상 2.0% 이하, Mn: 1.7% 이상 2.5% 이하, P: 0.05% 이하, S: 0.02% 이하, Al: 0.01% 이상 0.05% 이하, N: 0.005% 이하를 함유하고, 또한 하기식 (1)을 충족시키고, 잔부는 철 및 불가피적 불순물로 이루어지고, 조직은, 면적률로, 템퍼링 마르텐사이트가 60% 이상 100% 미만, 미(未)변태 오스테나이트가 5% 이하(0% 포함함), 잔부가 페라이트이고, 당해 페라이트의 평균 결정 입경이 3.5 μ m 미만이고, 강판 표면에 있어서, 원상당 직경 5 μ m 이하의 Si-Mn 복합 산화물의 개수가 10개/100 μ m² 미만이고, Si를 주체로 하는 산화물의 강판 표면 피복률이 1% 이하이고, 인장 강도가 1300MPa 이상인 고강도 냉연 강판.
- [0018] $[Si]/[Mn] \geq 0.5 \dots (1)$
- [0019] 단, 식 중 [Si]는 Si 함유량(질량%)을 나타내고, [Mn]은 Mn 함유량(질량%)을 나타낸다.
- [0020] [2] 상기 성분 조성에 더하여, 질량%로, Ti: 0.010% 이상 0.020% 이하를 함유하는 상기 [1]에 기재된 고강도 냉연 강판.
- [0021] [3] 상기 성분 조성에 더하여, 질량%로, Nb: 0.02% 이상 0.10% 이하를 함유하는 상기 [1] 또는 [2]에 기재된 고강도 냉연 강판.
- [0022] [4] 상기 성분 조성에 더하여, 질량%로, B: 0.0002% 이상 0.0020% 이하를 함유하는 상기 [1] 내지 [3] 중 어

는 하나에 기재된 고강도 냉연 강판.

- [0023] [5] 상기 성분 조성에 더하여, 질량%로, V: 0.01% 이상 0.30% 이하, Mo: 0.01% 이상 0.30% 이하, Cr: 0.01% 이상 0.30% 이하 중 1종 이상을 함유하는 상기 [1] 내지 [4] 중 어느 하나에 기재된 고강도 냉연 강판.
- [0024] [6] 상기 성분 조성에 더하여, 질량%로, Cu: 0.01% 이상 0.30% 이하, Ni: 0.01% 이상 0.30% 이하 중 1종 이상을 함유하는 상기 [1] 내지 [5] 중 어느 하나에 기재된 고강도 냉연 강판.
- [0025] [7] 상기 성분 조성에 더하여, 질량%로, Sn: 0.001% 이상 0.100% 이하, Sb: 0.001% 이상 0.100% 이하, Ca: 0.0002% 이상 0.0100% 이하, W: 0.01% 이상 0.10% 이하, Co: 0.01% 이상 0.10% 이하, REM: 0.0002% 이상 0.0050% 이하 중 1종 이상을 함유하는 상기 [1] 내지 [6] 중 어느 하나에 기재된 고강도 냉연 강판.
- [0026] [8] 상기 [1] 내지 [7] 중 어느 하나에 기재된 성분 조성을 갖는 강 소재를, 1200℃ 이상의 온도로 가열하고, 이어서, 마무리 압연 출측 온도 800℃ 이상으로 하는 열간 압연을 실시하고, 450℃ 이상 700℃ 이하의 온도에서 권취하여, 냉간 압연하고, 이어서, Ac₁점 이상 Ac₃점 이하의 어닐링 온도까지 가열하여 Ac₁점에서 Ac₃점까지의 온도역의 체류 시간이 30초 이상 1200초 이하이고, 상기 어닐링 온도에서 1차 냉각 정지 온도 600℃ 이상의 온도까지 평균 냉각 속도 100℃/s 미만으로 1차 냉각하고, 2차 냉각 정지 온도 100℃ 이하의 온도까지 평균 냉각 속도 100℃/s 이상 1000℃/s 이하로 2차 냉각하는 어닐링 처리를 실시하고, 이어서, 100℃ 이상 300℃ 이하의 온도까지 가열하고, 100℃에서 300℃까지의 온도역의 체류 시간이 120초 이상 1800초 이하인 템퍼링 처리를 실시하고, 추가로, 산 세정, 재 산 세정을 실시하는 고강도 냉연 강판의 제조 방법.
- [0027] [9] 상기 재 산 세정에서는, 상기 산 세정에서 이용하는 산 세정액과는 상이하고, 또한, 비(非)산화성의 산을 산 세정액으로서 이용하는 상기 [8]에 기재된 고강도 냉연 강판의 제조 방법.
- [0028] 또한, 본 발명에 있어서, 고강도 냉연 강판이란, 인장 강도(TS)가 1300MPa 이상인 냉연 강판이다.

발명의 효과

- [0029] 본 발명에 의하면, 인장 강도: 1300MPa 이상을 갖고, 화성 처리성 및 가공성이 우수한 고강도 냉연 강판이 얻어진다. 본 발명의 고강도 냉연 강판은 인장 강도: 1300MPa 이상을 갖고, 또한 화성 처리성 및 가공성이 우수하기 때문에, 자동차의 구조 부재 등의 용도에 적합하게 이용할 수 있어, 자동차 부품의 경량화나 그 신뢰성을 향상시키는 등, 그 효과는 현저하다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

- [0030] (발명을 실시하기 위한 형태)
- [0031] 이하, 본 발명에 대해 상세하게 설명한다. 또한, 이하의 %는, 특별히 언급하지 않는 한 질량%를 의미하는 것으로 한다.
- [0032] 우선, 본 발명 강판의 성분 조성의 한정 이유에 대해서 설명한다.
- [0033] C: 0.15% 이상 0.22% 이하
- [0034] C는 강판의 강도와 연성의 균형을 개선하는 데에 유효한 원소이다. C량이 0.15% 미만에서는, 인장 강도 1300MPa 이상을 확보하는 것이 곤란하다. 한편, C량이 0.22%를 초과하면 조대한(coarse) 시멘타이트가 석출하여, 신장 플랜지성 등의 가공성이 열화한다. 따라서, C량은 0.15% 이상 0.22% 이하의 범위로 한다. 바람직하게는 0.16% 이상이다. 바람직하게는 0.20% 이하이다.
- [0035] Si: 1.0% 이상 2.0% 이하
- [0036] Si는 강판의 연성을 그다지 저하시키는 일 없이 강도를 확보하기 위해 유효한 원소이다. Si량이 1.0% 미만인 경우, 고강도 또한 고가공성의 강판을 제조할 수 없다. 한편, Si량이 2.0%를 초과하면, 산 세정 후에 재 산 세정하는 공정을 거쳤다고 해도 강판 표면의 Si 산화물이 완전히 제거되지 않아, 화성 처리성이 저하한다. 따라서, Si량은 1.0% 이상 2.0% 이하의 범위로 한다. 바람직하게는 1.0% 이상이다. 바람직하게는 1.5% 이하이다.
- [0037] Mn: 1.7% 이상 2.5% 이하
- [0038] Mn은 강판의 강도를 높이는 원소이다. Mn량이 1.7% 미만인 경우, 인장 강도 1300MPa 이상을 확보하는 것이 곤

란하다. 한편, Mn량이 2.5%를 초과하면, 주조시의 편석에 의해 페라이트와 마르텐사이트가 띠 형상으로 분포한 강조직을 형성한다. 그 결과, 기계적 특성에 이방성이 발생하여, 가공성이 열화한다. 따라서, Mn량은 1.7% 이상 2.5% 이하의 범위로 한다.

- [0039] [Si]/[Mn] ≥ 0.5
- [0040] 단, 식 중 [Si]는 Si 함유량(질량%)을 나타내고, [Mn]은 Mn 함유량(질량%)을 나타낸다.
- [0041] Si와 Mn의 균형에 의해, Si 주체의 산화물과 Si-Mn 복합 산화물의 각각의 생성량이 결정된다. 각각의 산화물 중 어느 한 쪽이 극단적으로 많이 생성된 경우, 산 세정 후에 재 산 세정하는 공정을 거쳤다고 해도 강판 표면에 산화물이 완전히 제거되지 않아, 화성 처리성이 열화한다. 그 때문에, Si와 Mn의 양비(quantitative ratio)를 규정할 필요가 있다. Si와 비교하여 Mn이 과잉으로 많은 경우, 즉 [Si]/[Mn] < 0.5일 때, Si-Mn을 주체로 하는 산화물(Si-Mn 복합 산화물)이 과잉으로 생성되기 때문에, 본 발명에서 의도하는 화성 처리성이 얻어지지 않는다. 따라서, [Si]/[Mn] ≥ 0.5로 한다.
- [0042] P: 0.05% 이하
- [0043] P는 불순물 원소로서, 연성을 열화시키기 때문에 저감하지 않으면 안 된다. 0.05%를 초과하면, 주조시의 오스테나이트 입계(grain boundary)로의 P 편석에 수반하는 입계 취화에 의해 국부 연성이 열화한다. 그 결과, 강도와 연성의 균형이 열화한다. 따라서, P량은 0.05% 이하로 한다. 바람직하게는 0.02% 이하이다.
- [0044] S: 0.02% 이하
- [0045] S는 강판 중에 MnS로서 존재하여, 내충격 특성, 강도 및 신장 플랜지성의 저하를 초래하기 때문에, 최대한 저감시키는 것이 바람직하다. 그 때문에, 상한은 0.02%로 한다. 바람직하게는 0.002% 이하이다.
- [0046] Al: 0.01% 이상 0.05% 이하
- [0047] Al은 자신이 산화물을 형성함으로써 Si 등의 산화물을 저감시켜, 연성을 개선하는 효과가 있다. 그러나, 0.01% 미만에서는 유의한 효과는 얻어지지 않는다. 한편, 0.05%를 초과하여 Al을 과도하게 첨가하면, Al과 N이 결합하여 질화물이 형성된다. 이 질화물은 주조시에 오스테나이트 입계 상에 석출하여 입계 취화시키기 때문에, 신장 플랜지성을 열화시킨다. 따라서, Al량은 0.01% 이상 0.05% 이하의 범위로 한다.
- [0048] N: 0.005% 이하
- [0049] N은 Al 및 Ti와 질화물을 형성하여, 상기와 같이 신장 플랜지성을 열화시킨다. N량이 0.005%를 초과하면 Ti, Al 질화물에 의해 신장 플랜지성이 현저하게 열화하고, 또한, 고용 N의 증가에 의한 신장의 저하도 현저하다. 이 때문에 N량은 0.005% 이하로 한다. 바람직하게는 0.002% 이하로 한다.
- [0050] Ti: 0.010% 이상 0.020% 이하
- [0051] Ti는 조직을 미세화하는 효과를 갖기 때문에, 필요에 따라서 첨가해도 좋다. Ti량이 0.010% 미만에서는 조직을 미세화하는 효과는 작다. 한편, 0.020%를 초과하여 첨가해도 조직 미세화의 효과가 포화할뿐만 아니라, 조대한 Ti, Nb 복합 탄화물을 형성하여 강도와 연성의 균형 및 신장 플랜지성을 열화시키는 경우가 있다. 추가로 제조 비용이 증대한다. 이 때문에, Ti를 첨가하는 경우에는, 0.010% 이상 0.020% 이하로 한다. 바람직하게는 0.012% 이상이다. 바람직하게는 0.018% 이하이다.
- [0052] Nb: 0.02% 이상 0.10% 이하
- [0053] Nb는 Ti와 동일하게 조직을 미세화하는 효과를 갖기 때문에, 필요에 따라서 첨가해도 좋다. Nb량이 0.02% 미만에서는 조직을 미세화하는 효과는 작다. 한편, 0.10%를 초과하여 첨가해도 조직 미세화의 효과는 포화할뿐만 아니라, 조대한 Ti, Nb 복합 탄화물을 형성하여 강도와 연성의 균형 및 신장 플랜지성을 열화시키는 경우가 있다. 추가로 제조 비용도 증대한다. 이 때문에, Nb를 첨가하는 경우에는, 0.02% 이상 0.10% 이하로 한다. 바람직하게는 0.04% 이상이다. 바람직하게는 0.08% 이하이다.
- [0054] B: 0.0002% 이상 0.0020% 이하
- [0055] B는 연속 어닐링에 있어서의 가열시에 오스테나이트 입계에 편석하고, 냉각시의 오스테나이트로부터의 페라이트 변태 및 베이나이트 변태를 억제하여, 템퍼링 마르텐사이트의 형성을 용이화한다. 그 결과, 강판을 강화한다. 그 때문에, 필요에 따라서 첨가해도 좋다. B량이 0.0002% 미만에서는, 상기 효과는 작다. 한편, B량이

0.0020%를 초과하면, 붕소 탄화물 $Fe_{23}(C, B)_6$ 이 발생하여 가공성의 열화와 강도의 저하가 일어나는 경우가 있다. 이 때문에, B량은 첨가하는 경우에는, 0.0002% 이상 0.0020% 이하로 한다.

[0056] 본 발명에 있어서, 추가로 특성을 향상시키는 경우, V: 0.01% 이상 0.30% 이하, Mo: 0.01% 이상 0.30% 이하, Cr: 0.01% 이상 0.30% 이하 중 1종 이상을 함유하는 것이 바람직하다.

[0057] V: 0.01% 이상 0.30% 이하

[0058] V와 C가 결합하여 형성되는 미세 탄화물은 강관의 석출 강화에 유효하고, V를 필요에 따라서 첨가해도 좋다. V량이 0.01% 미만에서는 상기 효과가 작다. 한편, V량이 0.30%를 초과하면, 탄화물이 과잉으로 석출하여 강도와 연성의 균형이 열화하는 경우가 있다. 이 때문에, V량은 첨가하는 경우에는 0.01% 이상 0.30% 이하로 한다.

[0059] Mo: 0.01% 이상 0.30% 이하

[0060] Mo는 강관의 퀴칭 강화(quenching strengthening)에 유효하고, 강조직의 미세화 효과도 갖기 때문에 필요에 따라서 첨가해도 좋다. Mo량이 0.01% 미만에서는 상기 효과는 작다. 한편, Mo량이 0.30%를 초과하면, 효과가 포화할뿐만 아니라, 연속 어닐링시에 강관 표면에 Mo 산화물의 형성이 촉진되어, 강관의 화성 처리성이 현저하게 저하하는 경우가 있다. 이 때문에, Mo량은 첨가하는 경우에는, 0.01% 이상 0.30% 이하로 한다.

[0061] Cr: 0.01% 이상 0.30% 이하

[0062] Cr은 강관의 퀴칭 강화에 유효하여, 필요에 따라서 첨가해도 좋다. Cr량이 0.01% 미만에서는 강화능이 작다. 한편, Cr량이 0.30%를 초과하면, 연속 어닐링시에 강관 표면에 Cr 산화물의 생성이 촉진되기 때문에, 강관의 화성 처리성이 현저하게 저하하는 경우가 있다. 이 때문에, Cr량은 첨가하는 경우에는, 0.01% 이상 0.30% 이하로 한다.

[0063] 본 발명에 있어서, 추가로 특성을 향상시키는 경우, Cu: 0.01% 이상 0.30% 이하, Ni: 0.01% 이상 0.30% 이하 중 1종 이상을 함유하는 것이 바람직하다.

[0064] Cu: 0.01% 이상 0.30% 이하

[0065] Cu는 연속 어닐링에 있어서의 냉각시의 오스테나이트로부터의 페라이트 변태 및 베이나이트 변태를 억제하여, 템퍼링 마르텐사이트의 형성을 용이화하여, 강관을 강화한다. 그 때문에, 필요에 따라서 첨가해도 좋다. Cu량이 0.01% 미만에서는, 상기 효과는 작다. 한편, Cu량이 0.30%를 초과하면, 페라이트 변태가 과도하게 억제되어 연성이 저하하는 경우가 있다. 이 때문에, Cu량은 첨가하는 경우에는, 0.01% 이상 0.30% 이하로 한다.

[0066] Ni: 0.01% 이상 0.30% 이하

[0067] Ni는 연속 어닐링에 있어서의 냉각시의 오스테나이트로부터의 페라이트 변태 및 베이나이트 변태를 억제하여, 템퍼링 마르텐사이트의 형성을 용이화하여, 강관을 강화한다. 그 때문에, 필요에 따라서 첨가해도 좋다. Ni량이 0.01% 미만에서는, 상기 효과는 작다. 또한, Ni량이 0.30%를 초과하면, 페라이트 변태가 과도하게 억제되어 연성이 저하하는 경우가 있다. 이 때문에, Ni량은 첨가하는 경우에는, 0.01% 이상 0.30% 이하로 한다.

[0068] 본 발명에 있어서, 특성에 악영향을 미치지 않는 범위에서, 추가로 특성을 향상시키기 위해, Sn: 0.001% 이상 0.100% 이하, Sb: 0.001% 이상 0.100% 이하, Ca: 0.0002% 이상 0.0100% 이하, W: 0.01% 이상 0.10% 이하, Co: 0.01% 이상 0.10% 이하, REM: 0.0002% 이상 0.0050% 이하 중 1종 이상을 함유하는 것이 바람직하다.

[0069] Sn: 0.001% 이상 0.100% 이하, Sb: 0.001% 이상 0.100% 이하

[0070] Sn, Sb는 모두 표면 산화나 탈탄, 질화를 억제하는 효과를 갖기 때문에, 필요에 따라서 함유시킬 수 있다. 그러나, Sn량, Sb량이 각각 0.001% 미만에서는 상기 효과는 작다. 한편, 첨가량이 각각 0.100%를 초과해도 그 효과는 포화한다. 이 때문에, Sn, Sb를 첨가하는 경우에는, 각각 0.001% 이상 0.100% 이하로 한다. 바람직하게는 0.005% 이상이다. 바람직하게는 0.010% 이하이다.

[0071] Ca: 0.0002% 이상 0.0100% 이하

[0072] Ca는, 황화물의 형태 제어나 입계 강화, 고용 강화를 통하여 연성을 향상하는 효과를 갖기 때문에, 필요에 따라서 함유시킬 수 있다. 그러나, Ca량이 0.0002% 미만에서는 상기 효과는 작다. 또한, 과도하게 첨가하면 입계

편석 등에 의해 연성이 열화한다. 이 때문에, Ca를 첨가하는 경우에는, 0.0002% 이상 0.0100% 이하로 한다.

[0073] W: 0.01% 이상 0.10% 이하, Co: 0.01% 이상 0.10% 이하

[0074] W, Co는 모두 황화물의 형태 제어나 입계 강화, 고용 강화를 통하여 연성을 향상하는 효과를 갖기 때문에, 필요에 따라서 함유시킬 수 있다. 그러나, W량, Co량이 각각 0.01% 미만에서는 상기 효과는 작다. 한편, 과도하게 첨가하면 입계 편석 등에 의해 연성이 열화한다. 이 때문에, W, Co를 첨가하는 경우에는, 각각 0.01% 이상 0.10% 이하로 한다.

[0075] REM: 0.0002% 이상 0.0050% 이하

[0076] REM은, 황화물의 형태 제어나 입계 강화, 고용 강화를 통하여 연성을 향상하는 효과를 갖기 때문에, 필요에 따라서 함유시킬 수 있다. 그러나, REM량이 0.0002% 미만에서는 상기 효과는 작다. 한편, 과도하게 첨가하면 입계 편석 등에 의해 연성이 열화한다. 이 때문에, REM을 첨가하는 경우에는, 0.0002% 이상 0.0050% 이하로 한다.

[0077] 본 발명에 있어서, 상기 이외의 잔부는, Fe 및 불가피적 불순물이다. 불가피적 불순물로서는, O(산소) 등을 들 수 있고, O의 함유량은 0.01% 이하이면 허용 할 수 있다.

[0078] 다음으로, 본 발명 강관의 중요한 요건인 조직에 대해서 설명한다.

[0079] 면적률로, 템퍼링 마르텐사이트가 60% 이상 100% 미만을 포함하고, 미변태 오스테나이트가 5% 이하(0% 포함함)이고, 잔부가 페라이트이고, 페라이트의 평균 결정 입경이 3.5 μ m 미만

[0080] 템퍼링 마르텐사이트와 페라이트를 갖는 조직의 강의 인장 강도는, 템퍼링 마르텐사이트의 면적률의 증가에 수반하여 상승한다. 이는 템퍼링 마르텐사이트와 페라이트에서는, 템퍼링 마르텐사이트의 쪽이 경도가 높고, 인장 변형시에 있어서의 변형 저항은 경질상인 템퍼링 마르텐사이트가 담당하고 있고, 템퍼링 마르텐사이트의 면적률이 클수록 템퍼링 마르텐사이트 단상 조직의 인장 강도에 접근하기 때문이다. 본 발명의 강 성분 범위에 있어서는, 템퍼링 마르텐사이트의 면적률이 40% 미만에서는 인장 강도 1300MPa 이상은 얻어지지 않는다. 또한, 템퍼링 마르텐사이트와 페라이트의 계면의 면적이 큰, 즉 템퍼링 마르텐사이트의 면적률이 40% 이상 60% 미만 일 때, 2상간의 경도차에 기인한 보이드(voids)의 생성 빈도가 증가하고, 보이드가 연결되기 쉬워져 균열의 진전을 앞당기기 때문에, 신장 플랜지성이 열화해 버린다. 이상으로부터, 인장 강도를 확보하면서 가공성을 향상시키려면, 템퍼링 마르텐사이트의 면적률은 60% 이상 필요하다. 한편, 템퍼링 마르텐사이트의 면적률이 100%인 경우에는 우수한 가공성이 얻어지지 않는다. 또한, 5% 이하의 미변태 오스테나이트가 불가피적으로 혼재하는 경우가 있다. 그러나, 5% 이하이면, 본 발명의 효과를 얻는 데에 있어서 문제는 없고, 허용된다. 이상으로부터, 템퍼링 마르텐사이트의 면적률은 100% 미만으로 하고, 미변태 오스테나이트가 5% 이하(0% 포함함)이고, 잔부는 페라이트로 한다. 적합한 템퍼링 마르텐사이트의 면적률의 하한은 70%이다. 적합한 상한은 90%이다.

[0081] 페라이트의 평균 결정 입경이 3.5 μ m 이상인 경우, 결정립 미세화 강화가 불충분하기 때문에 소정의 강도가 얻어지지 않는다. 또한, 변형할 때, 결정립 사이에서 변형의 불균일이 발생하기 쉬워지기 때문에 가공성이 열화한다. 따라서, 페라이트의 평균 결정 입경은 3.5 μ m 미만으로 한다.

[0082] 또한, 템퍼링 마르텐사이트의 면적률, 페라이트의 면적률, 페라이트의 평균 결정 입경은, 후술하는 실시예의 방법으로 측정할 수 있다.

[0083] 원상당 직경 5 μ m 이하의 Si-Mn 복합 산화물의 개수가 10개/100 μ m² 미만

[0084] Si-Mn 복합 산화물이 강관 표면에 존재하면, 화성 처리성이 현저하게 열화한다. 조대한 Si-Mn 복합 산화물이 강관 표면에 존재하면, 화성 처리성을 열화시키는 것은 말할 것도 없다. 원상당 직경 5 μ m 이하의 Si-Mn 복합 산화물이라도, 어떤 일정한 개수 밀도를 초과한 분포 형태가 되었을 때에는, 화성 처리성의 열화가 현저화한다. 그래서, 원상당 직경 5 μ m 이하의 Si-Mn 복합 산화물의 개수를 10개/100 μ m² 미만으로 규정한다. 10개/100 μ m² 이상에서는 인산 아연 결정이 생성하고 있지 않은 영역이 존재화하여, 화성 처리성이 열화한다. 바람직하게는 0개/100 μ m²이다.

[0085] 또한, 원상당 직경 5 μ m 이하의 Si-Mn 복합 산화물의 개수는, 후술하는 실시예의 방법으로 측정할 수 있다. 또한, 표면이란, 표층에서 판두께 방향으로 판두께에 대하여 3%의 위치까지의 범위이다.

- [0086] Si를 주체로 하는 산화물의 강판 표면 피복률이 1% 이하
- [0087] Si를 주체로 하는 산화물이 강판 표면에 존재하면, 화성 처리성이 현저하게 저하한다. 그래서, Si를 주체로 하는 산화물의 강판 표면 피복률은 1% 이하로 한다. 바람직하게는 0%이다. 또한, Si를 주체로 하는 산화물이란, 예를 들면 SiO₂이다. 또한, Si를 주체로 하는 산화물은 후술하는 실시예의 방법으로 측정할 수 있다.
- [0088] 또한, 상기 조직, Si-Mn 복합 산화물의 개수, Si를 주체로 하는 산화물의 강판 표면 피복률은, 후술하는 제조 방법 중, 어닐링 후의 산 세정, 특히 재 산 세정을 제어함으로써 얻을 수 있다.
- [0089] 다음으로, 본 발명의 고강도 냉연 강판의 제조 방법에 대해서 설명한다.
- [0090] 본 발명의 고강도 냉연 강판은, 상기한 성분 조성의 강 소재(강 슬래브)를 1200℃ 이상의 온도로 가열하고, 이어서, 마무리 압연 온도 800℃ 이상으로 하는 열간 압연을 실시하고, 450℃ 이상 700℃ 이하의 온도에서 권취하여, 냉간 압연한다. 이어서, Ac₁점 이상 Ac₃점 이하의 어닐링 온도까지 가열하여 Ac₁점에서 Ac₃점까지의 온도역의 체류 시간이 30초 이상 1200초 이하이고, 상기 어닐링 온도에서 1차 냉각 정지 온도 600℃ 이상까지 평균 냉각 속도 100℃/s 미만으로 1차 냉각하고, 2차 냉각 정지 온도 100℃ 이하까지 평균 냉각 속도 100℃/s 이상 1000℃/s 이하로 2차 냉각하는 어닐링 처리를 실시한다. 이어서, 100℃ 이상 300℃ 이하의 온도까지 가열하고, 100℃에서 300℃까지의 온도역의 체류 시간이 120초 이상 1800초 이하인 템퍼링 처리를 실시하고, 추가로, 산 세정, 재 산 세정을 실시함으로써 본 발명의 고강도 냉연 강판을 제조할 수 있다. 재 산 세정에서는, 산 세정에서 이용하는 산 세정액과는 상이하고, 또한, 비산화성의 산을 산 세정액으로서 이용하는 것이 바람직하다.
- [0091] 또한, Ac₁점 및 Ac₃점은 열 팽창 측정 장치를 이용하여 평균 가열 속도 3℃/s로 얻어진 변태 팽창 곡선으로부터 구해지는 값(℃)이다.
- [0092] 본 발명에 있어서, 강의 용제 방법은 특별히 한정되지 않고, 전로(converter), 전기로(electric furnace) 등, 공지의 용제 방법을 채용할 수 있다. 또한, 진공 탈가스로(vacuum degassing furnace)에서 2차 정련을 행해도 좋다. 그 후, 생산성이나 품질상의 문제에서 연속 주조법에 의해 슬래브(강 소재)로 하는 것이 바람직하지만, 조괴-분괴 압연법(ingot casting-blooming rolling), 박슬래브 연속주조법(thin-slab continuous casting) 등, 공지의 주조 방법으로 슬래브로 해도 좋다.
- [0093] 강 소재의 가열 온도: 1200℃ 이상
- [0094] 가열 온도가 1200℃ 미만에서는, 탄화물이 재용해하지 않아, 가공성이 열화한다. 따라서, 강 소재의 가열 온도는 1200℃ 이상으로 한다. 가열 온도가 지나치게 높아지면 산화 질량의 증가에 수반하는 스케일 손실(scale loss)의 증대로 연결되기 때문에, 강 소재의 가열 온도는 1300℃ 이하로 하는 것이 바람직하다. 단, 강 소재에 열간 압연을 실시함에 있어서, 주조 후의 강 소재가 1200℃ 이상의 온도역에 있는 경우, 혹은 강 소재의 탄화물이 용해하고 있는 경우에는, 강 소재를 가열하는 일 없이 직송 압연(directly rolled)해도 좋다. 또한, 조압연(rough rolling) 조건에 대해서는 특별히 한정되지 않는다.
- [0095] 마무리 압연 출측 온도: 800℃ 이상
- [0096] 마무리 압연 출측 온도를 800℃ 이상으로 함으로써, 균일한 열연 모상 조직(matrix phase structure)을 얻을 수 있다. 마무리 압연 출측 온도가 800℃를 하회하면, 강판의 조직이 불균일해져, 연성이 저하함과 함께 성형시에 여러 가지의 문제가 발생하는 위험성이 증대한다. 따라서, 마무리 압연 출측 온도는 800℃ 이상으로 한다. 또한, 마무리 압연 출측 온도의 상한은 특별히 규제되지 않지만, 과도하게 높은 온도에서 압연하면 스케일 흠(scale defects) 등의 원인이 되기 때문에, 1000℃ 이하가 바람직하다.
- [0097] 권취 온도: 450℃ 이상 700℃ 이하
- [0098] 열간 압연 후의 권취 온도가 450℃를 하회하면, 열간 압연에 의해 발생한 가공 조직이 잔류하여, 다음 공정인 냉간 압연의 압연 하중이 커진다. 권취 온도가 700℃를 초과하면 조대립(coarse grains)이 생성되고, 강판 조직이 불균일해져, 연성이 저하한다. 그 때문에, 권취 온도는 450℃ 이상 700℃ 이하로 한다. 적합한 권취 온도의 하한은 500℃이다. 적합한 상한은 650℃이다.
- [0099] 열간 압연, 권취 처리를 실시한 후, 필요에 따라서 산 세정, 이어서 냉간 압연을 행한다. 산 세정의 조건은 특별히 한정되지 않는다. 냉간 압연은 소망하는 판두께를 얻기 위해 실시할 필요가 있다. 냉간 압연율에 제약은 없지만, 제조 라인의 제약에서 30% 이상 80% 이하가 바람직하다.

- [0100] Ac₁점 이상 Ac₃점 이하의 어닐링 온도까지 가열하고 Ac₁점에서 Ac₃점까지의 온도역의 체류 시간이 30초 이상 1200초 이하
- [0101] 어닐링 온도가 Ac₁점 미만이면, 어닐링 중에 소정의 강도 확보에 필요한 오스테나이트(퀀칭 후에 마르텐사이트로 변태)가 생성되지 않고, 어닐링 후 퀀칭을 실시해도 소정 강도가 얻어지지 않는다. 어닐링 온도가 Ac₃점 초과라도, 어닐링 온도로부터의 냉각 중에 석출하는 페라이트의 면적률을 제어함으로써, 면적률이 60% 이상의 마르텐사이트를 얻는 것이 가능하지만, Ac₃점 초과에서 어닐링한 경우, 소망하는 금속 조직이 얻어지기 어려워진다. 그 때문에, 어닐링 온도는 Ac₁점 이상 Ac₃점 이하로 한다. 이 온도 범위에 있어서 오스테나이트의 평형 면적률이 60% 이상을 안정적으로 확보하는 관점에서, 어닐링 온도는 780℃ 이상으로 하는 것이 바람직하다. 또한, 어닐링 온도에서의 체류 시간이 지나치게 짧으면 마이크로 조직이 충분히 어닐링되지 않고 냉간 압연에 의한 가공 조직이 존재한 불균일한 조직이 되어 연성이 저하한다. 한편, 체류 시간이 지나치게 길면 제조 시간의 증가를 초래하여 제조 비용상 바람직하지 않다. 이 때문에, 체류 시간은 30~1200초로 한다. 적합한 체류 시간의 하한은 150초이다. 적합한 상한은 600초이다.
- [0102] 어닐링 온도에서 1차 냉각 정지 온도 600℃ 이상의 온도까지 평균 냉각 속도 100℃/s 미만으로 1차 냉각
- [0103] 어닐링 온도에서 100℃/s 미만의 평균 냉각 속도로 600℃ 이상의 1차 냉각 정지 온도(서냉 정지 온도)까지 냉각(서냉)한다. 어닐링 온도로부터의 서냉 중에 페라이트를 석출시켜, 강도와 연성의 균형을 제어하는 것이 가능해진다. 서냉 정지 온도(1차 냉각 정지 온도)가 600℃ 미만인 경우, 마이크로 조직 중에 펄라이트가 다양으로 생성되어 강도가 급격하게 저하하기 때문에, 1300MPa 이상의 인장 강도를 얻을 수 없다. 또한, 보다 안정적으로 소정의 강도를 얻기 위해서는, 680℃ 이상이 바람직하다.
- [0104] 또한, 평균 냉각 속도가 100℃/s 이상인 경우, 냉각 중에 충분한 양의 페라이트의 석출이 발생하지 않기 때문에 우수한 연성을 얻을 수 없다. 본 발명에서 의도하는 템퍼링 마르텐사이트와 페라이트를 갖는 금속 조직의 연성은 경질인 템퍼링 마르텐사이트와 연질인 페라이트가 혼재함으로써 발현하는 높은 가공 경화능에 기인한다. 그러나, 평균 냉각 속도가 100℃/s 이상인 경우, 냉각 중의 오스테나이트 중으로의 탄소 농화가 불충분해져, 급랭시에 경질인 마르텐사이트가 얻어지지 않는다. 그 결과, 최종 조직의 가공 경화능이 저하하여 충분한 연성이 얻어지지 않는다. 이상의 점에서 평균 냉각 속도는 100℃/s 미만으로 한다. 오스테나이트 중으로의 탄소 농화를 충분히 발생시키기 위해서는, 5℃/s 이하의 평균 냉각 속도로 하는 것이 바람직하다.
- [0105] 2차 냉각 정지 온도 100℃ 이하까지 평균 냉각 속도 100℃/s 이상 1000℃/s 이하로 2차 냉각
- [0106] 상기 서냉에 이어서, 100℃/s 이상 1000℃/s 이하의 평균 냉각 속도로 100℃ 이하의 2차 냉각 정지 온도까지 냉각(급랭)한다. 서냉 후의 급랭은 오스테나이트를 마르텐사이트로 변태시키기 위해 행하지만, 그 평균 냉각 속도가 100℃/s 미만에서는, 냉각 중에 오스테나이트가 페라이트, 베이나이트 또는 펄라이트로 변태하기 때문에, 소정의 강도를 얻을 수 없다. 한편, 평균 냉각 속도가 1000℃/s를 초과하면, 냉각에 의한 강판의 수축 균열이 발생할 가능성이 있다. 이 때문에, 급랭시의 평균 냉각 속도는 100℃/s 이상 1000℃/s 이하로 한다. 또한, 급랭은, 물퀀칭에 의한 급랭이 바람직하다.
- [0107] 2차 냉각 정지 온도는 100℃ 이하로 한다. 2차 냉각 정지 온도가 100℃ 초과에서는 급랭시에 오스테나이트의 퀀칭이 충분히 발생하지 않는 것에 의한 마르텐사이트의 면적률 저하 및, 급랭에 의해 생성된 마르텐사이트의 자기 템퍼링(self-tempering)에 의한 재료 강도의 저하를 유인하기 때문에 제조상 바람직하지 않다.
- [0108] 100℃ 이상 300℃ 이하의 온도까지 가열하고, 100℃에서 300℃까지의 온도역의 체류 시간이 120초 이상 1800초 이하인 템퍼링 처리
- [0109] 상기 급랭에 이어서, 마르텐사이트의 템퍼링을 위해, 100℃ 이상 300℃ 이하의 온도까지 재가열하여 100~300℃의 온도역에서 120~1800초간 체류하는 템퍼링 처리를 행한다. 이 템퍼링은 마르텐사이트를 연질화시켜, 가공성을 향상시킨다. 템퍼링을 100℃ 미만에서 행한 경우, 마르텐사이트의 연질화가 불충분하고, 가공성의 향상 효과를 기대할 수 없고, 페라이트와의 경도차가 커지기 때문에 신장 플랜지성이 열화한다. 또한, 템퍼링을 300℃ 초과에서 행하는 것은, 재가열을 위한 제조 비용을 높일뿐만 아니라, 현저한 강도의 저하를 초래하여, 유용한 효과를 얻을 수 없다. 바람직하게는 150~250℃의 범위이다. 체류 시간을 120초 미만으로 한 경우, 100℃에서 300℃까지의 온도역에서의 마르텐사이트의 연질화가 충분하게는 발생하지 않기 때문에, 가공성의 향상 효과를 기대할 수 없다. 또한, 체류 시간이 1800초를 초과하는 경우, 마르텐사이트의 연질화가 과도하게 진행됨으로써 강도가 현저하게 저하하는 것에 더하여, 재가열 시간의 증가에 의해 제조 비용을 높이기 때문에 바람직

하지 않다.

- [0110] 산 세정, 재 산 세정
- [0111] 산 세정, 재 산 세정을 실시함으로써, 강판 표면의 Si 산화물, Si-Mn 산화물을 제거하여, 화성 처리성을 향상시킨다. 재 산 세정에서는, 산 세정에서 이용하는 산 세정액과는 상이하고, 또한, 비산화성의 산을 산 세정액으로서 이용하는 것이 바람직하다.
- [0112] 산 세정은 일반적인 방법으로 행할 수 있고, 조건은 특별히 한정되지 않는다. 예를 들면, 질산, 염산, 불산, 황산 및 그들을 2종 이상 혼합한 산 중 어느 것을 이용할 수 있다.
- [0113] 템퍼링 처리 후의 강판에 예를 들면 농도: 50g/L 초과 200g/L 이하의 질산 등의 강산을 이용하여 산 세정함으로써, 화성 처리성을 열화시키는 강판 표면의 Si를 주체로 하는 산화물이나 Si-Mn 복합 산화물을 제거하는 것이 가능하다. 그러나, 이 강산 세정에 의해 강판 표면으로부터 용해한 Fe가 철계 산화물을 생성하고, 강판 표면에 침전 석출하여 강판 표면을 덮음으로써 화성 처리성이 열화해 버린다. 그 때문에, 화성 처리성 개선을 위해서는, 상기 강산 세정 후에 추가로 적정한 조건에서 재 산 세정하여, 강판 표면으로 석출한 철계 산화물을 용해·제거하는 것이 필요하다. 이상의 이유에 의해, 재 산 세정에서는, 산 세정에서 이용하는 산 세정액과는 상이하고, 또한, 비산화성의 산을 산 세정액으로서 이용하는 것이 바람직하다. 상기 비산화성의 산이란, 예를 들면, 염산, 황산, 인산, 피롤린산, 포름산, 아세트산, 구연산, 불산, 옥살산 및 이들 2종 이상을 혼합한 산 중 어느 것을 들 수 있다. 예를 들면, 농도가 0.1~50g/L인 염산, 0.1~150g/L인 황산, 0.1~20g/L인 염산과 0.1~60g/L인 황산을 혼합한 산 등을 적합하게 이용할 수 있다.
- [0114] 이상에 의해, 본 발명의, 인장 강도(TS): 1300MPa 이상을 갖고, 화성 처리성 및 가공성이 우수한 고강도 냉연 강판이 제조된다. 본 발명의 고강도 냉연 강판은 어닐링 후의 판 형상성(평탄도)이 우수한 점에서, 압연이나 레벨러 가공 등의 강판의 형상을 교정하기 위한 공정은 반드시 필요하지는 않지만, 재질이나 표면 조도를 조정하는 관점에서, 어닐링 후의 강판에 수% 정도의 신장율로 압연을 실시해도 아무런 문제는 없다. 또한, 본 발명의 고강도 냉연 강판은, 도금 처리나 도금욕의 조성에 의해서도 재질에 영향을 미치지 않기 때문에, 도금 처리로서, 용융 아연 도금 처리, 합금화 용융 아연 도금 처리, 전기 아연 도금 처리 중 어느 것도 실시할 수 있다.
- [0115] 실시예 1
- [0116] 표 1에 기재된 성분 조성으로 이루어지는 공시강 A~R을 진공 용제하여, 슬래브로 한 후, 표 2에 기재된 조건으로 열간 압연하여 열연강판을 얻었다. 이 열연강판을 산 세정 처리하여 표면 스케일을 제거하고, 그 후, 냉간 압연(압연율: 60%)을 행했다. 이어서, 표 2에 기재된 조건으로 연속 어닐링 및 템퍼링 처리를 실시하고, 산 세정, 재 산 세정을 행했다.
- [0117] Ac₁점 및 Ac₃점은 열 팽창 측정 장치를 이용하여 평균 가열 속도 3℃/s로 얻어진 변태 팽창 곡선으로부터 얻었다.
- [0118] 상기에 의해 얻어진 강판으로부터 시험편을 채취하고, 금속 조직의 관찰(측정), 인장 시험 및, 구멍 확장 시험을 실시했다. 또한, 원상당 직경 5μm 이하의 Si-Mn 산화물의 개수, Si를 주체로 하는 산화물의 강판 표면 피복률을 구했다. 또한, 화성 처리성을 조사했다. 이하에 각각의 측정 방법, 산출 방법을 나타낸다.
- [0119] 금속 조직의 관찰은 압연 방향에 평행한 판두께 단면이 관찰면이 되도록 잘라내어, 판두께 중심부를 1% 나이탈(nital)로 에칭 후, 대표적인 마이크로 조직을 주사형 전자현미경(SEM)으로 관찰했다. 배율 1000배의 SEM상(image)을 바탕으로 포인트 카운팅법(point counting method)으로 2상 체적 비율을 구하고, 선분법으로 각 상의 입경을 구했다. 얻어진 체적율을 면적률로 했다.
- [0120] 인장 시험은 압연 방향과 평행하게 JIS5호 시험편(목표점 간 거리: 50mm, 평행부 폭: 25mm)을 잘라내고, 변형 속도 $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 로 행했다. 전 신장(total elongation)은 파단 후의 시험편 맞대기로 측정했다.
- [0121] 구멍 확장 시험은, 100mm×100mm사이의 시험편으로 행하고, φ10mm(d₀)의 원형 구멍을 펀칭한 후, 내경 75mm 다이스를 이용하여 주름 누름력(blank holding force) 9ton으로 누른 상태로, 꼭지각: 60° 원추 펀치를 구멍에 대하여 아래로부터 밀어 올려, 구멍 테두리에 판두께 관통 크랙이 발생한 시점에서의 공경(d)을 측정했다. 그리고, 다음 식으로 정의되는 구멍 확장률: λ(%)을 구했다. 또한, 펀칭에 의한 버어(burrs)가 발생하고 있는 면을 상측으로 하여 구멍의 펀칭 및 구멍 확장이 동일한 방향이 되도록 시험을 행했다(JIS 2256 준거).

- [0122] $\lambda(\%) = \{(d - d_0) / d_0\}$
- [0123] 여기에서, d_0 : 초기 공경, d : 크랙이 판두께를 관통한 시점의 공경이다.
- [0124] 원상당 직경 $5\mu\text{m}$ 이하의 Si-Mn 산화물의 개수는, 강재 표면의 추출 레플리카막(replica film)을 제작하고, 이것을 15000배로 TEM 관찰하여, 임의의 20시야의 평균 개수($100\mu\text{m}^2$ 당)를 조사했다. 원상당 직경 $5\mu\text{m}$ 이하의 Si-Mn 산화물의 개수가 $10\text{개}/100\mu\text{m}^2$ 이상인 것을 「있음」, $10\text{개}/100\mu\text{m}^2$ 미만인 것을 「없음」으로 했다. 또한, Si-Mn 산화물은, EDX 분석을 행하고, Si, Mn, O가 검출된 산화물에 대하여, 디프랙션 패턴 해석(diffraction pattern analysis)을 행하여, Mn_2SiO_4 혹은 MnSiO_3 의 스폿(spots)과 일치함으로써 확인했다.
- [0125] Si를 주체로 하는 산화물의 강판 표면 피복률은, 강판 표면을 SEM을 이용하여 1000배로 5 시야를 관찰함과 함께 동일 시야를 EDX로 분석함으로써 상기와 동일한 방법으로 Si를 주체로 하는 산화물을 동정(同定)하고, 포인트 카운팅법(SEM 화상의 증형에 각각 15개의 직선을 긋고, 교점(225점)에 Si 주체 산화물이 존재하는 확률을 구하는 방법)으로 피복률을 구했다.
- [0126] 화성 처리성은, 시판의 화성 처리 약제(니혼 과카라이징(주) 제조, 필 본드 PB-L3065(상표 등록))를 이용하여, 욕온(bath temperature) 35°C , 처리 시간: 120초의 조건으로 화성 처리를 실시하고, 화성 처리 후의 강판 표면을 SEM을 이용하여 배율 500배로 5시야 관찰하여, 5시야 모두에 있어서 면적률 95% 이상으로 균일한 화성 결정이 생성되고 있는 경우를 화성 처리성이 양호 「○」, 1시야에서도 면적률 5% 초과 결함(Defects)이 확인된 경우를 화성 처리성이 열위 「×」라고 평가했다.
- [0127] 이상에 의해 얻어진 결과를 표 3에 나타낸다.

표 1

강종	성분 조성 (질량%)														Ac1(°C)	Ac3(°C)	[Si]/[Mn]	비고		
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	B	V	Mo	Cr	Cu					Ni	Others
A	0.16	1.5	2.3	0.01	0.001	0.03	0.004	0	0	0	0	0	0	0	0	0	742	850	0.65	평영강
B	0.21	1.5	2.1	0.02	0.001	0.03	0.005	0	0	0	0	0	0	0	0	0	744	845	0.72	평영강
C	0.17	1.6	2.2	0.01	0.001	0.03	0.004	0.015	0	0	0	0	0	0	0	0	746	851	0.73	평영강
D	0.18	1.5	2.1	0.01	0.002	0.03	0.004	0	0.05	0	0	0	0	0	0	0	744	847	0.71	평영강
E	0.18	1.6	2.2	0.01	0.001	0.03	0.004	0	0	0.002	0	0	0	0	0	0	746	851	0.73	평영강
F	0.18	1.6	2.2	0.02	0.002	0.03	0.005	0	0	0	0.15	0	0	0	0	0	746	868	0.73	평영강
G	0.18	1.5	2.2	0.02	0.002	0.03	0.003	0	0	0	0	0.12	0	0	0	0	743	852	0.68	평영강
H	0.19	1.5	2.1	0.02	0.001	0.03	0.003	0	0	0	0	0	0.20	0	0	0	748	850	0.71	평영강
I	0.19	1.4	2.1	0.02	0.001	0.03	0.004	0	0	0	0	0	0	0.11	0	0	741	845	0.67	평영강
J	0.18	1.5	2.2	0.02	0.001	0.03	0.003	0	0	0	0	0	0	0	0.12	0	741	847	0.68	평영강
K	0.18	1.5	2.2	0.02	0.001	0.03	0.004	0	0	0	0	0	0	0	0	Ca:0.0003 REM:0.0005	743	849	0.68	평영강
L	0.24	1.5	1.9	0.02	0.001	0.03	0.004	0	0	0	0	0	0	0	0	0	746	844	0.78	비교강
M	0.18	2.3	2.2	0.02	0.001	0.03	0.003	0	0	0	0	0	0	0	0	0	766	884	1.04	비교강
N	0.18	0.8	2.2	0.02	0.001	0.03	0.004	0	0	0	0	0	0	0	0	0	722	816	0.95	비교강
O	0.16	1.4	2.8	0.02	0.001	0.03	0.003	0	0	0	0	0	0	0	0	0	733	832	0.49	비교강
P	0.19	1.6	1.6	0.02	0.001	0.03	0.004	0	0	0	0	0	0	0	0	0	751	867	0.97	비교강
R	0.10	0.6	2.6	0.01	0.005	0.06	0.003	0.009	0.009	0	0	0.09	0.11	0	0	0	715	830	0.24	비교강

0은 첨가 하고 있지않은 것을 나타낸다. 또한, 밑줄은 본 발명의 범위로부터 벗어나는 조건을 나타낸다.

표 2

No.	열간 압연 공정			어닐링 공정				템퍼링 공정			산 세정 조건		제산 세정 조건		비고		
	슬래브 가열 온도(°C)	미루리 온도(°C)	관취 온도(°C)	어닐링 온도(°C)	시간 (sec)	서냉 냉각속도 (°C./sec)	서냉 정지 온도(°C)	급랭 냉각 속도 (°C./sec)	냉각 정지 온도(°C)	템퍼링 온도(°C)	유지 시간 (sec)	산 농도 (g/L)	온도 (°C)	처리 시간 (초)		산 농도 (g/L)	온도 (°C)
1	A	1250	900	650	830	600	8	750	900	25	170	600		영산:3	40	10	발명예
2	B	1250	900	650	830	600	10	730	900	25	250	600				10	발명예
3	C	1250	900	650	830	600	10	730	900	25	180	600	질산:150 + 영산:15				발명예
4	D	1250	900	650	830	600	10	730	900	25	200	600		영산:50	40	10	발명예
5	E	1250	900	650	830	600	10	730	900	25	200	600					발명예
6	F	1250	900	650	830	600	8	750	900	25	200	600					발명예
7	G	1250	900	650	830	600	10	730	900	25	200	600		영산:10 +	40	10	발명예
8	H	1250	900	650	830	600	10	730	900	25	210	600		황산:50			발명예
9	I	1250	900	650	830	600	10	730	900	25	210	600	질산:150 +				발명예
10	J	1250	900	650	830	600	10	730	900	25	200	600	영산:15	영산:5 +	40	10	발명예
11	K	1250	900	650	830	600	10	730	900	25	200	600		황산:5			발명예
12	L	1250	900	650	830	600	10	730	900	25	250	600		황산:5			발명예
13	M	1250	900	650	830	600	7	760	900	25	200	600					비교예
14	N	1250	900	650	830	600	10	730	900	25	200	600		황산:75	40	10	비교예
15	O	1250	900	650	830	600	10	730	900	25	200	600					비교예
16	P	1250	900	650	830	600	10	730	900	25	200	600		황산:150	40	10	비교예
18	R	1250	900	650	850	600	35	500	900	25	200	600	질산:50 +				비교예
19	A	1250	900	650	900	600	15	750	900	25	200	600	불산:50	영산:5 +	40	10	비교예
20	A	1250	900	650	730	600	10	630	900	25	200	600					비교예
21	A	1250	900	650	830	600	28	550	900	25	200	600		황산:8	40	10	비교예
22	A	1250	900	650	830	600	10	730	900	25	400	600					비교예
23	A	1250	900	650	830	600	10	730	900	25	50	600					비교예
24	A	1250	900	650	830	600	8	750	900	25	170	600					비교예

밑줄은 본 발명의 범위로부터 벗어난 조건을 나타낸다.

[0129]

표 3

No.	강종	페라이트 입장 (μm)	페라이트 분율 (%)	템퍼링 마르텐 사이트 분율(%)	TS (MPa)	EL (%)	λ (%)	표면 산화물		화성 처리성	비고
								Si-Mn 산화물 (개)	Si 주석 산화 물 (%)		
1	A	3.0	29	71	1358	12	31	없음	0	○	비교예
2	B	2.8	27	73	1410	11	37	없음	0	○	비교예
3	C	3.4	38	62	1326	14	33	없음	0	○	비교예
4	D	3.2	33	67	1400	13	32	없음	0	○	비교예
5	E	3.3	36	64	1381	14	31	없음	0	○	비교예
6	F	3.4	39	61	1351	15	30	없음	0	○	비교예
7	G	3.4	37	63	1370	14	31	없음	0	○	비교예
8	H	3.2	33	67	1402	13	32	없음	0	○	비교예
9	I	3.0	29	71	1395	12	36	없음	0	○	비교예
10	J	3.1	33	67	1368	13	35	없음	0	○	비교예
11	K	3.2	34	66	1360	13	35	없음	0	○	비교예
12	L	2.7	25	75	1490	15	16	없음	0	○	비교예
13	M	3.6	45	55	1344	14	25	있음	20	x	비교예
14	N	1.2	9	91	1608	7	32	없음	0	○	비교예
15	O	1.3	11	89	1593	8	31	없음	0	○	비교예
16	P	3.9	60	40	1196	20	18	없음	0	○	비교예
18	B	0.3	2	98	1325	8	16	있음	0	x	비교예
19	A	3.1	32	68	1264	9	30	없음	0	○	비교예
20	A	5.8	74	26	1094	31	9	없음	0	○	비교예
21	A	5.3	68	32	1138	25	10	없음	0	○	비교예
22	A	3.7	44	56	1122	16	38	없음	0	○	비교예
23	A	3.6	43	57	1385	10	9	없음	0	○	비교예
24	A	3.4	38	62	1395	12	32	있음	29	x	비교예

입출은 본 발명의 범위로부터 벗어난 조건을 나타낸다.

[0130]

[0131]

[0132]

[0133]

[0134]

[0135]

[0136]

[0137]

표 1~표 3에 의하면, 본 발명의 조건에 적합한 실시예는, 인장 강도(TS) 1300MPa 이상, 신장(EL) 10% 이상, 구멍 확장률(λ) 30% 이상이라는 높은 강도와 우수한 가공성이 얻어지고 있다. 또한, 화성 처리성도 우수하다.

No.12는 C 함유량이 본 발명의 범위보다도 높은 비교예이다. C 함유량이 많기 때문에, 마르텐사이트의 강도가 상승하고, 강도와 연성의 균형은 우수하지만, 페라이트와 마르텐사이트 간의 경도차에 기인하여 신장 플랜지성이 현저하게 낮은 것을 알 수 있다.

No.13, 14는 Si 함유량이 본 발명의 범위 외로 되어 있는 비교예이다. No.13은 2단계의 산 세정 처리 후도 강판 표면에 Si 산화물이 존재하고 있어, 화성 처리성을 만족하고 있지 않다. 한편, No.14는 소정의 신장이 얻어지고 있지 않다.

No.15, 16은 Mn 함유량이 본 발명의 범위 외로 되어 있는 비교예이다. Mn은 마르텐사이트 분율을 크게 변동시키는 원소이기 때문에, 함유량이 높은 No.15에서는 소정의 신장이 얻어지고 있지 않다. 함유량이 낮은 No.16에서는 마르텐사이트 분율이 적기 때문에, 소정의 강도가 얻어지고 있지 않다.

No.18~23은 제조 조건이 본 발명의 범위 외로 되어 있는 비교예이다. No.18은 성분 조성과 제조 조건이 본 발명의 범위 외로 되어 있는 비교예이다. 소정의 신장이 얻어지지 않는 것에 더하여, 신장 플랜지성 및 화성 처리성이 뒤떨어져 있다.

No.19는 어닐링 온도가 높기 때문에, 소정의 강도와 신장이 얻어지고 있지 않다.

No.20~22는 충분한 마르텐사이트 분율이 얻어지고 있지 않고, 소정의 강도가 얻어지고 있지 않다.

[0138] No.23은 충분한 마르텐사이트 분율이 얻어지고 있지 않고, 신장 플랜지성이 뒤떨어져 있다.

[0139] No.24는 어닐링 후의 산 세정 처리를 생략한 예이다. 강관 표면에 Si 산화물이 존재하고 있고, 화성 처리성을 만족하고 있지 않다.