



(19) 대한민국특허청(KR)

(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2015년11월17일

(11) 등록번호 10-1570011

(24) 등록일자 2015년11월11일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)

C21D 8/02 (2006.01) B21B 1/22 (2006.01)

B21B 3/00 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)

C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/04 (2006.01)

C22C 38/58 (2006.01) C23C 2/02 (2006.01)

C23C 2/06 (2006.01) C23C 2/28 (2006.01)

(21) 출원번호 10-2014-7009634

(22) 출원일자(국제) 2012년09월10일

심사청구일자 2014년04월11일

(85) 번역문제출일자 2014년04월11일

(65) 공개번호 10-2014-0060574

(43) 공개일자 2014년05월20일

(86) 국제출원번호 PCT/JP2012/005706

(87) 국제공개번호 WO 2013/038637

국제공개일자 2013년03월21일

(30) 우선권주장

JP-P-2011-202752 2011년09월16일 일본(JP)

JP-P-2012-192756 2012년09월03일 일본(JP)

(56) 선행기술조사문현

JP평성01259120 A

WO2009096344 A1

(73) 특허권자

제이에프이 스틸 가부시키가이샤

일본 도쿄도 지요다구 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방
3고

(72) 발명자

가와사키 요시야스

일본 도쿄도 지요다구 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방
3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 지테키자이
산부 나이

하세가와 히로시

일본 도쿄도 지요다구 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방
3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 지테키자이
산부 나이

(뒷면에 계속)

(74) 대리인

특허법인코리아나

전체 청구항 수 : 총 12 항

심사관 : 최정식

(54) 발명의 명칭 가공성이 우수한 고강도 강판 및 그 제조 방법

(57) 요 약

980 MPa 이상의 TS, 24000 MPa · % 이상의 TS × EL 을 갖는 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조 방법을 제공한다. 성분 조성이, 질량%로 C : 0.03 % 이상 0.35 % 이하, Si : 0.5 % 이상 3.0 % 이하, Mn : 3.5 % 이상 10.0 % 이하, P : 0.1 % 이하, S : 0.01 % 이하, N : 0.008 % 이하를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어진 강 슬라브를 열간 압연후, Ar₁ 변태점 ~ Ar₁ 변태점 + (Ar₃ 변태점 - Ar₁ 변태점)/2 로 권취하여 200 °C 이하까지 냉각시킨 후, Ac₁ 변태점 - 200 °C ~ Ac₁ 변태점의 온도역으로 가열하여 30 분 이상 유지하고, 그 후 산세정하고, 20 % 이상의 압하율로 냉간 압연을 한 후, Ac₁ 변태점 ~ Ac₁ 변태점 + (Ac₃ 변태점 - Ac₁ 변태점)/2 의 온도역으로 가열하여 30 s 이상 유지하는 것을 특징으로 하는 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조 방법.

(72) 발명자

나카가이토 다츠야

일본 도쿄도 지요다구 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방
3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 지테키자이산
부 나이

가네코 신지로

일본 도쿄도 지요다구 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방
3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 지테키자이산
부 나이

나가타키 야스노부

일본 도쿄도 지요다구 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방
3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 지테키자이산
부 나이

명세서

청구범위

청구항 1

성분 조성이, 질량%로 C : 0.03 % 이상 0.35 % 이하, Si : 0.5 % 이상 3.0 % 이하, Mn : 3.5 % 이상 10.0 % 이하, P : 0 % 초과 0.1 % 이하, S : 0.01 % 이하, N : 0.008 % 이하를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어진 강 슬라브를 열간 압연 후, Ar_1 변태점 ~ Ar_1 변태점 + (Ar_3 변태점 - Ar_1 변태점)/2로 권취하고, 200 °C 이하까지 냉각시킨 후, Ac_1 변태점 - 200 °C ~ Ac_1 변태점의 온도역으로 가열하여 30분 이상 750분 이하동안 유지하고, 그 후 산세정하고, 20 % 이상의 압하율로 냉간 압연을 한 후, Ac_1 변태점 ~ Ac_1 변태점 + (Ac_3 변태점 - Ac_1 변태점)/2의 온도역으로 가열하여 30s 이상 360분 이하동안 유지하는 것을 특징으로 하는, 면적률로 30.0 % 이상 80.0 % 이하의 페라이트를 가지며, 상기 페라이트 중의 Mn 량 (질량%)을 강판 중의 Mn 량 (질량%)으로 나눈 값이 0.20 이상 0.80 이하이며, 체적률로 10.0 % 이상의 잔류 오스테나이트를 가지며, 상기 잔류 오스테나이트 중의 Mn 량이 6.0 질량% 이상 11.0 질량% 이하이고, 또한 잔류 오스테나이트의 평균 결정 입경이 0.1 μm 이상 2.0 μm 이하이고, 면적률로 3.0 % 이하의 베이나이트를 가지며, 잔류 오스테나이트의 애스펙트비가 2.0 이하인 강 조직을 갖는 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조 방법.

청구항 2

성분 조성이, 질량%로 C : 0.03 % 이상 0.35 % 이하, Si : 0.5 % 이상 3.0 % 이하, Mn : 3.5 % 이상 10.0 % 이하, P : 0 % 초과 0.1 % 이하, S : 0.01 % 이하, N : 0.008 % 이하를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어진 강 슬라브를 열간 압연 후, Ar_1 변태점 ~ Ar_1 변태점 + (Ar_3 변태점 - Ar_1 변태점)/2로 권취하고, Ar_1 변태점 ~ Ar_1 변태점 + (Ar_3 변태점 - Ar_1 변태점)/2의 온도역에서 5시간 이상 12시간 이하동안 유지한 후, 200 °C 이하까지 냉각시키고, 이어서 Ac_1 변태점 - 200 °C ~ Ac_1 변태점의 온도역으로 가열하여 30분 이상 750분 이하동안 유지하고, 그 후 산세정하고, 20 % 이상의 압하율로 냉간 압연을 한 후, Ac_1 변태점 ~ Ac_1 변태점 + (Ac_3 변태점 - Ac_1 변태점)/2의 온도역으로 가열하여 30s 이상 360분 이하동안 유지하는 것을 특징으로 하는, 면적률로 30.0 % 이상 80.0 % 이하의 페라이트를 가지며, 상기 페라이트 중의 Mn 량 (질량%)을 강판 중의 Mn 량 (질량%)으로 나눈 값이 0.20 이상 0.80 이하이며, 체적률로 10.0 % 이상의 잔류 오스테나이트를 가지며, 상기 잔류 오스테나이트 중의 Mn 량이 6.0 질량% 이상 11.0 질량% 이하이고, 또한 잔류 오스테나이트의 평균 결정 입경이 0.1 μm 이상 2.0 μm 이하이고, 면적률로 3.0 % 이하의 베이나이트를 가지며, 잔류 오스테나이트의 애스펙트비가 2.0 이하인 강 조직을 갖는 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조 방법.

청구항 3

성분 조성이, 질량%로 C : 0.03 % 이상 0.35 % 이하, Si : 0.5 % 이상 3.0 % 이하, Mn : 3.5 % 이상 10.0 % 이하, P : 0 % 초과 0.1 % 이하, S : 0.01 % 이하, N : 0.008 % 이하를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어진 강 슬라브를 열간 압연 후, Ar_1 변태점 ~ Ar_1 변태점 + (Ar_3 변태점 - Ar_1 변태점)/2로 권취하거나, 또는 추가로 Ar_1 변태점 ~ Ar_1 변태점 + (Ar_3 변태점 - Ar_1 변태점)/2의 온도역에서 5시간 이상 12시간 이하동안 유지한 후, 200 °C 이하까지 냉각시키고, 이어서 Ac_1 변태점 - 200 °C ~ Ac_1 변태점의 온도역으로 가열하여 30분 이상 750분 이하동안 유지한 후, 산세정하고, 20 % 이상의 압하율로 냉간 압연을 하고, 그 후 Ac_1 변태점 ~ Ac_1 변태점 + (Ac_3 변태점 - Ac_1 변태점)/2의 온도역으로 가열하여 30s 이상 360분 이하동안 유지 후, 200 °C 이하까지 냉각시키고, 추가로 Ac_1 변태점 ~ Ac_1 변태점 + (Ac_3 변태점 - Ac_1 변태점)/2의 온도역으로 가열하여 10s 이상 유지하는 것을 특징으로 하는, 면적률로 30.0 % 이상 80.0 % 이하의 페라이트를 가지며, 상기 페라이트 중의 Mn 량 (질량%)을 강판 중의 Mn 량 (질량%)으로 나눈 값이 0.20 이상 0.80 이하이며, 체적률로 10.0 % 이상의 잔류 오스테나이트를 가지며, 상기 잔류 오스테나이트 중의 Mn 량이 6.0 질량% 이상 11.0 질량% 이하이고, 또한 잔류 오스테나이트의 평균 결정 입경이 0.1 μm 이상 2.0 μm 이하이고, 면적률로 3.0 % 이하의 베이나이트를 가지며, 잔류 오스테나이트의 애스펙트비가 2.0 이하인 강 조직

을 갖는 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조 방법.

청구항 4

제 1 항 내지 제 3 항 중 어느 한 항에 기재된 방법으로 고강도 강판을 제조한 후, 용융 아연 도금 처리를 하는 것을 특징으로 하는 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조 방법.

청구항 5

제 4 항에 있어서,

상기 용융 아연 도금 처리를 한 후, 470 ~ 600 °C 의 온도역에서 아연 도금의 합금화 처리를 하는 것을 특징으로 하는 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조 방법.

청구항 6

제 1 항에 기재된 고강도 강판으로서, 추가로 성분 조성으로서, 하기 (A 군) ~ (G 군)에서 선택되는 적어도 1 개의 군의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조 방법.

(A 군) 질량%로, Al : 0.01 % 이상 2.5 % 이하

(B 군) 질량%로, Cr : 0.05 % 이상 1.0 % 이하, V : 0.005 % 이상 0.5 % 이하, Mo : 0.005 % 이상 0.5 % 이하, Ni : 0.05 % 이상 1.0 % 이하, Cu : 0.05 % 이상 1.0 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종 또는 2 종 이상

(C 군) 질량%로, Ti : 0.01 % 이상 0.1 % 이하, Nb : 0.01 % 이상 0.1 % 이하, B : 0.0003 % 이상 0.0050 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종 또는 2 종 이상

(D 군) 질량%로, Ca : 0.001 % 이상 0.005 % 이하, REM : 0.001 % 이상 0.005 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종 또는 2 종 이상

(E 군) 질량%로, Mg : 0.0005 % 이상 0.0100 % 이하

(F 군) 질량%로, Ta : 0.0010 % 이상 0.1000 % 이하

(G 군) 질량%로, Sn : 0.0020 % 이상 0.2000 % 이하, Sb : 0.0020 % 이상 0.2000 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종 또는 2 종 이상

청구항 7

제 2 항에 기재된 고강도 강판으로서, 추가로 성분 조성으로서, 하기 (A 군) ~ (G 군)에서 선택되는 적어도 1 개의 군의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조 방법.

(A 군) 질량%로, Al : 0.01 % 이상 2.5 % 이하

(B 군) 질량%로, Cr : 0.05 % 이상 1.0 % 이하, V : 0.005 % 이상 0.5 % 이하, Mo : 0.005 % 이상 0.5 % 이하, Ni : 0.05 % 이상 1.0 % 이하, Cu : 0.05 % 이상 1.0 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종 또는 2 종 이상

(C 군) 질량%로, Ti : 0.01 % 이상 0.1 % 이하, Nb : 0.01 % 이상 0.1 % 이하, B : 0.0003 % 이상 0.0050 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종 또는 2 종 이상

(D 군) 질량%로, Ca : 0.001 % 이상 0.005 % 이하, REM : 0.001 % 이상 0.005 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종 또는 2 종 이상

(E 군) 질량%로, Mg : 0.0005 % 이상 0.0100 % 이하

(F 군) 질량%로, Ta : 0.0010 % 이상 0.1000 % 이하

(G 군) 질량%로, Sn : 0.0020 % 이상 0.2000 % 이하, Sb : 0.0020 % 이상 0.2000 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종 또는 2 종 이상

청구항 8

제 3 항에 기재된 고강도 강판으로서, 추가로 성분 조성으로서, 하기 (A 군) ~ (G 군)에서 선택되는 적어도 1 개의 군의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조 방법.

(A 군) 질량%로, Al : 0.01 % 이상 2.5 % 이하

(B 군) 질량%로, Cr : 0.05 % 이상 1.0 % 이하, V : 0.005 % 이상 0.5 % 이하, Mo : 0.005 % 이상 0.5 % 이하, Ni : 0.05 % 이상 1.0 % 이하, Cu : 0.05 % 이상 1.0 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종 또는 2 종 이상

(C 군) 질량%로, Ti : 0.01 % 이상 0.1 % 이하, Nb : 0.01 % 이상 0.1 % 이하, B : 0.0003 % 이상 0.0050 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종 또는 2 종 이상

(D 군) 질량%로, Ca : 0.001 % 이상 0.005 % 이하, REM : 0.001 % 이상 0.005 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종 또는 2 종 이상

(E 군) 질량%로, Mg : 0.0005 % 이상 0.0100 % 이하

(F 군) 질량%로, Ta : 0.0010 % 이상 0.1000 % 이하

(G 군) 질량%로, Sn : 0.0020 % 이상 0.2000 % 이하, Sb : 0.0020 % 이상 0.2000 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종 또는 2 종 이상

청구항 9

제 4 항에 기재된 고강도 강판으로서, 추가로 성분 조성으로서, 하기 (A 군) ~ (G 군)에서 선택되는 적어도 1 개의 군의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조 방법.

(A 군) 질량%로, Al : 0.01 % 이상 2.5 % 이하

(B 군) 질량%로, Cr : 0.05 % 이상 1.0 % 이하, V : 0.005 % 이상 0.5 % 이하, Mo : 0.005 % 이상 0.5 % 이하, Ni : 0.05 % 이상 1.0 % 이하, Cu : 0.05 % 이상 1.0 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종 또는 2 종 이상

(C 군) 질량%로, Ti : 0.01 % 이상 0.1 % 이하, Nb : 0.01 % 이상 0.1 % 이하, B : 0.0003 % 이상 0.0050 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종 또는 2 종 이상

(D 군) 질량%로, Ca : 0.001 % 이상 0.005 % 이하, REM : 0.001 % 이상 0.005 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종 또는 2 종 이상

(E 군) 질량%로, Mg : 0.0005 % 이상 0.0100 % 이하

(F 군) 질량%로, Ta : 0.0010 % 이상 0.1000 % 이하

(G 군) 질량%로, Sn : 0.0020 % 이상 0.2000 % 이하, Sb : 0.0020 % 이상 0.2000 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종 또는 2 종 이상

청구항 10

제 5 항에 기재된 고강도 강판으로서, 추가로 성분 조성으로서, 하기 (A 군) ~ (G 군)에서 선택되는 적어도 1 개의 군의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조 방법.

(A 군) 질량%로, Al : 0.01 % 이상 2.5 % 이하

(B 군) 질량%로, Cr : 0.05 % 이상 1.0 % 이하, V : 0.005 % 이상 0.5 % 이하, Mo : 0.005 % 이상 0.5 % 이하, Ni : 0.05 % 이상 1.0 % 이하, Cu : 0.05 % 이상 1.0 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종 또는 2 종 이상

(C 군) 질량%로, Ti : 0.01 % 이상 0.1 % 이하, Nb : 0.01 % 이상 0.1 % 이하, B : 0.0003 % 이상 0.0050 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종 또는 2 종 이상

(D 군) 질량%로, Ca : 0.001 % 이상 0.005 % 이하, REM : 0.001 % 이상 0.005 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종 또는 2 종 이상

(E 군) 질량%로, Mg : 0.0005 % 이상 0.0100 % 이하

(F 군) 질량%로, Ta : 0.0010 % 이상 0.1000 % 이하

(G 군) 질량%로, Sn : 0.0020 % 이상 0.2000 % 이하, Sb : 0.0020 % 이상 0.2000 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종 또는 2 종 이상

청구항 11

성분 조성이, 질량%로 C : 0.03 % 이상 0.35 % 이하, Si : 0.5 % 이상 3.0 % 이하, Mn : 3.5 % 이상 10.0 % 이하, P : 0 % 초과 0.1 % 이하, S : 0.01 % 이하, N : 0.008 % 이하를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지고, 강 조직은, 면적률로 30.0 % 이상 80.0 % 이하의 페라이트를 가지며, 상기 페라이트 중의 Mn 량 (질량%)을 강판 중의 Mn 량 (질량%)으로 나눈 값이 0.20 이상 0.80 이하이며, 체적률로 10.0 % 이상의 잔류 오스테나이트를 가지며, 상기 잔류 오스테나이트 중의 Mn 량이 6.0 질량% 이상 11.0 질량% 이하이고, 또한 잔류 오스테나이트의 평균 결정 입경이 0.1 μm 이상 2.0 μm 이하이고, 면적률로 3.0 % 이하의 베이나이트를 가지며, 잔류 오스테나이트의 애스펙트비가 2.0 이하인 것을 특징으로 하는 가공성이 우수한 고강도 강판.

청구항 12

제 11 항에 기재된 고강도 강판으로서, 추가로 성분 조성으로서, 하기 (A 군) ~ (G 군)에서 선택되는 적어도 1 개의 군의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 가공성이 우수한 고강도 강판.

(A 군) 질량%로, Al : 0.01 % 이상 2.5 % 이하

(B 군) 질량%로, Cr : 0.05 % 이상 1.0 % 이하, V : 0.005 % 이상 0.5 % 이하, Mo : 0.005 % 이상 0.5 % 이하, Ni : 0.05 % 이상 1.0 % 이하, Cu : 0.05 % 이상 1.0 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종 또는 2 종 이상

(C 군) 질량%로, Ti : 0.01 % 이상 0.1 % 이하, Nb : 0.01 % 이상 0.1 % 이하, B : 0.0003 % 이상 0.0050 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종 또는 2 종 이상

(D 군) 질량%로, Ca : 0.001 % 이상 0.005 % 이하, REM : 0.001 % 이상 0.005 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종 또는 2 종 이상

(E 군) 질량%로, Mg : 0.0005 % 이상 0.0100 % 이하

(F 군) 질량%로, Ta : 0.0010 % 이상 0.1000 % 이하

(G 군) 질량%로, Sn : 0.0020 % 이상 0.2000 % 이하, Sb : 0.0020 % 이상 0.2000 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종 또는 2 종 이상

청구항 13

삭제

청구항 14

삭제

청구항 15

삭제

청구항 16

삭제

청구항 17

삭제

청구항 18

삭제

청구항 19

삭제

청구항 20

삭제

청구항 21

삭제

발명의 설명**기술 분야**

[0001] 본 발명은, 자동차, 전기 등의 산업 분야에서 사용되는 부재로서 적합한 가공성이 우수한 고강도 강판 및 그 제조 방법에 관한 것이다.

배경기술

[0002] 최근, 지구 환경 보전의 견지에서 자동차의 연비 향상이 중요한 과제가 되고 있다. 이 때문에, 차체 재료의 고강도화에 의해 박육화를 도모하고, 차체 그 자체를 경량화하고자 하는 움직임이 활발해지고 있다. 그러나, 강판의 고강도화는 가공성의 저하를 초래하기 때문에, 고강도와 고가공성을 겸비하는 재료의 개발이 요망되고 있는 것이 현실이다. 예컨대, 특허문헌 1에서는, 고 Mn 강을 이용하여, 페라이트와 오스테나이트의 2상(相) 영역에서의 열처리를 함으로써, 높은 강도 - 연성 밸런스를 얻을 수 있었다. 또, 특허문헌 2에서는, 고 Mn 강으로 열연후 조직을 베이나이트나 마텐자이트를 포함하는 조직으로 하고, 어닐링과 템퍼링에 의해 미세한 잔류 오스테나이트를 형성시키고, 또한, 템퍼드 베이나이트 또는 템퍼드 마텐자이트를 포함하는 조직으로 함으로써 국부 연성을 개선했다. 그러나, 특허문헌 1에서는, 미변태 오스테나이트 중으로의 Mn 농화(濃化)에 의한 가공성의 향상에 관해서는 검토되지 않아, 가공성 개선의 여지가 있다. 또, 특허문헌 2에서는, 고온에서 템퍼링된 베이나이트 혹은 마텐자이트를 많이 포함하는 조직으로 강도 확보가 어렵고, 또 국부 연성을 개선하기 위해 잔류 오스테나이트량이 제한되어, 전연신(total elongation)으로서도 불충분하다.

선행기술문헌**특허문헌**

[0003] (특허문헌 0001) 일본 특허공개 평1-259120 호 공보

(특허문헌 0002) 일본 특허공개 2003-138345 호 공보

발명의 내용**해결하려는 과제**

[0004] 본 발명은 상기와 같은 문제점에 착안하여 이루어진 것으로, 그 목적은 980 MPa 이상의 TS (인장 강도), 24000 MPa · % 이상의 TS (인장 강도) × EL (전연신) 을 갖는 고강도 강판 및 그 제조 방법을 제공하는 것에 있다.

과제의 해결 수단

[0005] 본 발명자들은, 상기 과제를 달성하여 가공성이 우수한 고강도 강판을 제조하기 위해, 강판의 성분 조성 및 제조 방법의 관점에서 예의 연구를 거듭한 결과, 이하의 것을 발견했다.

[0006] 즉, 합금 원소의 성분 조성을 적정하게 조정하여, 열간 압연후 Ar_1 변태점 ~ Ar_1 변태점 + (Ar_3 변태점 - Ar_1

변태점)/2로 권취하거나, 또는 추가로 Ar_1 변태점 ~ Ar_1 변태점 + (Ar_3 변태점 - Ar_1 변태점)/2의 온도역에서 5시간 이상 유지한 후, 200 °C 이하까지 냉각시키고, 이어서 Ac_1 변태점 - 200 °C ~ Ac_1 변태점의 온도역으로 가열하여 30분 이상 유지하고, 산세정후, 20% 이상의 압하율로 냉간 압연을 하고, 그 후 Ac_1 변태점 ~ Ac_1 변태점 + (Ac_3 변태점 - Ac_1 변태점)/2의 온도역에서 30s 이상 유지한 후, 또는 추가로 200 °C 이하까지 냉각시키고 Ac_1 변태점 ~ Ac_1 변태점 + (Ac_3 변태점 - Ac_1 변태점)/2의 온도역으로 가열하여 10s 이상 유지함으로써, 또는 추가로 용융 아연 도금 처리를 하거나, 또는 추가로 470 ~ 600 °C의 온도역에서 아연 도금의 합금화 처리를 함으로써, 980 MPa 이상의 TS, 24000 MPa · % 이상의 TS × EL을 갖는 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조가 가능해지는 것을 알 수 있었다.

[0007] 본 발명은 이상의 지견에 기초하여 이루어진 것으로, 그 요지는 이하와 같다.

(1) 성분 조성이, 질량%로 C : 0.03% 이상 0.35% 이하, Si : 0.5% 이상 3.0% 이하, Mn : 3.5% 이상 10.0% 이하, P : 0% 초과 0.1% 이하, S : 0.01% 이하, N : 0.008% 이하를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어진 강 슬라브를 열간 압연후, Ar_1 변태점 ~ Ar_1 변태점 + (Ar_3 변태점 - Ar_1 변태점)/2로 권취하여 200 °C 이하까지 냉각시킨 후, Ac_1 변태점 - 200 °C ~ Ac_1 변태점의 온도역으로 가열하여 30분 이상 유지하고, 그 후 산세정하고, 20% 이상의 압하율로 냉간 압연을 한 후, Ac_1 변태점 ~ Ac_1 변태점 + (Ac_3 변태점 - Ac_1 변태점)/2의 온도역으로 가열하여 30s 이상 유지하는 것을 특징으로 하는 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조 방법.

(2) 성분 조성이, 질량%로 C : 0.03% 이상 0.35% 이하, Si : 0.5% 이상 3.0% 이하, Mn : 3.5% 이상 10.0% 이하, P : 0% 초과 0.1% 이하, S : 0.01% 이하, N : 0.008% 이하를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어진 강 슬라브를 열간 압연후, Ar_1 변태점 ~ Ar_1 변태점 + (Ar_3 변태점 - Ar_1 변태점)/2로 권취하고, Ar_1 변태점 ~ Ar_1 변태점 + (Ar_3 변태점 - Ar_1 변태점)/2의 온도역에서 5시간 이상 유지한 후, 200 °C 이하까지 냉각시키고, 이어서 Ac_1 변태점 - 200 °C ~ Ac_1 변태점의 온도역으로 가열하여 30분 이상 유지하고, 그 후 산세정하고, 20% 이상의 압하율로 냉간 압연을 한 후, Ac_1 변태점 ~ Ac_1 변태점 + (Ac_3 변태점 - Ac_1 변태점)/2의 온도역으로 가열하여 30s 이상 유지하는 것을 특징으로 하는 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조 방법.

(3) 성분 조성이, 질량%로 C : 0.03% 이상 0.35% 이하, Si : 0.5% 이상 3.0% 이하, Mn : 3.5% 이상 10.0% 이하, P : 0% 초과 0.1% 이하, S : 0.01% 이하, N : 0.008% 이하를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어진 강 슬라브를 열간 압연후, Ar_1 변태점 ~ Ar_1 변태점 + (Ar_3 변태점 - Ar_1 변태점)/2로 권취하거나, 또는 추가로 Ar_1 변태점 ~ Ar_1 변태점 + (Ar_3 변태점 - Ar_1 변태점)/2의 온도역에서 5시간 이상 유지한 후, 200 °C 이하까지 냉각시키고, 이어서 Ac_1 변태점 - 200 °C ~ Ac_1 변태점의 온도역으로 가열하여 30분 이상 유지한 후 산세정하고, 20% 이상의 압하율로 냉간 압연을 하고, 그 후 Ac_1 변태점 ~ Ac_1 변태점 + (Ac_3 변태점 - Ac_1 변태점)/2의 온도역으로 가열하여 30s 이상 유지후, 200 °C 이하까지 냉각시키고, 추가로 Ac_1 변태점 ~ Ac_1 변태점 + (Ac_3 변태점 - Ac_1 변태점)/2의 온도역으로 가열하여 10s 이상 유지하는 것을 특징으로 하는 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조 방법.

[0011] (4) 상기 (1) ~ (3) 중 어느 하나에 기재된 방법으로 고강도 강판을 제조한 후, 용융 아연 도금 처리를 하는 것을 특징으로 하는 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조 방법.

[0012] (5) 상기 용융 아연 도금 처리를 한 후, 470 ~ 600 °C의 온도역에서 아연 도금의 합금화 처리를 하는 것을 특징으로 하는 상기 (4)에 기재된 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조 방법.

[0013] (6) 추가로 성분 조성으로서, 질량%로 Al : 0.01% 이상 2.5% 이하를 함유하는 것을 특징으로 하는 상기 (1) ~ (5) 중 어느 하나에 기재된 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조 방법.

[0014] (7) 추가로 성분 조성으로서, 질량%로 Cr : 0.05% 이상 1.0% 이하, V : 0.005% 이상 0.5% 이하, Mo : 0.005% 이상 0.5% 이하, Ni : 0.05% 이상 1.0% 이하, Cu : 0.05% 이상 1.0% 이하 중에서 선택되는 적어도 1종의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 상기 (1) ~ (6) 중 어느 하나에 기재된 가공성이 우수

한 고강도 강판의 제조 방법.

[0015] (8) 추가로 성분 조성으로서, 질량%로 Ti : 0.01 % 이상 0.1 % 이하, Nb : 0.01 % 이상 0.1 % 이하, B : 0.0003 % 이상 0.0050 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 상기 (1) ~ (7) 중 어느 하나에 기재된 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조 방법.

[0016] (9) 추가로 성분 조성으로서, 질량%로 Ca : 0.001 % 이상 0.005 % 이하, REM : 0.001 % 이상 0.005 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 상기 (1) ~ (8) 중 어느 하나에 기재된 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조 방법.

[0017] (10) 추가로 성분 조성으로서, 질량%로 Mg : 0.0005 % 이상 0.0100 % 이하를 함유하는 것을 특징으로 하는 상기 (1) ~ (9) 중 어느 하나에 기재된 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조 방법.

[0018] (11) 추가로 성분 조성으로서, 질량%로 Ta : 0.0010 % 이상 0.1000 % 이하를 함유하는 것을 특징으로 하는 상기 (1) ~ (10) 중 어느 하나에 기재된 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조 방법.

[0019] (12) 추가로 성분 조성으로서, 질량%로 Sn : 0.0020 % 이상 0.2000 % 이하 및/또는 Sb : 0.0020 % 이상 0.2000 % 이하를 함유하는 것을 특징으로 하는 상기 (1) ~ (11) 중 어느 하나에 기재된 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조 방법.

[0020] (13) 성분 조성이, 질량%로 C : 0.03 % 이상 0.35 % 이하, Si : 0.5 % 이상 3.0 % 이하, Mn : 3.5 % 이상 10.0 % 이하, P : 0 % 초과 0.1 % 이하, S : 0.01 % 이하, N : 0.008 % 이하를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지고, 강 조직은, 면적률로 30.0 % 이상의 페라이트를 가지며, 상기 페라이트 중의 Mn 량 (질량%)을 강판 중의 Mn 량 (질량%)으로 나눈 값이 0.80 이하이며, 체적률로 10.0 % 이상의 잔류 오스테나이트를 가지며, 상기 잔류 오스테나이트 중의 Mn 량이 6.0 질량% 이상이고, 또한 잔류 오스테나이트의 평균 결정 입경이 2.0 μm 이하인 것을 특징으로 하는 가공성이 우수한 고강도 강판.

[0021] (14) 추가로 강 조직은, 면적률로 3.0 % 이하의 베이나이트를 가지며, 잔류 오스테나이트의 애스펙트비가 2.0 이하인 것을 특징으로 하는 상기 (13)에 기재된 가공성이 우수한 고강도 강판.

[0022] (15) 추가로 성분 조성으로서, 질량%로 Al : 0.01 % 이상 2.5 % 이하를 함유하는 것을 특징으로 하는 상기 (13) 또는 (14)에 기재된 가공성이 우수한 고강도 강판.

[0023] (16) 추가로 성분 조성으로서, 질량%로 Cr : 0.05 % 이상 1.0 % 이하, V : 0.005 % 이상 0.5 % 이하, Mo : 0.005 % 이상 0.5 % 이하, Ni : 0.05 % 이상 1.0 % 이하, Cu : 0.05 % 이상 1.0 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 상기 (13) ~ (15) 중 어느 하나에 기재된 가공성이 우수한 고강도 강판.

[0024] (17) 추가로 성분 조성으로서, 질량%로 Ti : 0.01 % 이상 0.1 % 이하, Nb : 0.01 % 이상 0.1 % 이하, B : 0.0003 % 이상 0.0050 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 상기 (13) ~ (16) 중 어느 하나에 기재된 가공성이 우수한 고강도 강판.

[0025] (18) 추가로 성분 조성으로서, 질량%로 Ca : 0.001 % 이상 0.005 % 이하, REM : 0.001 % 이상 0.005 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 상기 (13) ~ (17) 중 어느 하나에 기재된 가공성이 우수한 고강도 강판.

[0026] (19) 추가로 성분 조성으로서, 질량%로 Mg : 0.0005 % 이상 0.0100 % 이하를 함유하는 것을 특징으로 하는 상기 (13) ~ (18) 중 어느 하나에 기재된 가공성이 우수한 고강도 강판.

[0027] (20) 추가로 성분 조성으로서, 질량%로 Ta : 0.0010 % 이상 0.1000 % 이하를 함유하는 것을 특징으로 하는 상기 (13) ~ (19) 중 어느 하나에 기재된 가공성이 우수한 고강도 강판.

[0028] (21) 추가로 성분 조성으로서, 질량%로 Sn : 0.0020 % 이상 0.2000 % 이하 및/또는 Sb : 0.0020 % 이상 0.2000 % 이하를 함유하는 것을 특징으로 하는 상기 (13) ~ (20) 중 어느 하나에 기재된 가공성이 우수한 고강도 강판.

[0029] 또한, 본 명세서에 있어서, 강의 성분을 나타내는 %는 모두 질량%이다. 또, 본 발명에 있어서 「고강도 강판」이란, 인장 강도 TS가 980 MPa 이상인 강판이다. 특히 박(薄) 강판을 대상으로 하는 경우에는, 판 두께는 특별히 규정하지 않지만, 통상 0.7 ~ 3.6 mm 정도이다.

발명의 효과

[0030] 본 발명에 의하면, 980 MPa 이상의 TS, 24000 MPa · % 이상의 TS × EL 을 갖는 가공성이 우수한 고강도 강판을 얻을 수 있다. 본 발명의 고강도 강판을, 예컨대, 자동차 구조 부재에 적용함으로써 차체 경량화에 의한 연비 개선을 도모할 수 있어, 산업상 이용 가치가 매우 크다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0031] 이하, 본 발명을 구체적으로 설명한다.

[0032] 1) 본 발명에 있어서 강의 성분 조성과 강 조직을 상기 범위에 한정한 이유에 관해 설명한다.

[0033] C : 0.03 % 이상 0.35 % 이하

[0034] C 는, 마텐자이트 등의 저온 변태상을 생성시켜 TS 를 상승시키기 위해서 필요한 원소이다. 또, 오스테나이트를 안정화시켜 잔류 오스테나이트를 생성시켜, 강의 가공성을 향상시키는 데 유효한 원소이다. C 량이 0.03 % 미만이면 원하는 TS 를 확보하는 것이 어렵다. 한편, C 를 0.35 % 를 초과하여 과잉으로 첨가하면, 용접부 및 열영향부의 경화가 현저하여 용접부의 기계적 특성이 저하되기 때문에, 스팟 용접성, 아크 용접성 등이 열화한다. 이러한 관점에서 C 량을 0.03 % 이상 0.35 % 이하로 한다. 바람직하게는 0.05 % 이상 0.20 % 이하이다.

[0035] Si : 0.5 % 이상 3.0 % 이하

[0036] Si 는, 고용 강화에 의해 강의 TS 를 상승시키는 원소이다. 또, 잔류 오스테나이트를 생성시키고, 또한 페라이트의 가공 경화능을 향상시키기 때문에, 양호한 가공성의 확보에 유효하다. Si 량이 0.5 % 에 미치지 않으면 그 첨가 효과가 부족해지기 때문에, 하한을 0.5 % 로 했다. 그러나, 3.0 % 를 초과하는 Si 의 과잉 첨가는, 강의 취화를 야기할 뿐만 아니라 적(赤) 스케일 등의 발생에 의한 표면 성상의 열화를 야기한다. 그 때문에, Si 는 0.5 % 이상 3.0 % 이하로 한다. 바람직하게는 0.7 % 이상 2.0 % 이하이다.

[0037] Mn : 3.5 % 이상 10.0 % 이하

[0038] Mn 은, 마텐자이트 등의 저온 변태상을 생성시키고, 또 고용 강화에 의해 강의 TS 를 상승시키는 원소이다. 또, 잔류 오스테나이트의 생성을 촉진시킨다. 이러한 작용은, Mn 량 3.5 % 이상에서 확인된다. 단, Mn 량이 10.0 % 를 초과하는 과잉 첨가는, 원하는 페라이트량의 확보가 어렵고, 또한 ϵ 마텐자이트가 생성되기 쉬워져, 가공성이 현저하게 저하된다. 이러한 관점에서 Mn 량을 3.5 % 이상 10.0 % 이하로 한다. 바람직하게는 3.8 % 이상 7.0 % 이하이다.

[0039] P : 0 % 초과 0.1 % 이하

[0040] P 는 강의 강화에 유효한 원소이지만, 0.1 % 를 초과하여 과잉으로 첨가하면, 입계 편석에 의해 취화를 야기하여, 내충격성을 열화시킨다. 따라서, P 는 0.1 % 이하로 한다.

[0041] S : 0.01 % 이하

[0042] S 는, MnS 등의 개재물이 되어, 구멍 확장성이나 내충격성의 열화나 용접부의 메탈플로우에 따른 균열의 원인이 되기 때문에 최대한 낮은 편이 좋지만, 제조 비용의 면에서 S 는 0.01 % 이하로 한다.

[0043] N : 0.008 % 이하

[0044] N 은, 강의 내시효성을 가장 크게 열화시키는 원소이며, 적을수록 바람직하고, 0.008 % 를 초과하면 내시효성의 열화가 현저해진다. 따라서, N 은 0.008 % 이하로 한다.

[0045] 잔부는 Fe 및 불가피적 불순물이지만, 필요에 따라서 이하의 원소의 1 종 이상을 적절하게 함유시킬 수 있다.

[0046] Al : 0.01 % 이상 2.5 % 이하

[0047] Al 은, 탄화물의 생성을 억제하고, 잔류 오스테나이트를 생성시키는 데 유효한 원소이다. 또, 탈산제로서 작용하고, 강의 청정도에 유효한 원소이며, 탈산 공정에서 첨가하는 것이 바람직하다. Al 량이 0.01 % 에 미치지 않으면 그 첨가 효과가 부족해지기 때문에, 하한을 0.01 % 로 했다. 그러나, 2.5 % 를 초과하는 다량의 첨가는 연속 주조시의 강편 균열 발생의 위험성이 높아져, 제조성을 저하시킨다. 이러한 관점에서

Al 량을 0.01 % 이상 2.5 % 이하로 한다. 바람직하게는 0.2 % 이상 1.5 % 이하이다.

[0048] Cr : 0.05 % 이상 1.0 % 이하, V : 0.005 % 이상 0.5 % 이하, Mo : 0.005 % 이상 0.5 % 이하, Ni : 0.05 % 이상 1.0 % 이하, Cu : 0.05 % 이상 1.0 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종

[0049] Cr, V, Mo 는 강도와 연성의 밸런스를 향상시키는 작용을 갖기 때문에 필요에 따라서 첨가할 수 있다. 그 효과는 Cr : 0.05 % 이상, V : 0.005 % 이상, Mo : 0.005 % 이상에서 얻어진다. 그러나, 각각 Cr : 1.0 %, V : 0.5 %, Mo : 0.5 % 를 초과하여 과잉으로 첨가하면, 제 2 상의 분률이 지나치게 커져 현저한 강도 상승에 따른 연성의 저하 등의 우려가 생긴다. 또, 비용 상승의 요인도 된다. 따라서, 이들 원소를 첨가하는 경우에는, 그 양을 각각 Cr : 0.05 % 이상 1.0 % 이하, V : 0.005 % 이상 0.5 % 이하, Mo : 0.005 % 이상 0.5 % 이하로 한다.

[0050] Ni, Cu 는 강의 강화에 유효한 원소이며, 본 발명에서 규정한 범위내라면 강의 강화에 사용해도 지장이 없다. 이 효과를 얻기 위해서는 각각 0.05 % 이상 필요하다. 한편, Ni, Cu 모두 1.0 % 를 초과하여 첨가하면, 강판의 연성을 저하시킨다. 또, 비용 상승의 요인도 된다. 따라서, Ni, Cu 를 첨가하는 경우에, 그 첨가량은 각각 0.05 % 이상 1.0 % 이하로 한다.

[0051] Ti : 0.01 % 이상 0.1 % 이하, Nb : 0.01 % 이상 0.1 % 이하, B : 0.0003 % 이상 0.0050 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종

[0052] Ti, Nb 는 강의 석출 강화에 유효하며, 그 효과는 각각 0.01 % 이상에서 얻어진다. 그러나, 각각이 0.1 % 를 초과하면 연성 및 형상 동결성이 저하된다. 또, 비용 상승의 요인도 된다. 따라서, Ti, Nb 를 첨가하는 경우에는, 그 첨가량을 Ti 는 0.01 % 이상 0.1 % 이하, Nb 는 0.01 % 이상 0.1 % 이하로 한다.

[0053] B 는 오스테나이트 입계로부터의 페라이트의 생성 · 성장을 억제하는 작용을 갖기 때문에 필요에 따라서 첨가할 수 있다. 그 효과는 0.0003 % 이상에서 얻어진다. 그러나, 0.0050 % 를 초과하면 가공성이 저하된다. 또, 비용 상승의 요인도 된다. 따라서, B 를 첨가하는 경우에는 0.0003 % 이상 0.0050 % 이하로 한다.

[0054] Ca : 0.001 % 이상 0.005 % 이하, REM : 0.001 % 이상 0.005 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종

[0055] Ca 및 REM 은, 황화물의 형상을 구상화하여 구멍 확장성에 미치는 황화물의 악영향을 개선하기 위해서 유효한 원소이다. 이 효과를 얻기 위해서는, 각각 0.001 % 이상 필요하다. 그러나, 각각 0.005 % 를 초과하는 과잉 첨가는, 개재물 등의 증가를 야기하여 표면 및 내부 결함 등을 일으킨다. 따라서, Ca, REM 을 첨가하는 경우에는, 그 첨가량은 각각 0.001 % 이상 0.005 % 이하로 한다.

[0056] Mg : 0.0005 % 이상 0.0100 % 이하

[0057] Mg 는, 탈산에 이용하는 원소임과 함께, Ca 및 REM 과 마찬가지로 황화물의 형상을 구상화하여, 구멍 확장성이 나 국부 연성에 미치는 황화물의 악영향을 개선하기 위해서 유효한 원소이다. 이 효과를 얻기 위해서는 0.0005 % 이상 필요하다. 그러나, 0.0100 % 를 초과하여 과잉으로 첨가하면, 개재물 등의 증가를 야기하여 표면 및 내부 결함 등을 일으킨다. 따라서, Mg 를 첨가하는 경우에는, 그 함유량은 0.0005 % 이상 0.0100 % 이하로 한다.

[0058] Ta : 0.0010 % 이상 0.1000 % 이하

[0059] Ta 는, Ti 나 Nb 와 마찬가지로, 합금 탄화물이나 합금 탄질화물을 생성하여 고강도화에 기여한다. 게다가, Nb 탄화물이나 Nb 탄질화물에 일부 고용되어, (Nb, Ta) (C, N) 과 같은 복합 석출물을 생성함으로써 석출물의 조대화를 현저하게 억제하고, 석출 강화에 의한 강도에의 기여를 안정화시키는 효과가 있다고 생각된다. 이 때문에, Ta 를 함유하는 것이 바람직하다. 여기서, 전술한 석출물 안정화의 효과는, Ta의 함유량을 0.0010 % 이상으로 함으로써 얻어진다. 한편, Ta 를 과잉으로 첨가하더라도 석출물 안정화 효과가 포화될 뿐만 아니라, 합금 비용도 증가한다. 따라서, Ta 를 첨가하는 경우에는, 그 함유량은 0.0010 % 이상 0.1000 % 이하의 범위내로 한다.

[0060] Sn : 0.0020 % 이상 0.2000 % 이하 및/또는 Sb : 0.0020 % 이상 0.2000 % 이하

[0061] Sn 및 Sb 는, 이들 원소 중에서 선택되는 적어도 1 종을 이하의 함유량으로 함유하는 것이 바람직하다. 즉, Sn 및/또는 Sb 는, 강판 표면의 질화나 산화에 의해 생기는 강판 표층의 수십 μm 정도의 영역의 탈탄을 억제하는 관점에서, 필요에 따라서 첨가한다. Sn이나 Sb 를 각각 0.0020 % 이상 첨가함으로써, 이러한 질화나 산화를 억제하고, 강판 표면에 있어서 마텐자이트의 생성량이 감소하는 것을 방지하여, 괴로 특성이나 내시효성

을 개선시킬 수 있다. 한편, 이를 원소 모두에 관해, 0.2000 % 를 초과하여 과잉으로 첨가하면 인성의 저하를 초래한다. 따라서, Sn 및/또는 Sb 를 첨가하는 경우에는, 그 함유량은 각각 0.0020 % 이상 0.2000 % 이하의 범위내로 한다.

[0062] 페라이트의 면적률 : 30.0 % 이상

[0063] 페라이트의 면적률이 30.0 % 미만이면 양호한 연성의 확보가 어려워진다. 따라서, 페라이트의 면적률은 30.0 % 이상으로 한다. 페라이트의 면적률이 과잉으로 높아지면, 원하는 강도 확보가 어려워질 가능성이 있기 때문에, 80.0 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 또한, 페라이트의 면적률은, 강판의 압연 방향에 평행한 판두께 단면 (L 단면) 을 연마후, 3 % 나이탈로 부식시켜, 판두께 1/4 위치 (강판 표면으로부터 깊이 방향에서 판두께의 1/4 에 상당하는 위치) 에 관해 주사형 전자 현미경 (SEM : Scanning Electron Microscope) 을 이용하여 3000 배의 배율로 10 시야 관찰하고, 얻어진 조직 화상을 이용하여, Media Cybernetics 사의 Image-Pro (화상 해석 소프트) 를 이용하여 페라이트의 면적률을 10 시야분 산출하고, 이들의 값을 평균하여 구할 수 있다. 또, 상기 조직 화상에 있어서, 페라이트는 회색의 조직을 띠고 있다.

[0064] 페라이트 중의 Mn 량 (질량%) 을 강판 중의 Mn 량 (질량%) 으로 나눈 값 : 0.80 이하

[0065] 페라이트 중의 Mn 량 (질량%) 이 강판 중의 Mn 량 (질량%) 인 0.80 을 초과하면, 페라이트의 결정립 자체의 연성이 저하되어, 목표로 하는 강판의 연성의 확보가 어려워진다. 따라서, 페라이트 중의 Mn 량 (질량%) 은 강판 중의 Mn 량 (질량%) 의 0.80 이하로 한다. 페라이트 중의 Mn 량 (질량%) 을 강판 중의 Mn 량 (질량%) 으로 나눈 값이 과잉으로 작아지면, 페라이트의 결정립 자체의 강도 확보가 어려워질 가능성이 있기 때문에, 0.20 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0066] 또한, 페라이트 중의 Mn 량은, 전계 방사형 전자 프로브 마이크로 애널라이저 (Field Emission-Electron Probe Micro Analyzer) 를 이용하여, 판두께 1/4 위치에서의 압연 방향 단면의 각 상에 대한 Mn 의 분포 상태를 정량화하고, 30 개의 페라이트 입자의 Mn 량 분석 결과의 평균치에 의해 구할 수 있다. 강판 중의 Mn 량은, 발광 분광 분석법 (QV 분석) 에 의해 구할 수 있다.

[0067] 잔류 오스테나이트의 체적률 : 10.0 % 이상

[0068] 잔류 오스테나이트는 연성의 향상에 유효하게 작용하며, 그 체적률이 10.0 % 미만이면 목표로 하는 연성을 얻을 수 없다. 또, 딥드로잉성의 저하가 우려된다. 따라서, 잔류 오스테나이트의 체적률을 10.0 % 이상으로 한다. 잔류 오스테나이트의 체적률의 상한은 특별히 규정하지 않지만, 본 성분 범위에서는 상한은 40.0 % 가 된다.

[0069] 또한, 잔류 오스테나이트의 체적률은, 강판을 판두께 방향의 1/4 면까지 연마하여, 이 판두께 1/4 면의 회절 X 선 강도에 의해 구할 수 있다. 입사 X 선에는 MoK α 선을 사용하고, 잔류 오스테나이트상의 {111}, {200}, {220}, {311} 면과 페라이트의 {110}, {200}, {211} 면의 피크의 적분 강도의 모든 조합에 관해 강도비를 구하여, 이들의 평균치로부터 구할 수 있다.

[0070] 잔류 오스테나이트 중의 Mn 량 : 6.0 질량% 이상

[0071] 본 발명에서는, 10.0 % 이상의 잔류 오스테나이트의 체적률을 확보하기 위해, Mn 에 의한 오스테나이트의 안정화 효과를 활용하고 있는 것이 특징이다. 즉, 오스테나이트 중의 Mn 량의 증가에 의해, 안정된 잔류 오스테나이트의 확보가 가능해져, 연성과 딥드로잉성이 대폭 향상된다. 이 효과를 얻기 위해서, 잔류 오스테나이트 중의 Mn 량은 6.0 질량% 이상으로 한다. 잔류 오스테나이트 중의 Mn 량이 과잉으로 높아지면, 잔류 오스테나이트가 과도하게 안정화되어, 인장 시험의 변형후에도 잔류 오스테나이트가 잔존할 가능성, 즉, 잔류 오스테나이트가 마텐자이트로 변태하는 TRIP 효과의 발현이 작아져, 충분한 연성을 확보할 수 없을 가능성이 있기 때문에, 11.0 질량% 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0072] 또한, 잔류 오스테나이트 중의 Mn 량은, 전계 방사형 전자 프로브 마이크로 애널라이저 (Field Emission-Electron Probe Micro Analyzer) 를 이용하여, 판두께 1/4 위치에 있어서의 압연 방향 단면의 각 상에 대한 Mn 의 분포 상태를 정량화하고, 30 개의 잔류 오스테나이트 입자의 Mn 량 분석 결과의 평균치에 의해 구할 수 있다.

[0073] 잔류 오스테나이트의 평균 결정 입경 : 2.0 μm 이하

[0074] 잔류 오스테나이트의 평균 결정 입경이 2.0 μm 를 초과하면, 잔류 오스테나이트의 안정성도 저하되어, 목표로

하는 연성의 확보가 어려워진다. 또, 딥드로잉성을 확보하는 관점에서도 불리해진다. 또, 굽힘 시험시나 피로 시험시에 강판 중의 균열의 전파를 억제할 수 없어, 양호한 굽힘성이나 피로 특성의 확보가 어려워지는 것이 우려된다. 따라서, 잔류 오스테나이트의 평균 결정 입경을 $2.0 \mu\text{m}$ 이하로 한다. 잔류 오스테나이트의 평균 결정 입경이 $0.1 \mu\text{m}$ 미만이 되면, TRIP 효과에 의한 가공 경화율의 상승 효과가 작아져, 충분한 연성을 확보할 수 없을 가능성이 있기 때문에, $0.1 \mu\text{m}$ 이상으로 하는 것이 바람직하다. 또한, 잔류 오스테나이트의 평균 결정 입경은, TEM (투과형 전자 현미경)으로 20 개의 잔류 오스테나이트를 관찰하고, 전술한 Image-Pro 를 이용하여 각각의 면적을 구하고 원상당 직경을 산출하여, 이들의 값을 평균하여 구할 수 있다.

[0075] 베이나이트의 면적률 : 3.0 % 이하

[0076] 본 발명에서는, 베이나이트 변태를 활용하지 않고, 원하는 안정된 잔류 오스테나이트의 체적률을 확보 가능한 것이 특징이다. 또, 페라이트에 비해서 비교적 전위 밀도가 높다. 그 때문에, 베이나이트 자체의 연성은 낮아, 베이나이트의 면적률이 3.0 % 를 초과하면, 목표로 하는 강판의 연성의 확보가 어려워지는 것이 우려된다. 따라서, 베이나이트의 면적률은 3.0 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 베이나이트의 면적률은 0.0 % 이어도 된다.

[0077] 또, 여기서 말하는 베이나이트의 면적률이란, 관찰 면적에서 차지하는 베이니티 페라이트 (베이나이트 변태에 의해 생성되는 전위 밀도가 비교적 높은 페라이트) 의 면적 비율을 말한다.

[0078] 잔류 오스테나이트의 애스펙트비 : 2.0 이하

[0079] 잔류 오스테나이트의 애스펙트비가 2.0 을 초과하면, 굽힘 시험시나 피로 시험시에, 페라이트의 결정립계를 따라서 존재하는 신장된 잔류 오스테나이트 (경질상) 와 페라이트 (연질상) 의 이상 (異相) 계면에서 균열이 전진되어, 강판 중의 균열의 전파를 억제할 수 없어, 양호한 굽힘성이나 피로 특성의 확보가 어려워진다. 그 때문에, 잔류 오스테나이트의 애스펙트비는 2.0 이하로 한다.

[0080] 또, 여기서 말하는 잔류 오스테나이트의 애스펙트비란, 잔류 오스테나이트의 결정립의 장축 길이를 단축 길이로 나눈 값이다.

[0081] 또한, 베이나이트의 면적률 및 잔류 오스테나이트의 애스펙트비 (장축 길이/단축 길이) 는, 강판의 압연 방향에 평행한 판두께 단면 (L 단면) 을 연마후, 3 % 나이탈로 부식시켜, 판두께 1/4 위치 (강판 표면으로부터 깊이 방향에서 판두께의 1/4 에 상당하는 위치) 에 관해 SEM 을 이용하여 3000 배의 배율로 10 시야 관찰하고, 얻어진 조직 화상을 이용하여, Media Cybernetics 사의 Image-Pro 를 이용하여 베이나이트의 면적률 및 잔류 오스테나이트의 애스펙트비 (장축 길이/단축 길이) 를 각각 10 시야분 산출하고, 각각의 10 시야분의 값을 평균하여 구할 수 있다.

[0082] 또, 본 발명의 마이크로 조직에 있어서, 페라이트와 베이나이트와 잔류 오스테나이트 이외의 잔부 조직에, 마텐자이트, 텁퍼드 마텐자이트, 펠라이트, 시멘타이트 등의 탄화물의 1 종 이상이 포함되더라도, 본 발명의 효과가 손상되지는 않는다. 그러나, 양호한 연성의 확보를 위해, 펠라이트의 면적률은 5 % 이하인 것이 바람직하다.

[0083] 2) 다음으로 제조 조건에 관해 설명한다.

[0084] <주조 조건>

[0085] 상기 성분 조성을 갖는 강을 용제 (溶製) 하여 강 슬라브로 한다. 강 슬라브는, 성분의 마크로 편석을 방지하기 위해 연속 주조법으로 제조하는 것이 바람직하지만, 조괴법 (造塊法), 박 (薄) 슬라브 주조법으로 제조해도 된다. 또, 강 슬라브를 제조한 후 일단 실온까지 냉각시키고, 그 후 다시 가열하는 종래법에 더하여, 실온까지 냉각시키지 않고, 따뜻한 채로 가열로에 장입하거나, 혹은 약간의 보열을 행한 후에 즉시 압연하는 직송 압연 · 직접 압연 등의 에너지 절약 프로세스도 문제없이 적용할 수 있다.

[0086] <열간 압연 조건>

[0087] 강 슬라브를 열간 압연하여 권취한다. 슬라브 가열 온도가 $1100 ^\circ\text{C}$ 미만이면, 탄화물의 충분한 고용이 어렵고, 압연 하중의 증대에 의한 열간 압연시의 트러블 발생의 위험이 증대되는 등의 문제가 생긴다. 그 때문에, 슬라브 가열 온도는 $1100 ^\circ\text{C}$ 이상이 바람직하다. 또, 산화량의 증가에 따른 스케일 손실의 증대 등의 관점에서, 슬라브 가열 온도는 $1300 ^\circ\text{C}$ 이하로 하는 것이 바람직하다. 또한, 슬라브 온도가 낮아진 경우, 열간 압연시의 트러블을 방지한다는 관점에서, 시트바를 가열하는, 소위 시트바 히터를 활용해도 된다. 마

무리 압연 온도가 Ar_3 변태점 미만이면, 재료 특성에 이방성이 생겨 가공성을 저하시키는 원인이 되는 경우가 있다. 이 때문에, 마무리 압연 온도는 Ar_3 변태점 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0088] 권취 온도 : Ar_1 변태점 ~ Ar_1 변태점 + (Ar_3 변태점 - Ar_1 변태점)/2

[0089] 본 발명에 있어서는 열간 압연후의 권취 온도는 매우 중요하다. 상기 권취 온도에서 열연판을 권취함으로써 오스테나이트 중에 Mn 이 농화되어, 냉간 압연후의 열처리시에 충분한 오스테나이트 중의 Mn 농화량을 얻을 수 있고, 안정된 잔류 오스테나이트를 확보할 수 있어, 가공성이 향상된다. 권취 온도가 Ar_1 변태점 미만, 또는 Ar_1 변태점 + (Ar_3 변태점 - Ar_1 변태점)/2 를 초과하는 온도에서는, 오스테나이트 중으로의 Mn 의 농화가 진행되지 않아, 냉간 압연후의 열처리시에 오스테나이트 중으로의 Mn 농화량이 적어, 양호한 가공성의 확보가 어렵다.

[0090] Ar_1 변태점 ~ Ar_1 변태점 + (Ar_3 변태점 - Ar_1 변태점)/2 의 온도역에서 5 시간 이상 유지

[0091] Ar_1 변태점 ~ Ar_1 변태점 + (Ar_3 변태점 - Ar_1 변태점)/2 의 온도역에서 5 시간 이상 유지함으로써 오스테나이트 중에 Mn 이 더욱 농화되어, 냉간 압연후의 열처리시에 오스테나이트 중의 Mn 농화량이 증대되고, 보다 안정된 잔류 오스테나이트를 확보할 수 있어, 더욱 가공성이 향상된다. 따라서, 상기한 온도에서 권취한 후, 상기 온도역에서 5 시간 이상 유지하는 것이 바람직하다. 또, 열연판의 결정립의 조대화에 의해, 냉간 압연후의 어닐링판의 강도가 저하되기 때문에, 유지 시간은 12 시간 이하인 것이 바람직하다.

[0092] 또한, 본 발명에 있어서의 열간 압연 공정에서는, 열간 압연시의 압연 하중을 저감하기 위해 마무리 압연의 일부 또는 전부를 윤활 압연으로 해도 된다. 윤활 압연을 행하는 것은, 강판 형상의 균일화, 재질의 균일화의 관점에서도 유효하다. 또한, 윤활 압연시의 마찰 계수는 0.25 ~ 0.10 의 범위로 하는 것이 바람직하다.

또, 서로 전후하는 시트바끼리 접합하여, 연속적으로 마무리 압연하는 연속 압연 프로세스로 하는 것이 바람직하다. 연속 압연 프로세스를 적용하는 것은, 열간 압연의 조업 안정성의 관점에서도 바람직하다.

[0093] 200 °C 이하까지 냉각시킨 후, Ac_1 변태점 - 200 °C ~ Ac_1 변태점의 온도역으로 가열하여 30 분 이상 유지

[0094] 상기 Ar_1 변태점 ~ Ar_1 변태점 + (Ar_3 변태점 - Ar_1 변태점)/2 에서 권취한 후, 또는 상기 온도에서 권취한 후 추가로 상기 Ar_1 변태점 ~ Ar_1 변태점 + (Ar_3 변태점 - Ar_1 변태점)/2 의 온도역에서 5 시간 이상 유지한 후, 200 °C 이하로 냉각시킨다. 200 °C 이하까지 냉각시킴으로써, 마텐자이트나 베이나이트 등의 경질의 저온 변태상을 생성시킬 수 있다. 냉각시킬 때의 냉각 방법, 냉각 속도는 특별히 규정되지 않는다.

[0095] 200 °C 이하까지 냉각시킴으로써 생성된 마텐자이트나 베이나이트 등의 경질의 저온 변태상을, Ac_1 변태점 - 200 °C ~ Ac_1 변태점의 온도역에서 30 분 이상 유지하면, 템퍼드 마텐자이트 및 템퍼드 베이나이트로 변태함으로써 시멘타이트 등의 탄화물을 석출하고, 냉간 압연후의 열처리시에 C 농도가 높은 미세한 오스테나이트가 생성되어, 가공성이 향상된다. 또, 열연판을 연질화시켜, 그 후의 냉간 압연의 부하를 경감시키는 효과도 있다. Ac_1 변태점 - 200 °C 미만 또는 Ac_1 변태점을 초과하는 온도에서의 유지, 혹은 30 분 미만의 유지에서는 상기 효과를 얻는 것이 어렵다. 유지 시간이 750 분을 초과하면, 결정립이 과도하게 조대화하여, 최종적으로 원하는 잔류 오스테나이트의 평균 결정 입경을 얻을 수 없어, 연성이 저하될 가능성이 있고, 또 딥드로잉성의 저하가 우려된다. 또, 많은 에너지 소비에 의한 비용 증가를 야기할 가능성이 있다. 그 때문에, 유지 시간을 750 분 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0096] 강판을, Ac_1 변태점 - 200 °C ~ Ac_1 변태점의 온도역에서 30 분 이상 유지한 후, 냉각시키고 산세정한다.

냉각시킬 때의 냉각 방법, 냉각 속도는 특별히 규정되지 않는다. 산세정은 통상의 방법이면 된다.

[0097] 냉간 압연의 압하율 : 20 % 이상

[0098] 산세정후 냉간 압연한다. 본 발명에 있어서는 열간 압연후의 냉간 압연의 압하율은 매우 중요하다. 20 % 이상의 압하율로 냉간 압연을 함으로써, 그 후의 열처리시에 페라이트의 재결정이 촉진되고, 미세하고 양호한 연성을 갖는 재결정 페라이트가 생성되어, 가공성이 향상된다. 또, 페라이트의 미세 생성에 의해, 오스테나이트가 미세하게 생성되고, 보다 안정된 잔류 오스테나이트를 얻을 수 있어, TS × EL 이 상승한다.

[0099] <냉간 압연후의 열처리 조건>

- [0100] Ac_1 변태점 ~ Ac_1 변태점 + (Ac_3 변태점 - Ac_1 변태점)/2 의 온도역에서 30 s 이상 유지 (열처리 1)
- [0101] 오스테나이트와 페라이트의 2 상 영역에서 열처리 (어닐링 처리) 를 하면, Mn 은 오스테나이트 중으로 농화되어 오스테나이트 중의 Mn 농도가 강의 평균 조성 이상의 농도가 된다. 열처리 온도가 Ac_1 변태점 미만이면 오스테나이트가 거의 생성되지 않아, 어닐링후에 원하는 잔류 오스테나이트를 얻을 수 없어, 가공성이 저하된다. 또, 열처리 온도가 Ac_1 변태점 + (Ac_3 변태점 - Ac_1 변태점)/2 를 초과하면, 열처리시의 오스테나이트로의 Mn 의 농화가 불충분해져, 안정된 잔류 오스테나이트를 확보할 수 없어, 가공성이 저하된다. 또, 유지 시간이 30 s 미만이면, 열처리시의 오스테나이트로의 Mn 의 농화가 불충분해져, 안정된 잔류 오스테나이트를 확보할 수 없어, 가공성이 저하된다. 또, 미재결정 조직이 많이 잔존하여 가공성이 저하된다. 따라서, 열처리 조건은, Ac_1 변태점 ~ Ac_1 변태점 + (Ac_3 변태점 - Ac_1 변태점)/2 의 온도역에서 30 s 이상의 유지로 한다. 유지 시간이 360 분을 초과하면, 열처리 중의 페라이트와 오스테나이트의 결정 입경이 과도하게 조대화되어, 원하는 잔류 오스테나이트의 평균 결정 입경을 얻을 수 없어, 연성이 저하될 가능성이 있다. 또, 딥드로잉성의 저하가 우려된다. 또, 많은 에너지 소비에 의한 비용 증가를 야기할 가능성이 있다. 그 때문에, 유지 시간을 360 분 이하로 하는 것이 바람직하다.
- [0102] 또한, 열처리 방법은 연속 어닐링이나 배치 어닐링의 어느 어닐링 방법이어도 상관없다. 또, 상기 열처리후 실온까지 냉각시키지만, 그 냉각 방법 및 냉각 속도는 특별히 규정되지 않고, 배치 어닐링에서의 노랭, 공랭 및 연속 어닐링에서의 가스제트 냉각, 미스트 냉각, 수랭 등의 어느 냉각이어도 상관없다.
- [0103] 또, 상기 열처리후, 200 °C 이하까지 냉각시키고, 이하의 열처리를 더 행할 수도 있다.
- [0104] Ac_1 변태점 ~ Ac_1 변태점 + (Ac_3 변태점 - Ac_1 변태점)/2 의 온도역에서 10 s 이상 유지 (열처리 2)
- [0105] 또한, 상기 조건으로 열처리를 함으로써, Mn 의 오스테나이트 중으로의 농화가 진행되고, 보다 안정된 잔류 오스테나이트의 확보가 가능해져, 보다 가공성이 향상된다. 열처리 온도가 Ac_1 변태점 미만 또는 Ac_1 변태점 + (Ac_3 변태점 - Ac_1 변태점)/2 를 초과하면, 또 유지 온도가 10 s 미만이 되면 상기 효과를 얻을 수 없다. 상기 열처리후 실온까지 냉각시키지만, 그 냉각 방법 및 냉각 속도는 규정되지 않는다. 유지 시간이 180 분을 초과하면, 열처리 중의 페라이트와 오스테나이트의 결정 입경이 과도하게 조대화되어, 원하는 잔류 오스테나이트의 평균 결정 입경을 얻을 수 없어, 연성이 저하될 가능성이 있다. 또, 딥드로잉성의 관점에서도 바람직하지 않다. 또, 많은 에너지 소비에 의한 비용 증가를 야기할 가능성이 있다. 그 때문에, 유지 시간을 180 분 이하로 하는 것이 바람직하다.
- [0106] <용융 아연 도금 처리>
- [0107] 용융 아연 도금 처리를 할 때에는, 상기 열처리 1 또는 열처리 2 를 한 강판을 440 ~ 500 °C 의 아연 도금욕 중에 침지하여 용융 아연 도금 처리를 하고, 그 후 가스 와이핑 등에 의해 도금 부착량을 조정한다. 용융 아연 도금은 Al 량이 0.08 ~ 0.18 질량% 인 아연 도금욕을 이용하는 것이 바람직하다.
- [0108] <아연 도금의 합금화 처리>
- [0109] 아연 도금의 합금화 처리를 할 때에는, 용융 아연 도금 처리후에 470 ~ 600 °C 의 온도역에서 아연 도금의 합금화 처리를 한다. 470 °C 미만의 온도에서는, 도금층의 합금화가 촉진되지 않아, 합금화 용융 아연 도금 강판을 얻는 것이 어렵다. 600 °C 를 초과하는 온도에서 합금화 처리를 행하면, 잔류 오스테나이트의 분해가 생겨 가공성이 저하된다. 따라서, 아연 도금의 합금화 처리를 행할 때에는, 470 ~ 600 °C 의 온도역에서 아연 도금의 합금화 처리를 하는 것으로 한다.
- [0110] 아연 도금 처리를 하지 않은 냉연 강판 및 용융 아연 도금 처리, 합금화 용융 아연 도금 처리를 한 후의 강판에는, 형상 교정이나 표면 조도의 조정 등을 목적으로 조질 압연을 행할 수 있다. 또, 수지나 유지 코팅 등의 각종 도장 처리를 할 수도 있다.
- [0111] 실시예
- [0112] 표 1 에 나타내는 성분 조성을 가지며, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어진 강을 전로 (轉爐) 에서 용제 하여, 연속 주조법으로 슬라브로 했다. 얻어진 슬라브를 1250 °C 로 가열하고, 마무리 압연 온도 870 °C 에서 판두께 4.0 mm 까지 열간 압연하여 권취하고, 권취후, 200 °C 이하까지 냉각시키거나 또는 권취후 상기 권취 온도에서 소정 시간 유지한 후, 200 °C 이하까지 냉각시키고, 그 후 열처리 (열연판 열처리) 를 행한 후, 산세

정, 냉간 압연, 열처리에 이용하고, 일부는 추가로 용융 아연 도금 처리 또는 추가로 아연 도금의 합금화 처리에 제공했다. 용융 아연 도금 옥은은 460 °C로 했다. 아연 도금량은 한면당 45 g/m² (양면 도금)로 조정하고, 합금화 처리는 피막중 Fe 농도가 9 ~ 12 질량%가 되도록 조정했다. 제조 조건을 표 2에 나타낸다. 얻어진 강판의 인장 특성에 관해 조사하여, 그 결과를 표 3A, 표 3B에 나타냈다.

[표 1]

강종	성분 조성 (질량%)						Ar ₁ 변태점 (°C)	Ar ₃ 변태점 (°C)	Ac ₁ 변태점 (°C)	Ac ₃ 변태점 (°C)	비고
	C	Si	Mn	Al	P	N					
A	0.102	1.04	4.52	0.028	0.0226	0.00038	-	569	728	634	762
B	0.082	1.45	5.18	0.032	0.029	0.0024	0.00034	-	559	731	621
C	0.294	0.72	4.82	0.026	0.023	0.0024	0.00036	-	528	640	619
D	0.102	0.98	6.11	0.032	0.024	0.0026	0.00032	-	504	662	589
E	0.012	1.51	5.32	0.030	0.027	0.0019	0.00030	-	560	744	618
F	0.101	1.21	11.4	0.029	0.029	0.0021	0.00030	-	299	459	443
G	0.144	1.43	2.89	0.030	0.028	0.0028	0.00030	-	641	795	684
H	0.110	1.01	4.82	0.723	0.031	0.0022	0.00031	-	555	712	625
I	0.092	1.05	5.03	0.034	0.024	0.0026	0.00032	Ni: 0.22, Cu: 0.19	541	699	616
J	0.124	1.29	4.38	0.028	0.028	0.0028	0.00030	Cr: 0.21, V: 0.062	551	707	626
K	0.089	1.51	5.55	0.032	0.025	0.0024	0.00031	Mo: 0.21	539	703	612
L	0.085	1.14	5.56	0.033	0.024	0.0019	0.00033	Nb: 0.328	532	695	607
M	0.151	1.32	5.22	0.027	0.029	0.0020	0.00034	Ti: 0.021, B: 0.0019	544	695	617
N	0.121	1.18	4.98	0.030	0.024	0.0018	0.00029	Ca: 0.0015, RE: 0.0018	553	709	623
O	0.128	0.72	4.14	0.340	0.019	0.0024	0.00044	-	572	721	641
P	0.084	0.75	5.22	0.034	0.024	0.0017	0.00036	Mg: 0.0021	533	691	612
Q	0.088	0.56	5.14	0.036	0.024	0.0022	0.00031	Ta: 0.0071	532	688	612
R	0.101	0.66	4.89	0.030	0.019	0.0031	0.00041	Nb: 0.0018, Ta: 0.00064	543	698	620
S	0.114	0.78	5.49	0.027	0.022	0.0018	0.00042	Si: 0.0061	521	674	604
T	0.089	0.81	6.12	0.029	0.016	0.0021	0.00036	Ni: 0.019, Sn: 0.00057	500	659	587
U	0.146	0.73	3.89	0.032	0.024	0.0026	0.00032	Sn: 0.00069	581	726	648
V	0.122	0.74	4.38	0.043	0.021	0.0023	0.00040	Ni: 0.0221, Sn: 0.00052	544	695	621

[0114]

[0115]

Ar₁변태점, Ar₃변태점, Ac₁변태점, Ac₃변태점은 이하의 식을 이용하여 구했다.

[0116]

Ar₁변태점 (°C)

[0117]

$$= 730 - 102 \times (\% C) + 29 \times (\% Si) - 40 \times (\% Mn) - 18 \times (\% Ni)$$

[0118]

$$- 28 \times (\% Cu) - 20 \times (\% Cr) - 18 \times (\% Mo)$$

[0119]

Ar₃변태점 (°C)

[0120]

$$= 900 - 326 \times (\% C) + 40 \times (\% Si) - 40 \times (\% Mn) - 36 \times (\% Ni)$$

[0121]

$$- 21 \times (\% Cu) - 25 \times (\% Cr) - 30 \times (\% Mo)$$

[0122]

Ac₁변태점 (°C)

[0123]

$$= 751 - 16 \times (\% C) + 11 \times (\% Si) - 28 \times (\% Mn) - 5.5 \times (\% Cu)$$

$$- 16 \times (\% \text{ Ni}) + 13 \times (\% \text{ Cr}) + 3.4 \times (\% \text{ Mo})$$

Ac₃ 변태점 (°C)

$$= 910 - 203\sqrt{(\% \text{ C})} + 45 \times (\% \text{ Si}) - 30 \times (\% \text{ Mn}) - 20 \times (\% \text{ Cu})$$

$$- 15 \times (\% \text{ Ni}) + 11 \times (\% \text{ Cr}) + 32 \times (\% \text{ Mo}) + 104 \times (\% \text{ V}) + 400$$

$$\times (\% \text{ Ti}) + 200 \times (\% \text{ Al})$$

[0129] 여기서, (% C), (% Si), (% Mn), (% Ni), (% Cu), (% Cr), (% Mo), (% V), (% Ti), (% Al)는 각각의 원소의 함유량 (질량%)이다.

[표 2]

No.	강종	권취 온도 °C	권취 온도 에서의 유지 시간 min.	열연판 열처리		냉간 온도 °C	냉간 압연 후 열처리 1		냉간 압연 후 열처리 2 °C	한금화 처리 온도 °C	종류*	비고	
				열처리 온도 °C	열처리 시간 min.		열처리 온도 °C	열처리 시간 s					
1	A	600	—	550	120	40	650	200	—	—	CR	본발명 예	
2	A	600	—	550	120	40	650	200	—	—	GI	본발명 예	
3	A	600	—	550	120	40	650	200	—	—	GA	본발명 예	
4	A	600	360	550	120	40	650	200	—	—	CR	본발명 예	
5	A	600	360	550	120	40	650	200	—	—	GA	본발명 예	
6	A	600	—	550	120	65	650	200	—	—	CR	본발명 예	
7	A	600	—	550	120	40	650	3600	—	—	CR	본발명 예	
8	A	600	—	550	120	40	650	3600	—	—	GI	본발명 예	
9	A	600	—	550	120	40	650	3600	—	—	GA	본발명 예	
10	A	600	—	550	120	40	650	200	550	200	CR	본발명 예	
11	A	600	360	550	120	40	650	200	650	200	CR	본발명 예	
12	A	600	360	550	120	40	650	3600	550	200	CR	본발명 예	
13	A	600	360	550	120	40	650	3500	550	200	550	GA	본발명 예
14	A	800	—	550	120	40	650	200	—	—	CR	비교 예	
15	A	400	—	550	120	40	650	200	—	—	CR	비교 예	
16	A	600	—	300	120	40	650	200	—	—	CR	비교 예	
17	A	600	—	550	5	40	650	200	—	—	CR	비교 예	
18	A	600	—	550	120	5	650	200	—	—	CR	비교 예	
19	A	600	—	550	120	40	800	200	—	—	CR	비교 예	
20	A	600	—	550	120	40	500	200	—	—	CR	비교 예	
21	A	600	—	550	120	40	650	5	—	—	CR	비교 예	
22	A	600	—	550	120	40	650	200	—	700	GA	비교 예	
23	B	600	—	550	120	40	650	200	—	—	CR	본발명 예	
24	B	600	360	550	120	40	650	3600	—	—	550	GA	본발명 예
25	C	570	—	550	120	40	630	200	620	200	—	GI	본발명 예
26	C	570	360	550	120	40	630	200	—	—	560	GA	본발명 예
27	D	580	—	520	120	40	610	3600	—	—	GI	본발명 예	
28	D	580	—	520	120	65	610	200	—	—	550	GA	본발명 예
29	E	620	—	550	120	40	630	200	—	—	CR	비교 예	
30	F	350	—	400	120	40	460	200	—	—	GI	비교 예	
31	G	600	—	550	120	40	700	200	—	—	570	GA	비교 예
32	H	590	—	550	120	65	710	200	—	—	GI	본발명 예	
33	I	590	—	550	120	40	640	200	—	—	540	GA	본발명 예
34	J	590	—	550	120	40	640	200	—	—	CR	본발명 예	
35	K	590	—	550	120	40	640	200	630	200	—	GI	본발명 예
36	L	590	360	550	120	40	640	200	—	—	550	GA	본발명 예
37	M	590	—	550	120	40	640	200	—	—	CR	본발명 예	
38	N	590	360	550	120	40	640	3600	—	—	580	GA	본발명 예
39	O	608	480	600	120	60	673	220	663	180	—	CR	본발명 예
40	O	608	480	600	120	60	673	220	—	—	GI	본발명 예	
41	P	581	—	500	200	60	638	300	628	180	—	CR	본발명 예
42	P	581	480	500	200	60	638	300	628	180	535	GA	본발명 예
43	Q	579	—	550	240	60	650	500	—	—	535	GA	본발명 예
44	Q	579	360	550	240	60	650	500	—	—	545	GA	본발명 예
45	R	571	—	550	200	60	641	420	632	150	—	CR	본발명 예
46	R	571	460	550	200	60	641	420	632	150	—	GI	본발명 예
47	S	557	—	450	300	60	630	220	—	—	GI	본발명 예	
48	S	557	420	450	300	60	630	220	—	—	540	GA	본발명 예
49	T	542	—	400	220	60	622	600	610	220	540	GA	본발명 예
50	T	542	460	400	220	60	622	3600	610	220	530	GA	본발명 예
51	U	605	—	550	240	60	669	180	651	240	—	OR	본발명 예
52	U	605	460	550	240	60	669	3000	651	240	—	CR	본발명 예
53	V	557	—	500	320	60	642	300	—	—	525	GA	본발명 예
54	V	557	400	500	320	60	642	300	—	—	525	GA	본발명 예

* CR: 냉연 강판 (도금 없음), GI: 용융 앤션 도금 강판 (아연 도금의 합금화 처리 없음) GA: 합금화 용융 앤션 도금 강판

[0131]

[0132]

[표 3A]

No.	강종	두께 t (mm)	F 의 면적률 (%)	B 의 면적률 (%)	RA 의 체적률 (%)	F 중 Mn 양 (질량%)	RA 중 Mn 양 (질량%)	RA 중 Mn 양 (질량%)	RA 의 평균 결정입경 (μm)	RA 의 에스펙트비	잔부 조직	비고
1	A	2.4	62.8	0.2	15.4	3.3	0.73	6.5	0.6	1.4	M+θ	분발명예
2	A	2.4	63.7	0.2	14.7	3.2	0.71	6.4	0.7	1.5	M+θ	분발명예
3	A	2.4	62.8	0.3	14.2	3.3	0.73	6.4	0.7	1.4	M+θ	분발명예
4	A	2.4	68.2	0.2	20.4	2.9	0.64	6.7	0.7	1.2	M+θ	분발명예
5	A	2.4	68.7	0.3	19.8	2.9	0.64	6.6	0.8	1.3	M+θ	분발명예
6	A	1.4	64.2	0.2	17.1	3.1	0.89	6.5	0.5	1.4	M+θ	분발명예
7	A	2.4	67.7	0.1	21.4	2.8	0.62	6.9	0.8	1.2	M+θ	분발명예
8	A	2.4	67.9	0.2	21.5	2.9	0.64	7.0	0.7	1.3	M+θ	분발명예
9	A	2.4	66.7	0.3	21.3	2.9	0.64	6.9	0.7	1.4	M+θ	분발명예
10	A	2.4	67.9	0.2	19.8	3.1	0.69	6.8	0.8	1.2	M+θ	분발명예
11	A	2.4	71.2	0.2	24.5	2.7	0.60	7.2	0.9	1.2	M+θ	분발명예
12	A	2.4	68.3	0.1	23.4	2.5	0.55	7.3	0.7	1.2	M+θ	분발명예
13	A	2.4	68.3	0.1	23.4	2.5	0.55	7.3	0.7	1.2	M+θ	분발명예
14	A	2.4	72.8	0.2	8.8	4.1	0.91	5.3	1.1	1.8	M+θ	비교예
15	A	2.4	73.1	0.3	7.9	4.0	0.88	5.4	1.0	1.7	M+θ	비교예
16	A	2.4	72.4	0.1	9.7	3.8	0.84	5.7	3.2	1.8	M+θ	비교예
17	A	2.4	72.4	0.1	9.7	3.8	0.84	5.6	3.2	1.8	M+θ	비교예
18	A	3.8	72.4	0.1	9.7	3.8	0.84	5.4	3.2	1.8	M+θ	비교예
19	A	2.4	0	0.3	1.8			4.9	0.7	1.7	M+θ	비교예
20	A	2.4	88.4	0.1	1.7	4.2	0.93	4.8	0.8	1.8	M+θ	비교예
21	A	2.4	70.5	0.4	4.8	4.2	0.93	4.7	0.9	1.7	M+θ	비교예
22	A	2.4	68.2	0.2	3.2	3.4	0.75	5.6	0.7	1.8	M+θ+P	비교예
23	B	2.4	63.7	0.2	14.7	3.2	0.62	6.7	0.7	1.5	M+θ	분발명예
24	B	2.4	66.8	0.1	24.2	3.1	0.60	7.4	0.8	1.2	M+θ	분발명예
25	C	2.4	69.4	0.2	19.8	3.3	0.68	6.4	0.7	1.4	M+θ	분발명예
26	C	2.4	67.2	0.2	20.4	3.4	0.71	7.1	0.7	1.3	M+θ	분발명예
27	D	2.4	38.1	0.3	35.6	4.0	0.65	8.6	0.5	1.2	M+θ	분발명예
28	D	1.4	40.4	0.3	30.4	4.6	0.75	7.4	0.7	1.4	M+θ	분발명예
29	E	2.4	92.3	0.4	3.4	4.9	0.92	5.7	0.2	1.3	M+θ	비교예
30	F	2.4	17.3	0.2	43.4	9.8	0.86	13.1	2.6	1.7	M+θ	비교예
31	G	2.4	64.5	9.4	8.8	2.2	0.76	3.6	2.3	1.5	M+θ+P	비교예
32	H	1.4	66.9	0.2	18.4	3.5	0.73	6.9	0.5	1.2	M+θ	분발명예
33	I	2.4	69.7	0.2	14.7	3.6	0.72	6.5	0.6	1.5	M+θ	분발명예
34	J	2.4	68.7	0.3	15.3	3.5	0.70	6.4	0.7	1.4	M+θ	분발명예
35	K	2.4	66.4	0.1	19.2	3.7	0.67	6.9	0.8	1.3	M+θ	분발명예
36	L	2.4	65.7	0.1	19.5	3.8	0.68	7.1	0.7	1.3	M+θ	분발명예
37	M	2.4	70.2	0.2	15.6	3.7	0.71	6.6	0.6	1.5	M+θ	분발명예
38	N	2.4	66.4	0.1	22.9	3.1	0.62	7.3	0.8	1.2	M+θ	분발명예
39	O	1.6	54.1	0.2	22.4	2.6	0.63	6.9	0.8	1.2	M+θ	분발명예
40	O	1.6	58.2	0.2	18.9	2.9	0.70	6.4	0.6	1.4	M+θ	분발명예
41	P	1.6	59.1	0.1	19.2	3.6	0.69	6.9	0.6	1.4	M+θ	분발명예
42	P	1.6	53.7	0.3	23.1	3.3	0.63	7.2	0.7	1.2	M+θ	분발명예
43	Q	1.6	53.2	0.1	19.8	3.7	0.72	6.5	0.6	1.5	M+θ	분발명예
44	Q	1.6	59.3	0.2	21.7	3.4	0.66	6.8	0.7	1.4	M+θ	분발명예
45	R	1.6	60.7	0.2	20.5	3.3	0.67	6.7	0.8	1.3	M+θ	분발명예
46	R	1.6	58.4	0.1	25.1	3.0	0.61	7.0	0.7	1.2	M+θ	분발명예
47	S	1.6	58.3	0.3	21.2	4.0	0.73	6.6	0.6	1.6	M+θ	분발명예
48	S	1.6	54.2	0.1	28.4	3.7	0.67	7.2	0.6	1.5	M+θ	분발명예
49	T	1.6	42.2	0.2	36.6	4.3	0.70	7.4	0.7	1.4	M+θ	분발명예
50	T	1.6	45.8	0.1	42.1	4.0	0.65	7.3	0.7	1.2	M+θ	분발명예
51	U	1.6	52.7	0.2	19.2	2.5	0.64	6.2	0.7	1.4	M+θ	분발명예
52	U	1.6	57.8	0.2	23.7	2.3	0.59	6.4	0.8	1.2	M+θ	분발명예
53	V	1.6	62.8	0.2	16.3	3.5	0.72	6.4	0.7	1.6	M+θ	분발명예
54	V	1.6	63.5	0.1	19.1	3.0	0.61	6.8	0.7	1.4	M+θ	분발명예

F: 페리아트 B: 베이나이트 RA: 잔류 오스테나이트 M: 마렌자이트 (엠파드 마렌자이트 포함) P: 펄리아트 θ: 시멘티아트

[0133]

[표 3B]

No.	TS (MPa)	EL (%)	TS × EL (MPa · %)	R (mm)	R/t	r _값	LDR	피로 한도 강도 (MPa)	내구비	비고
1	997	28.2	28115	2.25	0.94	1.01	2.15	420	0.42	별명예
2	1000	28.3	28300	2.25	0.94	0.98	2.15	425	0.43	별명예
3	998	28.4	28343	2.25	0.94	1.00	2.15	430	0.43	별명예
4	1001	32.4	32432	2.00	0.83	0.99	2.18	440	0.44	별명예
5	1003	32.6	32698	2.00	0.83	0.97	2.18	445	0.44	별명예
6	1142	28.1	32090	0.75	0.54	0.96	2.18	490	0.43	별명예
7	999	34.1	34066	2.00	0.83	1.00	2.18	440	0.44	별명예
8	1002	33.9	33968	2.00	0.83	1.01	2.18	445	0.44	별명예
9	1000	34.2	34200	2.00	0.83	1.01	2.18	440	0.44	별명예
10	1081	31.1	33619	2.00	0.83	0.99	2.21	460	0.43	별명예
11	1064	34.4	36602	2.00	0.83	0.98	2.21	470	0.44	별명예
12	1058	34.8	36818	1.75	0.73	0.99	2.21	480	0.45	별명예
13	1062	34.5	36639	1.75	0.73	1.00	2.21	490	0.46	별명예
14	895	23.5	21033	3.25	1.35	0.97	2.06	360	0.40	비교예
15	1098	19.9	21850	3.25	1.35	0.94	2.06	440	0.40	비교예
16	1202	18.4	22117	4.25	1.77	0.98	2.06	440	0.37	비교예
17	1198	18.4	22043	4.25	1.77	0.96	2.06	430	0.36	비교예
18	925	24.8	22940	6.25	1.64	0.97	2.06	340	0.37	비교예
19	1471	11.2	16475	3.25	1.35	0.96	2.06	580	0.40	비교예
20	1352	12.4	16765	3.25	1.35	0.98	2.06	540	0.40	비교예
21	932	22.9	21343	3.00	1.25	0.96	2.09	370	0.40	비교예
22	802	25.6	20531	3.00	1.25	0.97	2.09	320	0.40	비교예
23	1002	28.4	28457	2.25	0.94	0.98	2.15	425	0.42	별명예
24	1052	35.0	36820	2.00	0.83	1.01	2.21	450	0.43	별명예
25	1121	30.2	33854	2.00	0.83	0.98	2.18	470	0.42	별명예
26	1024	31.7	32461	2.00	0.83	1.00	2.18	430	0.42	별명예
27	999	28.5	28472	2.00	0.83	0.98	2.18	450	0.45	별명예
28	1131	28.0	31668	1.75	1.25	0.99	2.15	480	0.42	별명예
29	888	21.8	19358	3.25	1.35	0.98	2.09	340	0.38	비교예
30	1312	12.8	16794	4.50	1.88	0.96	2.06	480	0.37	비교예
31	1189	15.7	18667	4.25	1.77	0.97	2.12	480	0.40	비교예
32	1133	28.5	32291	1.50	1.07	1.01	2.18	480	0.42	별명예
33	1008	28.1	28325	2.25	0.94	1.01	2.15	440	0.44	별명예
34	999	28.9	28871	2.25	0.94	1.02	2.15	430	0.43	별명예
35	1077	31.8	34249	2.00	0.83	1.00	2.18	480	0.45	별명예
36	1010	32.0	32320	2.00	0.83	0.99	2.18	450	0.45	별명예
37	999	28.6	28571	2.25	0.94	0.98	2.15	440	0.44	별명예
38	1055	34.4	36292	1.75	0.73	0.99	2.21	490	0.46	별명예
39	992	33.8	33530	1.00	0.63	1.00	2.21	460	0.46	별명예
40	998	29.8	29740	1.25	0.78	0.99	2.18	440	0.44	별명예
41	1044	29.7	31007	1.25	0.78	1.00	2.18	450	0.43	별명예
42	1035	32.4	33534	1.00	0.63	1.02	2.21	490	0.47	별명예
43	1008	28.7	28930	1.50	0.94	1.01	2.15	440	0.44	별명예
44	995	32.4	32238	1.25	0.78	0.99	2.18	450	0.45	별명예
45	992	31.8	31546	1.25	0.78	0.98	2.18	460	0.46	별명예
46	984	33.8	33259	0.75	0.47	0.99	2.21	490	0.50	별명예
47	1042	31.2	32510	1.50	0.94	1.01	2.15	440	0.42	별명예
48	1025	33.6	34440	1.25	0.78	1.02	2.18	460	0.45	별명예
49	1129	28.9	32628	1.25	0.78	1.01	2.18	460	0.41	별명예
50	1112	30.8	34250	0.75	0.47	0.99	2.21	490	0.44	별명예
51	991	30.4	30128	1.25	0.78	0.99	2.18	450	0.45	별명예
52	982	31.6	31031	1.00	0.63	0.98	2.21	480	0.49	별명예
53	1045	28.9	30201	1.50	0.94	1.02	2.15	440	0.42	별명예
54	1031	31.4	32373	1.25	0.78	0.99	2.18	460	0.45	별명예

F: 페라이트 B: 베이비나이트 RA: 잔류 오스테나이트 M: 마렌자이트 (펌퍼드 마렌자이트 포함) P: 폴라이트 O: 시멘타이트

인장 시험은, 인장 방향이 강판의 압연 방향과 직각 방향이 되도록 샘플을 채취한 JIS 5호 시험편을 이용하여, JIS Z 2241 (2011년)에 준거하여 행하고, TS (인장 강도), EL (전연신)을 측정했다. 또한, 본 발명에서는, $TS \geq 980 \text{ MPa}$ 이며 $TS \times EL \geq 24000 \text{ MPa} \cdot \%$ 인 경우를 가공성이 양호하다고 판정했다.

굽힘 시험은, JIS Z 2248 (1996년)의 V 블록법에 기초하여 측정을 실시했다. 굽힘부 외측에 관해 실체 현미경으로 균열의 유무를 판정하여, 균열이 발생하지 않은 최소의 굽힘 반경을 한계 굽힘 반경 R 로 했다. 또한, 본 발명에서는 90° V 굽힘에서의 한계 굽힘 $R/t \leq 1.5$ (t : 강판의 판두께)의 경우를 굽힘성이 양호하다고 판정했다.

r 값은, 냉연 어닐링판으로부터 L 방향 (압연 방향), D 방향 (압연 방향과 45° 를 이루는 방향) 및 C 방향 (압연 방향과 90° 를 이루는 방향) 으로부터 각각 JIS Z 2201 (1998 년) 의 5 호 시험편을 절취하여, JIS Z 2254 (2008 년) 의 규정에 준거하여 각각의 r_L , r_D , r_C 를 구하여, 하기 식 (1) 에 의해 r 값을 산출했다.

[수 1]

$$r = \frac{r_L + 2r_D + r_C}{4} \quad \dots (1)$$

더드로의 혁신 시험을 외울 드로의 혁신으로 해하고 함께 드로의비 (UDR)에 의해 더드로의 혁신을 평가해나

원통 딥드로잉 시험 조건은, 시험에는 직경 33 mm φ의 원통 편치를 이용하고, 판두께 3.8 mm 재는 다이스 직경 : 44.4 mm , 판두께 2.4 mm 재는 다이스 직경 : 40.2 mm , 판두께 1.6 mm 재는 다이스 직경 : 37.8 mm , 판두께 1.4 mm 재는 다이스 직경 : 37.2 mm 의 규형을 이용했다. 시험은 즐를 얹개력 : 1 ton, 선험 속도 1 mm /분으로 실시되었다.

/s 로 행했다. 도금 상태 등에 따라서 표면의 슬라이딩 상태가 변하기 때문에, 표면의 슬라이딩 상태가 시 험에 영향을 미치지 않도록, 샘플과 다이스 사이에 폴리에틸렌 시트를 놓고 고윤활 조건으로 시험을 행했다. 블랭크 직경을 1 mm 피치로 변화시켜, 파단시키지 않고 드로잉 편청한 최대 블랭크 직경 D 와 편치 직경 d 의 비 (D/d) 를 LDR 로 했다. 또한, 본 발명에서는 LDR \geq 2.12 의 경우를 딥드로잉성이 양호하다고 판정했다.

[0142] 평면 굽힘 피로 시험은, JIS Z 2275 (1978년) 에 준거하여, 리버스 바이브레이션 (응력비 -1), 주파수 20 Hz 의 조건으로 행했다. 리버스 바이브레이션 평면 굽힘 피로 시험에 있어서, 10^7 사이클까지 파단이 보이지 않았던 응력을 측정하여, 이 응력을 피로 한도 강도로 했다. 또, 피로 한도 강도를 인장 강도 TS 로 나눈 값 (내구 비율) 을 산출했다. 또한, 본 발명에서는, 피로 한도 강도 \geq 400 MPa, 내구비 \geq 0.40 의 경우를 피로 특성이 양호하다고 판정했다.

[0143] 본 발명에의 고강도 강판은 모두 980 MPa 이상의 TS, 24000 MPa · % 이상의 TS \times EL 이며, 가공성이 우수한 고 강도 강판을 얻을 수 있었다. 또한, 굽힘성도 양호하고, 양호한 딥드로잉성도 확보할 수 있으며, 피로 특성 도 우수하다. 한편, 비교예에서는 TS, TS \times EL 의 적어도 하나의 특성이 떨어졌다.

산업상 이용가능성

[0144] 본 발명에 의하면, 980 MPa 이상의 TS, 24000 MPa · % 이상의 TS \times EL 을 갖는 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조가 가능해진다. 본 발명의 고강도 강판을 예컨대 자동차 구조 부재에 적용함으로써, 차체 경량화에 의 한 연비 개선을 도모할 수 있어, 산업상 이용 가치는 매우 크다.