(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2024-0036625
(43) 공개일자 2024년03월20일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 38/04 (2006.01) *C21D 8/02* (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) *C22C 38/00* (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01) *C22C 38/06* (2006.01)
C22C 38/14 (2006.01) *C22C 38/58* (2006.01)
C23C 2/06 (2006.01)
(52) CPC특허분류
C22C 38/04 (2013.01)
C21D 8/0226 (2013.01)
(21) 출원번호 10-2024-7005332
(22) 출원일자(국제) 2022년08월15일
심사청구일자 2024년02월15일
(85) 번역문제출일자 2024년02월15일
(86) 국제출원번호 PCT/JP2022/030898
(87) 국제공개번호 WO 2023/032651
국제공개일자 2023년03월09일
(30) 우선권주장
JP-P-2021-141114 2021년08월31일 일본(JP)

(71) 출원인
제이에프이 스틸 가부시키가이샤
일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고
(72) 발명자
마츠이 요이치로
일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 지테키자이산부 나이
지바 다다치카
일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 지테키자이산부 나이
(뒷면에 계속)
(74) 대리인
특허법인코리아나

전체 청구항 수 : 총 11 항

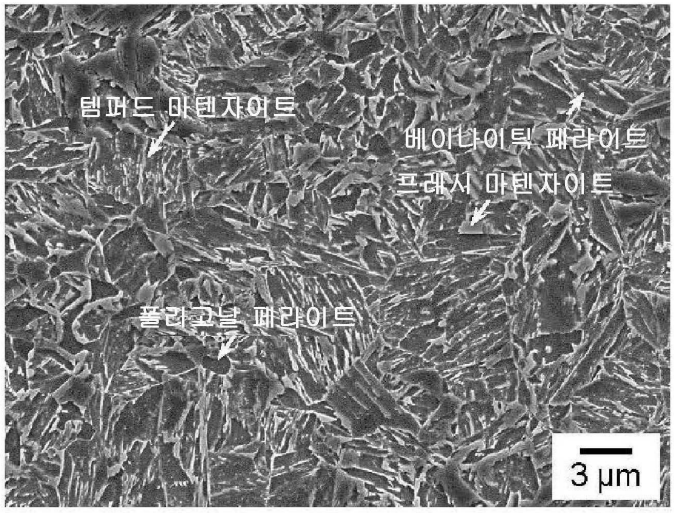
(54) 발명의 명칭 **강판, 부재 및 그들의 제조 방법**

(57) 요 약

고강도, 고연성, 우수한 신장 플랜지 성형성 및 우수한 레이저 용접성을 갖는 강판, 부재 및 그들의 제조 방법의 제공.

질량% 로, C : 0.06 ~ 0.25 %, Si : 0.4 ~ 2.5 %, Mn : 1.5 ~ 3.5 %, P : 0.02 % 이하, S : 0.01 % 이하, sol.Al : 1.0 % 미만, N : 0.015 % 미만을 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성을 갖고, 면적률로, 폴리고날 페라이트 : 10 % 이하 (0 % 를 포함) 이고, 템퍼드 마텐자이트 : 40 % 이상이고, 프레시 마텐자이트 : 20 % 이하 (0 % 를 포함) 이고, 내부의 탄화물이 10 μm^2 당 20 개 이하의 베이나이틱 페라이트 : 3 ~ 40 % 이며, 체적률로, 잔류 오스테나이트 : 5 ~ 20 % 인 강 조직을 갖고, $S_{C\geq 0.5}/S_{C\geq 0.3}\times 100$ 이 20 % 이상인, 강판.

대 표 도 - 도2



(52) CPC특허분류
C21D 8/0236 (2013.01)
C21D 8/0273 (2013.01)
C21D 9/46 (2013.01)
C22C 38/001 (2013.01)
C22C 38/02 (2013.01)
C22C 38/06 (2013.01)
C22C 38/14 (2013.01)
C22C 38/58 (2013.01)
C23C 2/06 (2013.01)
(72) 발명자
가네코 신지로
일본 도꾜도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 지테키자이산부 나이
나카무라 아키노리
일본 도꾜도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 지테키자이산부 나이

명 세 서

청구범위

청구항 1

질량% 로,

C : 0.06 ~ 0.25 %,

Si : 0.4 ~ 2.5 %,

Mn : 1.5 ~ 3.5 %,

P : 0.02 % 이하,

S : 0.01 % 이하,

sol.Al : 1.0 % 미만,

N : 0.015 % 미만을 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성을 갖고,

면적률로,

폴리고날 페라이트 : 10 % 이하 (0 % 를 포함) 이고,

템퍼드 마텐자이트 : 40 % 이상이고,

프레시 마텐자이트 : 20 % 이하 (0 % 를 포함) 이고,

내부의 탄화물이 10 μm^2 당 20 개 이하의 베이나이틱 페라이트 : 3 ~ 40 % 이며,

체적률로, 잔류 오스테나이트 : 5 ~ 20 % 인 강 조직을 갖고,

C 농도가 0.50 % 이상인 영역의 면적 $S_{C\geq0.5}$ 가, C 농도가 0.30 % 이상인 영역의 면적 $S_{C\geq0.3}$ 에서 차지하는 비율 $S_{C\geq0.5}/S_{C\geq0.3}\times100$ 이 20 % 이상인, 강판.

청구항 2

제 1 항에 있어서,

상기 강 조직에 있어서, 내부의 탄화물이 10 μm^2 당 20 개 이하의 베이나이틱 페라이트에 인접하여 존재하는 잔류 오스테나이트의 개수 밀도가, 10000 μm^2 당 50 개 이상인, 강판.

청구항 3

제 1 항 또는 제 2 항에 있어서,

상기 성분 조성이, 추가로 질량% 로,

Ti : 0.1 % 이하,

B : 0.01 % 이하 중에서 선택한 1 종 또는 2 종을 함유하는, 강판.

청구항 4

제 1 항 내지 제 3 항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 성분 조성이, 추가로 질량% 로,

Cu : 1 % 이하,

Ni : 1 % 이하,

Cr : 1.0 % 이하,

Mo : 0.5 % 이하,

V : 0.5 % 이하,

Nb : 0.1 % 이하,

Zr : 0.2 % 이하 및

W : 0.2 % 이하 중에서 선택한 1 종 또는 2 종 이상을 함유하는, 강판.

청구항 5

제 1 항 내지 제 4 항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 성분 조성이, 추가로 질량% 로,

Ca : 0.0040 % 이하,

Ce : 0.0040 % 이하,

La : 0.0040 % 이하,

Mg : 0.0030 % 이하,

Sb : 0.1 % 이하 및

Sn : 0.1 % 이하 중에서 선택한 1 종 또는 2 종 이상을 함유하는, 강판.

청구항 6

제 1 항 내지 제 5 항 중 어느 한 항에 있어서,

표면에 아연 도금층을 갖는, 강판.

청구항 7

제 1 항 내지 제 6 항 중 어느 한 항에 기재된 강판을 사용하여 이루어지는 부재.

청구항 8

제 1 항, 제 3 항, 제 4 항 또는 제 5 항에 기재된 성분 조성을 갖는 강 슬래브에 대해, 열간 압연 및 냉간 압연을 실시한 후, 얻어진 냉연 강판에 대해 어닐링을 실시하고,

상기 어닐링은,

어닐링 온도 : 810 ~ 900 ℃ 에서 유지를 실시하는 공정과,

810 ℃ 에서 500 ℃ 까지의 온도 범위를 평균 냉각 속도 CR1 : 5 ~ 100 ℃/s 로 냉각하는 공정과,

500 ℃ 에서 마텐자이트 변태 개시 온도 Ms (℃) 이상 또한 320 ℃ 이상의 체류 정지 온도 T1 까지의 온도 범위를 평균 냉각 속도 CR2 : 10 ℃/s 이하로 10 s 이상 60 s 이하 체류시키는 공정과,

상기 체류 정지 온도 T1 에서 200 ℃ 이상 300 ℃ 이하의 냉각 정지 온도 T2 까지의 온도 범위를 평균 냉각 속도 CR3 : 3 ~ 100 ℃/s 로 냉각하는 공정과,

상기 냉각 정지 온도 T2 에서 380 ℃ 까지의 온도 범위를 평균 가열 속도 : 2 ℃/s 이상으로 가열하는 공정과,

340 ℃ 이상 590 ℃ 이하의 온도 범위 내에서 20 s 이상 3000 s 이하의 동안에, 평균 냉각 속도 CR4 : 0.01 ~ 5 ℃/s 로 체류시키는 공정과,

50 ℃ 이하의 온도까지 평균 냉각 속도 CR5 : 0.1 ℃/s 이상으로 냉각하는 공정을 포함하는, 강판의 제조 방법.

청구항 9

제 8 항에 있어서,

상기 평균 냉각 속도 CR4 : 0.01 ~ 5 ℃/s 로 체류시키는 공정에 있어서, 용융 아연 도금 처리 또는 합금화 용융 아연 도금 처리를 실시하는, 강판의 제조 방법.

청구항 10

제 8 항에 있어서,

상기 평균 냉각 속도 CR5 : 0.1 ℃/s 이상으로 냉각하는 공정 후에, 전기 아연 도금 처리를 실시하는 공정을 포함하는, 강판의 제조 방법.

청구항 11

제 1 항 내지 제 6 항 중 어느 한 항에 기재된 강판에, 성형 가공, 접합 가공 중 적어도 일방을 실시하여 부재로 하는 공정을 포함하는, 부재의 제조 방법.

발명의 설명

기 술 분 야

[0001] 본 발명은, 자동차, 가전 등의 각종 용도에 있어서 사용되는 강판, 그 강판을 사용한 부재 및 그들의 제조 방법에 관한 것이다.

배 경 기 술

[0002] 최근, 자동차 차체 경량화 요구가 한층 더 높아짐에 따라서, 자동차의 골격 부품이나 시트 부품에 대한 980 ~ 1180 MPa 급 고강도 강판의 적용이 진행되고 있다. 그러나, 980 ~ 1180 MPa 급의 고강도 강판을 자동차 부품에 적용한 경우, 연성의 저하나 신장 플랜지 성형성의 저하에서 기인하여 프레스 균열이 발생하기 쉬워진다. 이 때문에, 이들 고강도 강판에는, 종래와 비교하여 성형성이 우수한 것이 요망된다. 또, 레이저 용접의 활용에 의한 부품의 경량화나 고강성화도 진행되고 있다. 예를 들어, 판두께나 강도가 상이한 강판을 프레스 가공 전에 접합하여 블랭크재로 하는 테일러드 블랭크의 활용, 프레스 부품의 단부나 플랜지부를 레이저 용접하는 것에 의한 폐단면 구조화, 플랜지의 단소화, 종래 스폿 용접에 대한 용접 지점의 강도 향상 등이 진행되고 있다.

[0003] 그러나, 590 ~ 1470 MPa 급의 고강도 강판을 자동차 부품에 적용한 경우, 연성의 저하에서 기인한 프레스 균열이 발생하기 쉬워진다. 또, 이들 강판의 대부분에는, 강도나 연성을 향상시키기 위해서 강판의 마이크로 조직에 경질의 마텐자이트를 활용하고 있으므로, 이들 강판에 레이저 용접을 실시하면 열 영향부 (이하, HAZ 라고도 기재한다) 에서 마텐자이트의 연화에서 기인한 큰 연화가 발생한다. 그 결과, 프레스 성형시에 HAZ 연화부에서 파단되거나, 부품의 변형시에 HAZ 연화부가 우선적으로 파단되어 부품 강도가 저하되거나 하는 등의 문제가 발생한다. 이 때문에, 이들 고강도 강판에는, 종래부터 성형성이 우수하고, HAZ 연화가 작은 것이 요망되고 있다.

[0004] 이러한 배경에서, 강판의 연성을 향상시키는 기술로서, 강판의 마이크로 조직 중에 잔류 오스테나이트 (잔류 γ) 를 분산시킨 TRIP 강이 개발되어 있다.

[0005] 예를 들면, 특허문헌 1 에는, C : 0.10 ~ 0.45 %, Si : 0.5 ~ 1.8 %, Mn : 0.5 ~ 3.0 % 를 함유하는 강을 어닐링 후에 350 ~ 500 ℃ 에서 1 ~ 30 min 시효 처리를 하여, 잔류 γ 를 생성시킴으로써, TS (인장 강도) : 80 kgf/mm^2 이상이고 TS×El ≥ 2500 kgf/mm^2 · % 의 높은 연성을 갖는 강판이 얻어지는 것이 개시되어 있다.

[0006] 특허문헌 2 에는, C : 0.10 ~ 0.25 %, Si : 1.0 ~ 2.0 %, Mn : 1.5 ~ 3.0 % 를 함유하는 강을 어닐링 후에 10 ℃/s 이상으로 450 ~ 300 ℃ 까지 냉각하고, 180 ~ 600 초 유지하여, 점적률로 잔류 오스테나이트를 5 % 이상, 베이나이틱 페라이트를 60 % 이상, 폴리고날 페라이트를 20 % 이하로 제어함으로써, 연성 (El) 과 신장 플랜지 성형성 (λ) 이 우수한 강판이 얻어지는 것이 개시되어 있다.

[0007] 특허문헌 3 에는, 특정한 성분 조성을 갖는 강판을 어닐링 후 150 ~ 350 ℃ 의 온도역까지 냉각하고, 그 후 350 ~ 600 ℃ 로 재가열하여 유지함으로써, 페라이트, 템퍼드 마텐자이트, 잔류 오스테나이트를 포함하는 조직이 얻어져, 높은 연성 및 높은 신장 플랜지 성형성을 강판에 부여할 수 있는 것이 개시되어 있다. 이것은,

냉각 과정에서 한번 마텐자이트 변태 개시 온도 (Ms 점) ~ 마텐자이트 변태 완료 온도 (Mf 점) 사이의 온도역까지 냉각하고, 그 후 재가열 유지하여 잔류 γ 를 안정화시키는, 소위 Q&P ; Quenching & Partitioning (퀜칭과 마텐자이트로부터 오스테나이트로의 탄소의 분배) 라는 원리를 이용한 것이다. 최근, 이 원리의 이용으로 높은 연성과 높은 신장 플랜지 성형성을 갖는 고강도 강의 개발이 진행되고 있다.

[0008] 특허문헌 4 에는, 상기의 Q&P 처리를 개량한 수법이 개시되어 있다. 즉, 특정한 성분 조성을 갖는 강에 있어서, 폴리고날 페라이트를 5 % 이하로 하기 위해서 Ae_3점－10 ℃ 이상의 온도에서 어닐링하고, 그 후, Ms－10 ℃ ~ Ms－100 ℃ 의 비교적 고온에서 냉각을 정지함으로써, 350 ~ 450 ℃ 로 재가열했을 때에 상부 베이나이트를 생성시켜 높은 연성과 높은 신장 플랜지 성형성을 얻고자 하는 것이다.

[0009] 또한, 특허문헌 5 에는, 저온에서 생성되는 베이나이트와 고온에서 생성되는 베이나이트를 활용하여, 연성과 저온 인성이 우수한 강판을 얻는 수법이 개시되어 있다. 즉, C : 0.10 ~ 0.5 % 를 함유하는 강을 어닐링 후, 10 ℃/s 이상의 냉각 속도로 150 ~ 400 ℃ 까지 냉각하고, 그 온도역에서 10 ~ 200 sec 유지함으로써 저온역의 베이나이트를 생성시키고, 400 ℃ 초과 540 ℃ 이하의 온도역으로 재가열하여 50 sec 이상 유지함으로써 고온역의 베이나이트를 생성시켜 연성과 저온 인성이 우수한 강판을 얻고자 하는 것이다.

[0010] 또한, 특허문헌 6 에는, C : 0.01 ~ 0.3 %, Si : 0.005 ~ 2.5 %, Mn : 0.01 ~ 3 %, Mo : 0.01 ~ 0.3 %, Nb : 0.001 ~ 0.1 % 를 함유하는 강판을 γ 단상에 가까운 조직이 되는 고온역에서 어닐링 후, 200 ~ 450 ℃ 의 온도 범위로 냉각시켜 유지함으로써, 주상을 베이나이트 혹은 베이나이틱 페라이트로서 50 ~ 97 % 함유시키고, 제 2 상으로서 오스테나이트를 3 ~ 50 % 함유시킴으로써 연성, 구멍 확장성, 용접성이 우수한 강판이 얻어지는 것이 개시되어 있다.

선행기술문헌

특허문헌

[0011] (특허문헌 0001) 일본 특허공보 평6-35619호

(특허문헌 0002) 일본 특허 제4411221호 공보

(특허문헌 0003) 일본 특허 제5463685호 공보

(특허문헌 0004) 일본 특허 제5780086호 공보

(특허문헌 0005) 일본 특허 제5728115호 공보

(특허문헌 0006) 일본 특허 제3854506호 공보

발명의 내용

해결하려는 과제

[0012] 그러나, 특허문헌 1 에 기재된 종래의 TRIP 강은, 연성은 우수하지만, 신장 플랜지 성형성이 매우 낮다는 문제를 가지고 있었다.

[0013] 특허문헌 2 에 기재된 기술에서는, 마이크로 조직으로서 주로 베이나이틱 페라이트를 활용하고 있고, 페라이트를 적게 억제하고 있으므로, 신장 플랜지 성형성은 우수하지만 연성은 반드시 높지는 않다. 이 때문에, 난성형 부품에 대한 적응을 생각하면, 추가적인 연성의 개선이 요구되고 있었다.

[0014] 특허문헌 3 에 기재된 기술에서는, 종래의 TRIP 강이나 베이나이틱 페라이트를 활용한 강과 비교하면, 비교적 높은 연성과 높은 신장 플랜지 성형성을 실현하고 있다. 그러나, 센터 필러 등의 난성형 부품에서의 성형에 있어서는 파단이 확인되어, 추가적인 연성의 향상이 필요하게 되었다. 본 기술을 적용한 강판에서는, 파단되기 어려움을 나타내는 균일 변형량이 반드시 충분하지 않은 것이 밝혀졌다. 이 균일 변형량은, 연성의 지표가 되는 El 중에서도 네킹이 발생하기 시작할 때까지의 신장량을 나타내는 U.El 로 표시되어, U.El 을 더욱 증가시킬 필요가 있다.

[0015] 특허문헌 4 에 기재된 기술에서는, 괴상의 마텐자이트를 저감하기 위해서 폴리고날 페라이트의 생성량을 저감하

고 있어, 충분한 연성을 확보할 수 없다. 또한, El 을 향상시키기 위해서 냉각 정지 온도를 비교적 높게 설정하고 있고, 냉각 정지시에 미변태 γ 가 많이 잔존하므로, 괴상의 마텐자이트가 잔존하기 쉽다.

[0016] 특허문헌 5 에 기재된 기술에서는, 연성을 향상시키기 위해서 저온역 변태 베이나이트와 고온역 변태 베이나이트를 활용하지만, 저온에서 변태하는 베이나이트는 연성 향상에 대한 기여가 작고, 고온에서 생성되는 베이나이트를 이용하는 경우에는 괴상 조직이 잔존하기 쉽다. 이 때문에, 높은 연성과 높은 신장 플랜지 성형성을 동시에 부여하는 것은 어렵다.

[0017] 특허문헌 6 에 기재된 기술에서는, 보다 고강도 소재에서의 개선이 도모되고 있는데, 레이저 용접 속도가 빠르고 입열이 적은 경우에는 효과가 있지만, 레이저 출력 : 4 ~ 6 kW, 용접 속도 : 3 ~ 5 mpm 과 같은 통상적이거나 저속의 용접 조건에서는 HAZ 연화가 크고, 레이저 용접선을 인장축과 수직 방향으로 포함하는 이음매에 대해 인장 시험을 실시하면, HAZ 에서 파단된다는 문제가 있었다. 또, 연성이 반드시 높지는 않아, 추가적인 연성의 향상이 요망되고 있었다.

[0018] 이와 같이 종래 기술에서는, 충분히 높은 연성과 높은 신장 플랜지 성형성을 확보한 강판은 얻어지지 않았다.

[0019] 본 발명은 이러한 문제를 해결하기 위해서 이루어진 것으로, 980 MPa 이상의 인장 강도를 갖고, 높은 연성과 우수한 신장 플랜지 성형성, 나아가서는 우수한 레이저 용접성을 갖는 강판, 부재 및 그들의 제조 방법을 제공하고자 하는 것이다.

[0020] 또한, 여기서 말하는 강판이란, 표면에 아연 도금 처리를 실시한 아연 도금 강판도 포함하는 것으로 한다.

[0021] 본 발명에 있어서, 980 MPa 이상의 인장 강도란, JIS Z2241 에 준거한 인장 강도가 980 MPa 이상인 것을 가리킨다.

[0022] 또한, 연성이 높다는 것은, JIS Z2241 에 준거한 전연신 T-El 이 TS : 1180 MPa 미만에서는 16.0 % 이상, TS : 1180 MPa 이상 1320 MPa 미만에서는 14.0 % 이상, TS : 1320 MPa 이상에서는 13.0 % 이상인 것을 가리킨다.

[0023] 또한, 우수한 신장 플랜지 성형성이란, 100 mm×100 mm 각 (角) 사이즈의 샘플에 펀치 직경 10 mm, 다이스 직경 10.3 mm (클리어런스 13 %) 의 타발 공구를 사용하여 타발 후, 꼭지각 60 도의 원추 펀치를 사용하여, 타발 구멍 형성시에 발생한 버가 외측이 되도록 하여, 판두께를 관통하는 균열이 발생할 때까지 구멍 확장을 실시하고, d_0 : 초기 구멍 직경 (mm), d : 균열 발생시의 구멍 직경 (mm) 으로 하여, 구멍 확장률 λ (%) = $\{(d-d_0)/d_0\}$ ×100 이 30 % 이상인 것을 가리킨다.

[0024] 또한, 우수한 레이저 용접성이란, 이하의 레이저 용접, 파단 형태 판정 시험, 노치 인장 시험을 실시하여, 파단 형태가 모재 파단이고, HAZ 강도 ≥ 모재 TS+50 MPa 인 것을 가리킨다.

[0025] (1) 먼저, 강판으로부터 압연 직각 방향으로 120 mm, 압연 방향으로 200 mm (단면은 연삭 처리) 의 강판을 2 장 채취하여, 압연 방향이 정렬되도록 2 장을 맞대어 배치하고, 맞댐 위치에서 레이저 용접을 실시한다. 맞댐 면끼리의 간극은 0 mm 로 한다.

[0026] (2) 레이저 용접은, Nd-YAG 레이저를 사용하여, 초점 위치에서의 스폿 직경 : 0.6 mm, 초점 위치 : 강판 상부 4 mm, 실드 가스 Ar, 레이저 출력 : 4.2 kW, 용접 속도 : 3.7 m/min 으로 한다. 용접 부재로부터 용접선이 인장축과 수직이고 시험편의 긴 변 중앙에 위치하도록, 인장 시험편을 채취하고 (도 1(a) 참조), 인장 시험을 실시함으로써 파단 형태를 평가한다 (파단 형태 판정 시험).

[0027] (3) 파단 위치가 용접선으로부터 2.0 mm 이상 떨어져 있는 경우 (일부라도 2.0 mm 초과로 되어 있는 경우) 는 모재 파단, 2.0 mm 미만이며 용접선을 따라 균열이 진전되어 파단되어 있는 것 (HAZ 부분이나 용융 부분에서 균열이 진전) 을 용접부 파단으로 판정한다.

[0028] (4) 또한, 용접 부재로부터 용접선이 인장축과 수직이고 시험편의 긴 변 중앙에 위치하고, 용접부에 노치 가공을 실시한 노차 시험편을 채취하여 (도 1(b) 참조), 인장 시험 (노치 인장 시험) 을 실시한다.

[0029] (5) 이것에 의해, 용접부의 HAZ 와 그 주위의 미소 범위에서만 변형시키고, HAZ 부에서 강제적으로 파단시킴으로써 HAZ 부 자체의 강도를 평가한다.

과제의 해결 수단

[0030] 본 발명자들은, 높은 연성과 우수한 신장 플랜지 성형성, 또한 우수한 레이저 용접성을 구비시키는 수단에 대해 예의 검토를 실시하여, 이하의 결론을 얻었다.

[0031] (i) 소정의 성분 조성을 갖는 강 슬래브를 열간 압연 및 냉간 압연한 후, 어닐링 온도 : 810 ~ 900 ℃ 에서 유지를 실시함으로써, 최종 조직에 있어서 소정의 잔류 오스테나이트 (잔류 γ) 를 확보하기 위해, 폴리고날 페라이트를 10 % 이하로 제어한다.

[0032] (ii) 어닐링 공정에 있어서의 유지 후, 냉각하는 과정에서, 500 ℃ 에서 마텐자이트 변태 개시 온도 Ms 이상 또한 320 ℃ 이상의 체류 정지 온도 (T1) 까지의 온도 범위를 평균 냉각 속도 (CR2) : 10 ℃/s 이하로 10 s 이상 60 s 이하 체류시켜, 탄화물이 적은 베이나이틱 페라이트와 잔류 γ 를 생성시킨다. 이와 같이 하여 발생한 베이나이틱 페라이트는 연질이며, 또한 레이저 용접시의 열 영향을 받기 어렵다. 또한, 체류 중에 베이나이틱 페라이트로부터 잔류 γ 에 C 가 효율적으로 분배됨으로써, 최종 조직에 있어서 연성 향상에 기여하는 높은 탄소 농도의 잔류 γ 를 얻을 수 있다.

[0033] (iii) 잔부의 미변태 γ 영역에 있어서, 괴상 조직 형성의 원인이 되는 T_0 조성까지의 탄소의 농화가 발생하기 전에, 상기 체류 정지 온도 (T1) 에서 200 ℃ 이상 300 ℃ 이하의 냉각 정지 온도 (T2) 까지의 온도 범위를 평균 냉각 속도 (CR3) : 3 ~ 100 ℃/s 로 빠르게 냉각한다. 이 2 차 냉각에 의해, 잔부의 미변태 γ 영역을 마텐자이트 변태 혹은 하부 베이나이트 변태에 의해 분단하여, 잔류 γ 를 분산시킴과 함께, 괴상 조직을 저감한다.

[0034] 또한, 여기서 괴상 조직이란 SEM 상에서 괴상으로 보이는 프레시 마텐자이트 또는 잔류 오스테나이트를 가리킨다. 또한, T_0 조성이란, 오스테나이트와 베이나이트의 자유 에너지가 동등해져, 베이나이트 변태가 멈추는 조성을 가리킨다.

[0035] (iv) 그 후 냉각 정지 온도 (T2) 에서 380 ℃ 까지의 온도 범위를 평균 가열 속도 : 2 ℃/s 이상으로 재가열하고, 340 ℃ 이상 590 ℃ 이하의 온도 범위를 20 s 이상 3000 s 이하로 체류시키는 것에 의해, 마텐자이트를 템퍼드 마텐자이트로 함과 동시에, 냉각 도중의 체류로 상부 베이나이트에 인접하여 생성시킨 잔류 γ 에 탄소를 추가로 분배시켜, 잔류 γ 를 안정화시킨다. 또한, 평균 냉각 속도 (CR4) : 0.01 ~ 5 ℃/s 로 서랭함으로써, 잔류 γ 로의 과잉의 C 분배에 의한 괴상 조직의 생성을 억제함과 함께, 프레시 마텐자이트의 셀프 템퍼링에 의해 신장 플랜지성을 향상시킬 수 있다.

[0036] 이와 같이 베이나이트 변태를 마텐자이트 변태 전에 활용하고, 또한 재가열 후의 서랭을 활용함으로써, 지금까지 곤란했던 안정적인 잔류 γ 의 이용과 괴상 조직의 저감의 양립이 가능해진다.

[0037] 그 결과, 매우 높은 연성과 우수한 신장 플랜지 성형성, 나아가 우수한 레이저 용접성을 구비한 강판을 얻을 수 있다. 또한, 본 발명에 의하면, 고강도화시키는 것도 가능하다.

[0038] 본 발명은 이상의 지견에 기초하여 이루어진 것으로서, 구체적으로는 이하의 것을 제공한다.

[0039] [1] 질량% 로,

[0040] C : 0.06 ~ 0.25 %,

[0041] Si : 0.4 ~ 2.5 %,

[0042] Mn : 1.5 ~ 3.5 %,

[0043] P : 0.02 % 이하,

[0044] S : 0.01 % 이하,

[0045] sol.Al : 1.0 % 미만,

[0046] N : 0.015 % 미만을 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성을 갖고,

[0047] 면적률로,

[0048] 폴리고날 페라이트 : 10 % 이하 (0 % 를 포함) 이고,

[0049] 템퍼드 마텐자이트 : 40 % 이상이고,

[0050] 프레시 마텐자이트 : 20 % 이하 (0 % 를 포함) 이고,

[0051] 내부의 탄화물이 10 μm^2 당 20 개 이하의 베이나이틱 페라이트 : 3 ~ 40 % 이며,

[0052] 체적률로, 잔류 오스테나이트 : 5 ~ 20 % 인 강 조직을 갖고,

[0053] C 농도가 0.50 % 이상인 영역의 면적 $S_{C\geq0.5}$ 가, C 농도가 0.30 % 이상인 영역의 면적 $S_{C\geq0.3}$ 에서 차지하는 비율 $S_{C\geq0.5}/S_{C\geq0.3}\times100$ 이 20 % 이상인, 강판.

[0054] [2] 상기 강 조직에 있어서, 내부의 탄화물이 10 μm^2 당 20 개 이하의 베이나이틱 페라이트에 인접하여 존재하는 잔류 오스테나이트의 개수 밀도가, 10000 μm^2 당 50 개 이상인, [1] 에 기재된 강판.

[0055] [3] 상기 성분 조성이, 추가로 질량% 로,

[0056] Ti : 0.1 % 이하,

[0057] B : 0.01 % 이하 중에서 선택한 1 종 또는 2 종을 함유하는, [1] 또는 [2] 에 기재된 강판.

[0058] [4] 상기 성분 조성이, 추가로 질량% 로,

[0059] Cu : 1 % 이하,

[0060] Ni : 1 % 이하,

[0061] Cr : 1.0 % 이하,

[0062] Mo : 0.5 % 이하,

[0063] V : 0.5 % 이하,

[0064] Nb : 0.1 % 이하,

[0065] Zr : 0.2 % 이하 및

[0066] W : 0.2 % 이하 중에서 선택한 1 종 또는 2 종 이상을 함유하는, [1] ~ [3] 중 어느 하나에 기재된 강판.

[0067] [5] 상기 성분 조성이, 추가로 질량% 로,

[0068] Ca : 0.0040 % 이하,

[0069] Ce : 0.0040 % 이하,

[0070] La : 0.0040 % 이하

[0071] Mg : 0.0030 % 이하,

[0072] Sb : 0.1 % 이하 및

[0073] Sn : 0.1 % 이하 중에서 선택한 1 종 또는 2 종 이상을 함유하는, [1] ~ [4] 중 어느 하나에 기재된 강판.

[0074] [6] 표면에 아연 도금층을 갖는, [1] ~ [5] 중 어느 하나에 기재된 강판.

[0075] [7] [1] ~ [6] 중 어느 하나에 기재된 강판을 사용하여 이루어지는 부재.

[0076] [8] [1], [3], [4], 또는 [5] 에 기재된 성분 조성을 갖는 강 슬래브에 대해, 열간 압연 및 냉간 압연을 실시한 후, 얻어진 냉연 강판에 대해 어닐링을 실시하고,

[0077] 상기 어닐링은,

[0078] 어닐링 온도 : 810 ~ 900 ℃ 에서 유지를 실시하는 공정과,

[0079] 810 ℃ 에서 500 ℃ 까지의 온도 범위를 평균 냉각 속도 (CR1) : 5 ~ 100 ℃/s 로 냉각하는 공정과,

[0080] 500 ℃ 에서 마텐자이트 변태 개시 온도 Ms (℃) 이상 또한 320 ℃ 이상의 체류 정지 온도 T1 까지의 온도 범위를 평균 냉각 속도 CR2 : 10 ℃/s 이하로 10 s 이상 60 s 이하 체류시키는 공정과,

[0081] 상기 체류 정지 온도 T1 에서 200 ℃ 이상 300 ℃ 이하의 냉각 정지 온도 T2 까지의 온도 범위를 평균 냉각 속

도 CR3 : 3 ~ 100 ℃/s 로 냉각하는 공정과,

[0082] 상기 냉각 정지 온도 T2 에서 380 ℃ 까지의 온도 범위를 평균 가열 속도 : 2 ℃/s 이상으로 가열하는 공정과,

[0083] 340 ℃ 이상 590 ℃ 이하의 온도 범위 내에서 20 s 이상 3000 s 이하의 동안에, 평균 냉각 속도 CR4 : 0.01 ~ 5 ℃/s 로 체류시키는 공정과,

[0084] 50 ℃ 이하의 온도까지 평균 냉각 속도 CR5 : 0.1 ℃/s 이상으로 냉각하는 공정을 포함하는 강판의 제조 방법.

[0085] [9] 상기 평균 냉각 속도 CR4 : 0.01 ~ 5 ℃/s 로 체류시키는 공정에 있어서, 용융 아연 도금 처리 또는 합금화 용융 아연 도금 처리를 실시하는, [8] 에 기재된 강판의 제조 방법.

[0086] [10] 상기 평균 냉각 속도 CR5 : 0.1 ℃/s 이상으로 냉각하는 공정 후에, 전기 아연 도금 처리를 실시하는 공정을 포함하는, [8] 에 기재된 강판의 제조 방법.

[0087] [11] [1] ~ [6] 중 어느 하나에 기재된 강판에, 성형 가공, 접합 가공 중 적어도 일방을 실시하여 부재로 하는 공정을 포함하는, 부재의 제조 방법.

발명의 효과

[0088] 본 발명에 의하면, 높은 연성, 우수한 신장 플랜지 성형성, 및 우수한 레이저 용접성을 갖는 강판 및 부재를 얻을 수 있다. 또한, 본 발명에 의하면, 고강도화시키는 것도 가능하다. 본 발명의 강판을 자동차 부품에 적용하면, 자동차 부품의 경량화가 실현되어, 연비의 향상이 기대된다.

도면의 간단한 설명

[0089] 도 1 은, 본 발명의 강판의 레이저 용접성의 평가 방법을 설명하기 위한 도면이다.

도 2 는, 강판의 강 조직의 SEM 사진의 일례이다.

도 3 은, 본 발명의 강판의 강 조직의 측정 방법을 설명하기 위한 도면이다.

도 4 는, 본 발명의 강판의 제조 방법을 설명하기 위한 도면이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0090] 이하, 본 발명을 구체적으로 설명한다. 또한, 본 발명은 이하의 실시형태에 한정되지 않는다.

[0091] 본 발명의 강판은, 질량% 로, C : 0.06 ~ 0.25 %, Si : 0.4 ~ 2.5 %, Mn : 1.5 ~ 3.5 %, P : 0.02 % 이하, S : 0.01 % 이하, sol.Al : 1.0 % 미만, N : 0.015 % 미만을 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성을 갖고, 면적률로, 폴리고날 페라이트 : 10 % 이하 (0 % 를 포함) 이고, 템퍼드 마텐자이트 : 40 % 이상이고, 프레시 마텐자이트 : 20 % 이하 (0 % 를 포함) 이고, 내부의 탄화물이 10 μm^2 당 20 개 이하의 베이나이틱 페라이트 : 3 ~ 40 % 이고, 체적률로, 잔류 오스테나이트 : 5 ~ 20 % 인 강 조직을 갖고, C 농도가 0.50 % 이상인 영역의 면적 $S_{C\geq0.5}$ 가, C 농도가 0.30 % 이상인 영역의 면적 $S_{C\geq0.3}$ 에서 차지하는 비율 $S_{C\geq0.5}/S_{C\geq0.3}\times100$ 이 20 % 이상이다.

[0092] 이하, 성분 조성, 강 조직의 순서로 본 발명의 강판을 설명한다.

[0093] 본 발명의 강판은 하기의 성분을 함유한다. 하기의 설명에 있어서, 성분의 함유량의 단위인 「%」는 「질량%」를 의미한다.

[0094] C : 0.06 ~ 0.25 %

[0095] C 는, 템퍼드 마텐자이트의 면적률을 확보하여 소정의 강도를 확보하는 관점, 잔류 γ 의 체적률을 확보하여 연성을 향상시키는 관점, 잔류 γ 중에 농화되어 잔류 γ 를 안정화시켜 연성을 향상시키는 관점에서 함유한다.
또한, C 를 함유함으로써, 용접 이음매에 있어서의 용융부와 γ 역으로부터의 급랭부의 강도 상승을 통하여, HAZ 에서의 변형을 억제함으로써, 내 HAZ 연화 특성을 향상시킬 수 있다. C 의 함유량이 0.06 % 미만에서는 이들 효과를 충분히 확보할 수 없기 때문에, 그 하한은 0.06 % 로 한다. C 함유량은, 바람직하게는 0.09 % 이상이고, 보다 바람직하게는 0.11 % 이상이다. C 함유량이 0.25 % 를 초과하면, 냉각 도중의 중간 유지에 있어서의 상부 베이나이트 변태가 지연되어, 소정량의 상부 베이나이트에 인접하여 생성되는 잔류 γ

를 형성하는 것이 어려워진다. 그 결과, 연성이 저하된다. 또한, 괴상의 마텐자이트 혹은 괴상의 잔류 γ 가 증가하여, 신장 플랜지 성형성이 열화된다. 그리고, 강판의 레이저 용접시의 내 HAZ 연화 특성, 스폿 용접성, 굽힘성, 구멍 확장성과 같은 여러 특성이 현저하게 열화된다. 이것들로부터, C 함유량의 상한은 0.25 % 로 한다. 연성이나 내 HAZ 연화 특성의 관점에서, C 함유량은 0.22 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 연성 및 내 HAZ 연화 특성을 더욱 개선하는 관점에서, C 함유량은 0.20 % 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0096] Si : 0.4 ~ 2.5 %

[0097] Si 는, 페라이트를 강화하여 강도를 상승시키는 관점, 마텐자이트나 베이나이트 중의 탄화물 생성을 억제하여, 잔류 γ 의 안정성을 향상시켜 연성을 향상시키는 관점, 열 영향을 받기 어려운 고용 강화량의 증가를 통해 용접부에 있어서의 내 HAZ 연화 특성을 향상시키는 관점에서 함유한다. 이들 관점에서, Si 함유량은 0.4 % 이상으로 한다. 연성 향상의 관점에서, Si 함유량은 0.6 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는, Si 함유량은 0.8 % 이상이다. Si 함유량이 2.5 % 를 초과하면, 열간 압연시의 압연 하중이 극단적으로 높아져, 박판의 제조가 곤란해진다. 또, 화성 처리성이나 용접부의 인성이 열화된다. 이것들로부터, Si 함유량은 2.5 % 이하로 한다. 화성 처리성이나 소재 및 용접부의 인성 확보의 관점에서, Si 함유량은 2.0 % 미만으로 하는 것이 바람직하다. 용접부의 인성 확보의 관점에서, Si 함유량은 1.8 % 이하로 하는 것이 바람직하고, 1.5 % 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0098] Mn : 1.5 ~ 3.5 %

[0099] Mn 은, 소정 면적률의 템퍼드 마텐자이트 및/또는 베이나이트를 확보하여 강도를 확보하는 관점, 잔류 γ 의 Ms 점의 저하에 의해 잔류 γ 를 안정화시켜 연성을 개선하는 관점, Si 와 동일하게 베이나이트 중의 탄화물의 생성을 억제하여 연성을 향상시키는 관점, 잔류 γ 의 체적률을 증가시켜 연성을 향상시키는 관점에서 중요한 원소이다. 이들 효과를 얻기 위해, Mn 의 함유량은 1.5 % 이상으로 한다. 잔류 γ 를 안정화시켜 연성을 향상시키는 관점에서, Mn 함유량은 2.5 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. Mn 함유량은, 바람직하게는 2.6 % 이상이고, 보다 바람직하게는 2.7 % 이상이다. Mn 함유량이 3.5 % 를 초과하면, 베이나이트 변태가 현저하게 지연되기 때문에, 연성 및 내 HAZ 연화 특성이 저하된다. 또한, Mn 함유량이 3.5 % 를 초과하면, 괴상의 조대 γ 나 괴상의 조대 마텐자이트의 생성을 억제하는 것이 어려워지고, 신장 플랜지 성형성도 열화된다. 따라서, Mn 함유량은 3.5 % 이하로 한다. 베이나이트 변태를 촉진시켜 높은 연성을 확보하는 관점에서 Mn 함유량은 3.2 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는, Mn 함유량은 3.1 % 이하이다.

[0100] P : 0.02 % 이하

[0101] P 는 강을 강화하는 원소이지만, 그 함유량이 많으면 스폿 용접성을 열화시킨다. 따라서, P 함유량은 0.02 % 이하로 한다. 스폿 용접성을 개선하는 관점에서, P 함유량은 0.01 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 또한, P 를 함유하지 않아도 되지만, P 함유량은 제조 비용의 관점에서 0.001 % 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0102] S : 0.01 % 이하

[0103] S 는 열간 압연에서의 스케일 박리성을 개선하는 효과, 어닐링시의 질화를 억제하는 효과가 있지만, 스폿 용접성, 굽힘성, 구멍 확장성을 저하시키는 원소이다. 이러한 점들에서, S 함유량은 0.01 % 이하로 한다. 본 발명에서는 C, Si, Mn 의 함유량이 높기 때문에 스폿 용접성이 저하되기 쉬워, 스폿 용접성을 개선하는 관점에서, S 함유량은 0.0020 % 이하로 하는 것이 바람직하고, 0.0010 % 미만으 하는 것이 보다 바람직하다. 또한, S 를 함유하지 않아도 되지만, S 함유량은 제조 비용의 관점에서 0.0001 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는, S 함유량은 0.0005 % 이상이다.

[0104] sol.Al : 1.0 % 미만

[0105] Al 은 탈산의 목적, Si 의 대체로서 잔류 γ 를 안정화시킬 목적으로 함유한다. sol.Al 의 하한은 특별히 규정하지 않지만, 안정적으로 탈산을 실시하기 위해서, sol.Al 함유량은 0.005 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. 또한, sol.Al 함유량은 0.01 % 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다. 한편, sol.Al 함유량이 1.0 % 이상으로 되면, 소재의 강도가 극단적으로 저하되어, 화성 처리성에도 악영향을 미치므로, sol.Al 함유량은 1.0 % 미만으로 한다. 높은 강도를 얻기 위해서, sol.Al 은 0.50 % 미만으로 하는 것이 보다 바람직하고, 0.20 % 이하로 하는 것이 더욱 바람직하다.

[0106] N : 0.015 % 미만

[0107] N 은 강 중에서 BN, AlN, TiN 등의 질화물을 형성하는 원소로서, 강의 열간 연성을 저하시켜, 표면 품질을 저하시키는 원소이다. 또, B 를 함유하는 강에서는, BN 의 형성을 통하여 B 의 효과를 소실시키는 폐해가 있다. N 함유량이 0.015 % 이상이 되면 표면 품질이 현저하게 열화된다. 따라서, N 의 함유량은 0.015 % 미만으로 한다. N 함유량은, 바람직하게는 0.010 % 이하이다. 또한, N 을 함유하지 않아도 되지만, N 함유량은 제조 비용의 점에서 0.0001 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는, N 함유량은 0.001 % 이상이다.

[0108] 상기 이외의 잔부는, Fe 및 불가피적 불순물이다. 본 발명의 강판은 상기의 기본 성분을 함유하고, 잔부는 철 (Fe) 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성을 갖는 것이 바람직하다.

[0109] 본 발명의 강판의 성분 조성은, 상기 성분에 더하여, 이하의 임의 원소로서, 이하의 (A), (B), (C) 에서 선택되는 1 종 또는 2 종 이상을 적절히 함유할 수 있다.

[0110] (A) 질량% 로, Ti : 0.1 % 이하, B : 0.01 % 이하 중에서 선택한 1 종 또는 2 종,

[0111] (B) 질량% 로, Cu : 1 % 이하, Ni : 1 % 이하, Cr : 1.0 % 이하, Mo : 0.5 % 이하, V : 0.5 % 이하, Nb : 0.1 % 이하, Zr : 0.2 % 이하 및 W : 0.2 % 이하 중에서 선택한 1 종 또는 2 종 이상,

[0112] (C) 질량% 로, Ca : 0.0040 % 이하, Ce : 0.0040 % 이하, La : 0.0040 % 이하, Mg : 0.0030 % 이하, Sb : 0.1 % 이하 및 Sn : 0.1 % 이하 중에서 선택한 1 종 또는 2 종 이상

[0113] Ti : 0.1 % 이하

[0114] Ti 는 강 중의 N 을 TiN 으로서 고정시키고, 열간 연성을 향상시키는 효과나 B 의 퀜칭성 향상 효과를 발생시키는 작용이 있다. 또한, TiC 의 석출에 의해 조직을 미세화하는 효과가 있다. 이들 효과를 얻기 위해서 Ti 함유량을 0.002 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. N 을 충분히 고정시키는 관점에서, Ti 함유량은 0.008 % 이상인 것이 보다 바람직하다. Ti 함유량은, 더욱 바람직하게는 0.010 % 이상이다. 한편, Ti 함유량이 0.1 % 를 초과하면 압연 부하의 증대, 석출 강화량의 증가에 의한 연성의 저하를 초래하는 경우가 있다. 이 때문에, Ti 를 함유하는 경우, Ti 함유량은 0.1 % 이하로 한다. 바람직하게는, Ti 함유량은 0.05 % 이하이다. 높은 연성을 확보하기 위해서, Ti 함유량은 0.03 % 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0115] B : 0.01 % 이하

[0116] B 는, 강의 퀜칭성을 향상시키는 원소이고, 소정의 면적률의 템퍼드 마텐자이트 및/또는 베이나이트를 생성시키기 쉽다. 또, B 는, 용접부 근방의 퀜칭성을 향상시켜 용접부 근방에 경질 조직을 형성함으로써 내 HAZ 연화 특성을 향상시킨다. 또한, 고용 B 의 잔존에 의해 내지연 파괴 특성은 향상된다. 이와 같은 B 의 효과를 얻기 위해서는, B 함유량을 0.0002 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. 또한, B 함유량은 0.0005 % 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다. 더욱 바람직하게는, B 함유량은 0.0010 % 이상이다. 한편, B 함유량이 0.01 % 를 초과하면, 그 효과가 포화될 뿐만 아니라, 열간 연성의 현저한 저하를 초래하여 표면 결함을 발생시킨다. 따라서, B 를 함유하는 경우, B 함유량은 0.01 % 이하로 한다. 바람직하게는, B 함유량은 0.0050 % 이하이다. 보다 바람직하게는, B 함유량은 0.0030 % 이하이다.

[0117] Cu : 1 % 이하

[0118] Cu 는, 자동차의 사용 환경에서의 내식성을 향상시킨다. 또한, Cu 의 부식 생성물이 강판 표면을 피복하여 강판에 대한 수소 침입을 억제할 수 있다. Cu 는, 스크랩을 원료로서 활용할 때에 혼입되는 원소로서, Cu 의 혼입을 허용함으로써 리사이클 자재를 원료 자재로서 활용할 수 있고, 제조 비용을 저감시킬 수 있다. 이와 같은 관점에서, Cu 는 0.005 % 이상 함유시키는 것이 바람직하고, 또한 내지연 파괴 특성 향상의 관점에서, Cu 는 0.05 % 이상 함유시키는 것이 보다 바람직하다. 더욱 바람직하게는, Cu 함유량은 0.10 % 이상이다. 한편, Cu 함유량이 지나치게 많아지면 표면 결함의 발생을 초래한다. 이 때문에, Cu 를 함유하는 경우, Cu 함유량은 1 % 이하로 한다. Cu 함유량은, 바람직하게는 0.4 % 이하이고, 보다 바람직하게는 0.2 % 이하이다.

[0119] Ni : 1 % 이하

[0120] Ni 도, Cu 와 마찬가지로, 내식성을 향상시킬 수 있다. 또한, Ni 는, Cu 를 함유시키는 경우에 발생하기 쉬운, 표면 결함의 발생을 억제할 수도 있다. 이것들로부터, Ni 는 0.01 % 이상 함유시키는 것이

바람직하다. Ni 함유량은, 보다 바람직하게는 0.04 % 이상이고, 더욱 바람직하게는 0.06 % 이상이다. 한편, Ni 함유량이 지나치게 많아지면, 가열로 내에서의 스케일 생성이 불균일해지고, 오히려 표면 결함을 발생시키는 원인이 된다. 또, 비용 증가도 초래한다. 이 때문에, Ni 를 함유하는 경우, Ni 함유량은 1 % 이하로 한다. Ni 함유량은, 바람직하게는 0.4 % 이하이고, 보다 바람직하게는 0.2 % 이하이다.

[0121] Cr : 1.0 % 이하

[0122] Cr 은 강의 퀜칭성을 향상시키는 효과, 마텐자이트나 상부/하부 베이나이트 중의 탄화물 생성을 억제하는 효과에서 함유할 수 있다. 또, 용접부 근방의 퀜칭성을 향상시킴으로써, 용접부 근방에 경질상을 형성시켜, 내 HAZ 연화 특성을 향상시킨다. 이와 같은 효과를 얻기 위해서는, Cr 함유량은 0.01 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. Cr 함유량은, 보다 바람직하게는 0.03 % 이상이고, 더욱 바람직하게는 0.06 % 이상이다. 한편, Cr 을 과잉으로 함유하면 내공식성이 열화된다. 이 때문에, Cr 을 함유하는 경우, Cr 함유량은 1.0 % 이하로 한다. Cr 함유량은, 바람직하게는 0.8 % 이하이고, 보다 바람직하게는 0.4 % 이하이다.

[0123] Mo : 0.5 % 이하

[0124] Mo 는 강의 퀜칭성을 향상시키는 효과, 마텐자이트나 상부/하부 베이나이트 중의 탄화물 생성을 억제하는 효과에서 함유할 수 있다. 또, 용접부 근방의 퀜칭성을 향상시킴으로써, 용접부 근방에 경질상을 형성시켜, 내 HAZ 연화 특성을 향상시킨다. 이와 같은 효과를 얻기 위해서, Mo 함유량은 0.01 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. Mo 함유량은, 보다 바람직하게는 0.03 % 이상이고, 더욱 바람직하게는 0.06 % 이상이다. 한편, Mo 는 냉연 강판의 화성 처리성을 현저하게 열화시킨다. 이 때문에, Mo 를 함유하는 경우, Mo 함유량은 0.5 % 이하로 한다. 화성 처리성 향상의 관점에서, Mo 함유량은 0.15 % 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0125] V : 0.5 % 이하

[0126] V 는 강의 퀜칭성을 향상시키는 효과, 마텐자이트나 상부/하부 베이나이트 중의 탄화물 생성을 억제하는 효과, 조직을 미세화하는 효과, 탄화물을 석출시켜 내지연 파괴 특성을 개선하는 효과에서 함유할 수 있다. 또, 용접부 근방의 퀜칭성을 향상시킴으로써, 용접부 근방에 경질상을 형성시켜, 내 HAZ 연화 특성을 향상시킨다. 이들 효과를 얻기 위해서, V 함유량은 0.003 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. V 함유량은, 보다 바람직하게는 0.005 % 이상이고, 더욱 바람직하게는 0.010 % 이상이다. 한편, V 를 다량으로 함유하면 주조성이 현저하게 열화된다. 이 때문에, V 를 함유하는 경우, V 함유량은 0.5 % 이하로 한다. V 함유량은, 바람직하게는 0.3 % 이하이고, 보다 바람직하게는 0.1 % 이하이다. V 함유량은, 더욱 바람직하게는 0.05 % 이하이고, 보다 더 바람직하게는 0.03 % 이하이다.

[0127] Nb : 0.1 % 이하

[0128] Nb 는 강 조직을 미세화하여 고강도화하는 효과, 세립화를 통해 베이나이트 변태를 촉진하는 효과, 굽힘성을 개선하는 효과, 내지연 파괴 특성을 향상시키는 효과에서 함유할 수 있다. 또, Nb 는, 용접부 근방의 퀜칭성을 향상시킴으로써, 용접부 근방에 경질상을 형성시켜, 내 HAZ 연화 특성을 향상시킨다. 이들 효과를 얻기 위해서, Nb 함유량은 0.002 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. Nb 함유량은, 보다 바람직하게는 0.004 % 이상이고, 더욱 바람직하게는 0.010 % 이상이다. 한편, Nb 를 다량으로 함유하면 석출 강화가 지나치게 강해져 연성이 저하된다. 또, 압연 하중의 증대, 주조성의 열화를 초래한다. 이 때문에, Nb 를 함유하는 경우, Nb 함유량은 0.1 % 이하로 한다. Nb 함유량은, 바람직하게는 0.05 % 이하이고, 보다 바람직하게는 0.03 % 이하이다.

[0129] Zr : 0.2 % 이하

[0130] Zr 은 강의 퀜칭성의 향상 효과, 베이나이트 중의 탄화물 생성을 억제하는 효과, 조직을 미세화하는 효과, 탄화물을 석출시켜 내지연 파괴 특성을 개선하는 효과에서 함유할 수 있다. 그러한 효과를 얻기 위해서, Zr 함유량은 0.005 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. Zr 함유량은, 보다 바람직하게는 0.008 % 이상이고, 더욱 바람직하게는 0.010 % 이상이다. 한편, Zr 을 다량으로 함유하면, 열간 압연 전의 슬래브 가열시에 미고용으로 잔존하는 ZrN 이나 ZrS 와 같은 조대한 석출물이 증가하고, 내지연 파괴 특성이 열화된다. 이 때문에, Zr 을 함유하는 경우, Zr 함유량은 0.2 % 이하로 한다. Zr 함유량은, 바람직하게는 0.15 % 이하이고, 보다 바람직하게는 0.08 % 이하이다. Zr 함유량은, 더욱 바람직하게는 0.03 % 이하이고, 한층 더 바람직하게는 0.02 % 이하이다.

[0131] W : 0.2 % 이하

[0132] W 는 강의 퀜칭성의 향상 효과, 베이나이트 중의 탄화물 생성을 억제하는 효과, 조직을 미세화하는 효과, 탄화물을 석출시켜 내지연 파괴 특성을 개선하는 효과에서 함유할 수 있다. 그러한 효과를 얻기 위해서, W 함유량은 0.005 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. W 함유량은, 보다 바람직하게는 0.008 % 이상이고, 더욱 바람직하게는 0.010 % 이상이다.

[0133] 한편, W 를 다량으로 함유시키면, 열간 압연 전의 슬래브 가열시에 미고용으로 잔존하는 WN 이나 WS 와 같은 조대한 석출물이 증가하고, 내지연 파괴 특성이 열화된다. 이 때문에, W 를 함유하는 경우, W 함유량은 0.2 % 이하로 한다. W 함유량은, 바람직하게는 0.15 % 이하이고, 보다 바람직하게는 0.08 % 이하이다. W 함유량은, 더욱 바람직하게는 0.03 % 이하이고, 한층 더 바람직하게는 0.02 % 이하이다.

[0134] Ca : 0.0040 % 이하

[0135] Ca 는, S 를 CaS 로서 고정시키고, 굽힘성의 개선이나 내지연 파괴 특성의 개선에 기여한다. 이 때문에, Ca 함유량은 0.0002 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. Ca 함유량은, 보다 바람직하게는 0.0005 % 이상이고, 더욱 바람직하게는 0.0010 % 이상이다. 한편, Ca 는 다량으로 첨가하면 표면 품질이나 굽힘성을 열화시킨다. 이 때문에, Ca 를 함유하는 경우, Ca 함유량은 0.0040 % 이하로 한다. Ca 함유량은, 바람직하게는 0.0035 % 이하이고, 보다 바람직하게는 0.0020 % 이하이다.

[0136] Ce : 0.0040 % 이하

[0137] Ce 도, Ca 와 동일하게, S 를 고정시키고, 굽힘성의 개선이나 내지연 파괴 특성의 개선에 기여한다. 이 때문에, Ce 함유량은 0.0002 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. Ce 함유량은, 보다 바람직하게는 0.0004 % 이상이고, 더욱 바람직하게는 0.0006 % 이상이다. 한편, Ce 를 다량으로 첨가하면 표면 품질이나 굽힘성이 열화된다. 이 때문에, Ce 를 함유하는 경우, Ce 함유량은 0.0040 % 이하로 한다. Ce 함유량은, 바람직하게는 0.0035 % 이하이고, 보다 바람직하게는 0.0020 % 이하이다.

[0138] La : 0.0040 % 이하

[0139] La 도, Ca 와 동일하게, S 를 고정시키고, 굽힘성의 개선이나 내지연 파괴 특성의 개선에 기여한다. 이 때문에, La 함유량은 0.0002 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. La 함유량은, 보다 바람직하게는 0.0004 % 이상이고, 더욱 바람직하게는 0.0006 % 이상이다. 한편, La 를 다량으로 첨가하면 표면 품질이나 굽힘성이 열화된다. 이 때문에, La 를 함유하는 경우, La 함유량은 0.0040 % 이하로 한다. La 함유량은, 바람직하게는 0.0035 % 이하이고, 보다 바람직하게는 0.0020 % 이하이다.

[0140] Mg : 0.0030 % 이하

[0141] Mg 는 MgO 로서 O 를 고정시키고, 내지연 파괴 특성의 개선에 기여한다. 이 때문에, Mg 함유량은 0.0002 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. Mg 함유량은, 보다 바람직하게는 0.0004 % 이상이고, 더욱 바람직하게는 0.0006 % 이상이다. 한편, Mg 를 다량으로 첨가하면 표면 품질이나 굽힘성이 열화된다. 이 때문에, Mg 를 함유하는 경우, Mg 함유량은 0.0030 % 이하로 한다. Mg 함유량은, 바람직하게는 0.0025 % 이하이고, 보다 바람직하게는 0.0010 % 이하이다.

[0142] Sb : 0.1 % 이하

[0143] Sb 는, 강판 표층부의 산화나 질화를 억제하고, 그것에 의한 C 나 B 의 표층에 있어서의 함유량의 저감을 억제한다. 또, C 나 B 의 함유량의 상기 저감이 억제됨으로써, 강판 표층부의 페라이트 생성을 억제하여, 고강도화됨과 함께, 내지연 파괴 특성이 개선된다. 이러한 관점에서, Sb 함유량은 0.002 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. Sb 함유량은, 보다 바람직하게는 0.004 % 이상이고, 더욱 바람직하게는 0.006 % 이상이다.
한편, Sb 함유량이 0.1 % 를 초과하면, 주조성이 열화되고, 또, 구 (舊) γ 입계에 편석되어, 전단 단면의 내지연 파괴 특성이 열화된다. 이 때문에, Sb 를 함유하는 경우, Sb 함유량은 0.1 % 이하로 한다. Sb 함유량은, 바람직하게는 0.04 % 이하이고, 보다 바람직하게는 0.03 % 이하이다.

[0144] Sn : 0.1 % 이하

[0145] Sn 은, 강판 표층부의 산화나 질화를 억제하고, 그것에 의한 C 나 B 의 표층에 있어서의 함유량의 저감을 억제한다. 또, C 나 B 의 함유량의 상기 저감이 억제됨으로써, 강판 표층부의 페라이트 생성을 억제하여, 고강도화됨과 함께, 내지연 파괴 특성이 개선된다. 이러한 관점에서, Sn 함유량은 0.002 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. Sn 함유량은, 바람직하게는 0.004 % 이상이고, 보다 바람직하게는 0.006 % 이상이다. 한

편, Sn 함유량이 0.1 % 를 초과하면, 주조성이 열화된다. 또, 구 γ 입계에 Sn 이 편석되어, 전단 단면의 내지연 파괴 특성이 열화된다. 이 때문에, Sn 을 함유하는 경우, Sn 함유량은 0.1 % 이하로 한다. Sn 함유량은, 바람직하게는 0.04 % 이하이고, 보다 바람직하게는 0.03 % 이하이다.

[0146] 상기 임의 성분을 바람직한 하한값 미만으로 함유하는 경우, 하한값 미만으로 함유되는 임의 원소는 본 발명의 효과를 저해하지 않는다. 그래서, 상기 임의 원소를 하한값 미만으로 함유하는 경우, 상기 임의 원소는, 불가피적 불순물로서 함유되는 것으로 한다.

[0147] 다음으로, 본 발명의 강판의 강 조직에 대해 설명한다.

[0148] 폴리고날 페라이트 : 10 % 이하 (0 % 를 포함)

[0149] 어닐링 중 또는 냉각 과정에서 생성되는 폴리고날 페라이트는, 연성의 향상에 기여하지만, 마텐자이트 등의 주위의 경질상과의 경도차가 발생함으로써 신장 플랜지 성형성의 저하를 초래한다. 폴리고날 페라이트는 면적률로 10 % 이하이면, 본 발명의 효과를 손상시키는 것은 아니기 때문에, 함유해도 상관없다. 따라서 본 발명에서는, 면적률로, 폴리고날 페라이트를 10 % 이하로 한다. 폴리고날 페라이트는, 바람직하게는 5 % 이하이고, 보다 바람직하게는 2 % 이하이다. 또한, 폴리고날 페라이트는 0 % 여도 된다.

[0150] 템퍼드 마텐자이트 : 40 % 이상

[0151] 소정의 강도 및 신장 플랜지 성형성을 얻기 위해서, 템퍼드 마텐자이트는 면적률로 40 % 이상으로 한다. 템퍼드 마텐자이트는, 바람직하게는 50 % 이상이다. 한편, 템퍼드 마텐자이트가 80 % 를 초과하면, 과도한 고강도화에 의해 연성이 저하되기 때문에, 템퍼드 마텐자이트는 80 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 템퍼드 마텐자이트는, 보다 바람직하게는 75 % 이하이다.

[0152] 프레시 마텐자이트 : 20 % 이하 (0 % 를 포함)

[0153] 종래, 최종 템퍼 공정 (후술하는 평균 냉각 속도 CR4 로 체류시키는 공정) 에서 베이나이트 변태를 많이 발생시키려고 하는 경우, 괴상의 마텐자이트 혹은 괴상의 잔류 γ 가 많이 잔존한다. 그래서, 종래 이것을 방지하기 위해, Mn 을 저감시켜 베이나이트 변태를 촉진시키는 수법이 사용되고 있었다. 그러나, Mn 함유량을 저감하면 잔류 γ 의 안정화 효과나 체적률 증가 효과가 상실됨으로써 연성이 손상되어 있었다. 이에 반해, Mn 을 많이 함유하는 강판에 적절한 냉각 처리를 실시하는 본 발명에서는, 베이나이트 변태의 이용과 괴상 조직의 저감의 양방을 실현하는 것이 가능하다.

[0154] 괴상의 프레시 마텐자이트 조직은, 면적률로 20 % 이하로 저감함으로써 우수한 신장 플랜지 성형성과 내 HAZ 연화 특성을 확보할 수 있다. 따라서 본 발명에서는, 면적률로, 프레시 마텐자이트를 20 % 이하로 한다. 우수한 신장 플랜지 성형성 및 내 HAZ 연화 특성을 확보하기 위해서, 프레시 마텐자이트는 10 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 프레시 마텐자이트는, 보다 바람직하게는 5 % 이하이다. 또한, 프레시 마텐자이트는 0 % 여도 된다.

[0155] 내부의 탄화물이 10 μm^2 당 20 개 이하의 베이나이틱 페라이트 : 3 ~ 40 %

[0156] 내부의 탄화물이 10 μm^2 당 20 개 이하의 베이나이틱 페라이트를 면적률로 3 % 이상 함유함으로써, 주위의 잔류 γ 로 효율적으로 C 가 농화된다. 또한, 레이저 용접시의 열 영향을 받기 어려워, 내 HAZ 연화 특성의 향상에 기여한다. 따라서, 본 발명에서는, 면적률로, 내부의 탄화물이 10 μm^2 당 20 개 이하의 베이나이틱 페라이트를 3 % 이상으로 한다. 상기 베이나이틱 페라이트는, 바람직하게는 5 % 이상이고, 보다 바람직하게는 7 % 이상이다. 강도의 저하를 억제하기 위해서, 내부의 탄화물이 10 μm^2 당 20 개 이하의 베이나이틱 페라이트는, 면적률로 40 % 이하로 한다. 바람직하게는 30 % 이하이고, 보다 바람직하게는 25 % 이하이다.

[0157] 또한, 본 발명에서는, 내부의 탄화물이 10 μm^2 당 20 개 초과의 베이나이틱 페라이트가 존재하고 있어도 된다.

[0158] 템퍼드 마텐자이트, 프레시 마텐자이트, 상부 베이나이트, 하부 베이나이트, 잔류 오스테나이트의 1 종 또는 2 종 이상을 갖는 조직 : 90 % 이상 (100 % 를 포함)

[0159] 소정의 강도, 연성, 신장 플랜지 성형성을 확보하기 위해서, 상기한 폴리고날 페라이트의 잔부 조직으로서, 템퍼드 마텐자이트, 프레시 마텐자이트, 상부 베이나이트, 하부 베이나이트, 잔류 오스테나이트의 합계 면적률은 90 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. 상기 잔부 조직은, 템퍼드 마텐자이트, 프레시 마텐자이트, 상부 베

이나이트, 하부 베이나이트, 잔류 오스테나이트의 1 종 또는 2 종 이상을 갖는 조직이어도 되고, 템퍼드 마텐자이트, 프레시 마텐자이트, 상부 베이나이트, 하부 베이나이트, 잔류 오스테나이트의 1 종 또는 2 종 이상으로 이루어지는 조직이어도 된다.

[0160] 상부 베이나이트 및 하부 베이나이트는, 내부의 탄화물이 10 μm^2 당 20 개 이하의 베이나이틱 페라이트를 포함한다. 또한, 상부 베이나이트 및 하부 베이나이트는, 내부의 탄화물이 10 μm^2 당 20 개 초과의 베이나이틱 페라이트를 포함하고 있어도 된다.

[0161] 잔류 오스테나이트 : 5 ~ 20 %

[0162] 높은 연성을 확보하기 위해서, 강 조직 전체에 대해, 잔류 오스테나이트 (잔류 γ) 는 체적률로 5 % 이상으로 한다. 잔류 오스테나이트는, 바람직하게는 7 % 이상이고, 보다 바람직하게는 9 % 이상이다. 이 잔류 γ 량에는, 베이나이트에 인접하여 생성되는 잔류 γ 를 포함한다. 잔류 γ 의 양이 지나치게 증가하면 강도 저하, 신장 플랜지 성형성의 저하, 내지연 파괴 특성의 열화를 초래한다. 따라서, 잔류 γ 의 체적률은 20 % 이하로 한다. 잔류 오스테나이트는, 바람직하게는 15 % 이하이다. 또, 「체적률」은 「면적률」로 간주할 수 있다.

[0163] C 농도가 0.50 % (질량%) 이상인 영역의 면적 $S_{C\geq0.5}$ 가, C 농도가 0.30 % (질량%) 이상인 영역의 면적 $S_{C\geq0.3}$ 에서 차지하는 비율 $S_{C\geq0.5}/S_{C\geq0.3}\times100$ 이 20 % 이상

[0164] 높은 연성을 확보하기 위해서, C 농도가 0.50 % 이상인 영역의 면적 $S_{C\geq0.5}$ 가, C 농도가 0.30 % 이상인 영역의 면적 $S_{C\geq0.3}$ 에서 차지하는 비율 $S_{C\geq0.5}/S_{C\geq0.3}\times100$ 을 20 % 이상으로 한다. 상기 비율은, 바람직하게는 25 % 이상이고, 보다 바람직하게는 30 % 이상이다.

[0165] 내부의 탄화물이 10 μm^2 당 20 개 이하의 베이나이틱 페라이트에 인접하여 존재하는 잔류 오스테나이트의 개수 밀도가, 10000 μm^2 당 50 개 이상 (적합 요건)

[0166] 내부의 탄화물이 10 μm^2 당 20 개 이하의 베이나이틱 페라이트가 생성될 때, 인접하는 미변태 오스테나이트에 C 가 효율적으로 분배되어, 최종 조직에 있어서 연성 향상에 기여하는 고탄소 농도의 잔류 γ 가 얻어진다. 본 발명에서는, 보다 높은 연성을 확보하는 관점에서, 내부의 탄화물이 10 μm^2 당 20 개 이하의 베이나이틱 페라이트에 인접하여 존재하는 잔류 오스테나이트의 개수 밀도를, 10000 μm^2 당 50 개 이상으로 하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는, 상기 개수 밀도는, 10000 μm^2 당 70 개 이상이고, 더욱 바람직하게는 100 개 이상이다. 또한, 과도한 잔류 γ 의 생성에 의해 강도가 저하되는 것을 회피하는 관점에서, 내부의 탄화물이 10 μm^2 당 20 개 이하의 베이나이틱 페라이트에 인접하여 존재하는 잔류 오스테나이트의 개수 밀도는, 10000 μm^2 당 400 개 이하인 것이 바람직하고, 300 개 이하인 것이 보다 바람직하다.

[0167] 다음으로, 본 발명의 강판의 강 조직의 측정 방법에 대해 설명한다.

[0168] 폴리고날 페라이트, 베이나이틱 페라이트, 템퍼드 마텐자이트, 프레시 마텐자이트의 면적률의 측정은, 강판 표면에 수직이고, 압연 방향과 평행한 판두께 단면을 잘라내어, 경면 연마한 후, 3 vol% 나이탈로 부식시키고, 1/4 두께 위치에서 SEM 에 의해 배율 : 5000 배로 10 시야 관찰하는 방법으로 실시한다. 도 2 는, 강판의 강 조직의 SEM 사진의 일례를 나타낸다. 도 2 에 나타내는 바와 같은 폴리고날 페라이트는 내부에 거의 탄화물을 수반하지 않고, 비교적 등축인 페라이트를 대상으로 한다. SEM 에서는 가장 검은색으로 보이는 영역이다. 베이나이틱 페라이트는, 내부에 SEM 에서는 흰색으로 보이는 탄화물 또는 잔류 γ 의 생성을 수반하는 페라이트 조직이다.

[0169] 베이나이틱 페라이트인지, 폴리고날 페라이트인지 식별이 어려운 경우에는, 애스펙트비 ≤ 2.0 의 형태의 페라이트의 영역을 폴리고날 페라이트로 하고, 애스펙트비 > 2.0 의 영역을 베이나이틱 페라이트로 분류하여 면적률을 산출한다.

[0170] 도 3 은, 본 발명의 강판의 강 조직의 측정 방법을 설명하기 위한 도면이다. 도 3(A) 에 나타내는 바와 같이, 애스펙트비는, 입자 길이가 가장 길어지는 장축 길이 a 를 구하고, 그것에 수직인 방향에서 가장 입자를 길게 가로지를 때의 입자 길이를 단축 길이 b 로 하여, a/b 를 애스펙트비로 한다. 또한, 입자끼리가 접촉하

고 있는 경우, 도 3(B) 에 나타내는 바와 같이, 개개의 입자가 대략 균등하게 분할되는 위치에서 분할하여, 각각의 입자의 사이즈를 측정한다.

[0171] 베이나이틱 페라이트의 내부의 탄화물의 10 ㎛^{2} 당 개수는, 5000 배의 SEM 사진 중에서 베이나이틱 페라이트의 면적률과 내부의 탄화물의 개수를 카운트하여, 탄화물 개수를 각 베이나이틱 페라이트의 면적률로 나누어, 10 ㎛^{2} 당의 값으로 환산함으로써 구할 수 있다.

[0172] 템퍼드 마텐자이트는, SEM 에서는 내부에 라스 형상의 하부 조직과 탄화물의 석출을 수반하는 영역이다. 프레시 마텐자이트는, SEM 에서는 내부에 하부 조직이 보이지 않고 하얗게 보이는 괴상의 영역이다.

[0173] 템퍼드 마텐자이트, 프레시 마텐자이트, 상부 베이나이트, 하부 베이나이트, 잔류 오스테나이트의 1 종 또는 2 종 이상을 갖는 조직은, 상기한 폴리고날 페라이트 이외의 잔부 조직에 대응하며, 이 조직의 합계의 면적률은, 상기한 폴리고날 페라이트 이외의 영역의 면적률이다. 여기서, 탄화물의 면적률은 매우 적기 때문에, 상기한 잔부 조직의 면적률에 포함한다.

[0174] 잔류 오스테나이트 (잔류 γ) 의 체적률은, 강판 표면으로부터 1/4 두께 위치까지 화학 연마하여, X 선 회절로 구했다. 입사 X 선에는 Co-Kα 선원을 사용하여, 페라이트의 (200), (211), (220) 면과 오스테나이트의 (200), (220), (311) 면의 강도비로부터 잔류 오스테나이트의 체적률을 계산한다. 여기서, 잔류 γ 는 랜덤하게 분포되어 있으므로, X 선 회절로 구한 잔류 γ 의 체적률은, 강 조직에 있어서의 잔류 γ 의 면적률과 동등해진다.

[0175] 내부의 탄화물이 10 ㎛^{2} 당 20 개 이하의 베이나이틱 페라이트에 인접하여 존재하는 잔류 오스테나이트의 개수 밀도는, 베이나이틱 페라이트의 관찰에 사용한 샘플을 경면 연마하고, SEM 중에서 얻어진 동일 시야의 전자선 후방 산란 회절 도형 (Electron Backscattering Diffraction Pattern, EBSD) 을 EBSD 해석 프로그램 OIM Data Collection ver.7 을 사용하여 매핑 측정하고, 얻어진 데이터를 TSL OIM Analysis ver.7 (EDAX/TSL 사 제조) 을 사용하여 해석함으로써 페이즈 맵 데이터를 얻고, 내부의 탄화물이 10 ㎛^{2} 당 20 개 이하의 베이나이틱 페라이트에 인접하여 존재하는 fcc 구조의 개수 밀도를 측정함으로써 구한다. 한편, 여기서 「인접한다」란, 페이즈 맵에 있어서 내부의 탄화물이 10 ㎛^{2} 당 20 개 이하의 베이나이틱 페라이트에 상당하는 bcc 구조와 fcc 구조가 접하고 있는 것을 의미하고, bcc 구조 중에 fcc 구조가 내포되는 경우도 포함하는 것으로 한다.

[0176] C 농도가 0.50 % (질량%) 이상인 영역의 면적 $S_{C\geq0.5}$ 및 C 농도가 0.30 % (질량%) 이상인 영역의 면적 $S_{C\geq0.3}$ 의 측정은, 강판 표면에 수직이고, 압연 방향에 평행한 판두께 단면의 판두께 1/4 위치에 있어서 일본 전자 제조의 전계 방출형 전자선 마이크로애널라이저 (FE-EPMA) JXA-8500F 를 사용하여, 가속 전압 6 kV, 조사 전류 7×10^{-8} A, 빔 직경을 최소로 하여 C 농도 분포를 맵핑 분석함으로써 측정한다.

[0177] 단, 컨태미네이션의 영향을 배제하기 위해, 분석에서 얻어진 C 의 평균값이 모재의 탄소량과 동등해지도록, 백그라운드분을 차감한다. 즉, 측정된 탄소량의 평균값이 모재의 탄소량보다 많은 경우, 그 증가분은 컨태미네이션이라고 생각하여, 각 위치에서의 분석치로부터 그 증가분을 일률 차감한 값을 각 위치에서의 진정한 C 량으로 한다.

[0178] 본 발명의 강판은, 인장 강도가 980 MPa 이상인 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는 1180 MPa 이상이다. 인장 강도의 상한에 대해서는, 다른 특성과의 양립의 관점에서 1450 MPa 이하가 바람직하고, 보다 바람직하게는 1400 MPa 이하이다.

[0179] 본 발명의 강판에서는, 전연신 T-El 은 TS : 1180 MPa 미만에서는 16.0 % 이상, TS : 1180 MPa 이상 1320 MPa 미만에서는 14.0 % 이상, TS : 1320 MPa 이상에서는 13.0 % 이상 확보함으로써 성형의 안정성은 각별히 향상된다. 구멍 확장률 λ 는, 30 % 이상 확보하는 것이 바람직하다. λ 의 상한은, 다른 특성과의 양립의 관점에서, 어느 강도 레벨에 있어서도 90 % 이하가 바람직하고, 보다 바람직하게는 80 % 이하이다.

[0180] 본 발명의 강판에서는, 레이저 용접, 파단 형태 판정 시험, 노치 인장 시험을 실시하여, 파단 형태가 모재 파단이고, HAZ 강도 ≥ 모재 TS+50 MPa 인 것이 바람직하다.

[0181] 이상의 본 발명의 강판은, 표면에 아연 도금층을 갖는 강판이어도 된다. 도금층은, 용융 도금층, 전기 도금층 중 어느 것이어도 된다.

[0182] 다음으로, 본 발명의 강판의 제조 방법에 대해 설명한다.

[0183] 본 발명의 강판의 제조 방법에서는, 전술한 성분 조성을 갖는 강 슬래브에 대해, 열간 압연 및 냉간 압연을 실시한 후, 얻어진 냉연 강판에 어닐링을 실시하고, 상기 어닐링은, 어닐링 온도 : 810 ~ 900 ℃ 에서 유지를 실시하는 공정과, 810 ℃ 에서 500 ℃ 까지의 온도 범위를 평균 냉각 속도 (CR1) : 5 ~ 100 ℃/s 로 냉각하는 공정과, 500 ℃ 에서 마텐자이트 변태 개시 온도 Ms (℃) 이상 또한 320 ℃ 이상의 체류 정지 온도 (T1) 까지의 온도 범위를 평균 냉각 속도 (CR2) : 10 ℃/s 이하로 10 s 이상 60 s 이하 체류시키는 공정과, 상기 체류 정지 온도 (T1) 에서 200 ℃ 이상 300 ℃ 이하의 냉각 정지 온도 (T2) 까지의 온도 범위를 평균 냉각 속도 (CR3) : 3 ~ 100 ℃/s 로 냉각하는 공정과, 상기 냉각 정지 온도 (T2) 에서 380 ℃ 까지의 온도 범위를 평균 가열 속도 : 2 ℃/s 이상으로 가열하는 공정과 340 ℃ 이상 590 ℃ 이하의 온도 범위 내에서 20 s 이상 3000 s 이하의 동안에, 평균 냉각 속도 (CR4) : 0.01 ~ 5 ℃/s 로 체류시키는 공정과, 50 ℃ 이하의 온도까지 평균 냉각 속도 (CR5) : 0.1 ℃/s 이상으로 냉각하는 공정을, 이 순서로 포함한다.

[0184] 또한, 본 발명에서 각 공정에 있어서 특정하는 온도는, 슬래브 (강 슬래브) 또는 강판의 표면 온도를 가리킨다.

[0185] 또, 도 4 는, 본 발명의 강판의 제조 방법을 설명하기 위한 도면으로, 특히, 슬래브 (강 슬래브) 또는 강판의 표면 온도의 시간 변화를 나타낸다. 이 온도의 시간 변화를 포함하여, 각 공정의 상세를 이하에서 설명한다.

[0186] 열간 압연

[0187] 강 슬래브를 열간 압연하려면, 슬래브를 가열 후 압연하는 방법, 연속 주조 후의 슬래브를 가열하지 않고 직접 압연하는 방법, 연속 주조 후의 슬래브에 단시간 가열 처리를 실시하여 압연하는 방법 등이 있다. 열간 압연은, 통상적인 방법에 따라서 실시하면 되고, 예를 들어, 슬래브 가열 온도는 1100 ~ 1300 ℃, 균열 시간은 20 ~ 300 min, 마무리 압연 온도는 Ar_3 변태점 ~ Ar_3 변태점 + 200 ℃, 권취 온도는 400 ~ 720 ℃ 로 하면 된다. 권취 온도는, 판두께 변동을 억제하고 높은 강도를 안정적으로 확보하는 관점에서는, 430 ~ 530 ℃ 로 하는 것이 바람직하다.

[0188] 냉간 압연

[0189] 냉간 압연에서는, 압연율 (누적 압연율) 을 30 ~ 85 % 로 하면 된다. 높은 강도를 안정적으로 확보하고, 이방성을 작게 하는 관점에서는, 압연율은 35 ~ 85 % 로 하는 것이 바람직하다. 또한, 압연 하중이 높은 경우에는, 450 ~ 730 ℃ 에서 CAL (연속 어닐링 라인) 또는 BAF (박스 어닐링로) 에 의해 연질화의 어닐링 처리를 실시하는 것이 가능하다.

[0190] 어닐링

[0191] 전술한 성분 조성을 갖는 강 슬래브를, 열간 압연 및 냉간 압연한 후, 이하에 규정하는 조건에서 어닐링을 실시한다. 어닐링 설비는 특별히 한정되지 않지만, 생산성, 및 원하는 가열 속도 및 냉각 속도를 확보하는 관점에서, 연속 어닐링 라인 (CAL) 또는 연속 용융 아연 도금 라인 (CGL) 에 의해 실시하는 것이 바람직하다.

[0192] 어닐링 온도 : 810 ~ 900 ℃ 에서 유지

[0193] 소정 면적률의 템퍼드 마텐자이트 및/또는 베이나이트, 소정 체적률의 잔류 γ 를 확보하기 위해서, 어닐링 온도는 810 ~ 900 ℃ 로 한다. 폴리고날 페라이트를 5 % 이하로 하기 위해서, 어닐링 온도는 γ 단상역 어닐링이 되도록 조정하는 것이 바람직하다. 바람직하게는 815 ℃ 이상이다. 한편, 어닐링 온도가 900 ℃ 를 초과하는 경우에는 γ 입경이 과도하게 커져, 원하는 탄소 농도의 잔류 γ 를 얻기 위해 필요한 C 원자의 확산 거리가 길어짐으로써 연성이 저하된다. 따라서, 어닐링 온도는 900 ℃ 이하로 한다. 바람직하게는, 어닐링 온도는 880 ℃ 이하이다.

[0194] 810 ℃ 에서 500 ℃ 까지의 온도 범위를 평균 냉각 속도 (CR1) : 5 ~ 100 ℃/s 로 냉각

[0195] 810 ~ 900 ℃ 에서의 유지 후, 810 ℃ 에서 500 ℃ 까지의 온도 범위를 평균 냉각 속도 (CR1) : 5 ~ 100 ℃/s 로 냉각한다. 평균 냉각 속도 (CR1) 가 5 ℃/s 보다 느리면, 페라이트가 다량으로 생성되어, 강도 저하, 신장 플랜지 성형성의 저하를 초래한다. 평균 냉각 속도 (CR1) 는, 바람직하게는 8 ℃/s 이상이다. 한편, 평균 냉각 속도 (CR1) 가 지나치게 빨라지면, 판 형상이 악화되기 때문에, 100 ℃/s 이하로 한다. 평균 냉각 속도 (CR1) 는, 바람직하게는 50 ℃/s 이하이고, 보다 바람직하게는 30 ℃/s 미만이다.

[0196] 여기서, 평균 냉각 속도 (CR1) 는, 「(810 ℃ (냉각 개시 온도)－500 ℃ (냉각 정지 온도))/(810 ℃ 의 냉각 개시 온도에서 500 ℃ 의 냉각 정지 온도까지의 냉각 시간 (초))」이다.

[0197] 500 ℃ 에서 마텐자이트 변태 개시 온도 Ms (℃) 이상 또한 320 ℃ 이상의 체류 정지 온도 (T1) 까지의 온도 범위를 평균 냉각 속도 (CR2) : 10 ℃/s 이하로 10 s 이상 60 s 이하 체류

[0198] 500 ℃ 에서 마텐자이트 변태 개시 온도 Ms (℃) 이상 또한 320 ℃ 이상의 체류 정지 온도 (T1) 까지의 온도 범위를 평균 냉각 속도 (CR2) : 10 ℃/s 이하로 10 s 이상 60 s 이하 체류 (서랭) 시킴으로써, 탄화물 밀도가 작은 베이나이트를 생성시키는 것이 가능하고, 인접해서 C 농도가 높은 잔류 γ 를 생성시킬 수 있다. 온도 범위가 Ms 미만인 경우 또는 320 ℃ 미만인 경우, 마텐자이트가 선행하여 생성되고, 하부 베이나이트가 생성되기 때문에, 강도의 저하를 초래한다. 한편, 500 ℃ 를 초과하면, 베이나이트 변태의 구동력이 저하되어, 베이나이트의 변태량이 저하된다. 따라서, 온도 범위는 Ms 이상 또한 320 ℃ 이상이며, 500 ℃ 이하로 한다.

이 온도 범위는, 바람직하게는 380 ℃ 이상이고, 보다 바람직하게는 420 ℃ 이상이다. 또한, 이 온도 범위는, 바람직하게는 480 ℃ 이하이고, 보다 바람직하게는 460 ℃ 이하이다. 평균 냉각 속도 (CR2) 가 10 ℃/s 를 초과하면, 베이나이트 변태량이 감소한다. 따라서, 평균 냉각 속도 (CR2) 는 10 ℃/s 이하로 한다.

체류 시간이 10 s 미만이면 원하는 양의 베이나이트가 얻어지지 않고, 60 s 를 초과하면 베이나이트로부터 괴상의 미변태 γ 로의 C 의 농화가 진행되어, 괴상 조직의 잔존량의 증가를 초래한다. 따라서, 체류 시간은 10 s 이상 60 s 이하로 한다. 베이나이틱 페라이트와 잔류 오스테나이트를 확보하고, 연성 및 내 HAZ 연화 특성을 향상시키는 관점에서, 체류 시간은 20 s 이상인 것이 바람직하다. 또한, 괴상 조직의 저감에 의한 신장 플랜지 성형성의 향상의 관점에서, 체류 시간은 50 s 이하인 것이 바람직하다.

[0199] 또한, 마텐자이트 변태 개시 온도 Ms 는, 포마스터 시험기로, 원기둥 형상의 시험편 (직경 3 ㎜×높이 10 ㎜) 을 사용하여, 소정의 어닐링 온도에서 유지 후, 헬륨 가스로 급랭했을 때의 체적 변화를 측정함으로써 구할 수 있다.

[0200] 또한, 여기서, 평균 냉각 속도 (CR2)는, 「(500 ℃ (체류 개시 온도)－체류 정지 온도 (T1))/(500 ℃ 에서 체류 정지 온도 (T1) 까지의 체류 시간 (초))」이다.

[0201] 상기 체류 정지 온도 (T1) 에서 200 ℃ 이상 300 ℃ 이하의 냉각 정지 온도 (T2) 까지의 온도 범위를 평균 냉각 속도 (CR3) : 3 ~ 100 ℃/s 로 냉각

[0202] 상기의 체류 후, 탄소의 γ 로의 농화가 지나치게 진행되지 않도록 신속하게 냉각시킬 필요가 있다. 320 ℃ 이상의 상기 체류 정지 온도 T1 에서 200 ℃ 이상 300 ℃ 이하의 냉각 정지 온도 T2 까지의 온도 범위의 평균 냉각 속도 (CR3) 가 3 ℃/s 미만인 경우, 탄소가 괴상의 미변태 γ 로 농화되고, 최종 냉각시의 프레시 마텐자이트의 양이 증가하여, 신장 플랜지 성형성이 저하된다. 따라서, 신장 플랜지 성형성을 향상시키는 관점에서, 상기 체류 정지 온도 T1 에서 200 ℃ 이상 300 ℃ 이하의 냉각 정지 온도 T2 까지의 온도 범위의 평균 냉각 속도 (CR3) 는 3 ℃/s 이상으로 한다. 평균 냉각 속도 (CR3) 는, 보다 바람직하게는 5 ℃/s 이상이고, 더욱 바람직하게는 8 ℃/s 이상이다. 이 온도 범위의 평균 냉각 속도가 지나치게 커지면, 판 형상이 열화되기 때문에, 이 온도 범위의 평균 냉각 속도 (CR3) 는 100 ℃/s 이하로 한다. 평균 냉각 속도 (CR3) 는, 바람직하게는 50 ℃/s 이하이다. 소정의 잔류 γ 량을 확보하기 위해서, 냉각 정지 온도 T2 는 200 ℃ 이상으로 한다. 냉각 정지 온도 T2 는, 바람직하게는 220 ℃ 이상이고, 보다 바람직하게는 240 ℃ 이상이다. 냉각 정지 온도 T2 가 300 ℃ 를 초과하면 괴상의 미변태 γ 가 다량으로 잔존하고, 최종 냉각시의 프레시 마텐자이트의 양이 증가하여, 신장 플랜지 성형성이 저하된다. 따라서, 냉각 정지 온도 T2 는 300 ℃ 이하로 한다.

냉각 정지 온도 T2 는, 바람직하게는 280 ℃ 이하이다.

[0203] 여기서, 평균 냉각 속도 (CR3) 는, 「(체류 정지 온도 (T1))－(냉각 정지 온도 (T2))/(체류 정지 온도 (T1) 에서 냉각 정지 온도 (T2) 까지의 냉각 시간 (초))」이다.

[0204] 냉각 정지 온도 (T2) 에서 380 ℃ 까지의 온도 범위를 평균 가열 속도 : 2 ℃/s 이상으로 가열

[0205] 또한, 상기 냉각 정지 온도 (T2) 에서 380 ℃ 까지의 온도 범위를 단시간에 가열함으로써 탄화물 석출을 억제하여 높은 연성을 확보할 수 있다. 또한, 냉각하여 생성된 마텐자이트 혹은 베이나이트를 핵으로 380 ℃ 이상으로 재가열했을 때에 상부 베이나이트가 생성된다. 380 ℃ 까지의 평균 가열 속도가 느리면, 이들 효과가 얻어지지 않게 된다. 그 결과, 잔류 γ 량이 감소하여 연성이 저하된다. 이 때문에, 냉각 정지 온도 (T2) 에서 380 ℃ 까지의 온도 범위의 평균 가열 속도는 2 ℃/s 이상으로 한다. 탄화물 석출을 억제하는 관점, 재가열시에 상부 베이나이트를 생성시키는 관점에서, 평균 가열 속도는 5 ℃/s 이상으로 하는 것이 바람직

하고, 10 ℃/s 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다. 상기 평균 가열 속도의 상한은 특별히 한정되지 않지만 50 ℃/s 이하인 것이 바람직하고, 보다 바람직하게는 30 ℃/s 이하이다.

[0206] 여기서, 평균 가열 속도는, 「380 ℃ (가열 정지 온도)-(냉각 정지 온도 (T2))/(냉각 정지 온도 T2 에서 380 ℃ (가열 정지 온도) 까지의 가열 시간 (초))」이다.

[0207] 340 ℃ 이상 590 ℃ 이하의 온도 범위를 평균 냉각 속도 (CR4) : 0.01 ~ 5 ℃/s 로 20 s 이상 3000 s 이하 체류

[0208] 잔류 γ 에 C 를 분배시켜서 이들을 안정화시키는 관점, 미변태 γ 로서 괴상으로 분포되어 있는 영역을 베이나이트 변태에 의해 세분화하여, 신장 플랜지 성형성을 향상시키는 관점에서, 340 ℃ 이상 590 ℃ 이하의 온도 범위에서 20 s 이상 3000 s 이하 체류 (서랭) 시킨다. 또한, 잔류 γ 에 대한 과잉의 C 의 분배에 의한 괴상 조직의 생성을 억제함과 함께, 프레시 마텐자이트의 셀프 템퍼링에 의해 신장 플랜지 성형성을 향상시키기 위해, 이 온도 범위를 평균 냉각 속도 (CR4) : 0.01 ~ 5 ℃/s 로 천천히 냉각한다. 평균 냉각 속도 (CR4) 가 0.01 ℃/s 미만인 경우에는, 잔류 γ 에 C 가 과잉으로 분배되고, 괴상 조직 생성에 의해 신장 플랜지 성형성의 저하를 초래한다. 이 때문에, 평균 냉각 속도 (CR4) 는 0.01 ℃/s 이상으로 한다. 한편, 평균 냉각 속도 (CR4) 가 5 ℃/s 를 초과하면, 잔류 γ 에 대한 C 분배가 억제되어, 충분한 양의 C 농화 영역을 얻을 수 없다. 또한, 프레시 마텐자이트가 생성되어, λ 의 열화를 초래한다. 따라서, 평균 냉각 속도 (CR4) 는 5 ℃/s 이하로 한다.

[0209] 여기서, 평균 냉각 속도 (CR4) 는, 「(냉각 개시 온도 (T3))-(냉각 정지 온도 (T4))/(냉각 개시 온도 (T3) 에서 냉각 정지 온도 (T4) 까지의 냉각 시간 (초))」이다.

[0210] 여기서, 냉각 개시 온도 (T3), 냉각 정지 온도 (T4) 는, 340 ℃ 이상 590 ℃ 의 범위이면, 특별히 한정되지 않지만, 냉각 개시 온도 (T3) 는 360 ~ 580 ℃ 의 범위인 것이 바람직하고, 냉각 정지 온도 (T4) 는 350 ~ 450 ℃ 의 범위인 것이 바람직하다.

[0211] 또한, 340 ~ 590 ℃ 의 온도 범위에서의 유지 (체류) 는, 용융 아연 도금 처리를 겸해도 된다. 즉, 전술한 평균 냉각 속도 (CR4) : 0.01 ~ 5 ℃/s 로 체류시키는 공정에 있어서, 강판에 용융 아연 도금 처리 또는 합금화 용융 아연 도금 처리를 실시해도 된다. 용융 아연 도금 처리를 실시하는 경우에는, 440 ℃ 이상 500 ℃ 이하의 아연 도금욕 중에 강판을 침지하여, 용융 아연 도금 처리를 실시하고, 그 후, 가스 와이핑 등에 의해, 도금 부착량을 조정하는 것이 바람직하다. 용융 아연 도금은 Al 량이 0.10 % 이상 0.22 % 이하인 아연 도금욕을 사용하는 것이 바람직하다. 또한, 합금화 용융 아연 도금 처리로서, 용융 아연 도금 처리 후에 아연 도금의 합금화 처리를 실시할 수 있다. 아연 도금의 합금화 처리를 실시하는 경우에는, 470 ℃ 이상 590 ℃ 이하의 온도역에서 실시하는 것이 바람직하다.

[0212] 또한, 본 공정은 냉각 (체류, 완냉각) 을 실시하는 공정이지만, 상기의 온도 범위, 체류 시간의 범위, 평균 냉각 속도 CR4 의 범위를 만족하고 있으면, 본 공정 중에, 용융 아연 도금 처리나 아연 도금의 합금화 처리를 실시할 수 있다. 용융 아연 도금 처리나 아연 도금의 합금화 처리에서는 온도 상승을 수반해도 된다.

[0213] 50 ℃ 이하의 온도까지 평균 냉각 속도 (CR5) : 0.1 ℃/s 이상으로 냉각

[0214] 그 후, 과잉의 템퍼링에 의한 연화나 탄화물 석출에 의한 연성 저하를 방지하는 관점에서 50 ℃ 이하의 온도까지 0.1 ℃/s 이상의 평균 냉각 속도 (CR5) 로 냉각을 실시한다. 표면 조도의 조정, 판 형상의 평탄화 등 프레스 성형성을 안정화시키는 관점이나 YS 를 상승시키는 관점에서 강판에 스킨 패스 압연을 실시할 수 있다. 스킨 패스 신장율은 0.1 ~ 0.5 % 로 하는 것이 바람직하다. 또, 판 형상은 레벨러로 평탄화하는 것도 가능하다. 상기한 50 ℃ 이하의 온도까지의 평균 냉각 속도 (CR5) 는, 바람직하게는 5 ℃/s 이상이고, 보다 바람직하게는 100 ℃/s 이하이다.

[0215] 여기서, 평균 냉각 속도 (CR5) 는, 「(340 ℃ (냉각 개시 온도)-50 ℃ 이하의 냉각 정지 온도)/(냉각 개시 온도에서 냉각 정지 온도까지의 냉각 시간 (초))」이다.

[0216] 신장 플랜지 성형성을 개선하는 관점에서 상기 열처리 후, 혹은 스킨 패스 압연 후에 100 ~ 300 ℃ 에서 30 sec ~ 10 일의 저온 열처리를 실시하는 것도 가능하다. 이 처리에 의해, 최종 냉각시 혹은 스킨 패스 압연시에 생성된 마텐자이트의 템퍼링이나 어닐링시에 강판에 침입한 수소의 강판으로부터의 이탈이 발생한다. 저온 열처리로 수소는 0.1 ppm 미만으로 저감시키는 것이 가능하다. 또, 전기 도금을 실시하는 것도 가능하다. 즉, 전술한 평균 냉각 속도 (CR5) : 0.1 ℃/s 이상으로 냉각하는 공정 후에, 강판에 전기 아연 도금 처

리를 실시해도 된다. 전기 도금을 실시한 후에는, 강 중의 수소를 저감시키는 관점에서 상기 저온 열처리를 실시하는 것이 바람직하다.

[0217] 본 발명의 강판은, 판두께는 0.5 ㎜ 이상으로 하는 것이 바람직하다. 또한, 판두께는 2.0 ㎜ 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0218] 다음으로, 본 발명의 부재 및 그 제조 방법에 대해 설명한다.

[0219] 본 발명의 부재는, 본 발명의 강판에 대해, 성형 가공 및 접합 가공 중 적어도 일방을 실시하여 이루어지는 것이다. 또한, 본 발명의 부재의 제조 방법은, 본 발명의 강판에 대해, 성형 가공, 접합 가공 중 적어도 일방을 실시하여 부재로 하는 공정을 포함한다.

[0220] 본 발명의 강판은 인장 강도가 980 MPa 이상이고, 우수한 연성, 우수한 신장 플랜지 성형성 및 우수한 레이저 용접성을 가지고 있다. 그 때문에, 본 발명의 강판을 사용하여 얻은 부재도 고강도이며, 종래의 고강도 부재에 비해 우수한 연성, 우수한 신장 플랜지 성형성 및 우수한 레이저 용접성을 가지고 있다. 또, 본 발명의 부재를 사용하면, 경량화 가능하다. 따라서, 본 발명의 부재는, 예를 들어, 차체 골격 부품에 바람직하게 사용할 수 있다. 본 발명의 부재는, 용접 이음매도 포함한다.

[0221] 성형 가공은, 프레스 가공 등의 일반적인 가공 방법을 제한없이 사용할 수 있다. 또한, 접합 가공은, 스폿 용접, 아크 용접 등의 일반적인 용접이나, 리벳 접합, 코킹 접합 등을 제한없이 사용할 수 있다.

[0222] **실시예**

[0223] 이하, 본 발명의 실시예를 설명한다.

[0224] 표 1 에 나타내는 성분 조성을 갖는 판두께 1.4 ㎜ 의 냉연 강판을, 표 2 에 나타내는 어닐링 조건에서 처리하여, 본 발명의 강판과 비교예의 강판을 제조하였다.

[0225] 각 냉연 강판은, 표 1 에 나타내는 성분 조성을 갖는 강 슬래브에 대해, 열간 압연 (슬래브 가열 온도 : 1200 ℃, 균열 시간 : 60 min, 마무리 압연 온도 : 900 ℃, 권취 온도 : 500 ℃), 및 냉간 압연 (압연율 (누적 압연율) : 50 %) 을 실시함으로써 얻었다.

[0226] 표 2 중, 마텐자이트 변태 개시 온도 Ms 는, 포마스터 시험기로, 원기둥 형상의 시험편 (직경 3 ㎜×높이 10 ㎜) 을 사용하여, 소정의 어닐링 온도에서 유지 후, 헬륨 가스로 급랭했을 때의 체적 변화를 측정함으로써 구했다.

[0227] 한편, 일부의 강판 (냉연 강판 : CR) 은, 340 ℃ 이상 590 ℃ 이하의 온도 범위를 평균 냉각 속도 : 0.01 ~ 5 ℃/s 로 20 s 이상 3000 s 이하 체류시키는 공정에 있어서, 용융 아연 도금 처리를 실시하여, 용융 아연 도금 강판 (GI) 으로 하였다. 여기서는, 440 ℃ 이상 500 ℃ 이하의 아연 도금욕 중에 강판을 침지하여 용융 아연 도금 처리를 실시하고, 그 후, 가스 와이핑 등에 의해, 도금 부착량을 조정하였다. 용융 아연 도금은 Al 량이 0.10 % 이상 0.22 % 이하인 아연 도금욕을 사용하였다. 또한 일부의 용융 아연 도금 강판에는, 합금화 용융 아연 도금 처리로서, 상기 용융 아연 도금 처리 후에 합금화 처리를 실시하여, 합금화 용융 아연 도금 강판 (GA) 으로 하였다. 여기서는, 460 ℃ 이상 590 ℃ 이하의 온도역에서 합금화 처리를 실시하였다. 또, 일부의 강판 (냉연 강판 : CR) 은, 전기 도금을 실시하여, 전기 아연 도금 강판 (EG) 으로 하였다.

[0228] 강 조직의 측정은, 이하의 방법으로 실시하였다. 측정 결과는 표 3 에 나타낸다.

[0229] 폴리고날 페라이트, 베이나이틱 페라이트, 템퍼드 마텐자이트, 프레시 마텐자이트의 면적률의 측정은, 압연 방향과 평행한 판두께 단면을 잘라내어, 경면 연마한 후, 3 vol% 나이탈로 부식시키고, 1/4 두께 위치에서 SEM 에 의해 배율 : 5000 배로 10 시야 관찰하는 방법으로 실시하였다. 도 2 에 나타내는 바와 같은 폴리고날 페라이트는 내부에 거의 탄화물을 수반하지 않고, 비교적 등축인 페라이트를 대상으로 한다. SEM 에서는 가장 검은색으로 보이는 영역이다. 베이나이틱 페라이트는, 내부에 SEM 에서는 흰색으로 보이는 탄화물 또는 잔류 γ 의 생성을 수반하는 페라이트 조직이다.

[0230] 베이나이틱 페라이트인지, 폴리고날 페라이트인지 식별이 어려운 경우에는, 애스펙트비 ≤ 2.0 의 형태의 페라이트의 영역을 폴리고날 페라이트로 하고, 애스펙트비 > 2.0 의 영역을 베이나이틱 페라이트로 분류하여 면적률을 산출하였다.

[0231] 도 3(A) 에 나타내는 바와 같이, 애스펙트비는, 입자 길이가 가장 길어지는 장축 길이 a 를 구하고, 그것에 수

직인 방향에서 가장 입자를 길게 가로지를 때의 입자 길이를 단축 길이 b 로 하여, a/b 를 애스펙트비로 하였다. 또한, 입자끼리가 접촉하고 있는 경우, 도 3(B) 에 나타내는 바와 같이, 개개의 입자가 대략 균등하게 분할되는 위치에서 분할하여, 각각의 입자의 사이즈를 측정하였다.

[0232] 베이나이틱 페라이트의 내부의 탄화물의 10 μm^2 당 개수는, 5000 배의 SEM 사진 중에서 베이나이틱 페라이트의 면적률과 내부의 탄화물의 개수를 카운트하고, 탄화물 개수를 각 베이나이틱 페라이트의 면적률로 나누어, 10 μm^2 당의 값으로 환산함으로써 구했다.

[0233] 템퍼드 마텐자이트는, SEM 에서는 내부에 라스 형상의 하부 조직과 탄화물의 석출을 수반하는 영역이다. 프레시 마텐자이트는, SEM 에서는 내부에 하부 조직이 보이지 않고 하얗게 보이는 괴상의 영역이다.

[0234] 템퍼드 마텐자이트, 프레시 마텐자이트, 상부 베이나이트, 하부 베이나이트, 잔류 오스테나이트의 1 종 또는 2 종 이상을 갖는 조직은, 상기한 폴리고날 페라이트 이외의 잔부 조직에 대응하며, 이 조직의 합계의 면적률은, 상기한 폴리고날 페라이트 이외의 영역의 면적률이다. 여기서, 탄화물의 면적률은 매우 적기 때문에, 상기한 잔부 조직의 면적률에 포함하였다.

[0235] 잔류 오스테나이트 (잔류 γ) 의 체적률은, 강판 표면으로부터 1/4 두께 위치까지 화학 연마하여, X 선 회절로 구했다. 입사 X 선에는 Co-Kα 선원을 사용하고, 페라이트의 (200), (211), (220) 면과 오스테나이트의 (200), (220), (311) 면의 강도비로부터 잔류 오스테나이트의 체적률을 계산하였다. 여기서, 잔류 γ 는 랜덤하게 분포되어 있으므로, X 선 회절로 구한 잔류 γ 의 체적률은, 강 조직에 있어서의 잔류 γ 의 면적률과 동등해진다.

[0236] 내부의 탄화물이 10 μm^2 당 20 개 이하의 베이나이틱 페라이트에 인접하여 존재하는 잔류 오스테나이트의 개수 밀도는, 베이나이틱 페라이트의 관찰에 사용한 샘플을 경면 연마하고, SEM 중에서 얻어진 동일 시야의 전자선 후방 산란 회절 도형 (Electron Backscattering Diffraction Pattern, EBSD) 을 EBSD 해석 프로그램 OIM Data Collection ver.7 을 사용하여 매핑 측정하고, 얻어진 데이터를 TSL OIM Analysis ver.7 (EDAX/TSL 사 제조) 를 사용하여 해석함으로써 페이즈 맵 데이터를 얻고, 내부의 탄화물이 10 μm^2 당 20 개 이하의 베이나이틱 페라이트에 인접하여 존재하는 fcc 구조의 개수 밀도를 측정함으로써 구한다. 한편, 여기서 「인접한다」란, 페이즈 맵에 있어서 내부의 탄화물이 10 μm^2 당 20 개 이하의 베이나이틱 페라이트에 상당하는 bcc 구조와 fcc 구조가 접하여 있는 것을 의미하고, bcc 구조 중에 fcc 구조가 내포되는 경우도 포함하는 것으로 한다.

[0237] C 농도가 0.50 % (질량%) 이상인 영역의 면적 $S_{C\geq0.5}$ 및 C 농도가 0.30 % (질량%) 이상인 영역의 면적 $S_{C\geq0.3}$ 의 측정은, 강판 표면에 수직이고, 압연 방향에 평행한 판두께 단면의 판두께 1/4 위치에 있어서 일본 전자 제조의 전계 방출형 전자선 마이크로애널라이저 (FE-EPMA) JXA-8500F 를 사용하여, 가속 전압 6 kV, 조사 전류 7 $\times 10^{-8}$ A, 빔 직경을 최소로 하여 C 농도 분포를 맵핑 분석함으로써 측정하였다.

[0238] 단, 컨태미네이션의 영향을 배제하기 위해, 분석에서 얻어진 C 의 평균값이 모재의 탄소량과 동등해지도록, 백그라운드분을 차감하였다. 즉, 측정된 탄소량의 평균값이 모재의 탄소량보다 많은 경우, 그 증가분은 컨태미네이션이라고 생각하여, 각 위치에서의 분석치로부터 그 증가분을 일률 차감한 값을 각 위치에서의 진정한 C 량으로 하였다.

[0239] 얻어진 강판으로부터, JIS 5 호 인장 시험편 및 구멍 확장 시험편을 채취하여, 인장 시험 (JIS Z2241 에 준거) 을 실시하였다. 인장 강도 TS, 전연신 T-El 을 표 3 에 나타내었다. 인장 강도가 980 MPa 이상인 것을 강도가 우수하다고 판단하였다. 또한, 전연신 T-El 이 TS : 1180 MPa 미만에서는 16.0 % 이상, TS : 1180 MPa 이상 1320 MPa 미만에서는 14.0 % 이상, TS : 1320 MPa 이상에서는 13.0 % 이상인 것을 연성이 우수하다고 판단하였다.

[0240] 또한, 신장 플랜지 성형성은, 열처리 후의 강판으로부터 채취한 구멍 확장 시험편에 대해, 일본 철강 연맹 규격 JFST1001 의 규정에 준거한 구멍 확장 시험에 의해 평가하였다. 즉, 100 ㎜×100 ㎜ 각 사이즈의 샘플에 펀치 직경 10 ㎜, 다이스 직경 10.3 ㎜ (클리어런스 13 %) 의 타발 공구를 사용하여 타발 후, 꼭지각 60 도의 원추 펀치를 사용하여, 타발 구멍 형성시에 발생한 버가 외측이 되도록 하여, 판두께를 관통하는 균열이 발생할 때까지 구멍 확장을 실시하였다. 이 때의 d_0 : 초기 구멍 직경 (㎜), d : 균열 발생시의 구멍 직경 (㎜) 으로 하여, 구멍 확장률 λ (%) = $\{(d-d_0)/d_0\}\times100$ 으로서 구하고, 표 3 에 나타내었다. 30 % 이상의 λ

를 갖는 강을 구멍 확장성이 우수하다고 판단하였다.

[0241] 또, 얻어진 강판으로부터 압연 직각 방향으로 120 ㎜, 압연 방향으로 200 ㎜ (단면은 연삭 처리) 의 강판을 2 장 채취하여, 압연 방향이 정렬되도록 2 장을 맞대어 배치하고, 맞댐 위치에서 레이저 용접을 실시하였다. 맞댐면끼리의 간극은 0 ㎜ 로 하였다. 레이저 용접은, Nd-YAG 레이저를 사용하여, 초점 위치에서의 스폿 직경 : 0.6 ㎜, 초점 위치 : 강판 상부 4 ㎜, 실드 가스 Ar, 레이저 출력 : 4.2 kW, 용접 속도 : 3.7 m/min 으로 하였다. 용접 부재로부터 용접선이 인장축과 수직이고 시험편의 긴 변 중앙에 위치하도록, 도 1(a) 에 나타내는 형상의 인장 시험편을 채취하고, 인장 시험을 실시함으로써 파단 형태를 평가하였다 (파단 형태 판정 시험). 파단 위치가 용접선으로부터 2.0 ㎜ 이상 떨어져 있는 경우 (일부라도 2.0 ㎜ 초과로 되어 있는 경우) 는 모재 파단, 2.0 ㎜ 미만이며 용접선을 따라 균열이 진전되어 파단되어 있는 것 (HAZ 부분이나 용융 부분에서 균열이 진전) 을 용접부 파단으로 판정하였다. 또한, 용접 부재로부터 용접선이 인장축과 수직이고 시험편의 긴 변 중앙에 위치하고, 도 1(b) 에 나타내는 바와 같이 용접부에 노치 가공을 실시한 노치 시험편을 채취하고, 인장 시험 (노치 인장 시험) 을 실시하였다. 이로써, 용접부의 HAZ 와 그 주위의 미소 범위에서만 변형시키고, HAZ 부에서 강제적으로 파단시킴으로써 HAZ 부 자체의 강도를 평가할 수 있고, 이것에 의해 레이저 용접성의 우열을 보다 정량적으로 파악하는 것이 가능하게 된다. 본 평가에 있어서, 파단 형태 판정 시험에 있어서의 파단 형태가 모재 파단이며, 또한 노치 인장 시험에 있어서 HAZ 강도 ≥ 모재 TS+50 MPa 인 것을, 레이저 용접성 (내 HAZ 연화 특성) 이 우수하다고 판단하였다.

[0242] 표 2, 3 에 나타내는 본 발명예는, 강도, 연성, 구멍 확장성, 및 레이저 용접성 (내 HAZ 연화 특성) 이 우수함에 비해서, 비교예는 어느 것이 뒤떨어졌다.

표 1

[0243]

강 번호	성분 조성 (질량%)								비고
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	others	
A	0.125	0.63	3.04	0.004	0.0005	0.043	0.0030	—	적합강
B	0.264	1.17	2.32	0.009	0.0010	0.017	0.0071	—	비교강
C	0.113	1.24	2.62	0.001	0.0010	0.029	0.0042	Ti:0.027, B:0.0031	적합강
D	0.134	0.34	2.43	0.004	0.0005	0.032	0.0024	—	비교강
E	0.198	1.79	2.51	0.003	0.0006	0.039	0.0056	Ti:0.018, B:0.0054, Nb:0.030	적합강
F	0.201	1.68	1.42	0.002	0.0010	0.031	0.0030	—	비교강
G	0.241	2.32	1.58	0.002	0.0018	0.039	0.0012	Ti:0.042, B:0.0028, Cu:0.18, Ni:0.06, Cr:0.06, Mo:0.06	적합강
H	0.177	1.61	2.93	0.003	0.0012	0.009	0.0056	V:0.013, Zr:0.010, W:0.011	적합강
I	0.048	1.37	2.64	0.005	0.0005	0.006	0.0053	—	비교강
J	0.186	0.62	3.30	0.010	0.0006	0.005	0.0078	Ti:0.021, B:0.0050, Ca:0.0012, Ce:0.0007, La:0.0020	적합강
K	0.208	1.95	2.71	0.001	0.0004	0.006	0.0067	B:0.0016, Mg:0.0010, Sb:0.01, Sn:0.01	적합강
L	0.164	2.59	3.41	0.007	0.0006	0.040	0.0056	—	비교강
M	0.181	2.43	3.61	0.006	0.0005	0.021	0.0063	—	비교강

※하선은 본 발명 외를 의미한다.
※상기 이외의 잔부는 Fe 및 불가피적 불순물이다.

표 2

No.	강 번호	어닐링 조건															비고
		어닐링 온도 (℃)	CR1 *1 (℃/s)	Ms (℃)	CR2 *2 (℃/s)	체류 시간 *3 (sec)	체류 정지 온도 T1 (℃)	CR3 *4 (℃/s)	냉각 정지 온도 T2 (℃)	가열 속도 *5 (℃/s)	CR4 *6 (℃/s)	체류 시간 *7 (sec)	냉각 개시 온도 T3 (℃)	냉각 정지 온도 T4 (℃)	CR5 *8 (℃/s)	도금 *9	
1	A	820	30	330	1	40	460	3	220	2	0.01	2800	380	352	5	CR	발명예
2	A	875	20	355	1	60	440	5	280	5	0.03	1500	420	375	5	CR	발명예
3	A	800	30	310	1	60	440	5	250	5	0.03	1500	420	375	5	CR	비교예
4	A	910	30	355	1	60	440	5	250	5	0.03	1500	420	375	5	CR	비교예
5	B	830	30	330	1	60	440	5	260	5	0.03	1500	420	375	5	CR	비교예
6	C	845	6	370	3	10	470	8	260	10	0.03	500	400	385	5	CR	발명예
7	C	815	10	345	3	20	440	10	205	10	0.03	500	400	385	5	CR	발명예
8	C	830	3	330	3	20	440	10	260	10	0.03	500	400	385	5	CR	비교예
9	C	830	10	340	15	10	350	10	260	10	0.03	500	400	385	5	CR	비교예
10	D	830	10	375	3	20	440	10	220	10	0.03	500	400	385	5	CR	비교예
11	E	830	20	375	3	30	410	10	250	10	0.05	700	450	415	5	CR	발명예
12	E	860	20	375	3	30	410	10	295	20	0.05	700	450	415	5	CR	발명예
13	E	860	20	375	3	8	476	10	220	20	0.05	700	450	415	5	CR	비교예
14	E	800	20	330	2	80	340	10	280	20	0.05	700	450	415	5	CR	비교예
15	F	820	20	345	3	50	350	10	280	20	0.05	700	450	415	5	CR	비교예
16	G	810	20	330	3	50	350	10	230	20	0.07	900	550	487	5	GA	발명예
17	G	840	20	345	3	50	350	10	260	20	0.07	900	550	487	5	GA	발명예
18	G	840	20	345	3	50	350	1	280	20	0.07	900	550	487	5	GA	비교예
19	G	840	20	345	3	50	350	10	190	20	0.07	900	550	487	5	GA	비교예
20	H	890	50	335	5	10	450	10	280	20	0.20	600	500	380	80	GI	발명예
21	H	890	50	335	5	30	350	20	280	20	0.20	600	500	380	10	GI	발명예
22	H	840	50	330	5	30	350	20	310	20	0.20	600	500	380	10	GI	비교예
23	H	840	50	330	5	30	350	20	290	1	0.20	600	500	380	10	GI	비교예
24	I	850	50	380	3	30	410	20	250	20	0.20	600	500	380	10	GI	비교예
25	J	850	60	325	5	30	350	30	260	20	0.80	300	585	345	10	EG	발명예
26	J	850	60	325	5	30	350	30	260	20	0.80	300	585	345	10	EG	발명예
27	J	815	60	315	5	30	350	30	280	20	0.00	100	350	350	10	EG	비교예
28	J	850	60	325	5	30	350	30	220	20	10	30	480	180	10	EG	비교예
29	K	810	80	310	10	10	400	50	210	20	1.50	100	500	350	1	CR	발명예
30	K	810	95	310	10	18	320	80	240	20	3.00	50	500	350	1	CR	발명예
31	K	860	95	325	10	10	400	80	230	20	4.00	10	430	390	1	EG	비교예
32	K	830	95	325	10	10	400	80	280	20	0.01	3200	390	358	1	EG	비교예
33	L	830	95	300	10	10	400	80	290	20	0.07	900	440	377	1	EG	비교예
34	M	840	95	300	10	10	400	80	290	20	0.07	1000	440	370	1	EG	비교예

※ 하선은 본 발명 외를 의미한다.
*1 : 810 ~ 500 ℃ 의 온도 범위의 평균 냉각 속도 CR1
*2 : 500 ℃ ~ 체류 정지 온도 T1 의 온도 범위의 평균 냉각 속도 CR2
*3 : 500 ℃ ~ 체류 정지 온도 T1 의 온도 범위의 체류 시간
*4 : 체류 정지 온도 T1 에서 냉각 정지 온도 T2 까지의 온도 범위의 평균 냉각 속도 CR3
*5 : 냉각 정지 온도 T2 에서 380 ℃ 까지의 온도 범위의 평균 가열 속도
*6 : 340 ℃ 이상 590 ℃ 이하의 온도 범위의 평균 냉각 속도 CR4
*7 : 340 ℃ 이상 590 ℃ 이하의 온도 범위의 체류 시간
*8 : 50 ℃ 이하의 온도까지의 평균 냉각 속도 CR5
*9 : CR : 도금 없음, GA : 합금화 용융 아연 도금 강판, GI : 용융 아연 도금 강판 (아연 도금의 합금화 처리 없음), EG : 전기 아연 도금 강판

[0244]

표 3

No.	강 번호	조직								특성					비고
		폴리고날 페라이트 면적률 (%)	템퍼드 마텐자이트 면적률 (%)	프레시 마텐자이트 면적률 (%)	BF *10 면적률 (%)	γ_{BF} *11 개수 밀도 (개/10000 μm^2)	잔부 *12 면적률 (%)	잔류γ 체적률 (%)	$S_{C\geq0.5}/S_{C\geq0.3}$ (%)	TS (MPa)	T-El (%)	λ (%)	파단 위치	HAZ 강도 (MPa)	
1	A	9	41	8	34	230	91	8	41	991	18.8	53	모재	1052	발명예
2	A	0	55	6	30	202	100	9	40	1003	18.1	55	모재	1067	발명예
3	A	13	43	22	16	148	87	6	38	975	18.4	28	HAZ	1010	비교예
4	A	0	59	3	31	205	100	7	18	1108	15.8	64	모재	1166	비교예
5	B	1	63	18	8	213	99	10	48	1421	5.3	26	모재	1482	비교예
6	C	4	66	7	15	174	96	8	37	1067	17.5	65	모재	1132	발명예
7	C	8	67	8	7	142	92	10	39	1082	16.7	62	모재	1141	발명예
8	C	12	54	15	11	153	88	8	32	968	19.3	45	모재	1031	비교예
9	C	5	75	9	2	83	95	9	17	1056	15.6	53	모재	1102	비교예
10	D	4	73	6	13	52	96	4	21	1069	15.1	56	모재	1126	비교예
11	E	1	74	5	6	130	99	12	36	1201	17.2	51	모재	1256	발명예
12	E	0	72	13	9	148	100	6	22	1268	15.3	47	모재	1330	발명예
13	E	1	87	3	2	66	99	7	18	1287	13.7	62	모재	1335	비교예
14	E	5	24	24	41	242	95	6	40	1183	16.5	27	HAZ	1221	비교예
15	F	15	56	17	8	163	85	4	24	1154	13.6	32	모재	1210	비교예
16	G	3	74	4	5	147	97	14	39	1333	14.7	58	모재	1394	발명예
17	G	2	67	6	8	137	98	12	36	1350	14.2	57	모재	1407	발명예
18	G	2	26	21	43	235	98	8	38	1325	15.1	24	HAZ	1361	비교예
19	G	1	78	3	15	188	99	3	35	1407	12.8	42	모재	1463	비교예
20	H	0	72	11	6	72	100	11	31	1258	16.2	53	모재	1316	발명예
21	H	0	69	9	12	122	100	10	30	1241	16.8	59	모재	1297	발명예
22	H	1	63	23	11	135	99	2	26	1285	13.5	26	HAZ	1322	비교예
23	H	2	74	17	4	140	98	3	29	1263	13.8	33	모재	1325	비교예
24	I	45	34	5	15	32	55	1	15	554	18.0	58	모재	611	비교예
25	J	1	68	7	13	150	99	11	35	1237	16.5	55	모재	1293	발명예
26	J	0	61	7	15	161	100	12	36	1230	17.4	51	모재	1286	발명예
27	J	8	51	22	9	243	92	10	38	1214	15.9	28	HAZ	1251	비교예
28	J	0	80	4	10	55	100	6	17	1296	13.4	59	모재	1356	비교예
29	K	8	66	4	4	48	92	18	23	1222	15.1	48	모재	1279	발명예
30	K	7	58	8	7	63	93	15	28	1215	16.2	43	모재	1275	발명예
31	K	0	81	3	12	45	100	4	16	1313	13.2	63	모재	1373	비교예
32	K	4	41	11	41	174	96	3	38	1224	13.8	42	모재	1288	비교예
33	L	2	62	23	2	163	98	11	36	1288	13.4	28	HAZ	1330	비교예
34	M	1	62	22	3	163	99	12	37	1293	13.1	28	HAZ	1340	비교예

※하선은 본 발명 외를 의미한다.
*10 : 내부의 탄화물이 10 μm^2 당 20 개 이하의 베이나이틱 페라이트
*11 : 내부의 탄화물이 10 μm^2 당 20 개 이하의 베이나이틱 페라이트에 인접하여 존재하는 잔류 오스테나이트
*12 : 템퍼드 마텐자이트, 프레시 마텐자이트, 상부 베이나이트, 하부 베이나이트, 잔류 오스테나이트의 1 종 또는 2 종 이상을 갖는 조직

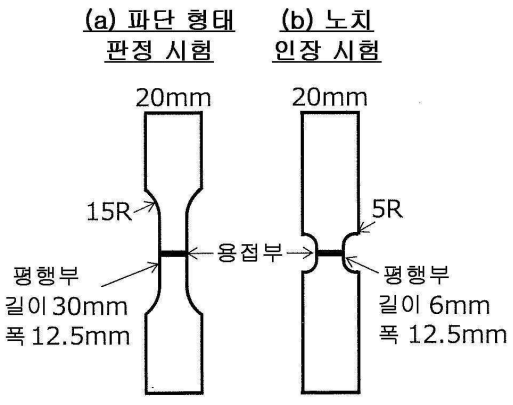
[0245]

[0246] 본 발명은, 매우 높은 연성과 우수한 신장 플랜지 성형성, 또한 우수한 레이저 용접성을 가져, 자동차, 가전 등에 있어서 프레스 성형 공정을 거쳐 사용되는 프레스 성형용으로 바람직하게 적용할 수 있다.

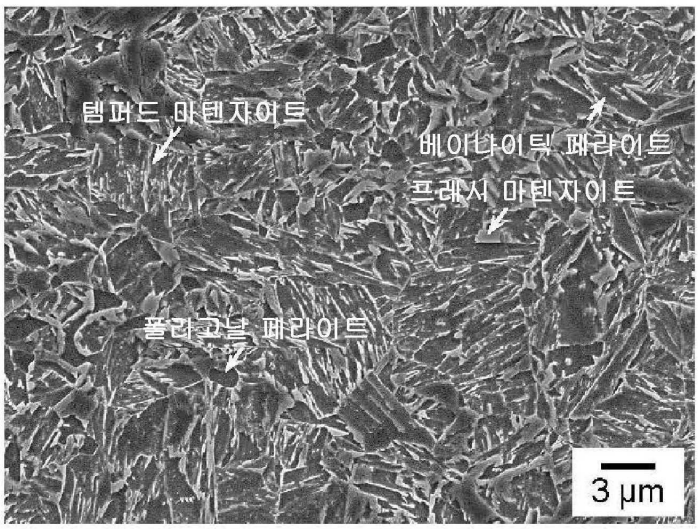
[0247] 또한, 본 발명예의 강판을 사용하여, 성형 가공을 실시하여 얻은 부재, 접합 가공을 실시하여 얻은 부재, 그리고 성형 가공 및 접합 가공을 실시하여 얻은 부재는, 본 발명예의 강판이 고강도이며, 우수한 연성, 우수한 신장 플랜지 성형성 및 우수한 레이저 용접성을 가지고 있기 때문에, 본 발명예의 강판과 마찬가지로, 고강도이며, 우수한 연성, 우수한 신장 플랜지 성형성 및 우수한 레이저 용접성을 갖는 것을 알 수 있었다.

도면

도면1

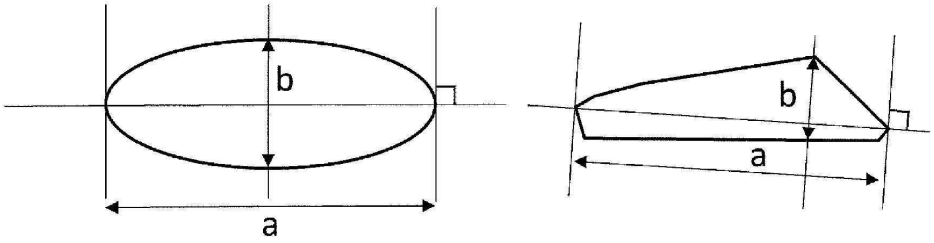


도면2



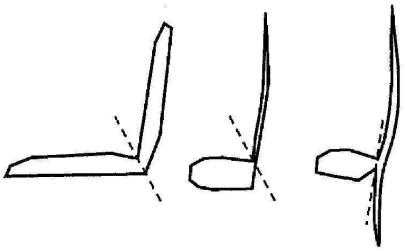
도면3

(A)



애스펙트비 : a／b

(B)



입자끼리가 접촉하고 있는 경우,
개개의 입자가 대략 균등하게 분할되는
파선 위치에서 분할하여 각각의 입자의 사이즈를 측정

도면4

