(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2022-0156645
(43) 공개일자 2022년11월25일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 38/04 (2006.01) *C21D 8/02* (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01) *C22C 38/02* (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01) *C22C 38/14* (2006.01)
C22C 38/50 (2006.01) *C22C 38/58* (2006.01)
(52) CPC특허분류
C22C 38/04 (2013.01)
C21D 8/0226 (2013.01)
(21) 출원번호 10-2022-7038418
(22) 출원일자(국제) 2021년03월30일
심사청구일자 2022년11월02일
(85) 번역문제출일자 2022년11월02일
(86) 국제출원번호 PCT/JP2021/013530
(87) 국제공개번호 WO 2021/205943
국제공개일자 2021년10월14일
(30) 우선권주장
JP-P-2020-068971 2020년04월07일 일본(JP)
JP-P-2020-167969 2020년10월02일 일본(JP)

(71) 출원인
닛폰세이테츠 가부시키가이샤
일본 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쪼메 6방 1고
(72) 발명자
다나카 야스아키
일본 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쪼메 6방 1고 닛폰세이테츠 가부시키가이샤 내
니카이도 히토시
일본 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쪼메 6방 1고 닛폰세이테츠 가부시키가이샤 내
(뒷면에 계속)
(74) 대리인
(유)한양특허법인

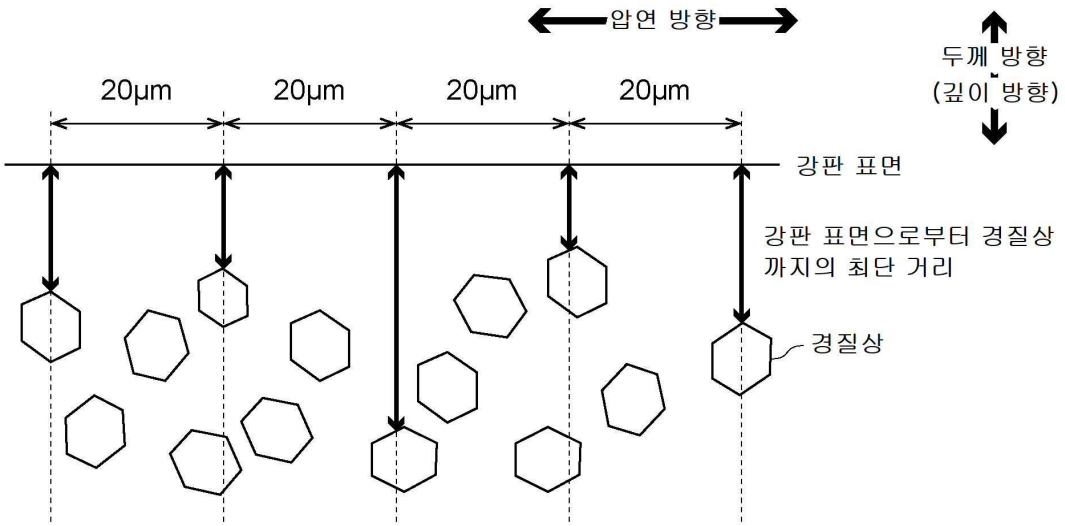
전체 청구항 수 : 총 7 항

(54) 발명의 명칭 **강판**

(57) 요 약

화학 조성이, 질량%로, C : 0.03~0.25%, Si : 0.1~2.0%, Mn : 1.0~3.0%, P : 0.200% 이하, S : 0.0500% 이하, Al : 0.01~1.00%, N : 0.0100% 이하, Ti : 0.01~0.25%, 잔부 : Fe 및 불순물이며, 금속 조직이, 면적%로, 페라이트 : 50~85%를 함유하고, 잔부가 마텐자이트, 베이나이트 및 잔류 오스테나이트로부터 선택되는 1종 이상이고, γ-fiber의 집적 강도가 랜덤 강도비로 4.0배를 초과하고, 또한 γ-fiber로부터의 각도가 10° 이내의 결정 방위를 갖는 결정립에 있어서의 평균 KAM값이 1.30° 이하인, 강판.

대 표 도 - 도1



(52) CPC특허분류
C22C 38/001 (2013.01)
C22C 38/02 (2013.01)
C22C 38/06 (2013.01)
C22C 38/14 (2013.01)
C22C 38/50 (2013.01)
C22C 38/58 (2013.01)
C21D 2211/005 (2013.01)
(72) 발명자
가와타 히로유키
일본 도꾜도 지요다꾸 마루노우찌 2쪼메 6방 1고 닛폰세이테츠 가부시키가이샤 내
스기우라 나쓰코
일본 도꾜도 지요다꾸 마루노우찌 2쪼메 6방 1고 닛폰세이테츠 가부시키가이샤 내

명 세 서

청구범위

청구항 1

화학 조성이, 질량%로,

C : 0.03~0.25%,

Si : 0.1~2.0%,

Mn : 1.0~3.0%,

P : 0.200% 이하,

S : 0.0500% 이하,

Al : 0.01~1.00%,

N : 0.0100% 이하,

Ti : 0.01~0.25%,

잔부 : Fe 및 불순물이며,

금속 조직이, 면적%로,

페라이트 : 50~85%를 함유하고,

잔부가 마텐자이트, 베이나이트 및 잔류 오스테나이트로부터 선택되는 1종 이상이고,

γ-fiber의 집적 강도가 랜덤 강도비로 4.0배를 초과하고, 또한 γ-fiber로부터의 각도가 10° 이내인 결정 방위를 갖는 결정립에 있어서의 평균 KAM값이 1.30° 이하인, 강판.

청구항 2

청구항 1에 있어서,

상기 화학 조성이, 상기 Fe의 일부를 대신하여, 질량%로,

Cr : 0.50% 이하,

Ni : 0.50% 이하, 및,

Cu : 0.50% 이하

로부터 선택되는 1종 이상을 함유하는, 강판.

청구항 3

청구항 1 또는 청구항 2에 있어서,

상기 화학 조성이, 상기 Fe의 일부를 대신하여, 질량%로,

Nb : 0.050% 이하,

V : 0.15% 이하,

Zr : 0.15% 이하,

Mo : 0.15% 이하, 및,

W : 0.15% 이하

로부터 선택되는 1종 이상을 함유하는, 강판.

청구항 4

청구항 1 내지 청구항 3 중 어느 한 항에 있어서,

상기 화학 조성이, 상기 Fe의 일부를 대신하여, 질량%로,

Sn, Sb 및 Te로부터 선택되는 1종 이상을, 합계로 0.100% 이하 함유하는, 강판.

청구항 5

청구항 1 내지 청구항 4 중 어느 한 항에 있어서,

상기 화학 조성이, 상기 Fe의 일부를 대신하여, 질량%로,

Ca, Mg 및 REM으로부터 선택되는 1종 이상을, 합계로 0.0050% 이하 함유하는, 강판.

청구항 6

청구항 1 내지 청구항 5 중 어느 한 항에 있어서,

상기 화학 조성이, 상기 Fe의 일부를 대신하여, 질량%로,

B : 0.0050% 이하

를 함유하는, 강판.

청구항 7

청구항 1 내지 청구항 6 중 어느 한 항에 있어서,

표면으로부터 깊이 방향으로 두께 4.0㎛ 이상의 탈탄층을 갖는, 강판.

발명의 설명

기 술 분 야

[0001] 본 발명은, 강판에 관한 것이다.

배 경 기 술

[0002] 에너지 문제를 배경으로 한 경량화 요구가 높아짐에 따라, 자가용차 및 트럭의 부재에는, 판 두께의 저감이 가능한 고강도 강판의 적용이 다방면으로 진행되고 있고, 도어 및 후드와 같은 덮개물 부재 그리고 외판으로까지 미치고 있다.

[0003] 이들 자동차 차체용의 부품의 대부분은 프레스 가공에 의해 성형되기 때문에, 적용되는 고강도 강판에는 우수한 성형성이 요구된다. 특히, 덮개물 부재의 대부분은 코너부(모서리 단부) 또는 도어 핸들 엠보스부 등에 드로잉 성형의 가공 요소를 포함하며, 그로 인해 소재 강판에는 고강도임과 더불어 r값이 높은 것이 요구된다.

[0004] 박강판에 있어서의 종래의 r값 향상 기술의 대부분은, 실질적으로 페라이트 단상 조직인 연강을 대상으로 확립된 것이다. 그들 기술을 총괄하면, 냉간 압연 전에 고용 탄소 및/또는 고용 질소를 최대한 저감하고, 냉간 압연 공정 및 소둔 공정에서 불연속 재결정을 일으키게 하여, 재료의 결정 방위를 압연판면에 {111}면이 정렬되도록, 즉 γ-fiber를 높이도록 집합 조직을 제어하는 것이다. 대표적인 강종으로서, 극저탄소강에 Ti 및/또는 Nb를 함유시킨 IF(Interstitial Free)강이 있으며, 이것에 고용 강화 원소를 첨가함으로써 고강도화가 검토되어 왔다.

[0005] 예를 들면, 특허문헌 1에는 Al 및 Nb의 함유량을, 각각 N 및 C의 함유량과의 관계에서 제어하고, P, Si 및 Mn을 첨가한 냉연강판이 개시되어 있다. 특허문헌 2에는, r값 및 구멍 확장성이 우수한 페라이트상과 경질 제2상으로 이루어지는 고강도 강판이 제안되고 있다.

[0006] 한편, 특허문헌 3에는, γ-fiber의 집적 강도와 α-fiber의 집적 강도의 비를 1 이상으로 한, 고강도 강판이 개시되어 있다. 또한, 특허문헌 4에는, {332}<113>에 결정 방위를 집적한, 강성, 딥드로잉성 및 구멍 확장성이

우수한 고강도 냉연강판이 개시되어 있다.

선행기술문헌

특허문헌

[0007] (특허문헌 0001) 일본국 특허공개 소 56-139654호 공보

(특허문헌 0002) 일본국 특허공개 2005-264323호 공보

(특허문헌 0003) 일본국 특허공개 2016-141859호 공보

(특허문헌 0004) 일본국 특허공개 2009-114523호 공보

발명의 내용

해결하려는 과제

[0008] 그러나, 특허문헌 1의 기술에서 얻어지는 강판의 강도(TS)는 500MPa 미만에 그친다. 또, 특허문헌 2의 기술에서는, γ-fiber를 발달시키기 위해서 탄소 함유량을 저감할 필요가 있어, 얻어지는 강도가 650MPa 정도에 그쳤다.

[0009] 특허문헌 3에는, 780MPa급의 고강도 강판의 개시가 있다. 그러나, 이 기술에서 개시된 강판을 얻기 위해서는, 냉간 압연 후에 집합 조직과 고강도 조직을 각각 만들어 넣는 2회의 소둔이 필수여서, 비용이 늘어난다는 문제가 있다. 또, 특허문헌 4에서는, 인장 강도가 890MPa 이상이며, 높은 평균 r값 및 영률, 그리고 우수한 구멍 확장성을 갖는 강판이 개시되어 있다. 그러나, 원하는 집합 조직을 얻기 위해서, 고가인 Mo 및 W를 필수 원소로서 함유시킬 필요가 있는 점에서, 합금 비용 및 열연 하중이 증대된다는 과제가 있어, 개선의 여지가 남아 있다.

[0010] 또, 덮개물 부재의 대부분은, 일반적으로 대형 직사각형과 유사한 형상을 하고 있다. 소재 수율 확보의 관점에서, 부재의 길이 방향과 소재 강판의 압연 방향 또는 폭방향이 일치하도록, 소재 강판으로부터 부재를 채취하는 것이 일반적이다. 그리고, 상술한 바와 같이, 덮개물 부재의 대부분은 코너부에 드로잉 성형의 가공 요소를 포함하기 때문에, 압연 방향에 대해 45° 방향의 r값(이하, 「r_{45}값」이라고도 한다.)을 높이는 것이 특히 중요해진다.

[0011] 또한, 근래에는 덮개물 부재 중, 후드 및 도어와 같은 부위에는 높은 의장성이 요구되게 되고, 캐릭터 라인이라고 말해지는 국소적인 강 가공 부위가 설치된다. 이 때문에, r_{45}값에 추가하여, 높은 극한 변형능을 갖는 것도 덮개물 부재에 중요하게 되어 있다.

[0012] 이상과 같이, 경량 또한 높은 의장성을 갖는 부재를 얻으려면, 고강도일 뿐만 아니라, r_{45}값 및 극한 변형능이 높은 강판이 필요하다.

[0013] 본 발명은 상기의 과제를 해결하여, 높은 인장 강도, r_{45}값, 및 극한 변형능을 갖는 강판을 제공하는 것을 목적으로 한다.

과제의 해결 수단

[0014] 본 발명은, 상기의 과제를 해결하기 위해서 이루어진 것으로, 하기의 강판을 요지로 한다.

[0015] (1) 화학 조성이, 질량%로,

[0016] C : 0.03~0.25%,

[0017] Si : 0.1~2.0%,

[0018] Mn : 1.0~3.0%,

[0019] P : 0.200% 이하,

[0020] S : 0.0500% 이하,

[0021] Al : 0.01~1.00%,

[0022] N : 0.0100% 이하,

[0023] Ti : 0.01~0.25%,

[0024] 잔부 : Fe 및 불순물이며,

[0025] 금속 조직이, 면적%로,

[0026] 페라이트 : 50~85%를 함유하고,

[0027] 잔부가 마텐자이트, 베이나이트 및 잔류 오스테나이트로부터 선택되는 1종 이상이고,

[0028] γ-fiber의 집적 강도가 랜덤 강도비로 4.0배를 초과하고, 또한 γ-fiber로부터의 각도가 10° 이내인 결정 방위를 갖는 결정립에 있어서의 평균 KAM값이 1.30° 이하인,

[0029] 강판.

[0030] (2) 상기 화학 조성이, 상기 Fe의 일부를 대신하여, 질량%로,

[0031] Cr : 0.50% 이하,

[0032] Ni : 0.50% 이하, 및,

[0033] Cu : 0.50% 이하

[0034] 로부터 선택되는 1종 이상을 함유하는,

[0035] 상기 (1)에 기재된 강판.

[0036] (3) 상기 화학 조성이, 상기 Fe의 일부를 대신하여, 질량%로,

[0037] Nb : 0.050% 이하,

[0038] V : 0.15% 이하,

[0039] Zr : 0.15% 이하,

[0040] Mo : 0.15% 이하, 및,

[0041] W : 0.15% 이하

[0042] 로부터 선택되는 1종 이상을 함유하는,

[0043] 상기 (1) 또는 (2)에 기재된 강판.

[0044] (4) 상기 화학 조성이, 상기 Fe의 일부를 대신하여, 질량%로,

[0045] Sn, Sb 및 Te로부터 선택되는 1종 이상을, 합계로 0.100% 이하 함유하는,

[0046] 상기 (1) 내지 (3) 중 어느 하나에 기재된 강판.

[0047] (5) 상기 화학 조성이, 상기 Fe의 일부를 대신하여, 질량%로,

[0048] Ca, Mg 및 REM으로부터 선택되는 1종 이상을, 합계로 0.0050% 이하 함유하는,

[0049] 상기 (1) 내지 (4) 중 어느 하나에 기재된 강판.

[0050] (6) 상기 화학 조성이, 상기 Fe의 일부를 대신하여, 질량%로,

[0051] B : 0.0050% 이하

[0052] 를 함유하는,

[0053] 상기 (1) 내지 (5) 중 어느 하나에 기재된 강판.

[0054] (7) 표면으로부터 깊이 방향으로 두께 4.0㎛ 이상의 탈탄층을 갖는,

[0055] 상기 (1) 내지 (6) 중 어느 하나에 기재된 강판.

발명의 효과

[0056] 본 발명에 의하면, 인장 강도가 700MPa 이상, r_{45}값이 1.20 이상, 또한 극한 변형능이 0.80 이상인 우수한 성형성을 구비하는 강판을 얻는 것이 가능하다.

도면의 간단한 설명

[0057] 도 1은, 강판 표면으로부터 경질상까지의 최단 거리의 측정 방법을 설명하기 위한 모식도이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0058] 본 발명자들은, 인장 강도가 700MPa 이상인 고강도 강판의 r_{45}값 및 극한 변형능을 향상시키는 방법에 대해, 검토 및 실험을 행한 결과, 이하의 지견을 발견했다.

[0059] 소정의 화학 조성을 갖는 강에 대해, 열간 압연 공정을 행함에 있어서, 최종 패스를 포함하는 최종 3단의 압연 조건을 제어하여, 변태 전의 오스테나이트 입자를 편평 형상으로 한다. 이어서, 냉각하여 저온에서의 권취를 행하고 베이나이트 변태 또는 마텐자이트 변태시킨다. 이에 의해, {223}<252> 방위를 발달시킨 열연판을 얻을 수 있다. 그리고, 얻어진 열연판에 대해, 적절한 조건으로 냉간 압연 공정을 행함으로써, γ-fiber에 강한 집적을 발생시킬 수 있다.

[0060] 여기서, 냉간 압연에 의해 금속 조직에 변형이 부여되는데, 최종 조직 중에 과잉인 냉간 압연 변형이 잔존하면, 극한 변형능의 열화를 초래해버린다. 그러나, 이어지는 소둔 공정에 있어서, 소둔 온도와 그 후의 냉각 속도를 적절히 제어하면, 집합 조직의 랜덤화를 회피하여 γ-fiber를 매우 강하게 집적되게 함과 더불어, 냉간 압연 변형을 저감시킬 수 있다. 그리고, 그 후에 저온 변태상을 석출시킴으로써, 높은 극한 변형능과 r_{45}값을 양립하고, 또한 높은 강도를 갖는 강판을 얻는 것이 가능해진다.

[0061] 본 발명은, 상기의 지견에 의거하여 이루어진 것이다. 이하, 본 발명의 각 요건에 대해 상세하게 설명한다.

[0062] (A) 화학 조성

[0063] 각 원소의 한정 이유는 하기와 같다. 또한, 이하의 설명에 있어서 함유량에 대한 「%」는, 「질량%」를 의미한다. 또, 본 발명에 있어서, 강판의 화학 조성은, 후술하는 탈탄층을 제외한 영역에 있어서의 평균 화학 조성을 의미하는 것으로 한다.

[0064] C : 0.03~0.25%

[0065] C는, 강도를 확보하기 위해서 필요한 원소이다. C 함유량이 0.03% 미만에서는, 700MPa 이상의 인장 강도가 얻어지지 않는다. 한편, C 함유량이 0.25%를 초과하면, 마텐자이트가 너무 경화되어 인성이 열화됨과 더불어 용접성을 손상시킨다. 그로 인해, C 함유량은 0.03~0.25%로 한다. C 함유량은 0.05% 이상인 것이 바람직하고, 0.18% 이하인 것이 바람직하고, 0.15% 이하인 것이 보다 바람직하다.

[0066] Si : 0.1~2.0%

[0067] Si는, 강도 향상에 기여하는 원소이다. 한편, 과잉으로 함유시키면, 열간 압연 시에 탈스케일 불량에 의한 생산성의 저하가 발생한다. 그로 인해, Si 함유량은 0.1~2.0%로 한다. 소둔 시에 오스테나이트를 안정화하고, 냉각 과정에서의 저온 변태상의 형성을 촉진하여 고강도화에 기여하기 위해서는, Si 함유량은 0.5% 이상인 것이 바람직하다. 또, 잔류 오스테나이트를 생성시켜 연성을 향상시키는 경우에는, Si와 후술하는 Al의 합계 함유량을 1.0% 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0068] Mn : 1.0~3.0%

[0069] Mn은, 오스테나이트를 안정화하여 저온 변태상을 형성시키기 쉽게 하여, 강도 확보에 기여하는 효과를 갖는다. 한편, 과잉으로 함유시키면, 페라이트의 체적률이 저하되어 연성이 열화된다. 그로 인해, Mn 함유량은 1.0~3.0%로 한다. Mn 함유량은 2.1% 이상인 것이 바람직하고, 2.8% 이하인 것이 바람직하다.

[0070] P : 0.200% 이하

[0071] P는, 강도를 증가시키는 효과를 갖기 때문에, 적극적으로 함유시켜도 된다. 그러나, 과잉으로 함유시키면, 입

계 편석에 의한 취화가 발생하기 때문에, 함유시키는 경우에는, 그 함유량을 0.200% 이하로 한다. P 함유량은 0.100% 이하인 것이 바람직하고, 0.050% 이하인 것이 보다 바람직하다. P 함유량에 하한을 설정한 필요는 없고, 0%여도 된다. 단, 과잉의 저감은 제조 비용의 증가를 초래하기 때문에, P 함유량은 0.001% 이상인 것이 바람직하다. 또한, 통상, 제강 단계에 있어서, 불순물 레벨로서 0.010% 정도 혼입되어 온다.

[0072] S : 0.0500% 이하

[0073] S는, 황화물계 개재물을 형성하여 연성을 저하시키기 때문에, 그 함유량은 0.0500% 이하로 억제한다. 우수한 연성을 확보하고 싶은 경우에는, S 함유량은 0.0080% 이하인 것이 바람직하고, 0.0030% 이하인 것이 보다 바람직하다.

[0074] Al : 0.01~1.00%

[0075] Al은, 탈산을 위해 이용되는 원소이다. 그러나, 과잉으로 함유시키면, 안정된 연속 주조를 곤란하게 한다. 그로 인해, Al 함유량은 0.01~1.00%로 한다. 또, Al 함유량이 많은 경우에는, 고온에서의 오스테나이트가 불안정화하여, 열간 압연에 있어서의 마무리 압연 온도를 과도하게 상승시킬 필요가 발생하는 점에서, 그 함유량을 0.60% 이하로 하는 것이 바람직하다. 또한, 본 발명에 있어서, Al 함유량은, 산 가용성 Al(sol.Al)의 함유량을 의미한다. 잔류 오스테나이트를 생성시켜 연성을 향상시키는 경우에는, Al와 상술한 Si의 합계 함유량을 1.0% 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0076] N : 0.0100% 이하

[0077] N은, 강도-연성 밸런스를 저하시키는 원소이기 때문에, 그 함유량은 0.0100% 이하로 한다. N 함유량은 0.0060% 이하인 것이 바람직하다. N 함유량에 하한을 설정할 필요는 없으며, 불순물 레벨이어도 된다. 통상, 제강 단계에서 0.0020% 정도 혼입되어 온다.

[0078] Ti : 0.01~0.25%

[0079] Ti는, 열연판 조직 중에 탄화물로서 석출되며, 고용 탄소를 삭감하여 냉연강판에서의 γ-fiber를 얻기 쉽게 하는 효과를 갖는다. 또한, 오스테나이트의 재결정 및 조대화를 억제하고, 열연 공정에 있어서의 오스테나이트의 편평화를 촉진하여, 열연판의 {223}<252> 방위를 얻기 쉽게 하는 효과도 있다. 한편, 과잉으로 함유시키면, 열연 전의 노(爐) 가열 시에 조대한 탄화물 또는 질화물을 형성하여, 강도-연성 밸런스를 저해한다. 그로 인해, Ti 함유량은 0.01~0.25%로 한다. Ti 함유량은 0.02% 이상인 것이 바람직하고, 0.03% 이상인 것이 보다 바람직하고, 0.20% 이하인 것이 바람직하다.

[0080] 본 발명의 강판에는, 상기의 원소에 더하여 추가로, Cr, Ni, Cu, Nb, V, Zr, Mo, W, Sn, Sb, Te, Ca, Mg, REM 및 B로부터 선택되는 1종 이상의 원소를 함유시켜도 된다.

[0081] Cr : 0.50% 이하

[0082] Ni : 0.50% 이하

[0083] Cu : 0.50% 이하

[0084] Cr, Ni 및 Cu는, 담금질성을 높여, 마텐자이트 및/또는 베이나이트를 효과적으로 생성시키는 작용을 갖기 때문에, 필요에 따라 함유시켜도 된다. 그러나, 과잉으로 함유시키면, 페라이트의 생성이 억제되기 때문에, 그들 원소의 함유량을 각각 0.50% 이하로 한다. 상기의 효과를 얻고 싶은 경우는, 상기의 원소로부터 선택되는 1종 이상을 각각 0.10% 이상 함유시키는 것이 바람직하다.

[0085] Nb : 0.050% 이하

[0086] Nb는, 탄화물 또는 질화물로서 석출되며, 오스테나이트의 재결정 및 조대화를 억제하고, 열연 공정에 있어서의 오스테나이트의 편평화를 촉진하여, 열연판의 {223}<252> 방위를 얻기 쉽게 하는 작용을 갖는다. 또, 소둔 시에 재결정을 억제하여, 집합 조직의 랜덤화를 억제하는 작용을 갖는다. 그로 인해, 필요에 따라 함유시켜도 된다. 그러나, 과잉으로 함유시키면, 열연 전의 가열 시에 조대한 탄화물이 다량으로 발생하여, 강도-연성 밸런스를 저해하기 때문에, Nb 함유량은 0.050% 이하로 한다. Nb 함유량은 0.030% 이하인 것이 바람직하다. 상기의 효과를 얻고 싶은 경우는, Nb 함유량을 0.010% 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0087] V : 0.15% 이하

[0088] Zr : 0.15% 이하

[0089] Mo : 0.15% 이하

[0090] W : 0.15% 이하

[0091] V, Zr, Mo 및 W는, 오스테나이트의 재결정 및 조대화를 억제하고, 편평화를 촉진하여, 열연판의 {223}<252> 방위를 얻기 쉽게 하는 작용을 갖기 때문에, 필요에 따라 함유시켜도 된다. 그러나, 과잉으로 함유시키면, 조대한 탄화물을 형성하여 강도-연성 밸런스를 저해할 뿐만 아니라, 합금 비용의 증가를 초래한다. 그들 원소의 함유량을 각각 0.15% 이하로 하고, 바람직하게는 0.12% 이하로 한다. 상기의 효과를 얻고 싶은 경우는, 상기의 원소로부터 선택되는 1종 이상을 각각 0.01% 이상 함유시키는 것이 바람직하다.

[0092] Sn, Sb 및 Te로부터 선택되는 1종 이상 : 합계로 0.100% 이하

[0093] Sn, Sb 및 Te는, 강의 표면에 편석되며, 강판 표층의 탈탄을 억제하여, 소둔 공정에서의 강도 저하를 억제하는 작용을 갖는다. 또, 강판 표층에 적극적으로 탈탄층을 형성하고 싶은 경우에도, 이들 원소를 함유시킴으로써 이상 산화에 의한 과잉의 탈탄을 방지할 수 있다. 그로 인해, Sn, Sb 및 Te로부터 선택되는 1종 이상을 필요에 따라 함유시켜도 된다. 그러나, 과잉으로 함유시키면, 입계에 편석되어 인성을 저하시키기 때문에, 그들의 함유량을 합계로 0.100% 이하로 하고, 바람직하게는 0.050% 이하로 한다. 상기의 효과를 얻고 싶은 경우는, 그들의 함유량을 합계로 0.005% 이상 함유시키는 것이 바람직하다.

[0094] Ca, Mg 및 REM으로부터 선택되는 1종 이상 : 합계로 0.0050% 이하

[0095] Ca, Mg 및 REM(희토류 금속)은, 응고 중에 석출되는 산화물 및 질화물을 미세화하여, 주편의 건전성을 유지하는 작용을 갖기 때문에, 필요에 따라 함유시켜도 된다. 그러나, 이들 원소는 모두 고가이기 때문에, 그들의 함유량을 합계로 0.0050% 이하로 한다. 상기의 효과를 얻고 싶은 경우는, 그들의 함유량을 합계로 0.0005% 이상 함유시키는 것이 바람직하다.

[0096] 여기서, REM은, Sc, Y 및 란타노이드의 17 원소를 가리킨다. REM의 함유량은, 이들 원소의 합계 함유량을 의미한다. REM은, 공업적으로는, 밋슈메탈의 형태로 첨가된다.

[0097] B : 0.0050% 이하

[0098] B는, 오스테나이트의 재결정 및 조대화를 억제하여, 편평화를 촉진하며, 열연판의 {223}<252> 방위를 얻기 쉽게 하는 작용을 갖기 때문에, 필요에 따라 함유시켜도 된다. 또, 소둔 시에 있어서 재결정 온도를 상승시켜, 집합조직의 랜덤화를 억제하는 효과가 있기 때문에 필요에 따라 첨가해도 된다. 그러나, 과잉으로 함유시키면, 주조 시에 있어서 강재 표면에 균열이 발생하여, 생산성을 저해하기 때문에, 그 상한을 0.0050% 이하로 한다. B 함유량은 0.0040% 이하인 것이 바람직하고, 0.0020% 이하인 것이 보다 바람직하다. 상기의 효과를 얻고 싶은 경우는, 0.0005% 이상 함유시키는 것이 바람직하다.

[0099] 본 발명의 강판 및 성형 부재의 화학 조성에 있어서, 잔부는 Fe 및 불순물이다. 또한, 「불순물」이란, 강을 공업적으로 제조할 때에, 광석, 스크랩 등의 원료, 제조 공정의 다양한 요인에 의해 혼입되는 성분이며, 본 발명에 악영향을 주지 않는 범위에서 허용되는 것을 의미한다.

[0100] (B) 금속 조직

[0101] 본 발명에 따른 강판의 금속 조직에 대해, 이하에 설명한다. 또한, 이하의 설명에 있어서 면적률에 대한 「%」는, 「면적%」를 의미한다.

[0102] 페라이트 : 50~85%

[0103] 페라이트는, r_{45}값 및 연성을 발현하기 위해서 필요한 조직이다. 한편, 페라이트의 면적률이 과잉이면, 700MPa 이상의 인장 강도가 얻어지지 않게 된다. 그로 인해, 페라이트의 면적률은 50~85%로 한다. 보다 양호한 연성을 발현하려면, 페라이트의 면적률은 55% 이상인 것이 바람직하고, 60% 이상인 것이 보다 바람직하다. 한편, 강도 향상의 관점에서는, 페라이트의 면적률은 80% 이하인 것이 바람직하다.

[0104] 또한, 본 발명에 있어서, 페라이트에는 다각형 페라이트 이외에, 저온에서 석출되는 그래뉼러 베이니틱 페라이트, 침상형 페라이트도 포함된다.

[0105] 본 발명에 따른 강판의 금속 조직에 있어서, 페라이트 이외의 잔부는, 마텐자이트, 베이나이트 및 잔류 오스테

나이트로부터 선택되는 1종 이상이다. 잔부 조직을 경질상인 마텐자이트, 베이나이트, 잔류 오스테나이트로부터 선택되는 1종 이상으로 함으로써, 700MPa 이상의 인장 강도를 얻는 것이 가능해진다. 또한, 마텐자이트에는, MA(martensite-austenite constituent)도 포함된다.

[0106] 또한, 본 발명에 있어서, 마텐자이트 및 베이나이트에는, 담금질된 채의 마텐자이트 및 베이나이트 이외에, 각각 템퍼링 마텐자이트 및 템퍼링 베이나이트도 포함된다.

[0107] 페라이트의 면적률, 및 재료를 구성하는 금속 조직은, 주사 전자 현미경(SEM)에 의한 조직 관찰에 의해 구해진다. 강판의 단면을 경면 연마한 후에, 3% 나이탈(3% 질산-에탄올 용액)에 의해 마이크로 조직을 현출시킨다. 그리고, SEM에 의해 배율 3000배로, 강판의 표면으로부터 판 두께의 1/2 깊이 위치에 있어서의 세로 40㎛(판 두께 방향이 길이)×가로 40㎛(압연 방향의 길이)의 범위의 마이크로 조직을 관찰하고, 각 조직의 면적률을 측정할 수 있다.

[0108] 또, 잔류 오스테나이트는 X선 회절법에 의해, 그 존재를 확인할 수 있다. 우선, 강판으로부터 폭 25mm(압연 방향의 길이), 길이 25mm(압연 직각 방향의 길이), 및 강판의 두께 그대로의 두께를 갖는 시험편을 잘라낸다. 그리고, 이 시험편에 화학 연마를 실시하여 판 두께의 1/2 깊이 위치까지 두께를 줄여, 화학 연마된 표면을 갖는 시험편을 얻는다. 시험편의 표면에 대해, Co 관구를 이용하여, 측정 범위 2Θ를 45~105°로 하는 X선 회절 분석을 실시한다.

[0109] 잔류 오스테나이트는, (111), (200), (220)의 각 회절 피크의 일부, 또는 전부의 유무에 따라 그 존재 유무를 확인할 수 있다.

[0110] (C) 집합 조직

[0111] γ-fiber의 집적 강도 : 랜덤 강도비로 4.0배 초과

[0112] γ-fiber의 집적 강도란, 압연면의 법선 방향을 향한 {111}면의 집적 강도를 의미한다. 높은 r_{45}값을 달성하기 위해서, γ-fiber의 집적 강도를 랜덤 강도비로 4.0배 초과로 한다. γ-fiber의 집적 강도는 랜덤 강도비로 6.0배 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0113] γ-fiber의 집적 강도는, 이하의 순서로 측정한다. 우선, 강판의 압연 방향(RD) 및 판 두께 방향(ND)에 평행한 단면을 현출하고, 전자선 후방 산란 회절(SEM-EBSD)법에 의해 판 두께의 1/2 깊이 위치의 500㎛×200㎛의 영역을 1.00㎛ 간격으로 결정 방위를 측정한다. 다음에, 얻어진 결정 방위 데이터를 기초로, 구 조화 함수 전개법에 의해 ND 방향을 기준으로 한 역극점도를 산출하고, (111)극의 강도로부터 γ-fiber의 집적 강도를 구한다. 구 조화 함수 전개법에 의해 역극점도를 구하는 것에 있어서는, 급수 전개의 전개 차수는 22차로 하고, 가우스 분포 등의 부가적인 스무딩을 적용하지 않고 산출을 행한다.

[0114] γ-fiber로부터의 각도가 10° 이내인 결정 방위를 갖는 결정립에 있어서의 평균 KAM값 : 1.30° 이하

[0115] 본 발명에서는, 강 중에 Ti를 함유하기 때문에, 소둔 조건이 부적절하면 냉간 압연 변형이 과도하게 잔존하여, 극한 변형능이 저하된다. 그로 인해, 최종 조직 중의 냉간 압연 변형을 저감시킬 필요가 있다.

[0116] 냉간 압연 변형의 잔존 정도는, SEM-EBSD법에 의한 국소 방위 해석에 의해 판정할 수 있다. SEM-EBSD에서는 어느 간격으로 시료에 전자선을 조사하고, 그 의사 키쿠치 패턴을 해석하여 측정점의 결정 방위를 동정한다. 냉간 압연 변형이 잔존하는 경우, 그 결정립 내에는 방위의 흔들림이 존재하여, SEM-EBSD법으로 측정한 인접한 방위의 변화로서 검지할 수 있다.

[0117] 이러한 결정립 내의 어느 측정점과 주위의 결정 방위의 불균일 정도를 나타내는 지표로서, KAM(Kernel Average Misorientation)값이 있다. KAM값을 구하기 위해서는, 측정 영역, 측정 간격, 비교하는 영역 사이즈 및 동일 결정립 내에서의 비교임을 보증하는 각도 역치가 필요하다. 본 발명에서는, 100㎛×200㎛의 영역을, 0.05㎛~0.10㎛의 간격으로 측정하고, 주위 반경 0.20㎛ 이내에 있는 영역을 이용하여 KAM값을 측정한다. 또한, 각도 역치는 5°로 한다.

[0118] 이러한 실험과 해석의 결과, 높은 r_{45}값을 발현하면서, 극한 변형능을 높이려면, γ-fiber에 속하는 결정립의 평균 KAM값이 중요한 것을 발견했다. 구체적으로는, γ-fiber로부터 10° 이내의 결정 방위를 갖는 결정에 있어서의 평균 KAM값이 1.30° 이내가 되도록 집합 조직을 제어하면, 0.80 이상의 우수한 극한 변형능이 얻어진다.

[0119] (D) 탈탄층

[0120] 본 발명에 따른 강판은, 표층에 탈탄층을 가져도 된다. 표층에 연질인 탈탄층을 가짐으로써, 굽힘 특성을 더 향상시키는 것이 가능해진다. 특히, 강판의 표면으로부터 깊이 방향으로 두께 4.0㎛ 이상의 탈탄층을 형성함으로써, 굽힘 반경(Rp)과 강판 판 두께(t)의 비(Rp/t)가 0.5가 되는 엄격한 성형 조건이어도, 굽힘 능선에 균열이 발생하지 않는, 우수한 굽힘 특성을 얻을 수 있다. 탈탄층의 두께는 5.0㎛ 이상인 것이 바람직하고, 6.0㎛ 이상인 것이 보다 바람직하다.

[0121] 또한, 탈탄층은, 두께 방향에 있어서의 어느 일방측의 표층에만 형성해도 되고, 양측의 표층에 형성해도 된다. 단, 탈탄층이 너무 두꺼워지면, 강판 전체로서의 강도가 확보되기 어려워진다. 그로 인해, 탈탄층의 두께는, 상기의 양측의 표층의 합계로, 강판의 전체 두께의 20% 이하로 하는 것이 바람직하다. 또, 강판의 강도를 중시하고 싶은 경우에는, 탈탄층의 두께는, 편면당 20㎛ 이하로 하는 것이 바람직하고, 15㎛ 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0122] 또한, 강판의 강도를 중시하고 싶은 경우에는, 탈탄층을 형성하지 않는 편이 바람직하다. 본 발명에 따른 강판은, 탈탄층을 갖지 않는 경우여도, Rp/t가 1.0이 되는 성형 조건이라면, 굽힘 능선에 균열을 발생시키지 않는, 우수한 굽힘 특성을 얻을 수 있다.

[0123] 여기서, 본 발명에 있어서, 탈탄층의 두께란, 강판 표면으로부터 깊이 방향으로 금속 조직을 동정했을 때에 있어서의, 강판 표면으로부터 경질상까지의 최단 거리의 평균값을 말한다. 구체적으로는, 이하의 순서에 의해, 탈탄층의 두께의 측정을 행한다. 우선, 강판의 압연 방향 및 두께 방향에 평행한 단면을 잘라내고, 경면 연마한 후에, 나이탈 부식하여 금속 조직을 현출시킨다. 이어서, SEM에 의해 조직 관찰을 행하고, 표층 근방의 단면 조직을 촬영한 배율 1000배의 SEM 화상을 취득한다.

[0124] 도 1은, 강판 표면으로부터 경질상까지의 최단 거리의 측정 방법을 설명하기 위한 모식도이다. 도 1에 나타내는 바와 같이, 얻어진 SEM 화상에 있어서, 압연 방향으로 20㎛ 간격으로 두께 방향으로 연장되는 5개의 선을 긋고, 각 선 상에서 강판 표면으로부터 경질상까지의 최단 거리를 측정한다. 그리고, 얻어진 5개의 측정값의 평균값을 탈탄층의 두께로 한다. 또한, 본 발명에 있어서, 경질상이란, 마텐자이트, 템퍼링 마텐자이트, 베이나이트 및 잔류 오스테나이트이다.

[0125] (E) 두께

[0126] 본 발명에 따른 강판의 두께에 대해, 특별히 제한은 없지만, 도어 및 후드 등의 덮개물 부재의 소재로서 이용하는 경우에는, 강판의 두께는, 0.1~2.0mm인 것이 바람직하고, 0.2~1.5mm인 것이 보다 바람직하고, 0.3~1.0mm인 것이 더 바람직하다.

[0127] (F) 강판의 제조 방법

[0128] 일반적으로, IF강 등의 극저탄소강의 지견에 의하면, r값에 유리한 γ-fiber를 강하게 발달시키려면, 냉간 압연율을 높여 γ-fiber를 발달시키고, 또한 소둔 시의 재결정에서 γ-fiber로의 집적을 높인다.

[0129] 그러나, 고용 탄소를 비교적 많이 포함하는 고강도강에서는, 압연율이 높은 경우에는, 냉간 압연 시에 전단대가 발생하고, 이로 인해 소둔 시에 집합 조직의 랜덤화 또는 r값에 불리한 방위가 발달하여, 냉간 압연으로 형성된 γ-fiber로의 집적이 손상된다.

[0130] 본 발명에서는, 전단대의 발생을 억제하기 위해서, 낮은 압연율로 냉간 압연을 행함과 더불어, 압연율이 낮은 조건에서도 γ-fiber로의 집적이 발생하도록, 열연판에 바람직한 집합 조직을 형성한다. 구체적으로는, 열연판의 단계에서 {223}<252> 방위를 발달시켜, 압연율이 낮은 조건에서도 γ-fiber가 발생하도록 열연판의 집합 조직을 제어한다.

[0131] 냉간 압연에 의해 γ-fiber로 집적된 집합 조직이 소둔에 의해 가능한 한 손상되지 않도록, 바람직하게는 집적을 높이도록 냉간 압연 조건과 소둔 조건을 제어할 필요가 있다.

[0132] 이하, 본 발명에 따른 강판의 제조 방법의 일례에 대해 상세하게 설명한다. 본 발명에 따른 강판은, 예를 들면 이하에 나타내는 공정을 포함하는 제조 방법에 의해 얻을 수 있다.

[0133] <슬래브 제조 공정>

[0134] 열간 압연에 제공하는 강편은 상법으로 제조하면 된다. 즉, 연속 주조 혹은 주조·분괴에 의해 얻은 슬래브, 또는 스트립 캐스팅에 의해 얻은 강판 등을 이용할 수 있다.

[0135] <열간 압연 공정>

[0136] 강편에 대해, 열간 압연을 행한다. 열연판에 {223}<252> 방위를 발달시키기 위해서, 후술하는 권취 공정과 함께, 열간 압연 공정에 있어서의 조건을 규정할 필요가 있다. 구체적으로는 변태 전의 오스테나이트에 압연 집합 조직을 발달시킴과 더불어, 그 형상을 편평 형상으로 하는 것이 중요하다. 이하에 열간 압연 공정에 있어서의 조건에 대해 상세하게 설명한다.

[0137] 가열 온도 : 1050~1300℃

[0138] Ti를 강 중에 고용시키기 위해서, 열간 압연 전의 가열 온도는 1050℃ 이상으로 한다. 한편, 가열로의 내구성을 감안하여, 가열 온도는 1300℃ 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0139] 총 압하량 : 최종 3단에서의 총 압하량을 판 두께 감소율로 40% 이상

[0140] 열연판의 집합 조직을 발달시키기 위해서, 최종 마무리 압연 스탠드를 포함하는 연속된 최종 3단에서의 총 압연량은, 판 두께 감소율로 40% 이상으로 하는 것이 바람직하다. 또, 적어도 최종 스탠드를 포함하는 최종 3단의 압연을, 마무리 압연 온도로부터 100℃ 이내의 범위에서 행한다.

[0141] 각 패스의 압하량 : 유효 압연 지수 1.2 이상

[0142] 열간 압연 중의 패스 간에 오스테나이트의 재결정이 과도하게 진행되면, 집합 조직의 집적이 약해짐과 더불어, 결정립이 등축이 되어, 원하는 집합 조직을 갖는 열연판이 얻어지지 않는다. 즉, 열연판에 {223}<252> 방위를 발달시키기 위해서는, 오스테나이트의 집합 조직을 발달시키는 것이 바람직하다.

[0143] 단, 상기와 같이 압연을 행했다고 해도, 단단(單段)에서의 압하량이 큰 경우, 또는 다단 압연 시의 누적 변형량이 재결정을 발생시키기에 충분하면, 오스테나이트가 등축화되어 집합 조직도 박약화되고, 그 결과, 냉각 후의 페라이트의 집합 조직도 약해진다. 추가적인 검토의 결과, 최종 3단의 압연 공정에 있어서 집합 조직을 높이면서, 결정립을 편평화하기 위한 조합을, 이하의 수법으로 결정할 수 있는 것을 발견했다.

[0144] 우선, 최종 3단의 스탠드 중, 최초로 압연을 행하는 스탠드(F1)에 착안하여, 강 중에 포함되는 Ti 함유량(질량%)과 F1에 있어서의 압연 변형과 마무리 압연 온도 FT(℃)의 관계로부터, F1 압연 후에 50%의 오스테나이트가 재결정되는 시간에 관계되는 값인 dT_{eff-p}를 구한다.

[0145] $$dT_{eff-p} = K \times 1.60 \times 10^{-15} \times \left(\ln\left(\frac{t_{F1}}{t_{ini}}\right)\right)^{-4} \times Qeff \quad \text{(i)}$$

[0146] $$K = exp(10.2 \times W_{Ti}) \quad \text{(ii)}$$

[0147] $$Qeff = exp\left(\frac{71700}{1.98721 \times (FT + 273)}\right) \quad \text{(iii)}$$

[0148] 여기서, t_{ini}는 F1 입측의 판 두께(㎜)이며, t_{F1}은 F1 압연 후의 판 두께(㎜)이다. 또, W_{Ti}는 강 중에 포함되는 Ti 함유량(질량%)이다.

[0149] dT_{eff-p}가 2.0보다 클 때, F1에서는 재결정은 발생하지 않았던 것으로 판정하고, F2까지의 누적 압연 변형으로부터, F2 압연 후에 50%의 오스테나이트가 재결정되는 시간에 관계되는 값인 $dT_{eff-s-a}$를 하기 (iv)식에 의해 구한다.

[0150] $$dT_{eff-s-a} = K \times 1.60 \times 10^{-15} \times \left(\ln\left(\frac{t_{F2}}{t_{ini}}\right)\right)^{-4} \times Qeff \quad \text{(iv)}$$

[0151] 여기서, t_{F2}는 F2 압연 후의 판 두께(㎜)이다.

[0152] 한편, dT_{eff-p}가 2.0 이하일 때, F1에서 재결정이 발생한 것으로 판정하고, $dT_{eff-s-a}$에 상당하는 값을 F2 단독의 압연 변형으로부터 하기 (v)식으로 구하여 $dT_{eff-s-b}$로 한다.

$$dT_{eff-s-b} = K \times 1.11 \times 10^{-15} \times \left(\ln\left(\frac{t_{F2}}{t_{F1}}\right)\right)^{-4} \times Qeff \quad \text{(v)}$$

[0153]

[0154] 이상에서 구한 $dT_{eff-s-a}$ 또는 $dT_{eff-s-b}$의 값에 의해, F2 후에 재결정이 발생하는지 여부를 판정하고, 이하와 같이 하여 유효 압연 지수를 구한다. 즉, $dT_{eff-s-a}$가 2.0보다 클 때, F1 및 F2에서는 모두 재결정은 발생하지 않았던 것으로 판정하고, F1로부터 F3까지의 누적 압연 변형으로부터 유효 압연 지수 $C_{eff-t-a}$를 하기 (vi)식으로부터 구한다.

$$C_{eff-t-a} = K \times 1.60 \times 10^{-15} \times \left(\ln\left(\frac{t_{F3}}{t_{ini}}\right)\right)^{-4} \times Qeff \times \ln\left(\frac{t_{ini}}{t_{F3}}\right) \quad \text{(vi)}$$

[0155]

[0156] 여기서, t_{F3}은 F3 압연 후의 판 두께(㎜)이다.

[0157] 한편, $dT_{eff-s-a}$가 2.0 이하일 때, F2까지의 누적 변형에 의해 F2와 F3 간에 재결정이 발생한 것으로 판정하고, F3 단독의 압연 변형으로부터 유효 압연 지수 $C_{eff-t-b}$를 하기 (vii)식으로부터 구한다.

$$C_{eff-t-b} = K \times 1.11 \times 10^{-15} \times \left(\ln\left(\frac{t_{F3}}{t_{F2}}\right)\right)^{-4} \times Qeff \times \ln\left(\frac{t_{F2}}{t_{F3}}\right) \quad \text{(vii)}$$

[0158]

[0159] 또한, $dT_{eff-s-b}$가 2.0보다 클 때는, F2 및 F3의 누적 압연 변형으로부터 유효 압연 지수 $C_{eff-t-c}$를 하기 (viii)식으로부터 구한다.

$$C_{eff-t-c} = K \times 1.11 \times 10^{-15} \times \left(\ln\left(\frac{t_{F3}}{t_{F1}}\right)\right)^{-4} \times Qeff \times \ln\left(\frac{t_{F1}}{t_{F3}}\right) \quad \text{(viii)}$$

[0160]

[0161] 한편, $dT_{eff-s-b}$가 2.0 이하일 때에는, F2 압연 후에 재결정이 발생한 것으로 판정하고, 상기 (vii)식에 의해 유효 압연 지수 $C_{eff-t-b}$를 산출한다.

[0162] 또한, 강 중에 Ti, Nb, V, Mo, W및 Zr로부터 선택되는 1종 이상을 함유하는 경우에는, 상기 (ii)식을 대신하여, K값을 하기 (ix)식에 의해 구한다.

$$K = \exp\left(2.0 \times (W_{Mo} + W_V + W_W + W_{Zr}) + 10.2 \times W_{Ti} + 62.5 \times W_{Nb}\right) \quad \text{(ix)}$$

[0163]

[0164] 여기서, W_{Mo}, W_V, W_W, W_{Zr} 및 W_{Nb}는, 각각 강 중에 포함되는 Mo, V, W, Zr 및 Nb의 함유량(질량%)이며, 함유하지 않는 경우는 0을 대입한다.

[0165] 이상의 순서에 의해 구해지는 유효 압연 지수가 1.2 이상이 되도록 열간 압연을 제어함으로써, 집합 조직이 충분히 발달한 압연 방향으로 편평한 오스테나이트 입자가 효과적으로 얻어진다. 유효 압연 지수가 10.0 이상이 되도록 열간 압연 조건을 제어하는 것이 바람직하다.

[0166] 마무리 압연 온도 : 800~1000℃

[0167] 마무리 압연 온도가 1000℃를 초과하면 스케일흠에 의한 표면 품질 열화가 발생할 우려가 있다. 그로 인해, 열간 압연의 마무리 압연 온도는 1000℃ 이하로 하고, 바람직하게는 980℃ 이하로 한다. 한편, 마무리 압연 온도가 800℃ 미만이면 압연 하중의 증대에 의해 생산성을 손상시킬 우려가 있다. 그로 인해, 열간 압연의 마무리 압연 온도는 800℃ 이상으로 하고, 바람직하게는 850℃ 이상으로 한다.

[0168] 냉각 개시 시간 : 0.5s 초과 2.0s 이하

[0169] 압연을 종료 후, 오스테나이트의 재결정이 완료되기 전에 냉각을 행한다. 이로 인해, 최종 압연 종료 후, 냉각을 개시할 때까지의 시간을 2.0s 이하로 한다. 한편, 냉각 개시 시간이 과잉하게 짧으면, 열간 압연에 의해 오스테나이트 중에 형성된 전단대를 핵으로 하여 페라이트가 생성되기 때문에, 얻어지는 열연판의 금속 조직이 페라이트 주체가 되고, 베이나이트 주체로 할 수 없게 된다. 그로 인해, 냉각 개시 시간은 0.5s 초과로 한다. 또한, 여기서 말하는 냉각이란, 수랭 등에 의한 가속 냉각을 의미하는 것으로 한다.

[0170] 냉각 속도 : 15℃/s 이상

[0171] {223}<252> 방위를 발달시키기 위해서, 베이나이트 변태 또는 마텐자이트 변태가 발생하는 것이 중요하다. 이로 인해, 압연 후의 냉각 속도는 15℃/s 이상으로 하고, 바람직하게는 30℃/s 이상으로 한다. 또한, 상기의 압연 후의 냉각 속도는, 최종 압연 종료 후의 냉각 개시 시의 온도와 하기의 권취 온도의 차를, 그 사이에 필요로 한 시간으로 나눈 평균 냉각 속도를 의미한다.

[0172] <권취 공정>

[0173] 권취 온도 : 300℃ 이상 600℃ 미만

[0174] {223}<252> 방위를 발달시키기 위해서, 베이나이트 변태 또는 마텐자이트 변태가 발생할 필요가 있기 때문에, 600℃ 미만의 온도에서 권취한다. 한편, 권취 온도가 너무 낮으면 냉간 압연 하중이 증대되어, 생산성을 저해할 우려가 있기 때문에, 그 하한을 300℃로 한다. 열연 후의 냉각의 온도 제어성을 감안하여, 바람직하게는 480℃ 이상으로 한다. 또, 냉간 압연 시의 하중 저감의 관점에서는, 보다 바람직하게는 500℃ 이상으로 한다.

[0175] 이와 같이 하여 얻어지는 열연판의 집합 조직에 있어서, {223}<252> 방위의 집적 강도는 랜덤 강도비로 5.0배 이상이 된다. 바람직한 조건으로는, 랜덤 강도비로 6.0배 이상의 집적 강도를 얻는 것이 가능해진다.

[0176] 또, 열연판의 금속 조직은, 베이나이트가 주체가 된다. 금속 조직의 일부에 마텐자이트 및/또는 잔류 오스테나이트가 혼입되는 경우도 있는데, 그들의 합계 면적률이 30% 이하라면 냉간 압연성을 크게는 손상시키지 않기 때문에 허용된다.

[0177] <열연판 소둔 공정>

[0178] 열연판 소둔 온도 : 600℃ 이하

[0179] 설비 제약에 의해 냉간 압연 하중을 저감시킬 목적으로, 열연판에 대해 열처리해도 된다. α-γ 변태가 발생하지 않는다면 열연판의 집합 조직이 현저하게 파괴되는 일은 없지만, 소둔 비용의 증대를 감안하여, 열연판 소둔 온도는 600℃ 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0180] <냉간 압연 공정>

[0181] 냉간 압연율 : 40~85%

[0182] 열간 압연 후에 냉간 압연을 추가함으로써 r_{45}값의 향상에 유리한 γ-fiber로의 집적을 높인다. 즉 열연판의 {223}<252> 방위를 γ-fiber로 방위 회전시키기 위해서 40% 이상의 냉간 압연율로 냉간 압연을 행한다. 냉간 압연율은 50% 이상으로 하는 것이 바람직하다. 한편, 냉간 압연율이 과도하게 커지면, 불연속 재결정이 왕성해져 전단대에 기인한 집합 조직의 랜덤화가 발생하기 때문에, 냉간 압연율은 85% 이하로 한다. 냉간 압연 시의 하중 증대에 의한 생산성의 저하를 감안하면, 냉간 압연율은 80% 이하로 하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는 75% 이하이다.

[0183] <소둔 공정>

[0184] 상술한 바와 같이, 불연속 재결정이 발생하면, 집합 조직의 랜덤화가 발생하기 쉽다. 그로 인해, 불연속 재결정이 과도하게 발생하지 않도록 소둔 조건을 제어하고, 연속 재결정을 촉진하여 냉간 압연에서 형성한 γ-fiber를 소둔 후에 이어받아, 상변태를 이용하여 γ-fiber로의 집적을 높인다. 각 조건에 대해, 이하에 상세하게 설명한다.

[0185] 가열 속도 : 2℃/s 이상

[0186] 가열 속도가 느리면, 가열 중, 페라이트의 불연속 재결정이 현저하게 진행되어, γ-fiber로의 집적이 발생하기 어려워진다. 그로 인해, 가열 속도는 2℃/s 이상으로 한다. 가열 속도의 상한은 특별히 규정하지 않지만, 온도의 제어성을 감안하여 30℃/s 이하로 하는 것이 바람직하다. 또한, 상기의 가열 속도는, 가열 개시 시의 온도(실온)와 하기의 소둔 온도의 차를, 그 사이에 필요로 한 시간으로 나눈 평균 가열 속도를 의미한다.

[0187] 소둔 온도 : 하기 (x)식을 만족하는 조건

[0188] 소둔 온도(RHT)는, 하기 (x)식을 만족하는 조건으로 한다. 여기서, Ac_1은 페라이트로부터 오스테나이트로의 변태(α-γ 변태)가 개시되는 온도이고, Ac_3은 α-γ 변태가 완료되어 오스테나이트 단상이 되는 온도이며, 각각

하기 (xi)식 및 (xii)식에 의해 산출하는 것으로 한다.

[0189] $$0.40 \le (RHT - Ac_1)/(Ac_3 - Ac_1) \le 0.85 \quad (x)$$

[0190] $$\ln(Ac_1) = 6.5792 - 0.038058 \times C + 0.052317 \times Si + 0.011872 \times Ni - 0.045575 \times V + 0.18057 \times Al + 0.011442 \times W - 0.013403 \times Cu + 5.5207 \times B + 0.91209 \times S - 1.1002 \times P + 0.060014 \times Mn \times C - 0.096628 \times Cr \times C + 0.050625 \times Cr \times Si + 0.39802 \times Mo \times C - 0.34782 \times Mo \times Mn + 0.40986 \times Mo \times Si - 0.12959 \times Mo \times Cr - 0.048128 \times Ni \times C - 0.01090 \times Mn^2 - 0.03550 \times Si^2 + 0.010207 \times Cr^2 + 0.36074 \times Mo^2 - 0.0030705 \times Ni^2 \quad (xi)$$

[0191] $$\ln(Ac_3) = 6.8165 - 0.47132 \times C - 0.057321 \times Mn + 0.066020 \times Si - 0.050211 \times Cr - 0.094455 \times Ni + 0.10593 \times Ti - 0.014847 \times W + 2.0272 \times N + 1.0536 \times S - 0.12024 \times Si \times C + 0.11629 \times Cr \times C - 0.30451 \times Mo \times Mn + 0.68229 \times Mo \times Si - 0.21210 \times Mo \times Cr + 0.12470 \times Ni \times C + 0.069960 \times Ni \times Mn + 0.014003 \times Ni \times Cr + 0.29225 \times C^2 + 0.015660 \times Mn^2 + 0.017315 \times Cr^2 + 0.46894 \times Mo^2 + 0.0027897 \times Ni^2 \quad (xii)$$

[0192] RHT가 낮고, $(RHT-Ac_1)/(Ac_3-Ac_1)$의 값이 (x)식 좌변 값을 하회하면, 역변태되는 오스테나이트의 양이 충분하지 않고, 탄화물 또는 경질상 주변의 고변형 영역에 있어서 불가피적으로 발생하는 랜덤 방위를 갖는 불연속 재결정 페라이트를 오스테나이트가 잠식하는 효과가 얻어지기 어렵다. 또한, 냉간 압연에 의해 도입된 압연 변형이 조직 중에 잔존하여, 극한 변형능 및 강도-연성 밸런스를 손상시킨다.

[0193] 또, RHT가 높고, $(RHT-Ac_1)/(Ac_3-Ac_1)$의 값이 (x)식 우변 값을 상회하면, 역변태된 오스테나이트가 과다해져 냉각 과정에서 새로운 페라이트의 핵 생성이 현저해지고, 집합 조직이 랜덤화되어, γ-fiber로의 집적이 점감(漸減)한다. 그로 인해, $(RHT-Ac_1)/(Ac_3-Ac_1)$의 값이 0.40~0.85가 되도록 정한다.

[0194] γ-fiber를 더욱 강화하여, 특히 우수한 r_{45}값을 얻고 싶은 경우는, $(RHT-Ac_1)/(Ac_3-Ac_1)$의 값을 0.50~0.80의 범위로 하는 것이 바람직하고, 0.60~0.75의 범위로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0195] 소둔 분위기

[0196] 소둔은, 수소 농도가 체적분율로 2% 이상, 또한 노점이 -30℃ 미만인 환원 분위기하에서 행하는 것이 바람직하다. 수소 농도가 2% 미만에서는, 소재 강판의 표면 산화막을 충분히 환원할 수 없어, 용융 아연 도금 처리를 행할 때에 도금 젖음성을 저해한다. 소둔로에는, 강판이 소정의 소둔 온도까지 가열되는 가열대, 및 당해 소둔 온도에서 유지되는 균열대의 영역이 포함된다.

[0197] 강판 표층에 상술한 탈탄층을 형성하고 싶은 경우에는, 가열 공정에 있어서의 가열대의 분위기를, 수소 농도가 체적분율로 20% 이하, 노점이 -30℃ 이상 20℃ 이하로 한다. 노점이 -30℃ 미만에서는, 탈탄층의 두께가 5㎛를 하회하여, 굽힘 특성 향상에 충분한 효과가 얻어지지 않는다. 한편, 노점이 20℃를 초과하면, 설비에 결로가 발생하여, 생산성을 저해한다. 또, 수소 농도가 체적분율로 20%를 초과하면, 노점을 20℃ 이하로 유지하는 것이 곤란해지고, 상술한 바와 같이 설비에 결로를 발생시켜, 생산성을 저해한다.

[0198] 소둔 유지 시간 : 30s 이상

[0199] 소둔 유지 시간이 짧으면, α-γ 변태가 충분히 진행되지 않고, 또 페라이트 중에 냉간 압연 변형이 잔존하여, 강도-연성 밸런스를 손상시킨다. 그로 인해, 소둔 유지 시간은 30s 이상으로 하고, 바람직하게는 60s 이상으로 한다. 한편, 소둔 유지 시간에 상한은 특별히 규정하지 않지만, 생산성을 감안하여 1000s 이하로 하는 것이 바람직하고, 800s 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0200] 소둔 후의 냉각 조건

[0201] 소둔 후의 냉각에 있어서, 페라이트 면적률 및 집합 조직을 조정하기 위한 1차 냉각과, 경질상을 형성하기 위한 2차 냉각을 실시한다. 또한 1차 냉각에서는, 연속 재결정에 의해 냉연판으로부터 인계된 γ-fiber 방위를 갖는 페라이트 입자를, 인접한 오스테나이트측으로 변태 신장시켜 조직 전체의 γ-fiber의 집적을 높이는 것도 가능

하다.

[0202] 1차 냉각 속도 : 3~30℃/s

[0203] 1차 냉각에 의해 페라이트를 석출시킨다. 1차 냉각의 평균 냉각 속도(1차 냉각 속도)가 너무 낮으면, 오스테나이트로부터 펄라이트 변태가 발생하여, 강도를 손상시킨다. 그로 인해, 1차 냉각 속도는 3℃/s 이상으로 하고, 바람직하게는 5℃/s 이상으로 한다. 한편, 1차 냉각 속도가 너무 높으면, 새로운 핵 생성을 수반하는 변태가 발생하여, 입자 성장에 의한 γ-fiber로의 집적이 불충분해진다. 그로 인해, 1차 냉각 속도는 30℃/s 이하로 한다.

[0204] 또한, 1차 냉각의 종료 온도는 특별히 한정되지 않지만, 너무 낮아지면 페라이트가 과다해지고 경질상의 비율이 감소하여 강도가 저하되기 때문에, 600℃ 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0205] 2차 냉각 속도 : 30℃/s 이상

[0206] 1차 냉각에 이어서 2차 냉각을 행한다. 2차 냉각의 평균 냉각 속도(2차 냉각 속도)가 너무 낮으면 미변태 오스테나이트가 펄라이트 변태되고, 경질상이 감소하여 강도가 저하된다. 그로 인해, 2차 냉각 속도는 30℃/s 이상으로 한다. 2차 냉각 속도의 상한은 특별히 한정될 필요는 없지만, 250℃/s를 초과하는 냉각 속도를 달성하는 것은 통상의 설비로는 곤란하기 때문에, 250℃/s 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0207] 또한, 2차 냉각의 정지 온도에 대해 특별히 제한은 없지만, 후술하는 과시효 온도 이하로 하는 것이 바람직하다. 예를 들면, 과시효 온도에서 2차 냉각을 정지하고, 그대로 과시효 공정을 실시해도 되고, 실온까지 냉각한 후에, 재가열하여 과시효 공정을 실시해도 된다. 또, 과시효 공정을 실시하지 않는 경우는, 실온까지 냉각하는 것이 바람직하다.

[0208] <과시효 공정>

[0209] 과시효 온도 : 550℃ 이하

[0210] 소둔 공정 후, 필요에 따라 과시효 처리를 행해도 된다. 단, 550℃를 초과하는 온도에서 과시효 처리를 행하면, 경질상이 연화되어 강도가 저하되는 경우가 있기 때문에, 과시효 온도는, 550℃ 이하로 하는 것이 바람직하다. 2차 냉각에 의해 과시효 온도보다 낮은 온도까지 냉각하는 경우에 있어서, 과시효 온도까지 재가열할 때의 가열 속도에 대해서는 특별히 제한은 없지만, 2℃/s 이상으로 하는 것이 바람직하다. 또, 과시효 처리 후의 냉각 속도에 대해서도 특별히 제한은 없지만, 30℃/s 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0211] <용융 도금 공정(GI)>

[0212] 소둔 후에 필요에 따라, 용융 도금을 실시해도 된다. 용융 도금의 종류로서 Zn, Zn-Al 합금, Al-Si 합금, Fe-Zn 합금 등의 피복을 강판 표면에 행해도 된다. Zn-Al 합금의 도금욕의 조성으로서는, 예를 들면, Zn-(0.1~60)% Al욕, 또한 Si 및/또는 Mg를 복합 첨가한 욕 등을 이용할 수 있다.

[0213] 또, Al-Si 합금의 도금욕의 조성으로서는, Al-(7~13)% Si욕 등을 이용할 수 있다. 도금욕 중에는 그 외에, Fe, V, Mn, Ti, Nb, Ca, Cr, Ni, W, Cu, Pb, Sn, Cd, Sb로부터 선택되는 1종 이상이 각각 0.1% 이하 함유되어 있어도 특별히 지장은 없다.

[0214] 도금욕의 온도는 특별히 한정되지 않지만, 일반적인 온도 범위인 430~500℃, 바람직하게는 440~480℃의 온도 범위에서, 적절히 선택하면 된다.

[0215] <합금화 용융 도금 공정(GA)>

[0216] 용융 아연 도금 공정 후, 합금화 처리를 행하여 합금화 용융 아연 도금을 강판 표면에 실시해도 된다. 그 경우, 450~600℃의 온도 범위에서 합금화 처리를 행하는 것이 바람직하다. 합금화 처리 온도가 450℃ 미만에서는, 강재와 용융 금속 간에 원소의 상호 확산이 일어나기 어려워, 합금화가 충분히 진행되지 않을 우려가 있다. 한편, 600℃를 초과하는 온도에서 합금화 처리를 행하면, 과도하게 합금화가 진행되어, 도금층의 취화에 의한 도금 박리가 발생할 염려가 있음과 더불어, 경질상이 템퍼링되어 강도를 손상시키는 경우가 있다. 또, 합금화 처리를 안정적으로 달성하기 위해서, 합금화 처리 시간은 10s 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0217] 이하, 실시예에 의해 본 발명을 보다 구체적으로 설명하는데, 본 발명은 이들 실시예에 한정되는 것은 아니다.

[0218] 실시예 1

[0219] 표 1에 나타내는 화학 조성을 갖는 강을 진공 용해로에서 용제하고, 1050℃ 이상으로 재가열한 후, 시험용 소형 열연기로 표 2에 나타내는 조건으로 열간 압연을 실시했다. 모든 예에 있어서, 마무리 압연 온도~(마무리 압연 온도+100℃)의 온도 범위에서 최종 3단의 압연을 종료했다. 열간 압연 후, 압연 스탠드의 바로 뒤에 설치된 수랭 장치에 의해 수랭을 행하고, 계속해서 권취 상당의 온도로 설정한 가열로에 투입하고, 30분 유지 후, 실온까지 20℃/h에서 서랭하여 실기의 권취 공정을 모의했다.

표 1

표1

강종	화학 조성(질량%, 잔부: Fe 및 불순물)																			Ac_1 (℃)	Ac_3 (℃)
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Cr	Ni	Cu	Nb	V	Zr	Mo	W	B	기타		
A	0.07	1.2	2.5	0.008	0.0010	0.03	0.0028	0.13				0.020					0.0010		688	924
B	0.05	0.5	0.5	0.002	0.0010	0.12	0.0030	0.10				0.010							745	913
C	0.08	0.6	2.2	0.009	0.0010	0.03	0.0032	0.02				0.035			0.13		0.0017		686	852
D	0.11	0.6	1.8	0.010	0.0012	0.03	0.0030	0.13	0.15						0.10		0.0010		694	855
E	0.11	0.5	2.5	0.009	0.0010	0.03	0.0029	0.02				0.010			0.08				658	835
F	0.18	1.5	2.6	0.012	0.0010	0.30	0.0024	0.02					0.10					Sn+Te:0.050	708	873
G	0.02	0.1	1.5	0.100	0.0010	0.03	0.0028		0.31						0.20		0.0010		589	801
H	0.04	0.7	2.1	0.002	0.0010	0.04	0.0030	0.03				0.010			0.10		0.0009	Ca+Mg:0.0008	682	887
I	0.31	2.2	2.1	0.020	0.0470	0.04	0.0040												685	870
J	0.18	1.6	2.0	0.003	0.0010	0.40	0.0030												745	869
K	0.18	1.6	2.2	0.004	0.0010	0.40	0.0028	0.02				0.035			0.11		0.0008		742	918
L	0.13	0.9	2.2	0.010	0.0010	0.03	0.0038	0.03										Ca:0.0005	701	869
M	0.15	1.2	4.0	0.001	0.0010	0.03	0.0028	0.02				0.010							634	935
O	0.12	0.5	2.0	0.012	0.0030	0.03	0.0030	0.02								0.10			705	853
P	0.10	1.0	2.2	0.018	0.0020	0.03	0.0025	0.03						0.10				Sb:0.020	692	886
Q	0.10	0.1	1.7	0.008	0.0010	0.20	0.0033	0.12		0.31	0.30								724	859
R	0.08	1.0	1.8	0.005	0.0020	0.13	0.0030	0.10											725	901
S	0.18	0.1	1.3	0.010	0.0010	0.03	0.0032	0.01										Ca+REM: 0.0010	712	817
T	0.08	0.8	2.3	0.010	0.0013	0.10	0.0030	0.12				0.020						REM: 0.0010	704	894

[0220]

표 2

표2

열연 번호	강종	가열 온도 (°C)	F1 입측 온도 (°C)	t_{ini} (mm)	t_{F1} (mm)	t_{F2} (mm)	t_{F3} (mm)	FT (°C)	최종 3단의 총 압하량 (%)	유효 압연 지수	냉각 개시 시간 (s)	평균 냉각 속도 (°C/s)	권취 온도 (°C)
H-1	A	1250	910	7.5	5.1	3.8	3.0	860	60	1.8	1.0	40	450
H-2	A	1250	1000	3.8	2.9	2.2	1.8	950	53	11.7	0.8	40	550
H-3	A	1250	980	6.2	4.6	3.6	3.0	950	52	15.6	0.8	40	500
H-4	C	1250	895	7.5	5.1	3.8	3.0	845	60	3.1	1.0	40	500
H-5	C	1250	910	15.4	8.9	5.2	3.0	860	81	6.4	1.5	40	550
H-6	D	1250	910	15.4	8.9	5.2	3.0	860	81	2.1	1.5	40	450
H-7	E	1250	900	5.3	5.2	3.4	3.0	830	43	3.8	0.8	40	500
H-8	F	1180	910	7.5	5.1	3.8	3.0	860	60	8.1	1.0	40	550
H-9	K	1250	920	15.4	8.9	5.2	3.0	870	81	4.7	1.5	40	550
H-10	D	1250	910	7.5	5.1	3.8	3.0	860	60	0.6	1.0	40	580
H-11	H	1250	1030	7.5	5.1	3.8	3.0	980	60	0.8	1.0	30	500
H-12	J	1200	905	15.4	8.9	5.2	3.0	855	81	0.5	1.5	40	500
H-13	K	1250	870	15.4	8.9	5.2	3.0	820	81	1.1	1.5	15	650
H-14	C	1250	920	15.4	8.9	5.2	3.0	840	81	11.3	1.5	15	650
H-15	L	1200	930	7.7	5.8	4.4	3.7	880	52	11.1	0.8	15	650
H-16	A	1250	950	6.2	4.6	3.6	3.0	900	52	1.3	0.8	40	650
H-17	A	1250	1000	6.2	4.6	3.6	3.0	950	52	15.6	0.8	20	650
H-18	G	1250	910	7.5	5.1	3.8	3.0	860	60	8.5	1.0	15	650
H-19	I	1200	950	7.5	5.1	3.8	3.0	900	60	0.2	1.0	15	650
H-20	B	1250	950	5.9	4.1	3.3	2.6	900	56	9.7	1.0	40	550
H-21	M	1200	980	3.8	2.9	2.2	1.8	930	53	3.3	0.8	20	400
H-22	O	1280	950	7.5	5.1	3.8	3.0	900	60	2.9	1.0	30	500
H-23	P	1250	950	3.8	2.9	2.2	1.8	900	53	5.2	0.8	40	550
H-24	Q	1280	950	7.5	5.1	3.8	3.0	920	60	3.9	1.0	35	500
H-25	R	1180	1000	3.8	2.9	2.2	1.8	950	53	2.5	0.8	60	500
H-26	H	1180	1000	3.8	2.9	2.2	1.8	950	53	2.6	0.8	60	500
H-27	G	1200	850	7.5	5.1	3.8	3.0	800	60	1.2	1.0	40	500
H-28	I	1200	830	7.5	5.1	3.8	3.0	780	60	1.6	1.0	15	500
H-29	J	1200	870	15.4	8.9	5.2	3.0	820	81	1.4	1.5	40	500
H-30	S	1200	870	15.4	8.9	5.2	3.0	820	81	1.6	1.5	60	500
H-31	S	1200	870	15.4	8.9	5.2	3.0	820	81	1.6	0.1	60	500
H-32	S	1200	870	15.4	8.9	5.2	3.0	820	81	1.6	2.5	60	500
H-33	T	1280	920	7.5	5.1	3.8	3.0	870	60	1.3	1.0	60	430

[0221]

[0222] 얻어진 열연판의 금속 조직에 대해, 압연 방향 및 두께 방향에 평행한 단면을 잘라내고, 경면 연마한 후에 나이탈 부식하여 금속 조직을 현출하고, SEM을 이용하여 관찰했다. 또한, 강판으로부터 폭 25㎜(압연 방향의 길이), 길이 25㎜(압연 직각 방향의 길이), 및 강판의 두께 그대로의 두께를 갖는 시험편을 잘라내고, 판 두께의 1/2 깊이의 압연면에 평행한 면을, 기계 연삭과 화학 연마에 의해 현출하고, X선 회절법에 의해 (200), (110), (211) 반극점도를 채취했다. 얻어진 반극점도로부터 구 조화 함수 전개법에 의해 방위 밀도 함수(ODF)를 산출하고, 오일러 공간 상(φ1 Φ φ2)=(30° , 43° , 45°)에 위치하는 [2 2 3](2 -5 2)의 집적 강도에 의해, {223}<252> 방위의 집적 강도를 구했다. BCC 구조 또한 판 두께 중심의 측정/해석에서는 이들의 결정 방위는 등가이다.

[0223] 표 3에 그들의 결과를 나타낸다.

표 3

표 3

열연 번호	{223}<252> 방위 밀도	최대 면적률 조직	잔부 조직	잔부 조직의 면적률(%)
H-1	5.5	베이나이트	마텐자이트	12
H-2	7.6	베이나이트	마텐자이트	20
H-3	7.6	베이나이트	마텐자이트	17
H-4	6.4	베이나이트	마텐자이트	14
H-5	6.8	베이나이트	마텐자이트	11
H-6	5.6	베이나이트	-	-
H-7	6.1	베이나이트	마텐자이트	18
H-8	6.4	베이나이트	마텐자이트	30
H-9	5.5	베이나이트	마텐자이트+잔류γ	25
H-10	4.4	베이나이트	-	-
H-11	4.4	베이나이트	-	-
H-12	3.5	베이나이트	-	-
H-13	2.5	페라이트	펄라이트 +θ	18
H-14	4.1	페라이트	펄라이트 +θ	15
H-15	3.6	페라이트	펄라이트	10
H-16	3.2	페라이트	펄라이트	12
H-17	4.0	페라이트	펄라이트	11
H-18	3.8	페라이트	-	-
H-19	2.3	펄라이트	-	-
H-20	3.5	페라이트	베이나이트	15
H-21	6.4	마텐자이트	베이나이트+잔류γ	35
H-22	6.0	베이나이트	-	-
H-23	6.5	베이나이트	마텐자이트	12
H-24	6.0	베이나이트	-	-
H-25	5.4	베이나이트	-	-
H-26	5.4	베이나이트	-	-
H-27	5.4	베이나이트	-	-
H-28	5.3	베이나이트	잔류γ	13
H-29	5.1	베이나이트	-	-
H-30	5.2	베이나이트	-	-
H-31	3.6	페라이트	마텐자이트	32
H-32	4.5	베이나이트	마텐자이트	10
H-33	5.6	베이나이트	마텐자이트	8

[0224]

[0225] 표 3에 나타내고 있는 바와 같이, 화학 조성 및 열간 압연 조건이 적절한 열연 번호 H-1~H-9, H-22~H-26, H-30 및 H-33에서는, 랜덤 강도비로 5.0배 이상의 {223}<252> 방위의 집적 강도를 나타내고 있다. 또, 화학 조성은 규정으로부터 벗어나지만, 열간 압연 조건이 적절한 열연 번호 H-27~H-29도, 랜덤 강도비로 5.0배 이상의 {223}<252> 방위의 집적 강도를 나타내고 있다.

[0226] 한편, 유효 압연 지수가 1.2 미만이 되는 조건인 열연 번호 H-10~H-12에서는, {223}<252> 방위의 집적 강도가 저하되어 있다. 이는, 압연 중의 오스테나이트 재결정에 의해 모상의 집합 조직의 저하와 함께 입자의 편평도가 손상되었기 때문에, γ-α 변태 시의 베어리언트 선택이 충분 또한 적절히 구동되지 않았기 때문이다.

[0227] 또, 권취 온도가 650℃로 높은 열연 번호 H-13~H-19에서도, {223}<252> 방위의 집적 강도가 저하되어 있다. 이는 권취 공정에 있어서 고온에서의 확산 변태에 의해 페라이트 및/또는 펄라이트가 발생하고, 변태 베어리언트 선택이 적절히 기능하지 않았기 때문이다. 그 중에서도, 유효 압연 지수가 1.2 미만인 열연 번호 H-13 및 H-19에서는, {223}<252> 방위의 집적 강도가 현저히 저하되어 있다.

[0228] 최종 압연 종료 후의 냉각 개시 시간이 0.5s 이하인 열연 번호 H-31에서는, 오스테나이트 입자 내에 발생한 전

단대에서 페라이트가 석출되기 때문에, 페라이트가 다량으로 생성되고, 그 결과, {223}<252> 방위의 집적 강도가 저하되어 있다. 한편, 냉각 개시 시간이 2.0s를 초과하는 열연 번호 H-32에서는, 유효 압연 지수가 규정을 만족했다고 해도, 재결정이 발생했기 때문에, {223}<252> 방위의 집적 강도가 저하되어 있다.

[0229] 또한, Mn 함유량이 낮은 강종 B를 이용한 열연 번호 H-20에서는, 열간 압연 조건이 적절함에도 불구하고, {223}<252> 방위의 집적 강도가 저하되어 있다. 이는, Mn 부족에 의해, 압연 후의 냉각 중에 확산 변태에 의해 페라이트가 발생하고, 이로 인해 γ-α 변태 시의 베어리언트 선택이 적절히 작용하지 않아, 집적 강도가 약해진 것으로 생각된다. 한편, Mn 함유량이 과잉인 강종 M을 이용한 열연 번호 H-21에서는, 경질인 마텐자이트가 주체의 금속 조직이 되었다.

[0230] 다음에, 상기에서 제작한 열연판을 산세하고, 표면의 스케일을 제거하고 나서 냉간 압연을 실시하여, 표 4에 나타내는 판 두께를 갖는 냉연강판으로 하고, 레버러토리 소둔 시뮬레이터에 의해 열처리를 행했다. 표 4에 냉간 압연 및 열처리의 조건을 나타낸다. 또한, 소둔로 내는 수소 농도 10%를 포함하는 습윤 수소 질소 가스의 분위기로 하고, 노점을 -40℃로 했다. 일부의 예(시험 번호 CR-9, CR-12, CR-17 및 CR-18)에 대해서는, 600℃로 유지한 머플로 내에서 1.0h 유지하는 열연판 소둔을 실시하고 나서 냉간 압연을 실시했다.

[0231] 또한, CR-6 및 CR-20에 대해서는, 소둔 공정의 2차 냉각을 실온까지 행한 후, 다시 3℃/s에서 350℃까지 가열하여 350℃에서 600s의 과시효 처리를 행하고, 다시 40℃/s에서 실온까지 냉각했다. 또, CR-12, CR-13, CR-27, CR-28 및 CR-29에 대해서는, 각각 표 4에 나타내는 과시효 온도에서 2차 냉각을 정지하고, 당해 온도에서 600s의 과시효 처리를 행하고, 다시 40℃/s에서 실온까지 냉각했다.

표 4

표 4

시험 번호	열연 번호	{223}<252> 방위 밀도	열연판 소둔	냉연율 (%)	판 두께 (mm)	가열 속도 (℃/s)	소둔 온도 RHT (℃)	(RHT-Ac_1) /(Ac_3-Ac_1)	소둔 시간 (s)	1차 냉각 속도 (℃/s)	1차 냉각 종료 온도 (℃)	2차 냉각 속도 (℃/s)	과시효 온도 (℃)	강판 종류	
CR-1	H-2	7.6	무	52	0.9	3	815	0.54	600	11	785	65	-	CR	본 발명예
CR-2	H-2	7.6	무	62	0.7	3	815	0.54	600	16	771	50	-	CR	본 발명예
CR-3	H-3	7.6	무	72	0.8	3	815	0.54	600	21	760	60	-	CR	본 발명예
CR-4	H-2	7.6	무	52	0.9	3	790	0.43	600	20	730	50	-	CR	본 발명예
CR-5	H-2	7.6	무	52	0.9	3	850	0.69	600	11	750	82	-	CR	본 발명예
CR-6	H-1	5.5	무	52	1.4	30	850	0.69	600	23	750	40	350	CR	본 발명예
CR-7	H-4	6.4	무	50	1.5	5	820	0.83	600	8	750	40	-	CR	본 발명예
CR-8	H-6	5.6	무	70	0.9	10	830	0.84	600	15	750	50	-	CR	본 발명예
CR-9	H-9	5.5	유	50	1.5	10	830	0.50	600	12	790	35	-	CR	본 발명예
CR-10	H-22	6.0	무	70	0.9	5	790	0.57	800	10	605	40	-	CR	본 발명예
CR-11	H-23	6.5	무	55	0.8	5	800	0.56	300	25	760	60	-	CR	본 발명예
CR-12	H-8	6.4	유	60	1.2	5	795	0.53	600	10	749	30	430	CR	본 발명예
CR-13	H-24	6.0	무	55	1.4	5	810	0.64	780	10	720	40	350	CR	본 발명예
CR-14	H-25	5.4	무	55	0.8	5	800	0.43	300	15	790	60	-	CR	본 발명예
CR-15	H-26	5.4	무	50	0.9	10	849	0.81	300	10	770	40	-	CR	본 발명예
CR-16	H-30	5.2	무	80	0.6	10	790	0.73	300	3	605	30	-	CR	본 발명예
CR-17	H-33	5.6	유	72	0.8	10	830	0.66	600	10	790	60	-	CR	본 발명예
CR-18	H-21	6.4	유	40	1.1	5	760	0.42	300	10	730	40	-	CR	비교예
CR-19	H-2	7.6	무	52	0.9	3	760	0.31	600	10	750	60	-	CR	비교예
CR-20	H-2	7.6	무	52	0.9	3	950	1.11	600	5	620	30	350	CR	비교예
CR-21	H-2	7.6	무	30	1.3	3	800	0.47	600	8	770	40	-	CR	비교예
CR-22	H-1	5.5	무	90	0.3	3	800	0.47	600	1	700	50	-	CR	비교예
CR-23	H-4	6.4	무	50	1.5	5	820	0.83	10	90	-	-	-	CR	비교예
CR-24	H-16	3.2	무	52	1.4	15	800	0.47	600	60	760	40	-	CR	비교예
CR-25	H-16	3.2	무	52	1.4	15	850	0.69	600	15	750	40	-	CR	비교예
CR-26	H-20	3.5	무	50	1.3	10	830	0.51	600	10	750	40	-	CR	비교예
CR-27	H-12	3.5	무	50	1.5	10	860	0.93	300	10	790	80	460	CR	비교예
CR-28	H-19	2.3	무	50	1.5	10	850	0.89	300	3	800	35	310	CR	비교예
CR-29	H-18	3.8	무	50	1.5	10	800	1.00	180	11	650	80	350	CR	비교예
CR-30	H-27	5.4	무	70	0.9	30	765	0.83	300	10	740	50	-	CR	비교예
CR-31	H-28	5.3	무	70	0.9	30	780	0.51	300	15	740	50	-	CR	비교예
CR-32	H-29	5.1	무	70	0.9	30	810	0.52	300	15	780	50	-	CR	비교예
CR-33	H-4	6.4	무	90	0.3	3	800	0.72	600	30	700	70	-	CR	비교예
CR-34	H-2	7.6	무	52	0.9	3	850	0.69	10	28	700	70	-	CR	비교예
CR-35	H-30	5.2	무	52	1.4	3	800	0.84	300	1	600	30	-	CR	비교예
CR-36	H-2	7.6	무	80	0.4	3	850	0.69	600	40	750	40	-	CR	비교예
CR-37	H-30	5.2	무	52	1.4	10	800	0.84	300	30	760	1	-	CR	비교예
CR-38	H-31	3.6	무	60	1.2	10	785	0.70	300	3	630	30	-	CR	비교예
CR-39	H-32	4.5	무	60	1.2	10	790	0.74	300	3	650	30	-	CR	비교예

CR: 냉연강판

[0232]

[0233] 얻어진 냉연강판의 금속 조직에 대해, 압연 방향 및 두께 방향에 평행한 단면을 잘라내고, 경면 연마한 후에 나이탈 부식하여 금속 조직을 현출하고, 판 두께의 1/2 깊이 위치를 SEM에 의해 관찰했다. 또, 동일하게 압연 방향 및 두께 방향에 평행한 단면을 잘라내고, 기계 연삭 및 전해 연마를 행하여 표면을 정리하고, SEM-EBSD법에 의해, 관찰 배율 500배로 판 두께의 1/2 깊이 위치에 있어서의 500㎛×200㎛의 영역을 1.00㎛ 간격으로 결정 방위를 측정했다. 얻어진 결정 방위 데이터를 기초로, EDAX TEXSEM사의 결정 방위 해석 어플리케이션인 OIM ver.7.3을 이용하여 구 조화 함수 전개법에 의해 ND축을 기준으로 한 역극점도의 (111)극의 강도로부터 γ-fiber의 집적 강도를 구했다.

[0234] 또한 같은 시료를 이용하여, SEM-EBSD법에 의해, 확대 배율을 1500배로 하고, 100㎛×200㎛의 영역을 0.05㎛ 간격으로 결정 방위를 측정했다. 얻어진 결정 방위를 기초로, EDAX TEXSEM사의 결정 방위 해석 어플리케이션인 OIM ver.7.3을 이용하여, γ-fiber로부터의 각도가 10° 이내인 결정 방위를 갖는 조직을 추출하고, 그들 조직의 KAM값을 구했다.

[0235] 또한 제작한 냉연강판의 기계적 성질을 이하의 방법으로 평가했다.

[0236] <인장 시험>

[0237] 냉연강판의 압연 방향에 대해 45° 경사진 방향으로부터 JIS Z 2241 : 2011에 규정된 JIS 5호 인장 시험편을 2개 채취하고, 동 규격에 준거하여 인장 강도 TS 및 파단 신도 EL(연성)를 측정하고, 그들의 평균값을 구했다.

[0238] <r_{45}값 측정>

[0239] 냉연강판의 압연 방향에 대해 45° 경사진 방향으로부터 JIS Z 2241 : 2011에 규정된 JIS 5호 인장 시험편을 2개 채취하고, JIS Z 2254 : 2008의 규정에 준거하여 소성 변형비인 r_{45}값을 측정하고, 그들의 평균값을 구했다. 본 실시예에서는, r_{45}값이 1.20 이상인 경우에 양호한 것으로 판정하고, 1.30 이상인 경우에 보다 양호한 것으로 판정했다.

[0240] <극한 변형능>

[0241] 인장 시험 후의 시험편의 인장 파단면을, 인장 방향으로부터 SEM을 이용하여 촬영하고, 파단면의 인장 방향으로 수직인 단면에 대한 2차원 투영 면적을 구했다. 그리고, 인장 시험 전의 원래 시험편의 단면적에 대한 면적 감소율의 자연대수를 극한 변형능의 지표로서 구했다. 본 실시예에서는, 상기 지표의 값이 0.80 이상인 경우에 양호한 것으로 판정했다.

[0242] 그들의 결과를 표 5에 정리하여 나타낸다.

표 5

표5

시험 번호	페라이트 분율	최대 면적률 조직	잔부 조직	평균 KAM값 (°)	γ-fiber 집적 강도	TS (MPa)	EL (%)	r_{45}값	극한 변형능	TSxEL (MPa·%)	
CR-1	66	페라이트	마텐자이트	1.03	5.9	947	18.2	1.48	0.97	17207	본 발명예
CR-2	63	페라이트	마텐자이트	0.76	5.6	918	18.4	1.42	1.02	16850	본 발명예
CR-3	65	페라이트	마텐자이트	0.60	5.4	927	18.3	1.35	1.06	16978	본 발명예
CR-4	67	페라이트	마텐자이트	1.10	5.4	840	23.6	1.32	0.88	19824	본 발명예
CR-5	73	페라이트	마텐자이트	0.52	8.5	876	21.7	1.67	1.05	18979	본 발명예
CR-6	78	페라이트	마텐자이트	0.74	6.1	860	21.5	1.51	1.03	18490	본 발명예
CR-7	65	페라이트	마텐자이트	0.76	4.8	980	17.4	1.31	1.02	17081	본 발명예
CR-8	72	페라이트	베이나이트+마텐자이트	0.55	5.1	796	23.4	1.35	1.06	18587	본 발명예
CR-9	67	페라이트	마텐자이트+잔류γ	1.00	5.1	1172	14.8	1.33	0.94	17346	본 발명예
CR-10	65	페라이트	베이나이트+마텐자이트	0.76	5.1	817	22.2	1.32	1.06	18137	본 발명예
CR-11	62	페라이트	베이나이트+마텐자이트+잔류 γ	0.95	5.9	793	24.1	1.45	0.98	19072	본 발명예
CR-12	73	페라이트	베이나이트+마텐자이트+잔류 γ	0.85	4.1	1100	14.8	1.26	0.96	16280	본 발명예
CR-13	71	페라이트	베이나이트+마텐자이트	1.10	6.7	791	24.1	1.58	1.02	19024	본 발명예
CR-14	62	페라이트	베이나이트+마텐자이트+잔류 γ	0.95	4.3	793	24.1	1.29	0.93	19072	본 발명예
CR-15	67	페라이트	베이나이트	0.54	5.1	720	23.4	1.40	1.02	16812	본 발명예
CR-16	63	페라이트	베이나이트	0.51	5.8	1091	16.2	1.35	1.07	17674	본 발명예
CR-17	62	페라이트	마텐자이트	0.82	6.2	918	17.5	1.46	1.02	17674	본 발명예
CR-18	24	마텐자이트	페라이트+잔류γ	1.90	3.5	1327	4.9	-	-	6436	비교예
CR-19	69	페라이트	마텐자이트	1.55	5.2	927	20.6	1.30	0.76	19073	비교예
CR-20	58	페라이트	마텐자이트	0.60	3.2	984	19.5	0.87	1.06	19188	비교예
CR-21	67	페라이트	마텐자이트	1.60	4.0	975	12.3	1.10	0.77	11944	비교예
CR-22	89	페라이트	펄라이트+베이나이트	0.40	3.2	564	28.9	1.00	1.12	16300	비교예
CR-23	45	마텐자이트	페라이트	1.30	4.4	1130	6.7	-	-	7571	비교예
CR-24	65	페라이트	마텐자이트	0.63	3.5	940	21.1	0.79	0.86	19862	비교예
CR-25	70	페라이트	마텐자이트	0.55	3.6	932	22.1	0.85	0.97	20555	비교예
CR-26	88	페라이트	베이나이트	0.54	3.8	442	32.6	1.10	0.97	14409	비교예
CR-27	7	마텐자이트	페라이트+잔류 오스테나이트	0.63	3.2	1200	13.7	0.80	1.00	16476	비교예
CR-28	0	마텐자이트	잔류 오스테나이트	1.32	3.4	1290	8.6	-	-	11030	비교예
CR-29	99	페라이트	펄라이트	0.56	3.5	330	49.3	1.10	1.06	16253	비교예
CR-30	99	페라이트	펄라이트	0.54	3.8	328	47.3	1.10	1.08	15514	비교예
CR-31	45	펄라이트	페라이트	0.52	3.3	827	19.2	0.82	1.17	15878	비교예
CR-32	80	페라이트	마텐자이트	0.51	3.1	930	21.5	0.90	1.02	19995	비교예
CR-33	82	페라이트	마텐자이트	0.62	3.3	940	18.2	0.95	1.17	17108	비교예
CR-34	85	페라이트	마텐자이트	1.50	5.0	950	7.1	-	-	6717	비교예
CR-35	90	페라이트	펄라이트	0.53	4.1	406	27.8	1.30	1.07	11287	비교예
CR-36	82	페라이트	마텐자이트	0.51	3.8	809	25.9	0.99	1.07	20953	비교예
CR-37	90	페라이트	펄라이트	0.53	4.1	422	27.8	1.30	1.07	11731	비교예
CR-38	62	페라이트	베이나이트	0.63	3.5	788	18.0	0.88	1.10	14184	비교예
CR-39	60	페라이트	베이나이트	0.65	3.8	795	18.1	0.92	0.98	14390	비교예

[0243]

[0244] 표 5에 나타내는 바와 같이, 본 발명의 규정을 만족하는 시험 번호 CR-1~CR-17에서는, 700MPa 이상의 높은 인장 강도를 가지면서, 우수한 r_{45}값 및 극한 변형능을 갖고 있다. 이에 반해, 시험 번호 CR-18에서는, Mn 함유량이 과잉이기 때문에, 변태 온도가 낮고, 또 냉각 중에 페라이트 변태가 불충분하여 마텐자이트 주체의 조직이 형성되고, 강도-연성 밸런스(TS×EL)가 저하되어, r_{45}값 및 극한 변형능의 측정이 곤란했다.

[0245] 또, 시험 번호 CR-19에서는, 소둔 온도가 너무 낮았기 때문에, 냉간 압연 변형이 조직에 잔존하여, 극한 변형능이 저하되는 결과가 되었다. 또한, 시험 번호 CR-20에서는, 소둔 온도가 너무 높았기 때문에, γ-fiber의 집적 강도가 저하되어, r_{45}값이 저하되는 결과가 되었다.

[0246] 시험 번호 CR-21에서는, 냉간 압연율이 너무 낮기 때문에, γ-fiber의 집적 강도가 불충분해지고, 냉간 압연 변형이 조직에 잔존한 결과, 연성 및 r_{45}값이 저하되는 결과가 되었다. 한편, 시험 번호 CR-22에서는, 냉간 압연율이 너무 높고, 또한 1차 냉각 속도가 낮기 때문에, 냉각 중에 펄라이트가 석출된 결과, 강도가 저하되었다. 또한, 불연속 재결정이 촉진되며, 집합 조직의 랜덤화가 진행되고 γ-fiber의 집적 강도가 저하되어, r_{45}값이 저하되는 결과가 되었다.

[0247] 시험 번호 CR-23에서는, 소둔 시간이 짧고, 또한 2단 냉각을 행하지 않고 급랭했기 때문에, 페라이트가 충분히 얻어지지 않고, 또 페라이트 중에 냉연 변형이 잔존하여, 강도-연성 밸런스가 저하되었다. 또한, 이 시험편으로부터는 r_{45}값 및 극한 변형능의 측정이 곤란했다.

[0248] 시험 번호 CR-24, CR-25, CR-38 및 CR-39에서는, 이용한 열연판의 {223}<252> 방위의 집적 강도가 낮았기 때문에, 그 후의 제조 조건은 적절했지만, γ-fiber의 집적 강도를 높일 수 없어, r_{45}값이 저하되는 결과가 되었다.

[0249] 시험 번호 CR-26~CR-29에서는, 이용한 열연판의 화학 조성이 본 발명의 규정을 만족하지 않고, 또한 {223}<252> 방위의 집적 강도가 낮았기 때문에, γ-fiber의 집적 강도를 높일 수 없어, r_{45}값이 저하되는 결과가 되었다.

[0250] 시험 번호 CR-30에서는, 이용한 열연판의 C 함유량이 낮았기 때문에 강도가 낮고, 또 Ti를 함유하지 않기 때문에 냉연 시의 전단대에 기인하여, 소둔 후에는 집합 조직이 랜덤화되어, r_{45}값이 저하되는 결과가 되었다. 시험 번호 CR-31에서는, 이용한 열연판의 C 함유량이 너무 높기 때문에, 소둔 후의 페라이트 분율이 낮고, 또한 Ti를 함유하지 않기 때문에 냉연 시의 전단대에 기인하여, 집합 조직이 랜덤화되어, r_{45}값이 저하되는 결과가 되었다. 시험 번호 CR-32에서는, 이용한 열연판이 Ti를 함유하지 않기 때문에, 냉연 시의 전단대에 기인하여, 집합 조직이 랜덤화되어, r_{45}값이 저하되는 결과가 되었다.

[0251] 시험 번호 CR-33~CR-37은, 화학 조성은 본 발명의 규정을 만족하지만, 제조 조건이 적합 조건으로부터 벗어나는 비교예이다. 구체적으로는, 시험 번호 CR-33에서는, 냉연율이 높기 때문에, 냉연 시의 전단대에 기인하여, 집합 조직이 랜덤화되어, r_{45}값이 저하되는 결과가 되었다.

[0252] 시험 번호 CR-34에서는, 소둔 시간이 짧고, 조직 중에 변형이 잔존함으로써, 강도-연성 밸런스가 열화되었다. 시험 번호 CR-35에서는, 1차 냉각 속도가 너무 낮기 때문에, 금속 조직에 펄라이트가 석출되고, 경질상이 형성되지 않아 강도가 저하되었다. 시험 번호 CR-36에서는, 1차 냉각 속도가 너무 높기 때문에, 입자 성장에 의한 γ-fiber로의 집적이 저해되어, r_{45}값이 저하되는 결과가 되었다. 시험 번호 CR-37에서는, 2차 냉각 속도가 너무 낮기 때문에, 금속 조직에 펄라이트가 석출되고, 경질상이 형성되지 않아 강도가 저하되었다.

[0253] 실시예 2

[0254] 실시예 1에 있어서 제작한 열연판의 일부에 대해 산세하여, 표면의 스케일을 제거하고 나서 냉간 압연을 실시하여, 표 6에 나타내는 판 두께를 갖는 냉연강판으로 했다. 이어서, 레버러토리 도금 시뮬레이터에 의해 수소 농도 20%를 포함하는 습윤 수소 질소 가스이며, 노점 -40℃의 분위기 중에서 소둔을 모의한 열처리를 실시했다. 일부의 예(시험 번호 G-3 및 G-5)에 대해서는, 600℃로 유지한 머플 내에서 1.0h 유지하는 열연판 소둔을 실시하고 나서 냉간 압연을 실시했다.

[0255] 소둔 및 1차 냉각 후, 2차 냉각을 용융 도금욕 온도인 470℃까지 행하여 냉각 정지하고, 3s 침지하고 나서 끌어올려서, 가스 와이핑에 의해 부착량을 편면당 50g/m^2로 조정하고 나서 용융 아연 도금 강판을 제작했다. 그 중 일부의 강판에 대해서는, 상술한 도금 처리에 이어서 적외선 가열로를 이용하여 다양한 온도에서 30s의 가열을 행하는 합금화 처리를 행하고, 그 후, 실온까지 3℃/s에서 냉각하여, 합금화 용융 아연 도금 강판을 제작했다. 표 6에 냉간 압연, 열처리 및 합금화 처리의 조건을 나타낸다.

표 6

표6

시험 번호	열연 번호	{223}<252> 방위 밀도	열연판 소둔	냉연율 (%)	판 두께 (mm)	가열 속도 (℃/s)	소둔 온도 RHT (℃)	(RHT-Ac_1) /(Ac_3-Ac_1)	소둔 시간 (s)	1차 냉각 속도 (℃/s)	1차 냉각 종료 온도 (℃)	2차 냉각 속도 (℃/s)	합금화 처리 온도 (℃)	강판 종류	
G-1	H-2	7.6	무	72	0.5	10	820	0.56	300	5	760	50	-	GI	본 발명예
G-2	H-2	7.6	무	72	0.5	10	839	0.64	120	5	670	30	570	GA	본 발명예
G-3	H-2	7.6	유	52	0.9	10	850	0.69	300	5	790	65	530	GA	본 발명예
G-4	H-7	6.1	무	72	0.8	10	805	0.83	400	20	730	60	550	GA	본 발명예
G-5	H-25	5.4	유	55	0.8	10	800	0.43	300	1	-	1	550	GA	비교예
G-6	H-17	4.0	무	70	0.9	5	800	0.47	300	20	700	3	650	GA	비교예

GI: 용융 아연 도금 강판, GA: 합금화 용융 아연 도금 강판

[0256]

[0257] 얻어진 용융 아연 도금 강판 및 합금화 용융 아연 도금 강판에 대해, 실시예 1과 동일한 방법으로 금속 조직의 측정 및 기계적 성질의 평가를 행했다. 그들의 결과를 표 7에 정리하여 나타낸다.

표 7

표7

시험 번호	페라이트 분율	최대 면적률 조직	잔부 조직	평균 KAM값 (°)	γ-fiber 집적 강도	TS (MPa)	EL (%)	r_{45} 값	극한 변형능	TSxEL (MPa·%)	
G-1	71	페라이트	마텐자이트	0.68	5.6	784	21.5	1.35	1.07	16856	본 발명예
G-2	67	페라이트	베이나이트+마텐자이트	0.66	6.1	807	20.8	1.40	1.06	16753	본 발명예
G-3	74	페라이트	마텐자이트	0.80	8.2	783	20.8	1.60	1.02	16255	본 발명예
G-4	67	페라이트	베이나이트+마텐자이트	0.60	5.1	901	17.8	1.33	1.06	16038	본 발명예
G-5	86	페라이트	펄라이트+베이나이트	1.10	6.0	569	25.2	1.35	0.98	14339	비교예
G-6	83	페라이트	펄라이트+베이나이트	0.70	3.8	625	25.2	1.02	1.03	15750	비교예

[0258]

[0259] 표 7에 나타내는 바와 같이, 본 발명의 규정을 만족하는 시험 번호 G-1~G-4에서는, 700MPa 이상의 높은 인장 강도를 가지면서, 우수한 r_{45}값 및 극한 변형능을 갖고 있다. 이에 반해, 시험 번호 G-5에서는, 소둔 후의 냉각 속도가 낮아 2단 냉각을 행하지 않았기 때문에, 페라이트가 과다해짐과 더불어 펄라이트가 석출되어, 인장 강도가 낮고, 또한 강도-연성 밸런스가 열화되었다. 또, 시험 번호 G-6에서는, 이용한 열연판의 {223}<252> 방위의 집적 강도가 낮았기 때문에, γ-fiber의 집적 강도를 높일 수 없어, r_{45}값이 저하되는 결과가 되었다. 또한, 합금화 열처리 온도가 너무 높았기 때문에, 강도가 저하되는 결과가 되었다.

[0260] 실시예 3

[0261] 실시예 1에 있어서 제작한 열연판의 일부에 대해 산세하여, 표면의 스케일을 제거하고 나서 냉간 압연을 실시하여, 표 8에 나타내는 판 두께를 갖는 냉연강판으로 하고, 레버러토리 도금 시뮬레이터에 의해 소둔을 모의한 열처리를 실시했다. 상기 열처리에 있어서는, 소둔의 가열대와 균열대에 각각 상당하는 분위기를 따로따로 제어했다. 구체적으로는, 가열대에 상당하는 분위기로서, 표 8에 나타내는 노점 및 수소 농도로 했다. 그 후, 즉시 가스 치환을 행하여, 균열대에 상당하는 분위기로서, 수소 농도 20%, 노점 -40℃의 분위기가 되도록 조정을 행하고, 그대로의 분위기에서 냉각을 행했다.

[0262] 시험 번호 DC-6~DC-8에서는, 소둔 및 1차 냉각 후, 2차 냉각을 용융 도금욕 온도인 470℃까지 행하여 냉각 정지하고, 3s 침지하고 나서 끌어올려서, 가스 와이핑에 의해 부착량을 편면당 50g/m^2로 조정하고 나서 용융 아연 도금 강판을 제작했다. 그 중 DC-7 및 DC-8에 대해서는, 상술한 도금 처리에 이어서 적외선 가열로를 이용하여 550℃에서 30s의 가열을 행하는 합금화 처리를 행하고, 그 후, 실온까지 3℃/s에서 냉각하여, 합금화 용융 아연 도금 강판을 제작했다. 표 8에 냉간 압연, 열처리 및 합금화 처리의 조건을 나타낸다.

표 8

표8

시험 번호	열연 번호	{223}<252> 방위 밀도	열연판 소둔	냉연율 (%)	판 두께 (mm)	가열 속도 (°C/s)	소둔 온도 RHT (°C)	(RHT-Ac_1) /(Ac_3-Ac_1)	소둔 시간 (s)	노점 (°C)	수소 농도 (%)	1차 냉각 속도 (°C/s)	1차 냉각 종료 온도 (°C)	2차 냉각 속도 (°C/s)	합금화 처리 온도 (°C)	강판 종류	
DC-1	H-1	5.5	무	52	1.4	30	850	0.69	600	-7	0	23	750	40	-	CR	본 발명예
DC-2	H-2	7.6	무	52	0.9	3	815	0.54	400	-10	0	11	785	65	-	CR	본 발명예
DC-3	H-2	7.6	무	70	0.5	3	830	0.60	300	-40	0	20	760	65	-	CR	본 발명예
DC-4	H-2	7.6	무	52	0.9	3	760	0.31	700	-40	0	10	750	60	-	CR	비교예
DC-5	H-25	5.4	무	55	0.8	5	800	0.43	200	-18	0	10	780	50	-	CR	본 발명예
DC-6	H-7	6.1	무	80	0.6	5	805	0.83	60	-2	3	20	730	60	-	GI	본 발명예
DC-7	H-7	6.1	무	80	0.6	5	760	0.58	30	-35	3	5	720	40	550	GA	본 발명예
DC-8	H-7	6.1	무	80	0.6	5	805	0.83	400	-2	0	10	730	50	550	GA	본 발명예

CR: 냉연강판, GI: 용융 아연 도금 강판, GA: 합금화 용융 아연 도금 강판

[0263]

[0264] 얻어진 냉연강판, 용융 아연 도금 강판 및 합금화 용융 아연 도금 강판에 대해, 실시예 1과 동일한 방법으로 금속 조직의 측정 및 기계적 성질의 평가를 행했다.

[0265] 또한, 강판의 압연 방향 및 두께 방향에 평행한 단면을 잘라내고, 경면 연마한 후에, 나이탈 부식하여 금속 조직을 현출시키고, SEM에 의해 조직 관찰을 행하여, 표층 근방의 단면 조직을 촬영한 배율 1000배의 SEM 화상을 취득했다. 그리고, 얻어진 SEM 화상에 있어서, 압연 방향으로 20㎛ 간격으로 두께 방향으로 연장되는 5개의 선을 긋고, 각 선 상에서 강판 표면으로부터 경질상까지의 최단 거리를 측정하고, 그 평균값을 탈탄층의 두께로 했다. 또한, 탈탄층은, 강판의 양측의 표층에 형성하고 있으며, 탈탄층의 두께란, 편면당 두께를 의미한다.

[0266] 또한, 얻어진 강판의 굽힘 특성을, 이하의 굽힘 시험에 의해 평가했다.

[0267] <굽힘 시험>

[0268] 각 강판으로부터 스트립 형상의 시험편을 잘라내고, 꼼꼼하게 버를 제거하고 나서 굽힘 시험에 제공했다. 시험편은 굽힘 능선을 따른 방향의 길이를 20㎜, 굽힘 능선에 직교하는 방향의 길이를 45㎜로 하고, 굽힘 능선이 압연 방향과 이루는 각도가 0°, 45° 및 90°가 되도록 잘라냈다.

[0269] 다음에, 상기의 시험편의 판 두께(t)와, 펀치 선단 반경(Rp)의 비(Rp/t)가 1.0 또는 0.5가 되도록, 선단 각도가 90°인 V자 형상 펀치를 각각 준비하고, 인스트론형 만능 시험기에 설치한 홈 각도 90°의 V자 홈을 갖는 다이스에 시험편의 길이 중앙부를 40kN의 힘으로 눌러, 열림각 90°의 V자 굽힘 시험을 행했다. V굽힘 시험 후의 굽힘 능선을 배율 40배로 SEM 관찰하여, 굽힘 능선의 길이 중앙부 근방의 균열 유무를 확인했다. 그리고, 어느 각도로부터 잘라낸 시험편의 굽힘 능선에도 균열이 발생하지 않는 경우를 ○, 한 방향이라도 균열이 발생한 경우를 ×로 판정했다.

[0270] 그들의 결과를 표 9에 정리하여 나타낸다.

표 9

시험 번호	페라이트 분율	최대 면적률 조직	잔부 조직	탈탄층 두께 (μm)	평균 KAM값 (°)	γ-fiber 집적 강도	TS (MPa)	EL (%)	r_{45} 값	극한 변형능	TSxEL (MPa·%)	굽힘 시험 Rp/t:1.0	굽힘 시험 Rp/t:0.5	
DC-1	78	페라이트	마텐자이트	8.1	0.74	6.1	876	21.5	1.51	1.03	18834	○	○	본 발명예
DC-2	68	페라이트	마텐자이트	6.4	1.03	5.9	938	18.3	1.40	0.95	17165	○	○	본 발명예
DC-3	62	페라이트	마텐자이트	-	1.00	5.9	940	17.2	1.42	1.00	16168	○	×	본 발명예
DC-4	69	페라이트	마텐자이트	-	1.55	5.2	927	20.6	1.30	0.76	19073	○	×	비교예
DC-5	66	페라이트	베이나이트+마텐자이트+잔류γ	4.2	1.00	4.4	788	24.6	1.27	0.95	19385	○	○	본 발명예
DC-6	67	페라이트	베이나이트+마텐자이트	5.6	0.82	5.1	940	18.0	1.33	0.95	16920	○	○	본 발명예
DC-7	75	페라이트	베이나이트+마텐자이트	2.2	1.20	5.5	880	19.0	1.35	0.90	16720	○	×	본 발명예
DC-8	70	페라이트	베이나이트+마텐자이트	6.5	0.60	5.1	890	17.2	1.35	1.10	15308	○	○	본 발명예

[0271]

[0272] 표 9에 나타내는 바와 같이, 본 발명의 규정을 만족하는 시험 번호 DC-1~DC-3 및 DC-5~DC-8에서는, 700MPa 이상의 높은 인장 강도를 가지면서, 우수한 r_{45}값 및 극한 변형능을 갖고 있다. 이에 반해, 시험 번호 DC-4에서는, 소둔 온도가 너무 낮았기 때문에, 냉간 압연 변형이 조직에 잔존하여, 극한 변형능이 저하되는 결과가 되었다.

[0273] 또, 본 발명예 중, 두께가 4.0㎛ 이상인 탈탄층을 형성한 시험 번호 DC-1, DC-2, DC-5, DC-6 및 DC-8에서는, Rp/t가 0.5가 되는 엄격한 성형 조건이어도, 굽힘 능선에 균열이 발생하지 않아, 우수한 굽힘 특성을 나타내는 결과가 되었다.

산업상 이용가능성

[0274] 본 발명에 의하면, 인장 강도가 700MPa 이상, r_{45}값이 1.20 이상, 또한 극한 변형능이 0.80 이상인 우수한 성형성을 구비하는 강판을 얻는 것이 가능하다. 그로 인해, 본 발명에 따른 강판은, 도어 및 후드 등의 덮개물 부재의 소재로서 적합하게 이용할 수 있다.

도면

도면1

