



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2025-0047340
(43) 공개일자 2025년04월03일

- (51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 38/38 (2006.01) C21D 8/12 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/00 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01) C22C 38/34 (2006.01)
- (52) CPC특허분류
C22C 38/38 (2013.01)
C21D 8/1222 (2013.01)
- (21) 출원번호 10-2025-7006840
- (22) 출원일자(국제) 2023년09월07일
심사청구일자 2025년02월28일
- (85) 번역문제출일자 2025년02월28일
- (86) 국제출원번호 PCT/JP2023/032635
- (87) 국제공개번호 WO 2024/053701
국제공개일자 2024년03월14일
- (30) 우선권주장
JP-P-2022-142994 2022년09월08일 일본(JP)

- (71) 출원인
닛폰세이테츠 가부시키가이샤
일본 도쿄도 지요다쿠 마루노우찌 2쥬메 6방 1코
- (72) 발명자
슈토 히로시
일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2쥬메 6방 1코 닛폰세이테츠 가부시키가이샤 내
사쿠라다 에이사쿠
일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2쥬메 6방 1코 닛폰세이테츠 가부시키가이샤 내
(뒷면에 계속)
- (74) 대리인
양영준, 최인호, 성재동

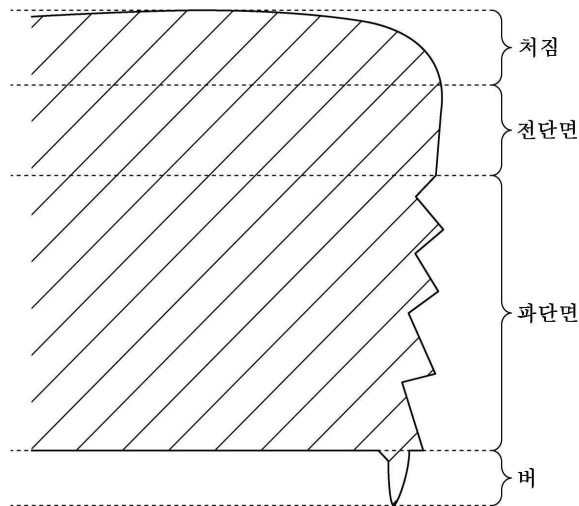
전체 청구항 수 : 총 3 항

(54) 발명의 명칭 열연 강판

(57) 요약

이 열연 강판은, 소정의 화학 조성을 갖고, 판 두께 방향의 표면으로부터 1/4 깊이 위치에 있어서의 금속 조직이, 면적%로, 잔류 오스테나이트가 3.0% 미만이고, 페라이트가 15.0% 이상, 60.0% 미만이고, 펄라이트가 5.0% 미만이고, E값이 10.7 이상이고, I값이 1.020 이상이고, CS값이 -8.0×10^5 내지 8.0×10^5 이고, Mn 농도의 표준 편차가 0.60질량% 이하이고, 최표층 영역에 있어서의 고용 Cr 농도가 0.10질량% 이상이고, 상기 표면에 있어서의, 구 상당 반경으로 0.1 μ m 이상의 Cr 산화물의 개수 밀도가 1.0×10^4 개/cm² 이하이다.

대표도 - 도1



(52) CPC특허분류

C21D 9/46 (2013.01)
C22C 38/008 (2013.01)
C22C 38/06 (2013.01)
C22C 38/34 (2013.01)
C21D 2211/001 (2013.01)
C21D 2211/005 (2013.01)
C21D 2211/009 (2013.01)

(72) 발명자

안도 준

일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메
6방 1고 닛폰세이테츠 가부시카가이샤 내

스기야마 도시키

일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메
6방 1고 닛폰세이테츠 가부시카가이샤 내

츠츠이 가즈마사

일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메
6방 1고 닛폰세이테츠 가부시카가이샤 내

명세서

청구범위

청구항 1

화학 조성이, 질량%로,
C: 0.050 내지 0.250%,
Si: 0.05 내지 3.00%,
Mn: 1.00 내지 4.00%,
sol.Al: 0.001 내지 0.500%,
Cr: 0.060 내지 2.000%,
P: 0.100% 이하,
S: 0.0300% 이하,
N: 0.1000% 이하,
O: 0.0100% 이하,
Ti: 0 내지 0.500%,
Nb: 0 내지 0.500%,
V: 0 내지 0.500%,
Cu: 0 내지 2.00%,
Mo: 0 내지 1.00%,
Ni: 0 내지 2.00%,
B: 0 내지 0.0100%,
Ca: 0 내지 0.0200%,
Mg: 0 내지 0.0200%,
REM: 0 내지 0.1000%,
Bi: 0 내지 0.0200%,
As: 0 내지 0.100%,
Zr: 0 내지 1.00%,
Co: 0 내지 1.00%,
Zn: 0 내지 1.00%,
W: 0 내지 1.00%, 및
Sn: 0 내지 0.05%를 함유하고,
잔부가 Fe 및 불순물로 이루어지고,
하기 식 (A) 및 (B)을 충족시키고,
판 두께 방향의 표면으로부터 1/4 깊이 위치에 있어서의 금속 조직이,
면적%로,

잔류 오스테나이트가 3.0% 미만이고,

페라이트가 15.0% 이상, 60.0% 미만이고,

펄라이트가 5.0% 미만이고,

그레이 레벨 동시 발생 행렬법에 의해, 상기 금속 조직의 SEM 화상을 해석함으로써 얻어지는, 하기 식 (1)로 나타내어지는 Entropy값이 10.7 이상이고,

하기 식 (2)로 나타내어지는 Inverse difference normalized값이 1.020 이상이고,

하기 식 (3)로 나타내어지는 Cluster Shade값이 -8.0×10^5 내지 8.0×10^5 이고,

Mn 농도의 표준 편차가 0.60질량% 이하이고,

상기 표면을 시점으로 하고, 판 두께 방향으로 5 μ m 깊이의 위치를 중점으로 하는 영역인 표층 영역에 있어서의 고용 Cr 농도가 0.10질량% 이상이고,

상기 표면에 있어서의, 구 상당 반경으로 0.1 μ m 이상의 Cr 산화물의 개수 밀도가 1.0×10^4 개/cm² 이하인

것을 특징으로 하는 열연 강판.

$$0.060\% \leq \text{Ti+Nb+V} \leq 0.500\% \quad \dots(A)$$

$$\text{Zr+Co+Zn+W} \leq 1.00\% \quad \dots(B)$$

단, 상기 식 (A) 및 (B) 중의 각 원소 기호는, 당해 원소의 질량%로의 함유량을 나타내고, 당해 원소를 함유하지 않는 경우에는 0%를 대입한다.

여기서, 하기 식 (1) 내지 (5) 중의 P(i, j)는 그레이 레벨 동시 발생 행렬이고, 하기 식 (2) 중의 L은 상기 SEM 화상이 취할 수 있는 그레이스케일의 레벨수이고, 하기 식 (2) 및 (3) 중의 i 및 j는 1 내지 상기 L의 자연수이고, 하기 식 (3) 중의 μ_x 및 μ_y 는 각각 하기 식 (4) 및 (5)로 나타내어진다.

$$Entropy = -\sum_i \sum_j P(i, j) \log(P(i, j)) \quad \dots (1)$$

$$Inverse \ difference \ normalized = \sum_i \sum_j \frac{P(i, j)}{1 + \frac{|i-j|}{L}} \quad \dots (2)$$

$$Cluster \ Shade = \sum_i \sum_j (i + j - \mu_x - \mu_y)^3 P(i, j) \quad \dots (3)$$

$$\mu_x = \sum_i \sum_j i(P(i, j)) \quad \dots (4)$$

$$\mu_y = \sum_i \sum_j j(P(i, j)) \quad \dots (5)$$

청구항 2

제1항에 있어서,

상기 표면을 시점으로 하고, 상기 판 두께 방향으로 20 μ m 깊이의 위치를 중점으로 하는 영역인 표층 영역에 있어서의 평균 결정 입경이 3.0 μ m 미만인 것을 특징으로 하는 열연 강판.

청구항 3

제1항 또는 제2항에 있어서,
 상기 화학 조성이, 질량%로,
 Ti: 0.001 내지 0.500%,
 Nb: 0.001 내지 0.500%,
 V: 0.001 내지 0.500%,
 Cu: 0.01 내지 2.00%,
 Mo: 0.01 내지 1.00%,
 Ni: 0.02 내지 2.00%,
 B: 0.0001 내지 0.0100%,
 Ca: 0.0005 내지 0.0200%,
 Mg: 0.0005 내지 0.0200%,
 REM: 0.0005 내지 0.1000%,
 Bi: 0.0005 내지 0.0200%,
 As: 0.001 내지 0.100%,
 Zr: 0.01 내지 1.00%,
 Co: 0.01 내지 1.00%,
 Zn: 0.01 내지 1.00%,
 W: 0.01 내지 1.00%, 및
 Sn: 0.01 내지 0.05%

로 이루어지는 군에서 선택되는 1종 또는 2종 이상을 함유하는
 것을 특징으로 하는 열연 강판.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은 열연 강판에 관한 것이다. 구체적으로는, 프레스 가공 등에 의해 다양한 형상으로 성형하여 이용되는 열연 강판, 특히, 높은 강도 및 한계 파단 판 두께 감소율을 갖고, 또한 우수한 연성 및 전단 가공성을 가진다. 과 함께, 프레스 성형 후에 있어서 우수한 피로 특성을 갖는 열연 강판에 관한 것이다.

[0002] 본원은, 2022년 9월 8일에, 일본에 출원된 일본 특허 출원 제2022-142994호에 기초하여 우선권을 주장하고, 그 내용을 여기에 원용한다.

배경 기술

[0003] 근년, 지구 환경 보호의 관점에서, 많은 분야에서 탄산 가스 배출량의 삭감에 매진하고 있다. 자동차 메이커에 있어서도 저연비화를 목적으로 한 차체 경량화의 기술 개발이 활발하게 행해지고 있다. 그러나, 탑승자의 안전 확보를 위하여 내충돌 특성의 향상에도 중점이 놓이기 때문에, 차체 경량화는 용이하지 않다.

[0004] 차체 경량화와 내충돌 특성을 양립시키기 위해, 고강도 강판을 사용하여 부재를 박육화하는 것이 검토되어 있다. 이 때문에, 높은 강도와 우수한 성형성을 겸비하는 강판이 강하게 요망되고 있고, 이들 요구에 부응하기 위해, 몇 가지의 기술이 종래부터 제안되어 있다. 자동차 부재에는 다양한 가공 양식이 있기 때문에, 요구되는 성형성은 적용되는 부재에 따라 다르다. 그 중에서도, 한계 파단 판 두께 감소율 및 연성은 성형성의 중요한 지표로서 자리매김되어 있다. 한계 파단 판 두께 감소율이란, 파단 전의 인장 시험편의 판 두께와, 파단 후의 인장 시험편의 판 두께의 최솟값으로부터 구해지는 값이다. 한계 파단 판 두께 감소율이 낮은 경우, 프레스 성

형 중의 인장 변형이 부여되었을 때에 조기에 파단되기 쉬워지기 때문에, 바람직하지 않다.

- [0005] 자동차 부재는 프레스 성형에 의해 성형되지만, 그 프레스 성형의 블랭크판은 생산성이 높은 전단 가공에 의해 제조되는 경우가 많다. 전단 가공에 의해 제조되는 블랭크판에서는, 전단 가공 후의 단부면 정밀도가 우수할 필요가 있다.
- [0006] 예를 들어, 전단 가공 후의 단부면(전단 단부면)의 양상이, 전단면-파단면-전단면이 되는 2차 전단면이 발생하면, 전단 단부면의 정밀도가 현저하게 열화된다.
- [0007] 또한, 자동차 부재에 적용되는 강판에는, 프레스 성형 후에 있어서 피로 특성이 우수한 것이 요구된다.
- [0008] 예를 들어, 특허문헌 1에는, 판 두께 중앙부에 있어서의 Mn 편석도 및 P 편석도를 제어한, 프레스 가공 후의 표면 성상이 우수한 냉연 강판의 소재가 되는 열연 강판이 개시되어 있다.
- [0009] 그러나, 특허문헌 1에서는, 열연 강판의 한계 파단 판 두께 감소율, 전단 가공성 및 프레스 성형 후의 피로 특성에 대하여 고려되어 있지 않다.

선행기술문헌

특허문헌

- [0010] (특허문헌 0001) 국제 공개 제2020/044445호

비특허문헌

- [0011] (비특허문헌 0001) J. Webel, J. Gola, D. Britz, F. Mucklich, Materials Characterization 144(2018) 584-596
- (비특허문헌 0002) D. L. Naik, H. U. Sajid, R. Kiran, Metals 2019, 9, 546
- (비특허문헌 0003) K. Zuiderveld, Contrast Limited Adaptive Histogram Equalization, Chapter VIII.5, Graphics Gems IV. P.S. Heckbert(Eds.), Cambridge, MA, Academic Press, 1994, pp.474-485

발명의 내용

해결하려는 과제

- [0012] 본 발명은 상술한 실정을 감안하여 이루어진 것이며, 높은 강도 및 한계 파단 판 두께 감소율, 그리고 우수한 연성 및 전단 가공성을 가짐과 함께, 프레스 성형 후에 있어서 우수한 피로 특성을 갖는 열연 강판을 제공하는 것을 목적으로 한다.

과제의 해결 수단

- [0013] 본 발명의 요지는, 이하와 같다.
- [0014] (1) 본 발명의 일 양태에 관한 열연 강판은, 화학 조성이, 질량%로,
- [0015] C: 0.050 내지 0.250%,
- [0016] Si: 0.05 내지 3.00%,
- [0017] Mn: 1.00 내지 4.00%,
- [0018] sol.Al: 0.001 내지 0.500%,
- [0019] Cr: 0.060 내지 2.000%,
- [0020] P: 0.100% 이하,
- [0021] S: 0.0300% 이하,

- [0022] N: 0.1000% 이하,
- [0023] O: 0.0100% 이하,
- [0024] Ti: 0 내지 0.500%,
- [0025] Nb: 0 내지 0.500%,
- [0026] V: 0 내지 0.500%,
- [0027] Cu: 0 내지 2.00%,
- [0028] Mo: 0 내지 1.00%,
- [0029] Ni: 0 내지 2.00%,
- [0030] B: 0 내지 0.0100%,
- [0031] Ca: 0 내지 0.0200%,
- [0032] Mg: 0 내지 0.0200%,
- [0033] REM: 0 내지 0.1000%,
- [0034] Bi: 0 내지 0.0200%,
- [0035] As: 0 내지 0.100%,
- [0036] Zr: 0 내지 1.00%,
- [0037] Co: 0 내지 1.00%,
- [0038] Zn: 0 내지 1.00%,
- [0039] W: 0 내지 1.00%, 및
- [0040] Sn: 0 내지 0.05%를 함유하고,
- [0041] 잔부가 Fe 및 불순물로 이루어지고,
- [0042] 하기 식 (A) 및 (B)을 충족시키고,
- [0043] 판 두께 방향의 표면으로부터 1/4 깊이 위치에 있어서의 금속 조직이,
- [0044] 면적%로,
- [0045] 잔류 오스테나이트가 3.0% 미만이고,
- [0046] 페라이트가 15.0% 이상, 60.0% 미만이고,
- [0047] 펄라이트가 5.0% 미만이고,
- [0048] 그레이 레벨 동시 발생 행렬법에 의해, 상기 금속 조직의 SEM 화상을 해석함으로써 얻어지는, 하기 식 (1)로 나타내어지는 Entropy값이 10.7 이상이고,
- [0049] 하기 식 (2)로 나타내어지는 Inverse difference normalized값이 1.020 이상이고,
- [0050] 하기 식 (3)로 나타내어지는 Cluster Shade값이 -8.0×10^5 내지 8.0×10^5 이고,
- [0051] Mn 농도의 표준 편차가 0.60질량% 이하이고,
- [0052] 상기 표면을 시점으로 하고, 판 두께 방향으로 5 μ m 깊이의 위치를 종점으로 하는 영역인 최표층 영역에 있어서의 고용 Cr 농도가 0.10질량% 이상이고,
- [0053] 상기 표면에 있어서의, 구 상당 반경으로 0.1 μ m 이상의 Cr 산화물의 개수 밀도가 1.0×10^4 개/cm² 이하이다.
- [0054] $0.060\% \leq \text{Ti} + \text{Nb} + \text{V} \leq 0.500\% \dots (\text{A})$
- [0055] $\text{Zr} + \text{Co} + \text{Zn} + \text{W} \leq 1.00\% \dots (\text{B})$

[0056] 단, 상기 식 (A) 및 (B) 중의 각 원소 기호는, 당해 원소의 질량%로의 함유량을 나타내고, 당해 원소를 함유하지 않는 경우에는 0%를 대입한다.

[0057] 여기서, 하기 식 (1) 내지 (5) 중의 $P(i, j)$ 는 그레이 레벨 동시 발생 행렬이고, 하기 식 (2) 중의 L 은 상기 SEM 화상이 취할 수 있는 휘도값의 규격화 상수이고, 하기 식 (2) 및 (3) 중의 i 및 j 는 1 내지 상기 L 의 자연수이고, 하기 식 (3) 중의 μ_x 및 μ_y 는 각각 하기 식 (4) 및 (5)로 나타내어진다.

[0058]
$$Entropy = -\sum_i \sum_j P(i, j) \log(P(i, j)) \quad \dots (1)$$

[0059]
$$Inverse \ difference \ normalized = \sum_i \sum_j \frac{P(i, j)}{1 + \frac{|i-j|}{L}} \quad \dots (2)$$

[0060]
$$Cluster \ Shade = \sum_i \sum_j (i + j - \mu_x - \mu_y)^3 P(i, j) \quad \dots (3)$$

[0061]
$$\mu_x = \sum_i \sum_j i(P(i, j)) \quad \dots (4)$$

[0062]
$$\mu_y = \sum_i \sum_j j(P(i, j)) \quad \dots (5)$$

[0063] (2) 상기 (1)에 기재된 열연 강판은, 상기 표면을 시점으로 하고, 상기 판 두께 방향으로 20 μ m 깊이의 위치를 중점으로 하는 영역인 표층 영역에 있어서의 평균 결정 입경이 3.0 μ m 미만이어도 된다.

[0064] (3) 상기 (1) 또는 (2)에 기재된 열연 강판은, 상기 화학 조성이, 질량%로,

[0065] Ti: 0.001 내지 0.500%,

[0066] Nb: 0.001 내지 0.500%,

[0067] V: 0.001 내지 0.500%,

[0068] Cu: 0.01 내지 2.00%,

[0069] Mo: 0.01 내지 1.00%,

[0070] Ni: 0.02 내지 2.00%,

[0071] B: 0.0001 내지 0.0100%,

[0072] Ca: 0.0005 내지 0.0200%,

[0073] Mg: 0.0005 내지 0.0200%,

[0074] REM: 0.0005 내지 0.1000%,

[0075] Bi: 0.0005 내지 0.0200%,

[0076] As: 0.001 내지 0.100%,

[0077] Zr: 0.01 내지 1.00%,

[0078] Co: 0.01 내지 1.00%,

[0079] Zn: 0.01 내지 1.00%,

- [0080] W: 0.01 내지 1.00%, 및
- [0081] Sn: 0.01 내지 0.05%
- [0082] 로 이루어지는 군에서 선택되는 1종 또는 2종 이상을 함유해도 된다.

발명의 효과

- [0083] 본 발명에 관한 상기 양태에 따르면, 높은 강도 및 한계 파단 판 두께 감소율, 그리고 우수한 연성 및 전단 가공성을 가짐과 함께, 프레스 성형 후에 있어서 우수한 피로 특성을 갖는 열연 강판을 얻을 수 있다.
- [0084] 또한, 본 발명에 관한 상기의 바람직한 양태에 따르면, 상기 여러 특성을 가진 다음에 또한 굽힘 내 균열의 발생이 억제된, 즉 내 굽힘 내 균열성이 우수한 열연 강판을 얻을 수 있다.
- [0085] 본 발명의 상기 양태에 관한 열연 강판은, 자동차 부재, 기계 구조 부재 나아가 건축 부재에 사용되는 공업용 소재로서 적합하다.

도면의 간단한 설명

- [0086] 도 1은 본 발명에 예에 관한 열연 강판의 전단 단부면의 일례이다.
- 도 2는 비교예에 관한 열연 강판의 전단 단부면의 일례이다.
- 도 3은 실시예에서 실시한 프레스 성형을 설명하기 위한 도면이다.
- 도 4는 상기 프레스 성형에 사용한 펀치 형상을 설명하기 위한 도면이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

- [0087] 본 실시 형태에 관한 열연 강판의 화학 조성 및 금속 조직에 대해서, 이하에 보다 구체적으로 설명한다. 단, 본 발명은 본 실시 형태에 개시된 구성에만 제한되지는 않으며, 본 발명의 취지를 일탈하지 않는 범위에서 다양한 변경이 가능하다.
- [0088] 이하에 「내지」를 사이에 두고 기재하는 수치 한정 범위에는, 하한값 및 상한값이 그 범위에 포함된다. 「미만」 또는 「초과」로 나타내는 수치에는, 그 값이 수치 범위에 포함되지 않는다. 이하의 설명에 있어서, 화학 조성에 관한 %는 특별히 지정하지 않는 한 질량%이다.
- [0089] 화학 조성
- [0090] 본 실시 형태에 관한 열연 강판의 화학 조성은, 질량%로, C: 0.050 내지 0.250%, Si: 0.05 내지 3.00%, Mn: 1.00 내지 4.00%, sol.Al: 0.001 내지 0.500%, Cr: 0.060 내지 2.000%, P: 0.100% 이하, S: 0.0300% 이하, N: 0.1000% 이하, O: 0.0100% 이하, 그리고 잔부: Fe 및 불순물을 포함하고, 식 (A)(0.060% ≤ Ti+Nb+V ≤ 0.500%)를 충족시킨다.
- [0091] 이하에 각 원소에 대하여 상세하게 설명한다.
- [0092] C: 0.050 내지 0.250%
- [0093] C는, 경질상의 면적률을 상승시킴과 함께, Ti, Nb, V 등의 석출 강화 원소와 결합함으로써, 페라이트의 강도를 상승시킨다. C 함유량이 0.050% 미만이면, 원하는 강도를 얻을 수 없다. 따라서, C 함유량은 0.050% 이상으로 한다. C 함유량은, 바람직하게는 0.055% 이상, 보다 바람직하게는 0.060% 이상, 보다 한층 바람직하게는 0.065% 이상이다.
- [0094] 한편, C 함유량이 0.250% 초과이면, 페라이트의 면적률이 저하됨으로써, 열연 강판의 연성이 저하된다. 따라서, C 함유량은 0.250% 이하로 한다. C 함유량은 바람직하게는 0.150% 이하이다.
- [0095] Si: 0.05 내지 3.00%
- [0096] Si는, 페라이트의 생성을 촉진하여 열연 강판의 연성을 향상시키는 작용과, 페라이트를 고용 강화하여 열연 강판의 강도를 상승시키는 작용을 갖는다. 또한, Si는 탈산에 의해 강을 건전화하는(강에 블로우홀 등의 결함이 발생하는 것을 억제함) 작용을 갖는다. Si 함유량이 0.05% 미만이면, 상기 작용에 의한 효과를 얻을 수 없다. 따라서, Si 함유량은 0.05% 이상으로 한다. Si 함유량은, 바람직하게는 0.40% 이상, 보다 바람직하게는 0.60

% 이상이다.

- [0097] 그러나, Si 함유량이 3.00% 초과이면, 열연 강관의 표면 성장 및 화성 처리성, 나아가 연성 및 용접성이 현저하게 열화됨과 함께, A₃ 변태점이 현저하게 상승한다. 이에 의해, 안정적으로 열간 압연을 행하는 것이 곤란해진다. 또한, 페라이트가 과잉으로 생성되기 쉬워져, 강도가 저하되는 것에 더하여, 냉각 후에 오스테나이트가 잔류하기 쉬워져, 한계 파단 판 두께 감소율이 저하된다. 따라서, Si 함유량은 3.00% 이하로 한다. Si 함유량은, 바람직하게는 2.50% 이하, 보다 바람직하게는 2.00% 이하이다.
- [0098] Mn: 1.00 내지 4.00%
- [0099] Mn은, 페라이트 변태를 억제하여 열연 강관의 강도를 높이는 작용을 갖는다. Mn 함유량이 1.00% 미만이면, 원하는 강도를 얻을 수 없다. 따라서, Mn 함유량은 1.00% 이상으로 한다. Mn 함유량은, 바람직하게는 1.10% 이상이고, 보다 바람직하게는 1.20% 이상이다.
- [0100] 한편, Mn 함유량이 4.00% 초과이면, Mn의 편석에 기인하여 경질상의 형태가 주기적인 밴드상이 되어, 원하는 전단 가공성을 얻는 것이 곤란해진다. 따라서, Mn 함유량은 4.00% 이하로 한다. Mn 함유량은, 바람직하게는 3.50% 이하, 보다 바람직하게는 3.00% 이하, 보다 한층 바람직하게는 2.50% 이하이다.
- [0101] Ti: 0 내지 0.500%
- [0102] Nb: 0 내지 0.500%
- [0103] V: 0 내지 0.500%
- [0104] $0.060\% \leq Ti+Nb+V \leq 0.500\% \dots(A)$
- [0105] 단, 상기 식 (A) 중의 각 원소 기호는, 당해 원소의 질량%로의 함유량을 나타내고, 당해 원소를 함유하지 않는 경우에는 0%를 대입한다.
- [0106] Ti, Nb 및 V는, 탄화물 및 질화물로서 강 중에 미세 석출되어, 석출 강화에 의해 강의 강도를 향상시키는 원소이다. Ti, Nb 및 V의 합계의 함유량이 0.060% 미만이면, 이들 효과를 얻을 수 없다. 그 때문에, Ti, Nb 및 V의 합계의 함유량을 0.060% 이상으로 한다. 즉, 상기 식 (A)의 중변의 값을 0.060% 이상으로 한다. 또한, Ti, Nb 및 V의 전부가 함유되어 있을 필요는 없고, 어느 1종이라도 포함되어 있으면 되고, 그 합계의 함유량이 0.060% 이상이면 된다. Ti, Nb 및 V의 합계의 함유량은, 바람직하게는 0.080% 이상, 보다 바람직하게는 0.100% 이상이다. Ti, Nb 및 V의 함유량은 각각, 바람직하게는 0.001% 이상이다.
- [0107] 한편, Ti, Nb 및 V의 합계의 함유량이 0.500%를 초과하면, 열연 강관의 가공성이 열화된다. 그 때문에, Ti, Nb 및 V의 합계의 함유량을 0.500% 이하로 한다. 즉, 상기 식 (A)의 중변의 값을 0.500% 이하로 한다. 바람직하게는 0.300% 이하이고, 보다 바람직하게는 0.250% 이하이고, 보다 한층 바람직하게는 0.200% 이하이다.
- [0108] sol.Al: 0.001 내지 0.500%
- [0109] Al은, Si와 마찬가지로, 강을 탈산하여 강을 건전화하는 작용을 가짐과 함께, 페라이트의 생성을 촉진하여, 열연 강관의 연성을 높이는 작용을 갖는다. sol.Al 함유량이 0.001% 미만이면 상기 작용에 의한 효과를 얻을 수 없다. 따라서, sol.Al 함유량은, 0.001% 이상으로 한다. sol.Al 함유량은, 바람직하게는 0.010% 이상이다.
- [0110] 한편, sol.Al 함유량이 0.500% 초과이면, 상기 효과가 포화됨과 함께 경제적으로 바람직하지 않기 때문에, sol.Al 함유량은 0.500% 이하로 한다. sol.Al 함유량은, 바람직하게는 0.450% 이하, 보다 바람직하게는 0.400% 이하, 보다 한층 바람직하게는 0.350% 이하이다.
- [0111] 또한, sol.Al이란 산 가용성 Al을 의미하고, 고용 상태로 강 중에 존재하는 고용 Al을 나타낸다.
- [0112] Cr: 0.060 내지 2.000%
- [0113] Cr은, 열연 강관의 켈칭성을 높이는 작용을 갖는다. 또한, Cr은, 원하는 제조 조건과 조합함으로써, 열연 강관의 최표층 영역에 농화됨으로써 스케일의 성장을 억제하여, 프레스 성형 후의 산술 평균 거칠기 Ra를 저감하는 작용을 갖는다. Cr 함유량이 0.060% 미만이면 상기 작용에 의한 효과를 얻을 수 없다. 그 때문에, Cr 함유량은 0.060% 이상으로 한다. Cr 함유량은, 바람직하게는 0.200% 이상이고, 보다 바람직하게는 0.400% 이상이고, 보다 한층 바람직하게는 0.600% 이상이다.
- [0114] 한편, Cr 함유량이 2.000% 초과이면, 열연 강관의 화성 처리성이 현저하게 저하된다. 따라서, Cr 함유량은

2.000% 이하로 한다. Cr 함유량은, 바람직하게는 1.800% 이하이고, 보다 바람직하게는 1.600% 이하이다.

- [0115] P: 0.100% 이하
- [0116] P는, 고용 강화에 의해 열연 강판의 강도를 높이는 작용을 갖는 원소이기도 하다. 따라서, P를 적극적으로 함유시켜도 된다. 그러나, P는 편석되기 쉬운 원소로, P 함유량이 0.100%를 초과하면, 입계 편석에 기인하는 열연 강판의 연성 및 한계 파단 판 두께 감소율의 저하가 현저해진다. 따라서, P 함유량은, 0.100% 이하로 한다. P 함유량은, 바람직하게는 0.030% 이하이다. P 함유량의 하한은 특별히 규정할 필요는 없고 0%여도 되지만, 정련 비용의 관점에서, 0.001%로 하는 것이 바람직하다.
- [0117] S: 0.0300% 이하
- [0118] S는, 강 중에 황화물계 개재물을 형성하여 열연 강판의 연성 및 한계 파단 판 두께 감소율을 저하시킨다. S 함유량이 0.0300%를 초과하면, 열연 강판의 연성 및 한계 파단 판 두께 감소율이 현저하게 저하된다. 따라서, S 함유량은 0.0300% 이하로 한다. S 함유량은, 바람직하게는 0.0050% 이하이다. S 함유량의 하한은 특별히 규정할 필요는 없고 0%여도 되지만, 정련 비용의 관점에서, 0.0001%로 하는 것이 바람직하다.
- [0119] N: 0.1000% 이하
- [0120] N은, 열연 강판의 연성 및 한계 파단 판 두께 감소율을 저하시키는 작용을 갖는다. N 함유량이 0.1000% 초과하면, 열연 강판의 연성 및 한계 파단 판 두께 감소율이 현저하게 저하된다. 따라서, N 함유량은 0.1000% 이하로 한다. N 함유량은, 바람직하게는 0.0800% 이하이고, 보다 바람직하게는 0.0700% 이하이고, 보다 한층 바람직하게는 0.0100% 이하이다. N 함유량의 하한은 특별히 규정할 필요는 없고 0%여도 되지만, Ti, Nb 및 V의 1종 또는 2종 이상을 함유시켜 금속 조직을 보다 미세화하는 경우에는, 탄질화물의 석출을 촉진시키기 위해 N 함유량은 0.0010% 이상으로 하는 것이 바람직하고, 0.0020% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.
- [0121] O: 0.0100% 이하
- [0122] O는, 강 중에 많이 포함되면 파괴의 기점이 되는 조대한 산화물을 형성하여, 취성 파괴나 수소 유기 균열을 야기한다. 그 때문에, O 함유량은 0.0100% 이하로 한다. O 함유량은, 바람직하게는 0.0080% 이하, 보다 바람직하게는 0.0050% 이하이다. O 함유량은 0%여도 되지만, 용강의 탈산 시에 미세한 산화물을 다수 분산시키기 위해, O 함유량은 0.0005% 이상, 또는 0.0010% 이상으로 해도 된다.
- [0123] 본 실시 형태에 관한 열연 강판의 화학 조성의 잔부는, Fe 및 불순물이어도 된다. 본 실시 형태에 있어서, 불순물이란, 원료로서의 광석, 스크랩, 또는 제조 환경 등으로부터 혼입되는 것, 및/또는 본 실시 형태에 관한 열연 강판에 악영향을 미치지 않는 범위에서 허용되는 것을 의미한다.
- [0124] 본 실시 형태에 관한 열연 강판은, Fe의 일부 대신에, 하기 원소를 임의 원소로서 함유해도 된다. 이들 임의 원소를 함유시키지 않는 경우의 함유량의 하한은 0%이다. 이하, 임의 원소에 대하여 상세하게 설명한다.
- [0125] Cu: 0.01 내지 2.00%
- [0126] Mo: 0.01 내지 1.00%
- [0127] Ni: 0.02 내지 2.00%
- [0128] B: 0.0001 내지 0.0100%
- [0129] Cu, Mo, Ni 및 B는, 모두, 열연 강판의 퀴칭성을 높이는 작용을 갖는다. 또한, Cu 및 Mo는 강 중에 탄화물로서 석출되어 열연 강판의 강도를 높이는 작용을 갖는다. 또한, Ni는, Cu를 함유시키는 경우에 있어서는, Cu에 기인하는 슬래브의 입계 균열을 효과적으로 억제하는 작용을 갖는다. 따라서, 이들 원소 중 1종 또는 2종 이상을 함유시켜도 된다.
- [0130] 상술한 바와 같이 Cu는, 열연 강판의 퀴칭성을 높이는 작용 및 저온에서 강 중에 탄화물로서 석출되어 열연 강판의 강도를 높이는 작용을 갖는다. 상기 작용에 의한 효과를 보다 확실하게 얻기 위해서는, Cu 함유량은 0.01% 이상으로 하는 것이 바람직하고, 0.05% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다. 그러나, Cu 함유량이 2.00% 초과하면, 슬래브의 입계 균열이 발생하는 경우가 있다. 따라서, Cu 함유량은 2.00% 이하로 한다. Cu 함유량은, 바람직하게는 1.50% 이하, 보다 바람직하게는 1.00% 이하이다.
- [0131] 상술한 바와 같이 Mo는, 열연 강판의 퀴칭성을 높이는 작용 및 강 중에 탄화물로서 석출되어 열연 강판의 강도를 높이는 작용을 갖는다. 상기 작용에 의한 효과를 보다 확실하게 얻기 위해서는, Mo 함유량을 0.01% 이상으

로 하는 것이 바람직하고, 0.02% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다. 그러나, Mo 함유량을 1.00% 초과해도 상기 작용에 의한 효과는 포화되어 경제적으로 바람직하지 않다. 따라서, Mo 함유량은 1.00% 이하로 한다. Mo 함유량은, 바람직하게는 0.50% 이하, 보다 바람직하게는 0.20% 이하이다.

- [0132] 상술한 바와 같이 Ni는, 열연 강판의 퀴칭성을 높이는 작용을 갖는다. 또한 Ni는, Cu를 함유시키는 경우에 있어서는, Cu에 기인하는 슬래브의 입계 균열을 효과적으로 억제하는 작용을 갖는다. 상기 작용에 의한 효과를 보다 확실하게 얻기 위해서는, Ni 함유량은 0.02% 이상으로 하는 것이 바람직하다. Ni는, 고가인 원소이기 때문에, 다량으로 함유시키는 것은 경제적으로 바람직하지 않다. 따라서, Ni 함유량은 2.00% 이하로 한다.
- [0133] 상술한 바와 같이 B는, 열연 강판의 퀴칭성을 높이는 작용을 갖는다. 이 작용에 의한 효과를 보다 확실하게 얻기 위해서는, B 함유량을 0.0001% 이상으로 하는 것이 바람직하고, 0.0002% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다. 그러나, B 함유량이 0.0100% 초과하면, 열연 강판의 성형성이 현저하게 저하하기 때문에, B 함유량은 0.0100% 이하로 한다. B 함유량은, 0.0050% 이하로 하는 것이 바람직하다.
- [0134] Ca: 0.0005 내지 0.0200%
- [0135] Mg: 0.0005 내지 0.0200%
- [0136] REM: 0.0005 내지 0.1000%
- [0137] Bi: 0.0005 내지 0.0200%
- [0138] Ca, Mg 및 REM은, 모두, 강 중의 개재물의 형상을 바람직한 형상으로 조정함으로써, 열연 강판의 연성을 높이는 작용을 갖는다. 또한, Bi는, 응고 조직을 미세화함으로써, 열연 강판의 연성을 높이는 작용을 갖는다. 따라서, 이들 원소 중 1종 또는 2종 이상을 함유시켜도 된다. 상기 작용에 의한 효과를 보다 확실하게 얻기 위해서는, Ca, Mg, REM 및 Bi 중 어느 1종 이상의 함유량을 0.0005% 이상으로 하는 것이 바람직하다. 그러나, Ca 함유량 또는 Mg 함유량이 0.0200%를 초과하면, 혹은 REM 함유량이 0.1000%를 초과하면, 강 중에 개재물이 과잉으로 생성되어, 도리어 열연 강판의 연성을 저하시킬 경우가 있다. 또한, Bi 함유량을 0.0200% 초과해도, 상기 작용에 의한 효과는 포화되어 버려, 경제적으로 바람직하지 않다. 따라서, Ca 함유량 및 Mg 함유량을 0.0200% 이하, REM 함유량을 0.1000% 이하, 그리고 Bi 함유량을 0.0200% 이하로 한다. Bi 함유량은, 바람직하게는 0.0100% 이하이다.
- [0139] 여기서, REM은, Sc, Y 및 란타노이드로 이루어지는 합계 17 원소를 가리키고, 상기 REM의 함유량은, 이들 원소의 합계 함유량을 가리킨다. 란타노이드의 경우, 공업적으로는 미슈 메탈의 형태로 첨가된다.
- [0140] As: 0.001 내지 0.100%
- [0141] As는, 오스테나이트 단상화 온도를 저하시킴으로써, 구 오스테나이트 입자를 세립화시켜, 열연 강판의 연성의 향상에 기여한다. 이 효과를 확실하게 얻기 위해서는, As 함유량을 0.001% 이상으로 하는 것이 바람직하다.
- [0142] 한편, As를 다량으로 함유시켜도 상기 효과는 포화되기 때문에, As 함유량은 0.100% 이하로 한다.
- [0143] Zr: 0.01 내지 1.00%
- [0144] Co: 0.01 내지 1.00%
- [0145] Zn: 0.01 내지 1.00%
- [0146] W: 0.01 내지 1.00%
- [0147] $Zr+Co+Zn+W \leq 1.00\% \dots(B)$
- [0148] Sn: 0.01 내지 0.05%
- [0149] 단, 상기 식 (B) 중의 각 원소 기호는, 당해 원소의 질량%로의 함유량을 나타내고, 당해 원소를 함유하지 않는 경우에는 0%를 대입한다.
- [0150] Zr, Co, Zn 및 W에 대해서, 본 발명자들은, 이들 원소를 합계로 1.00% 이하 함유시켜도, 본 실시 형태에 관한 열연 강판의 효과는 손상되지 않는 것을 확인하였다. 그 때문에, Zr, Co, Zn 및 W 중 1종 또는 2종 이상을 합계로 1.00% 이하 함유시켜도 된다. 즉, 상기 식 (B)의 좌변의 값을 1.00% 이하로 해도 된다. Zr, Co, Zn 및 W는 함유시키지 않아도 되기 때문에, 각각의 함유량은 0%여도 된다. 강판을 고용 강화시켜 강도를 향상시키기 위해, Zr, Co, Zn 및 W의 함유량은 각각 0.01% 이상이어도 된다.

- [0151] 또한, 본 발명자들은, Sn을 소량 함유시켜도 본 실시 형태에 관한 열연 강판의 효과는 손상되지 않는 것을 확인하였다. 그러나, Sn을 다량으로 함유시키면 열간 압연 시에 흠집이 발생하는 경우가 있기 때문에, Sn 함유량은 0.05% 이하로 한다. Sn은 함유시키지 않아도 되기 때문에, Sn 함유량은 0%여도 된다. 열연 강판의 내식성을 높이기 위해, Sn 함유량은 0.01% 이상으로 해도 된다.
- [0152] 상술한 열연 강판의 화학 조성은, 일반적인 분석 방법에 의해 측정하면 된다. 예를 들어, ICP-AES(Inductively Coupled Plasma-Atomic Emission Spectrometry)를 사용하여 측정하면 된다. 또한, sol.AI은, 시료를 산으로 가열 분해한 후의 여액을 사용하여 ICP-AES에 의해 측정하면 된다. C 및 S는 연소-적외선 흡수법을 사용하고, N은 불활성 가스 용해-열전도도법을 사용하고, O는 불활성 가스 용해-비분산형 적외선 흡수법을 사용하여 측정하면 된다.
- [0153] 열연 강판이 표면에 도금층을 구비할 경우에는, 필요에 따라서, 기계 연삭 등에 의해 도금층을 제거하고 나서, 화학 조성의 분석을 행해도 된다.
- [0154] 열연 강판의 금속 조직
- [0155] 다음으로, 본 실시 형태에 관한 열연 강판의 금속 조직에 대하여 설명한다.
- [0156] 본 실시 형태에 관한 열연 강판은, 판 두께 방향의 표면으로부터 1/4 깊이 위치에 있어서의 금속 조직이, 면적 %로, 잔류 오스테나이트가 3.0% 미만이고, 페라이트가 15.0% 이상, 60.0% 미만이고, 펄라이트가 5.0% 미만이고, 그레이 레벨 동시 발생 행렬법에 의해, 상기 금속 조직의 SEM 화상을 해석함으로써 얻어지는, 하기 식 (1)로 나타내어지는 Entropy값이 10.7 이상이고, 하기 식 (2)로 나타내어지는 Inverse difference normalized 값이 1.020 이상이고, 하기 식 (3)으로 나타내어지는 Cluster Shade값이 -8.0×10^5 내지 8.0×10^5 이고, Mn 농도의 표준 편차가 0.60질량% 이하이고, 상기 표면을 시점으로 하고, 판 두께 방향으로 5 μ m 깊이의 위치를 중점으로 하는 영역인 최표층 영역에 있어서의 고용 Cr 농도가 0.10질량% 이상이고, 상기 표면에 있어서의, 구 상당 반경으로 0.1 μ m 이상의 Cr 산화물의 개수 밀도가 1.0×10^4 개/cm² 이하이다.
- [0157] 그 때문에, 본 실시 형태에 관한 열연 강판은, 높은 강도 및 한계 과단 판 두께 감소율, 그리고 우수한 연성 및 전단 가공성을 가짐과 함께, 프레스 성형 후에 있어서 우수한 피로 특성을 얻을 수 있다.
- [0158] 또한, 본 실시 형태에서는, 판 두께 방향의 표면으로부터 1/4 깊이 위치의 영역에 있어서의 금속 조직의 조직 분율, Entropy값, Inverse difference normalized값, Cluster Shade값, 및 Mn 농도의 표준 편차를 규정한다. 그 이유는, 이 위치에 있어서의 금속 조직이, 강판의 대표적인 금속 조직을 나타내기 때문이다.
- [0159] 또한, 여기서 말하는 「표면」이란, 열연 강판이 도금층을 구비하는 경우에 있어서는 도금층과 강판의 계면을 말하고, 「표면으로부터 1/4 깊이 위치」란, 열연 강판의 표면으로부터, 판 두께 방향으로, 판 두께의 1/4의 깊이인 위치를 말한다.
- [0160] 잔류 오스테나이트의 면적률: 3.0% 미만
- [0161] 잔류 오스테나이트는 실온에서도 면심 입방 격자로서 존재하는 금속 조직이다. 잔류 오스테나이트는, 변태 유 기 소성(TRIP)에 의해 열연 강판의 연성을 높이는 작용을 갖는다. 한편, 잔류 오스테나이트는, 전단 가공 중에는 고탄소의 마르텐사이트로 변태하기 때문에, 변형 중의 균열의 기점이 되어, 한계 과단 판 두께 감소율 저하의 원인이 된다. 잔류 오스테나이트의 면적률이 3.0% 이상이면, 상기 작용이 현저화하여, 열연 강판의 한계 판 두께 감소율이 저하된다. 따라서, 잔류 오스테나이트의 면적률은 3.0% 미만으로 한다. 잔류 오스테나이트의 면적률은, 바람직하게는 1.5% 미만, 보다 바람직하게는 1.0% 미만이다.
- [0162] 잔류 오스테나이트는 적을수록 바람직하기 때문에, 잔류 오스테나이트의 면적률은 0%여도 된다.
- [0163] 잔류 오스테나이트의 면적률의 측정 방법에는, X선 회절, EBSP(전자 후방 산란 회절 상, Electron Back Scattering Diffraction Pattern) 해석, 자기 측정에 의한 방법 등이 있다. 본 실시 형태에서는, 잔류 오스테나이트의 면적률은 X선 회절에 의해 측정한다.
- [0164] 본 실시 형태에 있어서의 X선 회절에 의한 잔류 오스테나이트 면적률의 측정에서는, 먼저, 열연 강판의 판 두께 방향의 표면으로부터 1/4 깊이 위치의 단면에 있어서, 압연 방향의 임의의 위치에서 1mm 이상, 압연 방향 및 판 두께 방향에 직교하는 방향에 있어서의 중앙을 중심으로 1mm 이상의 영역에 있어서의 금속 조직을 관찰할 수 있도록 샘플을 채취한다. 상기 샘플을, Co-K α 선을 사용하여, $\alpha(110)$, $\alpha(200)$, $\alpha(211)$, $\gamma(111)$, $\gamma(200)$,

γ (220)의 제6피크의 적분 강도를 구한다. 다음으로, 상기 적분 강도로부터 강도 평균법을 사용하여 잔류 오스테나이트의 체적률을 산출한다. 얻어진 잔류 오스테나이트의 체적률을, 잔류 오스테나이트의 면적률로 간주한다.

- [0165] 페라이트의 면적률: 15.0% 이상, 60.0% 미만
- [0166] 페라이트는 비교적 고온에서 fcc가 bcc로 변태했을 때에 생성되는 조직이다. 페라이트는 가공 경화율이 높기 때문에, 열연 강판의 강도-연성 밸런스를 높이는 작용이 있다. 상기의 작용을 얻기 위해, 페라이트의 면적률은 15.0% 이상으로 한다. 바람직하게는 20.0% 이상이고, 보다 바람직하게는 25.0% 이상이고, 보다 한층 바람직하게는 30.0% 이상이다.
- [0167] 한편, 페라이트는 강도가 낮기 때문에, 면적률이 과잉이면 원하는 강도를 얻을 수 없다. 이 때문에, 페라이트 면적률은 60.0% 미만으로 한다. 바람직하게는 50.0% 이하이고, 보다 바람직하게는 45.0% 이하이다.
- [0168] 펄라이트의 면적률: 5.0% 미만
- [0169] 펄라이트는, 페라이트끼리 사이에 시멘타이트가 층상으로 석출된 라멜라상의 금속 조직이고, 또한 베이나이트나 마르텐사이트와 비교하면 연질인 금속 조직이다. 펄라이트의 면적률이 5.0% 이상이면 펄라이트에 포함되는 시멘타이트에 탄소가 소비되어, 잔부 조직인 마르텐사이트 및 베이나이트의 강도가 저하되어, 원하는 강도를 얻을 수 없다. 따라서, 펄라이트의 면적률은 5.0% 미만으로 한다. 펄라이트의 면적률은, 바람직하게는 3.0% 이하이다.
- [0170] 열연 강판의 신장 플랜지성을 향상시키기 위해, 펄라이트의 면적률은 가능한 한 저감하는 것이 바람직하고, 펄라이트의 면적률은 0%인 것이 보다 한층 바람직하다.
- [0171] 또한, 본 실시 형태에 관한 열연 강판에는, 잔류 오스테나이트, 페라이트 및 펄라이트 이외의 잔부 조직으로서, 합계의 면적률이 32.0% 초과, 85.0% 이하의 베이나이트, 마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트 중 1종 또는 2종 이상으로 이루어지는 경질 조직이 포함된다.
- [0172] 페라이트 및 펄라이트의 면적률의 측정은, 이하의 방법으로 행한다. 먼저, 압연 방향 및 판 두께 방향에 직교하는 방향에 있어서의 중앙에 있어서, 압연 방향에 평행한 판 두께 단면에서, 판 두께 방향의 표면으로부터 1/4 깊이 위치의 영역에 있어서의 금속 조직을 관찰할 수 있도록 샘플을 채취한다. 샘플은, 압연 방향으로 10mm 정도 관찰할 수 있는 크기로 한다. 다음으로, 상기 샘플 단면을 연마하여 경면으로 마무리한 후, 실온에서 알칼리성 용액을 포함하지 않는, 입경 0.25 μ m의 콜로이드 실리카를 사용하여 8분간 연마하여, 샘플의 표층에 도입된 변형을 제거한다. 상기 샘플 단면의 압연 방향의 임의의 위치에서 200 μ m 이상, 판 두께 방향의 표면으로부터 1/4 깊이 위치를 중심으로 200 μ m 이상의 영역을, 압연 방향 및 판 두께 방향으로 0.1 μ m의 측정 간격으로 전자 후방 산란 회절법에 의해 측정하여 결정 방위 정보를 얻는다. 상기 측정에는, 서멀 전계 방사형 주사 전자 현미경(JEOL제 JSM-7001F)과 EBSD 검출기(TSL제 DVC5형 검출기)로 구성된 EBSD 해석 장치를 사용한다. 이때, EBSD 해석 장치 내의 진공도는 9.6×10^{-5} Pa 이하, 가속 전압은 15kV, 조사 전류 레벨은 13, 전자선의 조사 레벨은 62로 한다. 또한, 관찰 시야수는 5시야로 한다.
- [0173] 또한, 전술한 결정 방위 정보를 얻은 각각의 동일 관찰 시야에 있어서 반사 전자 상을 촬영한다. 또한, 이 상의 촬영에서는, 가속 전압은 15kV, 조사 전류 레벨은 12 내지 13, 전자선의 조사 레벨은 62로 한다. 초점 거리(WD: Working Distance)는 5mm로 한다. 당해 반사 전자 상과 상기 결정 방위 정보로부터, 페라이트와 펄라이트의 면적률을 동정한다. 먼저, 반사 전자 상에 있어서, 시멘타이트가 라멜라상으로 석출된 결정립을 특정한다. 반사 전자 상에 있어서는, 시멘타이트가 흰 콘트라스트로서 관찰된다. 이 펄라이트 중의 시멘타이트는 라멜라의 형태를 갖고 있고, 라멜라 형태가 흰 콘트라스트가 1.0 μ m 이하의 간격으로 관찰된 결정립을 펄라이트의 결정립으로 한다. 당해 결정립의 면적률을 산출함으로써, 펄라이트의 면적률을 얻는다.
- [0174] 그 후, 펄라이트로 판별된 결정립을 제외하는 결정립에 대하여 얻어진 결정 방위 정보를 EBSD 해석 장치에 부착된 소프트웨어 「OIM Analysis(등록 상표)」에 탑재된 「Grain Average Misorientation」 기능을 사용하여, Grain Average Misorientation값이 1.0° 이하의 영역을 페라이트로 판정한다. 이때, Grain Tolerance Angle은 15°로 설정해 두고, 페라이트로 판정된 영역의 면적률을 구함으로써, 페라이트의 면적률을 얻는다.
- [0175] 잔부 조직의 면적률은, 100%로부터, 잔류 오스테나이트, 페라이트 및 펄라이트의 면적률을 차감함으로써 얻는다.

- [0176] 또한, 본 실시 형태에 있어서 열연 강판의 압연 방향은 이하의 방법에 의해 판별한다.
- [0177] 먼저, 열연 강판의 표면과 평행한 단면을 관찰할 수 있도록 시험편을 채취한다. 관압 방향에서 채취한 시험편의 단면을 경면 연마로 마무리한 후, 광학 현미경을 사용하여 관찰한다. 관찰면은 관 두께 방향으로 1/4 내지 1/2의 범위의 임의의 깊이에서 판의 표면과 평행한 면으로 하고, 당해 관찰면에 있어서, 결정립의 연신 방향과 평행한 방향을 압연 방향으로 판별한다.
- [0178] Entropy값: 10.7 이상, Inverse difference normalized값: 1.020 이상
- [0179] 2차 전단면의 발생을 억제하기 위해서는, 충분히 전단면이 형성된 후에 파단면을 형성시키는 것이 중요하며, 전단 가공 시에 공구의 날끝으로부터 초기에 균열이 발생하는 것을 억제할 필요가 있다. 그를 위해서는, 금속 조직의 주기성이 낮고, 또한 금속 조직의 균일성이 높은 것이 중요하다. 본 실시 형태에서는, 금속 조직의 주기성을 나타내는 Entropy값(E값) 및 금속 조직의 균일성을 나타내는 Inverse difference normalized값(I값)을 제어함으로써, 2차 전단면의 발생을 억제한다.
- [0180] E값은 금속 조직의 주기성을 나타낸다. 밴드상 조직이 형성되는 등의 영향으로 휘도가 주기적으로 배열되어 있는, 즉 금속 조직의 주기성이 높은 경우에는 E값은 저하된다. 본 실시 형태에서는, 주기성이 낮은 금속 조직으로 할 필요가 있기 때문에, E값을 높일 필요가 있다. E값이 10.7 미만이면, 2차 전단면이 발생하기 쉬워진다. 주기적으로 배열된 조직을 기점으로 하여, 전단 가공의 극히 초기에 전단 공구의 날끝으로부터 균열이 발생하여 파단면이 형성되고, 그 후 다시 전단면이 형성된다. 이에 의해, 2차 전단면이 발생하기 쉬워진다고 추정된다. 따라서, E값은 10.7 이상으로 한다. 바람직하게는 10.8 이상이고, 보다 바람직하게는 11.0 이상이다. E값은 높을수록 바람직하여, 상한은 특별히 규정하지 않지만, 13.0 이하, 12.5 이하, 또는 12.0 이하로 해도 된다.
- [0181] I값은 금속 조직의 균일성을 나타내고, 일정한 휘도를 갖는 영역의 면적이 넓을수록 상승한다. I값이 높은 것은, 금속 조직의 균일성이 높은 것을 의미한다. 본 실시 형태에서는, 균일성이 높은 금속 조직으로 할 필요가 있기 때문에, I값을 높일 필요가 있다. I값이 1.020 미만이면, 결정립 내의 석출물 및 원소 농도차에 기인하는 경도 분포의 영향에 의해, 전단 가공의 극히 초기에 전단 공구의 날끝으로부터 균열이 발생하여 파단면이 형성되고, 그 후 다시 전단면이 형성된다. 이에 의해, 2차 전단면이 발생하기 쉬워진다고 추정된다. 따라서, I값은 1.020 이상으로 한다. 바람직하게는 1.025 이상이고, 보다 바람직하게는 1.030 이상이다. I값은 높을수록 바람직하여, 상한은 특별히 규정하지 않지만, 1.200 이하, 1.150 이하, 또는 1.100 이하로 해도 된다.
- [0182] Cluster Shade값: -8.0×10^5 내지 8.0×10^5
- [0183] Cluster Shade값(CS값)은 금속 조직의 변형도를 나타낸다. CS값은, 금속 조직을 촬영하여 얻어진 화상 중의 휘도의 평균값에 대하여, 평균값을 상회하는 휘도를 갖는 점이 많으면 양의 값이 되고, 평균값을 하회하는 휘도를 갖는 점이 많으면 음의 값이 된다.
- [0184] 전자 현미경의 2차 전자 상에 있어서, 관찰 대상물의 표면 요철이 큰 장소에서는 휘도가 커지고, 요철이 작은 장소에서는 휘도가 작아진다. 관찰 대상물의 표면의 요철은, 금속 조직 내의 입경이나 강도 분포에 크게 영향을 받는다. 본 실시 형태에 있어서의 CS값은, 금속 조직의 강도의 변동이 크거나 또는 조직 단위가 작으면 커지고, 강도의 변동이 작거나 또는 조직 단위가 크면 작아진다.
- [0185] 본 실시 형태에서는, CS값을 0에 가까운 원하는 범위로 유지하는 것이 중요하다. CS값이 -8.0×10^5 미만이면, 열연 강판의 한계 파단 판 두께 감소율이 저하된다. 이것은, 금속 조직 중에 입경이 큰 결정립이 존재하고, 극한 변형 중에 그 결정립이 우선적으로 파괴되기 때문으로 추정된다. 그 때문에, CS값은 -8.0×10^5 이상으로 한다. 바람직하게는 -7.5×10^5 이상이고, 보다 한층 바람직하게는 -7.0×10^5 이상이다.
- [0186] 한편, CS값이 8.0×10^5 초과이면, 열연 강판의 한계 파단 판 두께 감소율이 저하된다. 이것은, 금속 조직 중이 미시적인 강도의 변동이 커서, 극한 변형 중의 변형이 국소에 집중되어 파단되기 쉬워지기 때문으로 추정된다. 그 때문에, CS값은 8.0×10^5 이하로 한다. 바람직하게는 7.5×10^5 이하이고, 보다 한층 바람직하게는 7.0×10^5 이하이다.
- [0187] E값, I값 및 CS값은 이하의 방법에 의해 얻을 수 있다.
- [0188] 본 실시 형태에 있어서, E값, I값 및 CS값을 산출하기 위하여 촬영하는 SEM 화상의 촬영 영역은, 압연 방향 및

판 두께 방향에 직교하는 방향에 있어서의 중앙에 있어서, 압연 방향에 평행한 단면에서, 판 두께 방향의 표면으로부터 1/4 깊이 위치를 중심으로 160 μm ×160 μm 로 하고, 관찰 시야수는 5시야로 한다. SEM 화상의 촬영에는, 가부시키가이샤 히타치 하이테크놀로지스제 SU-6600 쇼트키 전자총을 사용하고, 이미터를 텅스텐으로 하고, 가속 전압을 1.5kV로 한다. 이상의 설정 하에서, 배율 1000배로, 256계조의 그레이스케일로 SEM 화상을 출력한다.

[0189] 다음으로, 얻어진 SEM 화상을 880×880픽셀의 영역(관찰 영역은 실제 치수에서 160 μm ×160 μm)으로 잘라낸 화상에, 비특허문헌 3에 기재된, 콘트라스트 강조의 제한 배율을 2.0으로 한, 타일 그리드 사이즈가 8×8의 평활화 처리를 실시한다. 90도를 제외하고, 0도부터 179도까지 1도마다 반시계 방향으로 평활화 처리 후의 SEM 화상을 회전시키고, 1도마다 화상을 작성함으로써, 합계로 179매의 화상을 얻는다. 다음으로, 이들 179매의 화상 각각에 대하여 비특허문헌 1에 기재된 GLCM법을 사용하여, 인접하는 픽셀 사이의 휘도의 빈도값을 행렬의 형식으로 채취한다.

[0190] 이상의 방법에 의해 채취된 179개의 빈도 값의 행렬을, k를 원화상으로부터의 회전 각도로 하고, $p_k(k=0\cdots 89, 91, \cdots 179)$ 로 표현한다. 각 화상에 대하여, 생성된 p_k 를 모든 $k(k=0\cdots 89, 91\cdots 179)$ 에 대하여 합계한 후에, 각 성분의 총합이 1이 되도록 규격화한 256×256의 행렬 P를 산출한다. 또한, 비특허문헌 2에 기재된 하기 식 (1) 내지 (5)를 사용하여, E값, I값 및 CS값을 각각 산출한다. 또한, 전체 시야에 대하여 측정하여 얻어진 평균값을 산출한다.

[0191] 하기 식 (1) 내지 식 (5) 중의 $P(i, j)$ 는 그레이 레벨 동시 발생 행렬이고, 행렬 P의 i행 j열째의 값을 $P(i, j)$ 로 표기하고 있다. 또한, 전술한 바와 같이 256×256의 행렬 P를 사용하여 산출되기 때문에, 이 점을 강조하고 싶은 경우, 하기 식 (1) 내지 (5)를 하기 식 (1') 내지 (5')로 수정할 수 있다. 여기서, 하기 식 (2) 중의 L은 SEM 화상의 취할 수 있는 그레이스케일의 레벨수(Quantization levels of grayscale)이고, 본 실시 형태에서는 상술한 바와 같이 256계조의 그레이스케일로 SEM 화상을 출력하기 때문에, L은 256이다. 하기 식 (2) 및 (3) 중의 i 및 j는 1 내지 상기 L의 자연수이고, 하기 식 (3) 중의 μ_x 및 μ_y 는 각각 하기 식 (4) 및 (5)로 나타내어진다.

[0192] 하기 식 (1') 내지 (5')에서는, 행렬 P의 i행 j열째의 값을 P_{ij} 로 표기하고 있다.

[0193]
$$Entropy = -\sum_i \sum_j P(i, j) \log(P(i, j)) \quad \dots (1)$$

[0194]
$$Inverse\ difference\ normalized = \sum_i \sum_j \frac{P(i, j)}{1 + \frac{|i-j|}{L}} \quad \dots (2)$$

[0195]
$$Cluster\ Shade = \sum_i \sum_j (i + j - \mu_x - \mu_y)^3 P(i, j) \quad \dots (3)$$

[0196]
$$\mu_x = \sum_i \sum_j i(P(i, j)) \quad \dots (4)$$

[0197]
$$\mu_y = \sum_i \sum_j j(P(i, j)) \quad \dots (5)$$

[0198]
$$Entropy = -\sum_{i=1, j=1}^{i=256, j=256} P_{ij} \log P_{ij} \quad \dots (1')$$

Inverse difference normalized

$$= \sum_{i=1, j=1}^{i=256, j=256} P_{ij} / (1 + |i - j| / 256) \quad \dots (2')$$

[0199]

$$\text{Cluster Shade} = \sum_{i=1, j=1}^{i=256, j=256} (i + j - \mu_x - \mu_y)^3 P_{ij} \quad \dots (3')$$

[0200]

$$\mu_x = \sum_{i=1, j=1}^{i=256, j=256} i (P_{ij}) \quad \dots (4')$$

[0201]

$$\mu_y = \sum_{i=1, j=1}^{i=256, j=256} j (P_{ij}) \quad \dots (5')$$

[0202]

[0203] Mn 농도의 표준 편차: 0.60질량% 이하

[0204] 본 실시 형태에 관한 열연 강판의 Mn 농도의 표준 편차는 0.60질량% 이하이다. 이에 의해, 경질상을 균일하게 분산시킬 수 있어, 전단 가공의 극히 초기에 전단 공구의 날끝으로부터 균열이 발생하는 것을 방지할 수 있다. 그 결과, 2차 전단면의 발생을 억제할 수 있다. Mn 농도의 표준 편차는, 0.50질량% 이하가 바람직하고, 0.47질량% 이하가 보다 바람직하다. Mn 농도의 표준 편차의 하한은, 과대 버의 억제의 관점에서, 그 값은 작을수록 바람직하지만, 제조 프로세스의 제약으로, 실질적인 하한은 0.10질량%이다.

[0205] Mn 농도의 표준 편차는 이하의 방법에 의해 얻을 수 있다. 먼저, 압연 방향 및 판 두께 방향에 직교하는 방향에 있어서의 중앙에 있어서, 압연 방향에 평행한 단면에서, 판 두께 방향의 표면으로부터 1/4 깊이 위치에 있어서의 영역을 관찰할 수 있도록 샘플을 채취한다. 샘플은, 측정 장치에 따라 다르지만, 압연 방향으로 10mm 정도 관찰할 수 있는 크기로 한다. 다음으로, 상기 샘플을 경면 연마한 후, 전자 프로브 마이크로에널라이저(EPMA)를 사용하여, Mn 농도의 표준 편차를 측정한다. 측정 조건은 가속 전압을 15kV로 하고, 배율을 5000배로 하여 시료 압연 방향으로 20 μ m 및 판 두께 방향의 표면으로부터 1/4 깊이 위치를 중심으로 시료 판 두께 방향으로 20 μ m의 범위에 있어서의 Mn 농도의 분포 상을 측정한다. 보다 구체적으로는, 측정 간격을 0.1 μ m로 하고, 40000개소 이상의 Mn 농도를 측정한다. 이어서, 전체 측정점으로부터 얻어진 Mn 농도에 기초하여 표준 편차를 산출함으로써, Mn 농도의 표준 편차를 얻는다.

[0206] 최표층 영역에 있어서의 고용 Cr 농도: 0.10질량% 이상

[0207] 본 발명자들은, 최표층 영역(판 두께 방향의 표면으로부터 5 μ m 깊이의 영역)에 있어서의 고용 Cr 농도가 높은 경우에 있어서, 표면에 있어서의, 구 상당 반경으로 0.1 μ m 이상의 Cr 산화물의 개수 밀도를 저감함으로써, 열연 강판의 프레스 성형 후에 있어서의 피로 특성의 열화를 억제할 수 있는 것을 알아냈다. 최표층 영역에 있어서의 고용 Cr 농도가 0.10질량% 미만이면, 열연 강판의 프레스 성형 후에 있어서의 피로 특성의 열화를 억제할 수 없다. 그 때문에, 최표층 영역에 있어서의 고용 Cr 농도는 0.10질량% 이상으로 한다. 최표층 영역에 있어서의 고용 Cr 농도는, 바람직하게는 0.20질량% 이상이고, 보다 바람직하게는 0.40질량% 이상이다.

[0208] 최표층 영역에 있어서의 고용 Cr 농도는 5.00질량% 이하로 해도 된다.

[0209] 또한, 본 실시 형태에 있어서 판 두께 방향의 표면으로부터 5 μ m 깊이의 영역이란, 열연 강판의 표면을 시점으로 하고, 판 두께 방향으로 5 μ m 깊이의 위치를 중점으로 하는 범위의 판 두께 방향의 깊이를 갖는 층상의 영역을 말한다. 여기에서 말하는 「표면」이란 상술한 바와 같이, 열연 강판이 도금층을 구비하는 경우에 있어서는 도금층과 강판의 계면을 말한다.

[0210] 최표층 영역에 있어서의 고용 Cr 농도는, GD-MS(Glow Discharge-Mass Spectrometry) 해석에 의해 분석할 수 있다. GD-MS 해석은, 방전 시간의 경과와 함께, 열연 강판의 표면으로부터 깊이 방향으로의 조성의 변화를 추적하는 분석 방법이다.

[0211] 본 실시 형태에서는, 열연 강판의 임의의 위치로부터 샘플을 채취하고, 그 샘플에 대하여 판 두께 방향으로 GD-

MS 해석했을 때의, 관 두께 방향의 표면으로부터 5 μ m 깊이의 영역(표면을 시점으로 하고, 관 두께 방향으로 5 μ m 깊이의 위치를 중점으로 하는 영역)에 있어서의 Cr 농도의 질량%로의 평균값을 구한다. 이 조작을, 임의의 3개소 이상(바람직하게는 5개소 이상)에서 행하고, 얻어진 값의 평균값을 산출함으로써, 표층 영역에 있어서의 고용 Cr 농도를 얻는다.

- [0212] 열연 강판이 표면에 도금층을 구비하는 경우에는, GD-MS 분석했을 때의, Fe 농도가 90질량%가 되는 깊이 위치를 도금층과 열연 강판의 계면, 즉 열연 강판의 표면으로 간주한다.
- [0213] 표면에 있어서의, 구 상당 반경으로 0.1 μ m 이상의 Cr 산화물의 개수 밀도: 1.0×10^4 개/cm² 이하
- [0214] 표면에 있어서의, 구 상당 반경으로 0.1 μ m 이상의 Cr 산화물의 개수 밀도가 1.0×10^4 개/cm² 초과이면, 열연 강판을 프레스 성형했을 때, 표면 거칠기가 커진다. 이 표면 거칠기는, 프레스 부품의 피로 특성을 열화시키기 때문에, 작은 편이 바람직하다. 여기서 정의하는 Cr 산화물은 구 상당 반경으로 0.1 μ m 이상의 것으로, 비교적 조대한 것이다. 이 조대한 Cr 산화물에 의해 열연 강판과 금형 사이의 미끄럼 이동이 저해되어, 표면 거칠기의 증대의 원인이 된다고 생각된다. 일반적으로, Cr 산화물은 스케일의 최하부에 존재하는 것에 더하여 지칠과의 밀착성이 높기 때문에, Cr 함유 강에 있어서 표면에 있어서의 Cr 산화물의 개수 밀도를 저감하는 것은 곤란하다. 본 실시 형태에서는, 디스케일링 시의 온도와 조압연의 온도·압하율을 제어함으로써, 이 과제를 해결한다. 그 때문에, 표면에 있어서의, 구 상당 반경으로 0.1 μ m 이상의 Cr 산화물의 개수 밀도는 1.0×10^4 개/cm² 이하로 한다. 표면에 있어서의, 구 상당 반경으로 0.1 μ m 이상의 Cr 산화물의 개수 밀도는, 바람직하게는 0.8×10^4 개/cm² 이하이고, 보다 바람직하게는 0.6×10^4 개/cm² 이하이다.
- [0215] 표면에 있어서의, 구 상당 반경으로 0.1 μ m 이상의 Cr 산화물의 개수 밀도는 0.1×10^4 개/cm² 이상으로 해도 된다.
- [0216] 표면에 있어서의 Cr 산화물의 개수 밀도는 이하의 방법에 의해 측정한다.
- [0217] 열연 강판으로부터 관 두께 방향에 있어서의 표면이 관찰면이 되도록 샘플을 잘라낸다. 니혼 파커라이징사제의 FC-E6403을 사용하여 관찰면을 60℃에서 60초 탈지한 후, 아세톤에 침지하여 90초 초음파 세정을 행한다. 그 후, 배율 3000배로 10시야 이상 관찰한다. 석출물의 조성은 EDS(에너지 분산형 X선 분광기)에 의해 측정할 수 있다. Cr 및 O를 함유하는 구 상당 반경 0.1 μ m 이상의 영역의 개수를 각 시야에서 카운트하고, 측정 면적으로 나눈으로써, Cr 산화물의 개수 밀도를 얻는다. 또한, 석출물에 대하여 EDS 분석하여, Cr 및 O가 각각 20원자 퍼센트 이상 검출된 경우, 그 석출물을 Cr 산화물로 간주한다.
- [0218] 또한, 열연 강판이 표면에 도금층을 구비하는 경우에는, 발연 질산에 의한 산세에 의해 도금층을 제거하고 나서, 상술한 측정을 행한다.
- [0219] 표층 영역에 있어서의 평균 결정 입경: 3.0 μ m 미만
- [0220] 표층 영역(관 두께 방향의 표면으로부터 20 μ m 깊이의 영역)에 있어서의 결정 입경을 미세하게 함으로써, 열연 강판의 굽힘 내 균열을 억제할 수 있다. 열연 강판의 강도가 높아질수록, 굽힘 가공 시에 굽힘 내측으로부터 균열이 발생하기 쉬워진다(이하, 굽힘 내 균열로 호칭함). 굽힘 내 균열의 메커니즘은 이하와 같이 추정된다. 굽힘 가공 시에는 굽힘 내측에 압축의 응력이 발생한다. 처음에는 굽힘 내측 전체가 균일하게 변형되면서 가공이 진행하지만, 가공량이 커지면 균일한 변형만으로 변형을 감당할 수 없게 되고, 국소에 변형이 집중됨으로써 변형이 진행된다(전단 변형대의 발생). 이 전단 변형대가 더 성장함으로써 굽힘 내측 표면으로부터 전단대를 따른 균열이 발생하고, 성장한다. 고강도화에 수반하여 굽힘 내 균열이 발생하기 쉬워지는 이유는, 고강도화에 수반하는 가공 경화능의 저하에 의해, 균일한 변형이 진행되기 어려워져, 변형의 치우침이 발생하기 쉬워짐으로써, 가공 초기에(또는 완만한 가공 조건에서) 전단 변형대가 발생하기 때문으로 추정된다.
- [0221] 또한, 본 실시 형태에 있어서 관 두께 방향의 표면으로부터 20 μ m 깊이의 영역이란, 열연 강판의 표면을 시점으로 하고, 관 두께 방향으로 20 μ m 깊이의 위치를 중점으로 하는 범위의 관 두께 방향의 깊이를 갖는 층상의 영역을 말한다.
- [0222] 본 발명자들의 연구에 의해, 굽힘 내 균열은, 인장 강도 980MPa급 이상의 강판에서 현저해지는 것을 알 수 있다. 또한, 본 발명자들은, 열연 강판의 표층 영역에 있어서의 결정 입경이 미세할수록, 국소적인 변형 집중이 억제되어, 굽힘 내 균열이 발생하기 어려워지는 것을 알아냈다. 상기 작용을 얻기 위해서는, 열연 강판의 표층 영역에 있어서의 평균 결정 입경은 3.0 μ m 미만으로 하는 것이 바람직하다. 그 때문에, 본 실시 형태에서

는, 표층 영역에 있어서의 평균 결정 입경을 3.0 μm 미만으로 해도 된다. 표층 영역에 있어서의 평균 결정 입경은, 보다 바람직하게는 2.5 μm 이하이다. 표층 영역의 평균 결정 입경의 하한은 특별히 규정하지 않지만, 0.5 μm 로 해도 된다.

[0223] 표층 영역에 있어서의 결정 입경은, EBSP-OIM(Electron Back Scatter Diffraction Pattern-Orientation Image Microscopy)법을 사용하여 측정한다. EBSP-OIM법은, 주사형 전자 현미경과 EBSP 해석 장치를 조합한 장치 및 AMETEK사제의 OIM Analysis(등록 상표)를 사용하여 행한다. EBSP-OIM법의 분석 가능 에어리어는, SEM으로 관찰할 수 있는 영역이다. SEM의 분해능에 따라 다르지만, EBSP-OIM법에 따르면, 최소 20nm의 분해능으로 분석할 수 있다.

[0224] 열연 강판의 압연 방향에 병행인 방향과 판 두께 방향으로 만들어지는 단면에서, 판 두께 방향의 표면으로부터 20 μm 깊이의 표층 영역에 있어서, 배율 1200배로, 적어도 5시야에서 측정을 행하고, 인접하는 측정점의 각도차가 5° 이상의 장소를 결정적으로 정의하고, 면적 평균의 결정 입경을 산출한다.

[0225] 또한, 잔류 오스테나이트는 600°C 이하의 상변태에서 생성된 조직이 아니고, 전위 축적의 효과를 갖지 않으므로, 본 측정 방법에서는, 잔류 오스테나이트는 해석의 대상으로 하지 않는다. EBSP-OIM법에서는, 결정 구조가 fcc인 잔류 오스테나이트를 해석 대상으로부터 제외할 수 있다.

[0226] 인장 강도 특성

[0227] 열연 강판의 기계적 성질 중 인장 강도 특성(인장 강도, 전연신율)은 JIS Z 2241:2011에 준거하여 평가한다. 시험편은 JIS Z 2241:2011의 5호 시험편으로 한다. 시험편의 채취 위치는, 압연 방향 및 판 두께 방향에 직교하는 방향의 단부면으로부터 1/4위치로 하고, 판 폭 방향을 시험편의 길이 방향으로 하면 된다.

[0228] 본 실시 형태에 관한 열연 강판은, 인장 강도가 980MPa 이상이다. 바람직하게는 1000MPa 이상이다. 인장 강도가 980MPa 미만이면, 적용 부품이 한정되어, 차체 경량화의 기여가 작다. 상한은 특별히 한정할 필요는 없지만, 금형 마모 억제에 관점에서, 1780MPa로 해도 된다.

[0229] 또한, 본 실시 형태에 관한 열연 강판의 전연신율은 10.0% 이상으로 하는 것이 바람직하고, 인장 강도와 전연신율의 곱(TS×E1)은 13000MPa·% 이상으로 하는 것이 바람직하다. 전연신율은 11.0% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하고, 13.0% 이상으로 하는 것이 보다 한층 바람직하다. 또한, 인장 강도와 전연신율의 곱은 14000MPa·% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하고, 15000MPa·% 이상으로 하는 것이 보다 한층 바람직하다. 전연신율을 10.0% 이상 또한 인장 강도와 전연신율의 곱을 13000MPa·% 이상으로 함으로써, 적용 부품이 한정되지 않아, 차체 경량화에 크게 기여할 수 있다.

[0230] 판 두께

[0231] 본 실시 형태에 관한 열연 강판의 판 두께는 특별히 한정되지 않지만, 0.5 내지 8.0mm로 해도 된다. 열연 강판의 판 두께가 0.5mm 미만이면, 압연 완료 온도의 확보가 곤란해짐과 함께 압연 하중이 과대해져, 열간 압연이 곤란해지는 경우가 있다. 따라서, 본 실시 형태에 관한 열연 강판의 판 두께는 0.5mm 이상으로 해도 된다. 바람직하게는 1.2mm 이상 또는 1.4mm 이상이다. 한편, 판 두께가 8.0mm 초과이면, 금속 조직의 미세화가 곤란해져, 상술한 금속 조직을 얻는 것이 곤란해지는 경우가 있다. 따라서, 판 두께는 8.0mm 이하로 해도 된다. 바람직하게는 6.0mm 이하이다.

[0232] 도금층

[0233] 상술한 화학 조성 및 금속 조직을 갖는 본 실시 형태에 관한 열연 강판은, 표면에 내식성의 향상 등을 목적으로 하여 도금층을 구비시켜 표면 처리 강판으로 해도 된다. 도금층은 전기 도금층이어도 되고 용융 도금층이어도 된다. 전기 도금층으로서, 전기 아연 도금, 전기 Zn-Ni 합금 도금 등이 예시된다. 용융 도금층으로서, 용융 아연 도금, 합금화 용융 아연 도금, 용융 알루미늄 도금, 용융 Zn-Al 합금 도금, 용융 Zn-Al-Mg 합금 도금, 용융 Zn-Al-Mg-Si 합금 도금 등이 예시된다. 도금 부착량은 특별히 제한되지는 않고, 종래와 마찬가지로 해도 된다. 또한, 도금 후에 적당한 화성 처리(예를 들어, 실리케이트계의 크롬 프리 화성 처리액의 도포와 건조)를 실시하여, 내식성을 더 높이는 것도 가능하다.

[0234] 제조 조건

[0235] 상술한 화학 조성 및 금속 조직을 갖는 본 실시 형태에 관한 열연 강판의 적합한 제조 방법은, 이하와 같다.

[0236] 본 실시 형태에 관한 열연 강판의 적합한 제조 방법에서는, 이하의 공정 (1) 내지 (11)을 순차 행한다. 또한,

본 실시 형태에 있어서의 슬래브의 온도 및 강판의 온도는, 슬래브의 표면 온도 및 강판의 표면 온도를 말한다. 또한, 응력은 강판의 압연 방향으로 부하하는 장력을 말한다.

- [0237] (1) 슬래브를 700 내지 850℃의 온도역에서 900초 이상 유지한 후, 더 가열하고, 1100℃ 이상의 온도역에서 6000초 이상 유지한다.
- [0238] (2) 조압연 전에 1150℃ 이상의 온도역에서 1회 이상 디스케일링을 행하고, 조압연 중에 1130℃ 이상의 온도역에서 2회 이상 디스케일링을 행하고, 또한 1130℃ 이상의 온도역에서의 각 디스케일링 사이의 합계 압하율의 최댓값을 40% 미만으로 한다.
- [0239] (3) 850 내지 1100℃의 온도역에서 합계90% 이상의 압하율이 되는 열간 압연을 행한다.
- [0240] (4) 열간 압연의 최종 1단 전의 압연 후로부터 최종단의 압연 개시까지, 170kPa 이상의 응력을 강판에 부하한다.
- [0241] (5) 열간 압연의 최종단에 있어서의 압하율을 8% 이상으로 하고, 압연 완료 온도 Tf가 900℃ 이상, 1010℃ 미만이 되도록 열간 압연을 완료한다.
- [0242] (6) 열간 압연의 최종단의 압연 후로부터, 강판이 800℃로 냉각될 때까지, 200kPa 미만의 응력을 강판에 부하한다.
- [0243] (7) 열간 압연 완료 후 1초 이내에, 열간 압연 완료 온도 Tf-50℃ 이하의 온도역까지 냉각한 후, 50℃/s 이상의 평균 냉각 속도로 600 내지 780℃의 온도역까지 냉각한다. 단, 열간 압연 완료 후 1초 이내에, 열간 압연 완료 온도 Tf-50℃ 이하의 온도역까지 냉각하는 것은, 보다 바람직한 냉각 조건이다.
- [0244] (8) 600 내지 780℃의 온도역에서, 평균 냉각 속도가 5℃/s 미만인 완냉각을 2.0초 이상 행한다.
- [0245] (9) 완냉각 종료 후, 450 내지 600℃의 온도역의 평균 냉각 속도가 30℃/s 이상, 50℃/s 미만이 되도록 냉각한다.
- [0246] (10) 권취 온도 내지 450℃의 온도역의 평균 냉각 속도가 50℃/s 이상이 되도록 냉각한다.
- [0247] (11) 350℃ 이하의 온도역에서 권취한다.
- [0248] 상기 제조 방법을 채용함으로써, 높은 강도 및 한계 파단 판 두께 감소율, 그리고 우수한 연성 및 전단 가공성을 가짐과 함께, 프레스 성형 후에 있어서 우수한 피로 특성을 갖는 열연 강판을 안정적으로 제조할 수 있다.
- [0249] (1) 슬래브, 열간 압연에 제공할 때의 슬래브 온도 및 유지 시간
- [0250] 열간 압연에 제공하는 슬래브는, 연속 주조에 의해 얻어진 슬래브나 주조·분괴에 의해 얻어진 슬래브 등을 사용할 수 있다. 또한, 필요에 따라서는, 그것들에 열간 가공 또는 냉간 가공을 더한 것을 사용할 수 있다.
- [0251] 열간 압연에 제공하는 슬래브는, 슬래브 가열 시에, 700 내지 850℃의 온도역에서 900초 이상 유지한 후, 더 가열하고, 1100℃ 이상의 온도역에서 6000초 이상 유지하는 것이 바람직하다. 또한, 700 내지 850℃의 온도역에서의 유지에서는, 강판 온도를 이 온도역에서 변동시켜도 되고, 일정하게 해도 된다. 또한, 1100℃ 이상에서의 유지에서는, 강판 온도를 1100℃ 이상의 온도역에서 변동시켜도 되고, 일정하게 해도 된다.
- [0252] 700 내지 850℃의 온도역에 있어서의 오스테나이트 변태에 있어서, Mn이 페라이트와 오스테나이트 사이 분배되고, 그 변태 시간을 길게 함으로써, Mn이 페라이트 영역 내를 확산될 수 있다. 이에 의해, 슬래브에 편재되는 Mn 마이크로 편석을 해소하여, Mn 농도의 표준 편차를 현저하게 감소시킬 수 있다. 또한, 1100℃ 이상의 온도역에서 6000초 이상 유지함으로써, Mn 농도의 표준 편차를 현저하게 감소시킬 수 있다.
- [0253] 열간 압연은, 다패스 압연으로 하여 리버스 밀 또는 탠덤 밀을 사용하는 것이 바람직하다. 특히 공업적 생산성의 관점 및 압연 중의 강판에의 응력 부하의 관점에서, 적어도 최종의 2단은 탠덤 밀을 사용한 열간 압연으로 하는 것이 보다 바람직하다. 열간 압연은, 조압연과, 마무리 압연을 포함하고, 각각 복수회(단)의 압연이 행해진다. 조압연은, 슬래브를 최소로 25mm까지 압연하는 공정이고, 마무리 압연은, 조압연 후의 판을 목표의 판 두께까지 압연하는 공정이다.
- [0254] (2) 조압연 전의 디스케일링: 1150℃ 이상의 온도역에서 1회 이상, 조압연 중의 디스케일링: 1130℃ 이상의 온도역에서 2회 이상, 조압연 중의 1130℃ 이상의 온도역에 있어서의 각 디스케일링 사이의 합계 압하율의 최댓값: 40% 미만

- [0255] 조압연 전의 디스케일링 조건, 조압연 중의 디스케일링 조건 및 각 디스케일링 사이의 압연 조건을 제어함으로써, 열연 강판의 표면에 있어서의 Cr 산화물의 개수 밀도를 바람직하게 제어할 수 있다. 디스케일링은, 물 분사에 의해 행할 수 있다.
- [0256] 조압연 전에는, 1150℃ 이상의 온도역에서 1회 이상 디스케일링을 행하는 것이 바람직하다. 조압연 전에 있어서 1회 이상의 디스케일링을 1150℃ 이상의 온도역에서 행함으로써, 가열로 내에서 형성된 1차 스케일을 제거하여, 그 후의 디스케일링 불량의 발생을 억제할 수 있다. 그 결과, 열연 강판의 표면에 있어서 Cr 산화물의 개수 밀도를 바람직하게 제어할 수 있다. 1150℃ 이상의 온도역에 있어서의 디스케일링의 횟수의 상한은 특별히 한정하지는 않지만, 5회 이하로 해도 된다.
- [0257] 조압연에서는 복수회의 압연 및 디스케일링이 행해진다. 조압연 중에는, 압연과 압연 사이에, 혹은 복수회의 압연 후에 디스케일링이 행해진다. 본 실시 형태에서는, 조압연 중에, 1130℃ 이상의 온도역에서 2회 이상의 디스케일링을 행하고, 또한 1130℃ 이상의 온도역에서의 각 디스케일링 사이의 합계 압하율의 최댓값을 40% 미만으로 하는 것이 바람직하다. 1130℃ 이상의 온도역에서 2회 이상의 디스케일링을 행함으로써, 조압연 전단에 있어서 형성한 스케일 두께를 저감하고, 혹은 스케일을 제거함으로써, 열연 강판의 표면에 있어서의 Cr 산화물의 개수 밀도를 바람직하게 제어할 수 있다.
- [0258] 1130℃ 이상의 온도역에서의 각 디스케일링 사이의 합계 압하율의 최댓값을 40% 미만으로 함으로써, 디스케일링 사이의 압연에서 스케일이 지철 사이에 말려 들어가지 않아, 열연 강판의 표면에 있어서의 Cr 산화물의 개수 밀도를 바람직하게 제어할 수 있다.
- [0259] 1130℃ 이상의 온도역에 있어서의 각 디스케일링 사이의 합계 압하율은, 1130℃ 이상의 온도역에 있어서의 n회째의 디스케일링 전의 판 두께를 t_0 으로 하고, 1130℃ 이상의 온도역에 있어서의 n+1회째의 디스케일링 후의 출구 판 두께를 t_1 로 했을 때, $\{(t_0-t_1)/t_0\} \times 100(\%)$ 로 나타낼 수 있다. n회째의 디스케일링과 n+1회째의 디스케일링 사이에는, 1회만의 압연이 행해져도 되고, 복수회의 압연이 행해져도 된다.
- [0260] (3) 열간 압연의 압하율: 850 내지 1100℃의 온도역에서 합계90% 이상
- [0261] 850 내지 1100℃의 온도역에서의 합계 압하율이 90% 이상이 되는 열간 압연을 행함으로써, 주로 재결정 오스테나이트 입자의 미세화가 도모됨과 함께, 미세결정 오스테나이트 입자 내의 변형 에너지의 축적이 촉진된다. 그리고 오스테나이트의 재결정이 촉진됨과 함께 Mn의 원자 확산이 촉진되어, Mn 농도의 표준 편차를 작게 할 수 있다. 따라서, 850 내지 1100℃의 온도역에서의 합계 압하율이 90% 이상이 되는 열간 압연을 행하는 것이 바람직하다.
- [0262] 또한, 여기에서 말하는 열간 압연에는 조압연 및 마무리 압연을 포함한다.
- [0263] 또한, 850 내지 1100℃의 온도역의 합계 압하율이란, 이 온도역의 압연에 있어서의 최초의 압연 전의 입구 판 두께를 t_0 으로 하고, 이 온도역의 압연에 있어서의 최종단의 압연 후의 출구 판 두께를 t_1 로 했을 때, $\{(t_0-t_1)/t_0\} \times 100(\%)$ 로 나타낼 수 있다.
- [0264] (4) 열간 압연의 최종 1단전의 압연 후로부터, 최종단의 압연 개시까지 강판에 부하하는 응력: 170kPa 이상
- [0265] 열간 압연의 최종 1단 전의 압연 후로부터, 최종단의 압연 개시까지, 170kPa 이상의 응력을 강판에 부하하는 것이 바람직하다. 이에 의해, 최종단 1단 전의 압연 후의 재결정 오스테나이트 중, $\{110\}<001\>$ 의 결정 방위를 갖는 결정립의 수를 저감할 수 있다. $\{110\}<001\>$ 은 재결정되기 어려운 결정 방위이기 때문에, 이 결정 방위의 형성을 억제함으로써 최종단의 압하에 의한 재결정을 효과적으로 촉진할 수 있다. 결과적으로, 열연 강판의 밴드상 조직이 개선되어, 급속 조직의 주기성이 저감하여, E값이 상승한다.
- [0266] 또한, 여기에서 말하는 열간 압연의 최종 1단전의 압연이란, 마무리 압연의 최종 1단 전의 압연이다. 예를 들어, 마무리 압연을 F1, F2...F6, F7의 7단의 패스로 행하는 경우에는, 6단계(F6)의 패스를 말한다.
- [0267] 강판에 부하하는 응력이 170kPa 미만인 경우, E값을 원하는 값으로 할 수 없는 경우가 있다. 강판에 부하하는 응력은, 보다 바람직하게는 190kPa 이상이다.
- [0268] 강판에 부하하는 응력이란, 강판의 길이 방향으로 부하하는 장력이고, 탠덤 압연 중의 롤 회전 속도의 조정에 의해 제어 가능하고, 압연 스탠드에서 측정된 압연 방향의 하 중을, 통관되고 있는 강판의 단면적으로 나눔으로써 구할 수 있다.

- [0269] (5) 열간 압연의 최종단에 있어서의 압하율: 8% 이상, 열간 압연 완료 온도 Tf: 900℃ 이상, 1010℃ 미만
- [0270] 열간 압연의 최종단에 있어서의 압하율은 8% 이상으로 하고, 열간 압연 완료 온도 Tf는 900℃ 이상으로 하는 것이 바람직하다. 열간 압연의 최종단에 있어서의 압하율을 8% 이상으로 함으로써, 최종단의 압하에 의한 재결정을 촉진할 수 있다. 결과적으로 열연 강판의 밴드상 조직이 개선되어, 금속 조직의 주기성이 저감하여, E값이 상승한다. 열간 압연 완료 온도 Tf를 900℃ 이상으로 함으로써, 오스테나이트 중의 페라이트 핵생성 사이트수의 과잉인 증대를 억제할 수 있다. 그 결과, 최종 조직(제조 후의 열연 강판의 금속 조직)에 있어서의 페라이트의 생성이 억제되어, 고강도의 열연 강판을 얻을 수 있다. 또한, Tf를 1010℃ 미만으로 함으로써, 오스테나이트 입경의 조대화를 억제할 수 있어, 금속 조직의 주기성을 저감하여, E값을 원하는 값으로 할 수 있다.
- [0271] (6) 열간 압연의 최종단의 압연 후로부터, 강판이 800℃로 냉각될 때까지 강판에 부하하는 응력: 200kPa 미만
- [0272] 열간 압연의 최종단의 압연 후로부터, 강판이 800℃에 냉각될 때까지, 200kPa 미만의 응력을 강판에 부하하는 것이 바람직하다. 200kPa 미만의 응력을 강판에 부하 함으로써, 오스테나이트의 재결정이 압연 방향으로 우선적으로 진행하여, 금속 조직의 주기성의 증대를 억제할 수 있다. 그 결과, E값을 원하는 값으로 할 수 있다. 강판에 부하하는 응력은, 보다 바람직하게는 180kPa 이하이다.
- [0273] (7) 열간 압연 완료 후 1초 이내에, 열간 압연 완료 온도 Tf-50℃ 이하의 온도역까지 냉각한 후, 50℃/s 이상의 평균 냉각 속도로 600 내지 780℃의 온도역까지 가속 냉각
- [0274] 열간 압연에 의해 세립화된 오스테나이트 결정립의 성장을 억제하기 위해, 열간 압연 완료 후 1초 이내에, 50℃ 이상 냉각하는 것, 즉, 열간 압연 완료 후 1초간의 냉각량이 50℃ 이상인 것이 보다 바람직하다. 열간 압연 완료 후 1초 이내에 열간 압연 완료 온도 Tf-50℃ 이하의 온도역까지 냉각하기 위해서는, 열간 압연 완료 직후에 평균 냉각 속도가 큰 냉각을 행하는, 예를 들어 냉각수를 강판 표면에 분사하면 된다. 열간 압연 완료 후 1초 이내에 Tf-50℃ 이하의 온도역까지 냉각함으로써, 표층의 결정 입경을 미세화할 수 있어, 열연 강판의 내굽힘 내 균열성을 높일 수 있다.
- [0275] 또한, 상기 냉각 후에 50℃/s 이상의 평균 냉각 속도로 780℃ 이하의 온도역까지 가속 냉각을 행함으로써, 석출 강화량이 적은 페라이트 및 펄라이트의 생성을 억제할 수 있다. 이에 의해, 열연 강판의 강도가 향상된다. 또한, 여기에서 말하는 평균 냉각 속도란, 가속 냉각 개시 시(냉각 설비에의 강판의 도입 시)로부터 가속 냉각 완료 시(냉각 설비로부터 강판의 도출 시)까지의 강판의 온도 강하폭을, 가속 냉각 개시 시로부터 가속 냉각 완료 시까지의 소요 시간으로 나눈 값을 말한다.
- [0276] 냉각 속도의 상한값은 특별히 규정하지는 않지만, 냉각 속도를 빠르게 하면 냉각 설비가 대규모가 되어, 설비 비용이 높아진다. 이 때문에, 설비 비용을 생각하면, 300℃/s 이하가 바람직하다. 또한, 가속 냉각의 냉각 정지 온도는, 후술하는 완냉각을 행하기 위해 600℃ 이상으로 하면 된다.
- [0277] (8) 600 내지 780℃의 온도역에서, 평균 냉각 속도가 5℃/s 미만인 완냉각을 2.0초 이상 행한다
- [0278] 600 내지 780℃의 온도역에서, 평균 냉각 속도가 5℃/s 미만인 완냉각을 2.0초 이상 행함으로써, 석출 강화한 페라이트를 충분히 석출시킬 수 있다. 이에 의해, 열연 강판의 강도와 연성을 양립시킬 수 있다.
- [0279] 또한, 여기에서 말하는 평균 냉각 속도란, 가속 냉각의 냉각 정지 온도로부터 완냉각의 정지 온도까지의 강판의 온도 강하폭을, 가속 냉각의 정지 시로부터 완냉각의 정지 시까지의 소요 시간으로 나눈 값을 말한다.
- [0280] 완냉각을 행하는 시간은, 바람직하게는 3.0초 이상이다. 완냉각을 행하는 시간의 상한은, 설비 레이아웃에 의해 결정되지만, 대체로 10.0초 미만으로 하면 된다. 또한, 완냉각의 평균 냉각 속도의 하한은 특별히 마련하지 않지만, 냉각시키지 않고 승온시키는 것은 설비상 큰 투자를 수반하기 때문에, 0℃/s 이상으로 해도 된다.
- [0281] (9) 완냉각 종료 후, 450 내지 600℃의 온도역의 평균 냉각 속도가 30℃/s 이상, 50℃/s 미만이 되도록 냉각한다
- [0282] 상기 완냉각 종료 후에는 450 내지 600℃의 온도역의 평균 냉각 속도가 30℃/s 이상, 50℃/s 미만이 되도록 냉각하는 것이 바람직하다. 상기 온도역의 평균 냉각 속도를 30℃/s 이상, 50℃/s 미만으로 함으로써, CS값을 원하는 값으로 할 수 있다. 평균 냉각 속도가 50℃/s 이상인 경우에는, 휘도가 낮은 평탄한 라스상의 조직이 생성되기 쉬워, CS값이 -8.0×10^5 미만이 된다. 평균 냉각 속도가 30℃/s 미만인 경우에는, 미변태 부분의 탄소의 농화가 촉진되어, 경질인 조직의 강도가 상승하여 연질인 조직과의 강도차가 확대되기 때문에, CS값이 8.0

$\times 10^5$ 초과가 된다.

- [0283] 또한, 여기에서 말하는 평균 냉각 속도란, 평균 냉각 속도가 5°C/s 미만인 완냉각의 냉각 정지 온도로부터, 평균 냉각 속도가 30°C/s 이상, 50°C/s 미만인 냉각의 냉각 정지 온도까지의 강관의 온도 강하폭을, 평균 냉각 속도가 5°C/s 미만인 완냉각의 정지 시로부터, 평균 냉각 속도가 30°C/s 이상, 50°C/s 미만인 냉각의 정지 시까지의 소요 시간으로 나눈 값을 말한다.
- [0284] (10) 권취 온도 내지 450°C의 온도역의 평균 냉각 속도: 50°C/s 이상
- [0285] 펄라이트나 잔류 오스테나이트의 면적률을 억제하여, 원하는 강도와 성형성을 얻기 위해, 권취 온도 내지 450°C의 온도역의 평균 냉각 속도를 50°C/s 이상으로 하는 것이 바람직하다. 이에 의해, 모상 조직을 경질로 할 수 있다.
- [0286] 또한, 여기에서 말하는 평균 냉각 속도란, 평균 냉각 속도가 30°C/s 이상, 50°C/s 미만인 냉각의 냉각 정지 온도로부터 권취 온도까지의 강관의 온도 강하폭을, 평균 냉각 속도가 30°C/s 이상, 50°C/s 미만인 냉각의 정지 시로부터 권취까지의 소요 시간으로 나눈 값을 말한다.
- [0287] (11) 권취 온도: 350°C 이하
- [0288] 권취 온도는 350°C 이하로 한다. 권취 온도를 350°C 이하로 함으로써, 철 탄화물의 석출량을 감소시키고, 또한 경질상 내의 경도 분포의 변동을 저감할 수 있다. 그 결과, I값을 증가시킬 수 있어, 2차 전단면의 발생을 억제할 수 있다.
- [0289] **실시예**
- [0290] 다음으로, 실시예에 의해 본 발명의 일 양태의 효과를 더욱 구체적으로 설명하지만, 실시예에서의 조건은, 본 발명의 실시 가능성 및 효과를 확인하기 위해 채용한 일 조건에이며, 본 발명은 이 일 조건에 한정되는 것은 아니다. 본 발명은 본 발명의 요지를 일탈하지 않고, 본 발명의 목적을 달성하는 한에 있어서, 다양한 조건을 채용할 수 있는 것이다.
- [0291] 표 1 및 표 2에 나타내는 화학 조성을 갖는 강을 용제하고, 연속 주조에 의해 두께가 240 내지 300mm의 슬래브를 제조하였다. 얻어진 슬래브를 사용하여, 표 3A 내지 표 4B에 나타내는 제조 조건에 의해, 표 5A 내지 표 6B에 나타내는 열연 강판을 얻었다.
- [0292] 또한, 완냉각의 평균 냉각 속도는 5°C/s 미만으로 하였다. 또한, 표 4A 및 표 4B에 기재한 권취 온도는 50°C가 측정 하한이기 때문에, 50°C로 기재한 예의 실제의 권취 온도는 50°C 이하이다.
- [0293] 얻어진 열연 강판에 대하여 상술한 방법에 의해, 금속 조직의 면적률, E값, I값, CS값, Mn 농도의 표준 편차, 최표층 영역에 있어서의 고용 Cr 농도, 표면에 있어서의, 구 상당 반경으로 0.1 μ m 이상의 Cr 산화물의 개수 밀도 및 표층 영역에 있어서의 평균 결정 입경, 인장 강도 TS, 그리고 전연신율 E1을 구하였다. 얻어진 측정 결과를 표 5A 내지 표 6B에 나타낸다.
- [0294] 또한, 잔부 조직은 베이나이트, 마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트 중 1종 또는 2종 이상이었다.
- [0295] 열연 강판의 특성의 평가 방법
- [0296] 인장 특성
- [0297] 인장 강도 TS가 980MPa 이상, 또한 전연신율 E1이 10.0% 이상, 또한 인장 강도 TS \times 전연신율 E1이 13000MPa \cdot % 이상인 경우, 높은 강도를 갖고, 또한 우수한 연성을 갖는 열연 강판이라고 하여 합격으로 판정하였다. 어느 하나라도 충족시키지 않은 경우, 높은 강도를 갖고, 또한 우수한 연성을 갖는 열연 강판이 아니라고 하여 불합격으로 판정하였다.
- [0298] 한계 파단 판 두께 감소율
- [0299] 열연 강판의 한계 파단 판 두께 감소율은 인장 시험에 의해 평가하였다.
- [0300] 인장 특성을 평가했을 때와 마찬가지로의 방법에 의해 인장 시험을 행하였다. 인장 시험 전의 판 두께를 t_1 , 파단 후의 인장 시험편의 폭 방향(짧은 방향) 중앙부에 있어서의 판 두께의 최솟값을 t_2 로 했을 때에, $(t_1-t_2)\times 100/t_1$ 의 값을 산출함으로써, 한계 파단 판 두께 감소율을 얻었다. 인장 시험은 5회 실시하고, 한계 파단 판

두께 감소율의 최댓값 및 최솟값을 제외한 3회의 평균값을 산출함으로써, 한계 파단 판 두께 감소율을 얻었다.

- [0301] 한계 파단 판 두께 감소율이 60.0% 이상인 경우, 높은 한계 파단 판 두께 감소율을 갖는 열연 강판이라고 하여 합격으로 판정하였다. 한편, 한계 파단 판 두께 감소율이 60.0% 미만인 경우, 높은 한계 파단 판 두께 감소율을 갖는 열연 강판이 아니라고 하여 불합격으로 판정하였다.
- [0302] 전단 가공성(2차 전단면 평가)
- [0303] 열연 강판의 전단 가공성은, 편칭 시험에 의해 평가하였다.
- [0304] 구멍 직경 10mm, 클리어런스 10%, 편칭 속도 3m/s로 각 실시예에 대하여 편칭 구멍을 3개씩 제작하였다. 다음으로 편칭 구멍의 압연 방향에 직각인 단면 및 압연 방향에 평행한 단면을 각각 수지에 매립하고, 주사형 전자현미경으로 단면 형상을 촬영하였다. 얻어진 관찰 사진에서는, 도 1 또는 도 2에 도시하는 전단 단부면을 관찰할 수 있다. 또한, 도 1은 본 발명에 관한 열연 강판의 전단 단부면의 일례이고, 도 2는 비교예에 관한 열연 강판의 전단 단부면의 일례이다. 도 1에서는, 처짐-전단면-파단면-버의 전단 단부면이다. 한편, 도 2에서는 처짐-전단면-파단면-전단면-파단면-버의 전단 단부면이다. 여기서, 처짐이란 R 형상의 매끄러운 면의 영역이고, 전단면이란 전단 변형에 의해 분리된 편칭 단부면의 영역이고, 파단면이란 날끝 근방에서 발생한 균열에 의해 분리된 편칭 단부면의 영역이고, 버란 열연 강판의 하면으로부터 비어져 나온 돌기를 갖는 면이다.
- [0305] 얻어진 전단 단부면 중, 압연 방향에 수직인 면 2면, 및 압연 방향에 평행한 면 2면에 있어서, 예를 들어 도 2에 도시하는, 전단면-파단면-전단면이 보인 경우에는, 2차 전단면이 형성되었다고 판단하였다. 각 편칭 구멍에 대하여 4면, 합계12면을 관찰하고, 2차 전단면이 나타난 면이 하나도 없는 경우, 우수한 전단 가공성을 갖는 열연 강판이라고 하여 합격으로 판정하고, 표 중에 「없음」으로 기재하였다. 한편, 2차 전단면이 하나라도 형성된 경우, 우수한 전단 가공성을 갖는 열연 강판이 아니라고 하여 불합격으로 판정하고, 표 중에 「있음」으로 기재하였다.
- [0306] 프레스 성형 후의 피로 특성
- [0307] 프레스 성형 후의 피로 특성은, 프레스 성형 후의 열연 강판의 표면의 산술 평균 거칠기 Ra에 의해 평가하였다.
- [0308] 열연 강판의 판 두께 방향에 있어서의 한쪽의 표면(A)을 연삭하고, 판 두께를 1.6mm 이하로 한 시험편(10)의 다른 쪽 표면(B)에 대하여, 도 3에 도시하는 바와 같이, 편치(1)를 2.5t의 하중으로 압박하면서 일방향 D로 인발함으로써 프레스 성형을 행하였다. 편치 형상은 도 4에 도시한다(일본 특허 제5655394호의 도 9). 프레스 성형 후의 열연 강판에 대해서, 레벨러로 형상을 교정한 후, 표면의 산술 평균 거칠기 Ra를 다음 방법에 의해 측정하였다.
- [0309] 1000mm×1000mm의 시료 표면에 대해서, 압연 방향 및 압연 방향 및 판 두께 방향에 직교하는 방향을 200mm 간격의 개소를 측정 개소로 하고, 각 측정 개소에 있어서 표면의 거칠기를 측정하였다. 단, 각 측정 개소에서의 측정 길이는 5mm로 하였다. 측정하여 얻어진 단면 곡선에 컷오프값 λ_c 및 λ_s 의 윤곽 곡선 필터를 순차 적용함으로써 거칠기 곡선을 얻었다. 구체적으로는, 얻어진 측정 결과로부터, 파장 λ_c 가 0.8mm 이하의 성분 및 파장 λ_s 가 2.5mm 이상의 성분을 제거하고, 거칠기 곡선을 얻었다. 얻어진 거칠기 곡선을 바탕으로, JIS B 0601:2013에 준거하여, 각 측정 개소의 산술 평균 거칠기 Ra를 산출하였다. 얻어진 값의 평균값을 산출함으로써, 프레스 성형 후의 열연 강판의 표면의 산술 평균 거칠기 Ra를 얻었다.
- [0310] 프레스 성형 후의 열연 강판에 대해서, 표면의 산술 평균 거칠기 Ra가 3.0 μ m 이하인 경우, 프레스 성형 후에 있어서 우수한 피로 특성을 갖는 열연 강판이라고 하여 합격으로 판정하였다. 한편, 표면의 산술 평균 거칠기 Ra가 3.0 μ m 초과인 경우, 프레스 성형 후에 있어서 우수한 피로 특성을 갖지 않는 열연 강판이라고 하여 불합격으로 판정하였다.
- [0311] 내 굽힘 내 균열성
- [0312] 이하의 굽힘 시험에 의해, 내 굽힘 내 균열성을 평가하였다.
- [0313] 열연 강판의 압연 방향 및 판 두께 방향에 직교하는 방향의 단부면으로부터 1/2위치에 있어서, 100mm×30mm의 스트립 형상의 시험편을 잘라내 굽힘 시험편을 얻었다. 굽힘 능선이 압연 방향(L 방향)에 평행한 굽힘(L축 굽힘)과, 굽힘 능선이 압연 방향 및 판 두께 방향에 수직인 방향(C 방향)에 평행한 굽힘(C축 굽힘)의 양자에 대해서, JIS Z 2248:2022의 V 블록법(굽힘 각도 θ 는 90°)에 준거한 시험을 행하였다. 이에 의해, 균열이 발생하지 않는 최소 굽힘 반경을 구하고, 내 굽힘 내 균열성을 조사하였다. L축과 C축의 최소 굽힘 반경의 평균값

(R)을 관 두께(t)로 나눈 값을 한계 굽힘 R/t로서 내 굽힘 내 균열성의 지표값으로 하였다. R/t가 2.5 이하인 경우, 내 굽힘 내 균열성이 우수한 열연 강판이라고 판단하였다.

[0314] 단, 균열의 유무는, 시험 후의 시험편을 굽힘 방향과 평행하면서도 판면에 수직인 면으로 절단한 단면을 경면 연마 후, 광학 현미경으로 균열을 관찰하고, 시험편의 굽힘 내측에 관찰되는 균열 길이가 30 μ m를 초과하는 경우에 균열 있음으로 판단하였다.

[0315] [표 1]

강 No.	화학 조성(질량%) 전부는 Fe 및 불순물													비고
	C	Si	Mn	Ti	Nb	V	Ti+Nb+V	sol. Al	Cr	P	S	N	O	
A	0.183	0.61	1.15	0.082			0.082	0.282	0.726	0.018	0.0033	0.0026	0.0027	본 발명에
B	0.072	0.71	1.45	0.127			0.127	0.275	0.998	0.011	0.0021	0.0032	0.0027	본 발명에
C	0.054	0.75	3.02	0.113	0.020	0.124	0.257	0.268	0.601	0.019	0.0038	0.0030	0.0028	본 발명에
D	0.072	2.75	1.46	0.128			0.128	0.086	0.367	0.010	0.0008	0.0022	0.0030	본 발명에
E	0.068	0.06	1.41	0.122			0.122	0.432	1.664	0.016	0.0015	0.0044	0.0019	본 발명에
F	0.058	0.88	3.67	0.121			0.121	0.255	1.273	0.021	0.0012	0.0025	0.0028	본 발명에
G	0.099	0.75	1.02	0.124			0.124	0.216	1.486	0.017	0.0025	0.0042	0.0041	본 발명에
H	0.088	0.57	1.16		0.082		0.082	0.277	1.854	0.014	0.0007	0.0032	0.0033	본 발명에
I	0.081	2.01	2.55	0.117			0.117	0.282	0.062	0.016	0.0012	0.0033	0.0040	본 발명에
J	0.086	0.41	1.33			0.169	0.169	0.463	0.991	0.010	0.0030	0.0042	0.0039	본 발명에
K	0.086	1.25	1.68	0.063			0.063	0.272	0.969	0.018	0.0039	0.0033	0.0035	본 발명에
L	0.064	0.61	1.42	0.128			0.128	0.219	1.129	0.041	0.0032	0.0030	0.0027	본 발명에
M	0.082	0.76	1.22	0.135			0.135	0.374	0.988	0.014	0.0076	0.0048	0.0031	본 발명에
N	0.074	0.63	1.35	0.120			0.120	0.269	1.237	0.018	0.0024	0.0208	0.0023	본 발명에
O	0.068	0.52	1.26	0.125			0.125	0.002	1.166	0.010	0.0020	0.0024	0.0080	본 발명에
P	0.084	0.81	1.23	0.133			0.133	0.212	0.030	0.018	0.0024	0.0027	0.0035	비교예
Q	0.027	0.60	1.41	0.132			0.132	0.272	1.257	0.020	0.0026	0.0028	0.0037	비교예
R	0.275	0.90	1.37	0.133			0.133	0.252	1.175	0.016	0.0038	0.0043	0.0030	비교예
S	0.083	3.18	1.35	0.130			0.130	0.242	1.023	0.013	0.0016	0.0042	0.0031	비교예
T	0.080	0.99	0.77	0.132			0.132	0.255	0.367	0.018	0.0013	0.0041	0.0032	비교예
U	0.071	0.78	1.27		0.043		0.043	0.219	1.161	0.009	0.0015	0.0032	0.0029	비교예

밑줄은 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.

[0316]

[0317]

[표 2]

강 No.	화학 조성(질량%) 잔부는 Fe 및 불순물														비고	
	Cu	Mo	Ni	B	Ca	Mg	REM	Bi	As	Zr	Co	Zn	W	Zr+Co+Zn+W		Sn
A								0.0070	0.061							본 발명에
B																본 발명에
C		0.19										0.13		0.13		본 발명에
D											0.30			0.30		본 발명에
E										0.27				0.27		본 발명에
F										0.10			0.17	0.27		본 발명에
G	0.37															본 발명에
H						0.0024	0.0027									본 발명에
I															0.01	본 발명에
J			0.37													본 발명에
K																본 발명에
L																본 발명에
M																본 발명에
N															0.0104	본 발명에
O																본 발명에
P																비교예
Q																비교예
R																비교예
S																비교예
T																비교예
U																비교예

말줄은 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.

[0318]

계 조 No.	강 No	700 내지 850℃의 온도역 에서의 유지 시간	가열 온도	1100℃ 이상의 온도역 에서의 유지 시간	조압연 전의 1150℃ 이상에서의 디스케일링 횟수	조압연 중의 1130℃ 이상에서의 디스케일링 횟수	조압연 중의 1130℃ 이상에서의 각 디스케일링 동안의 합계 압하물의 최댓값	850 내지 1100℃의 온도역의 합계 압하물	최중 1단 전의 압연 후로부터, 최중단의 압연 개시 까지의 부하 응력	열간 압연 완료 온도 Tf	최중단 의 압하물 %	최중단의 압연 후로부터, 강관이 800℃로 냉각될 때까지의 부하 응력	비고
		s	°C	s	회	회	%	%	kPa	°C	%	kPa	
1	A	1390	1277	9630	2	6	25	93	200	933	16	194	본 발명에
2	B	1189	1264	9587	2	6	22	96	218	959	16	183	본 발명에
3	B	<u>754</u>	1276	9057	2	6	29	96	210	972	14	190	비교예
4	B	1399	1265	<u>5043</u>	2	6	27	96	224	970	16	188	비교예
5	B	1499	1269	8987	<u>0</u>	6	22	96	238	933	16	178	비교예
6	B	1422	1253	8968	2	1	=	96	220	927	14	194	비교예
7	B	1336	1260	8979	2	6	<u>48</u>	96	<u>160</u>	948	18	186	비교예
8	B	1375	1273	9434	2	6	<u>24</u>	<u>85</u>	212	946	13	188	비교예
9	B	1140	1235	8896	2	6	23	94	<u>157</u>	961	13	191	비교예
10	B	1145	1253	9447	2	6	34	94	219	1035	18	180	비교예
11	B	1336	1250	9125	2	6	21	94	230	958	5	192	비교예
12	B	1323	1256	9471	2	6	21	95	216	939	15	<u>219</u>	비교예
13	B	1521	1248	8917	2	8	33	94	217	934	15	192	본 발명에
14	B	1444	1263	9036	2	6	24	94	219	937	18	190	비교예
15	B	1581	1239	9285	2	6	31	96	216	928	14	170	비교예
16	B	1573	1265	9467	2	6	31	95	210	975	16	187	비교예
17	B	1299	1251	9512	2	6	33	95	231	944	17	177	비교예
18	B	1214	1237	9483	2	6	21	96	212	977	13	185	비교예
19	C	1382	1335	8903	2	6	32	94	206	912	14	175	본 발명에

밑줄은 본 발명의 범위 외, 또는 제조 조건이 바람직하지 않은 것을 나타낸다.

[표 3A]

[0319]

[0320]

체 제 No.	강 No.	700 내지 850℃의 온도역 에서의 유지 시간		1100℃ 이상의 온도역 에서의 유지 시간		조압연 건의 1150℃ 이상에서의 이스케일링 횟수	조압연 중의 1130℃ 이상에서의 이스케일링 횟수	조압연 중의 1130℃ 이상에서의 각 이스케일링 동일의 합계 압하율의 최댓값	850 내지 1100℃의 온도역의 합계 압하율	최종 1단 전의 압연 후로부터, 최종단의 압연 개시 까지의 부하 응력 kPa	열간 압연 완료 온도 Tf ℃	최종단 의 압하율 %	최종단의 압연 후로부터, 강판이 800℃로 냉각될 때까지의 부하 응력 kPa	비고
		s	℃	s	℃									
20	D	1496	1269	9580	2	2	6	22	93	215	1005	18	191	본 발명에
21	D	1286	1242	9317	2	2	6	34	95	237	933	17	188	비교예
22	E	1169	1241	8841	2	2	6	32	93	223	951	16	180	본 발명에
23	F	1193	1231	9003	2	2	6	26	93	225	907	41	178	본 발명에
24	G	1231	1247	9203	2	2	6	33	94	202	926	10	170	본 발명에
25	H	1304	1257	9317	2	2	6	31	95	209	934	16	188	본 발명에
26	I	1506	1257	8889	1	1	4	38	95	229	939	18	186	본 발명에
27	J	1330	1235	9024	2	2	6	26	96	219	921	16	181	본 발명에
28	K	984	1198	8966	2	2	6	28	96	212	936	18	181	본 발명에
29	L	1528	1251	9028	2	2	6	25	93	236	962	17	186	본 발명에
30	M	1506	1270	9334	2	2	6	26	94	235	963	15	192	본 발명에
31	N	1396	1267	9493	2	2	6	21	94	209	947	14	180	본 발명에
32	O	1540	1252	9172	2	2	6	27	93	222	945	16	174	본 발명에
33	P	1238	1243	8973	2	2	6	25	96	211	974	18	179	비교예
34	Q	1482	1270	9363	2	2	6	26	95	199	924	17	191	비교예
35	R	1585	1270	9215	2	2	6	27	96	198	978	18	194	비교예
36	S	1555	1272	8917	2	2	6	21	93	238	951	17	176	비교예
37	T	1306	1268	8988	2	2	6	26	96	200	930	16	190	비교예
38	U	1572	1230	9346	2	2	6	31	95	200	977	13	182	비교예
39	B	1378	1247	9002	0	0	0	-	94	214	917	15	201	비교예
40	G	1234	1255	9051	2	2	6	34	93	203	896	8	168	비교예
41	A	1384	1270	9822	2	2	6	25	92	198	926	16	198	비교예

필줄은 본 발명의 범위 외, 또는 제조 조건이 바람직하지 않은 것을 나타낸다.

[표 3B]

[0321]

[0322]

계조 No.	강 No.	열간 압연 원료 후 1초 동안의 냉각량	가속 냉각의 평균 냉각 속도	가속 냉각의 냉각 정지 온도	600 내지 780℃의 온도역에 있어서의 완냉각 시간	450 내지 600℃의 온도역의 평균 냉각 속도	권취 온도 내지 450℃의 온도역의 평균 냉각 속도	권취 온도	비고
		°C	°C/s	°C	s	°C/s	°C/s	°C	
1	A	79	117	759	6.8	45	111	320	본 발명에
2	B	78	117	757	3.3	43	133	50	본 발명에
3	B	77	91	753	4.4	38	101	50	비교예
4	B	80	88	718	3.2	39	80	50	비교예
5	B	88	84	687	4.5	38	91	50	비교예
6	B	93	88	694	4.5	36	103	50	비교예
7	B	87	83	718	4.1	42	80	50	비교예
8	B	88	127	762	3.4	35	151	50	비교예
9	B	84	109	702	4.0	39	92	50	비교예
10	B	84	116	731	3.0	39	133	50	비교예
11	B	91	112	719	3.1	44	106	50	비교예
12	B	80	86	728	3.4	40	130	50	비교예
13	B	38	111	763	4.0	39	157	50	본 발명에
14	B	93	123	736	1.2	42	140	50	비교예
15	B	94	40	630	3.4	39	82	50	비교예
16	B	93	110	795	3.3	41	135	50	비교예
17	B	87	110	715	4.3	75	156	50	비교예
18	B	89	116	741	3.1	21	106	50	비교예
19	C	94	90	700	5.9	38	106	50	본 발명에

밑줄은 본 발명의 범위 외, 또는 계조 조건이 바람직하지 않은 것을 나타낸다.

[표 4A]

[0323]

[0324]

계 조 No.	강 No.	열간 압연 완료 후 1초 동안의 냉각량 °C	가속 냉각의 평균 냉각 속도 °C/s	가속 냉각의 냉각 정지 온도 °C	600 내지 780°C의 온도역에 있어서의 완냉각 시간 s	450 내지 600°C의 온도역의 평균 냉각 속도 °C/s	권취 온도 내지 450°C의 온도역의 평균 냉각 속도 °C/s	권취 온도 °C	비고
20	D	85	108	613	2.1	43	148	50	본 발명에
21	D	80	123	736	3.7	38	26	50	비표에
22	E	91	91	712	4.5	41	86	50	본 발명에
23	F	76	110	739	8.0	38	67	50	본 발명에
24	G	93	112	719	3.7	39	123	50	본 발명에
25	H	93	120	701	3.2	32	143	50	본 발명에
26	I	55	104	770	3.2	39	118	50	본 발명에
27	J	89	90	774	3.3	44	126	50	본 발명에
28	K	75	98	628	8.0	45	113	50	본 발명에
29	L	96	91	688	3.8	45	143	50	본 발명에
30	M	78	82	710	3.1	39	155	50	본 발명에
31	N	82	115	761	4.4	41	131	170	본 발명에
32	O	86	114	757	4.4	45	138	50	본 발명에
33	P	77	110	699	3.9	45	86	50	비표에
34	Q	86	107	742	3.5	36	119	50	비표에
35	R	86	83	697	3.4	40	95	50	비표에
36	S	89	92	756	4.0	43	133	50	비표에
37	T	92	120	724	3.6	37	108	50	비표에
38	U	80	104	738	4.6	36	150	50	비표에
39	B	89	84	683	3.9	41	103	50	비표에
40	G	93	114	720	3.1	43	143	50	비표에
41	A	82	120	744	6.2	49	107	360	비표에

밀접은 본 발명의 범위 외, 또는 제조 조건이 바람직하지 않은 것을 나타낸다.

[표 4B]

[0325]

[0326]

계 조 No.	강 No.	판 두께 mm	페라이트 면적%	잔류 오스테 나이트 면적%	필라이트 면적%	잔부 조직 면적%	E값	I값	CS값 ×10 ⁵	Mn 표준 편차 질량%	최표층 영역의 고용 Cr 농도 질량%	표면의 Cr 산화물 개수 밀도 ×10 ⁴ 개/cm ²	표층 영역의 평균 결정 입경 μm	비고
1	A	2.3	16.8	0.0	0.0	83.2	11.8	1.046	-5.9	0.47	1.09	0.3	2.4	본 발명에
2	B	3.2	32.7	0.0	0.0	67.3	11.9	1.047	2.8	0.44	1.40	0.4	2.0	본 발명에
3	B	3.2	43.1	0.0	0.0	56.9	11.0	1.037	-1.1	0.63	1.80	0.4	2.2	비교예
4	B	3.2	37.1	0.0	0.0	62.9	11.8	1.038	3.2	0.61	1.40	0.4	2.2	비교예
5	B	3.2	33.6	0.0	0.0	66.4	11.1	1.066	-6.3	0.47	2.00	1.5	2.4	비교예
6	B	3.2	36.0	0.0	0.0	64.0	11.2	1.062	-3.4	0.45	1.80	1.2	2.3	비교예
7	B	3.2	39.1	0.0	0.0	60.9	10.5	1.068	3.4	0.44	1.40	2.7	2.2	비교예
8	B	3.2	40.1	0.0	0.0	59.9	11.4	1.048	-3.6	0.61	1.30	0.5	2.1	비교예
9	B	3.2	36.5	0.0	0.0	63.5	10.5	1.035	-0.6	0.39	1.60	0.4	2.0	비교예
10	B	3.2	21.4	0.0	0.0	78.6	10.3	1.048	2.5	0.44	1.30	0.5	2.6	비교예
11	B	3.2	34.4	0.0	0.0	65.6	10.3	1.076	2.6	0.36	1.20	0.5	2.3	비교예
12	B	3.2	33.3	0.0	0.0	66.7	10.4	1.053	-5.2	0.44	1.30	0.5	2.2	비교예
13	B	2.9	44.3	0.0	0.0	55.7	11.4	1.035	-2.1	0.46	2.00	0.5	3.2	본 발명에
14	B	2.9	10.1	0.0	0.0	89.9	11.4	1.046	-6.3	0.42	1.40	0.5	2.1	비교예
15	B	2.9	25.8	0.0	10.0	64.2	11.0	1.056	-2.0	0.42	1.90	0.5	2.2	비교예
16	B	2.9	9.8	0.0	0.0	90.2	11.5	1.058	-4.8	0.37	1.40	0.4	2.2	비교예
17	B	2.9	43.5	0.0	0.0	56.5	11.7	1.034	-8.5	0.44	1.30	0.5	2.2	비교예
18	B	2.9	31.1	0.0	0.0	68.9	11.1	1.066	8.3	0.42	1.20	0.4	2.4	비교예
19	C	2.9	23.7	0.0	0.0	76.3	10.8	1.076	1.7	0.48	0.84	0.3	2.4	본 발명에

달줄은 본 발명의 범위 외, 또는 특성이 바람직하지 않은 것을 나타낸다.

[표 5A]

[0327]

[0328]

계 조 No.	강 No.	판 두께 mm	페라이트	잔류 오스테 나이트	펠라이트	전부 조직	E값	I값	CS값 ×10 ⁵	Mn 표준 편차	최표준 영역의 고용 Cr 농도	표면의 Cr 산화물 개수 밀도 ×10 ⁴ 개/cm ²	표준 영역의 평균 철 입경 μm	비고
			면적%	면적%	면적%	면적%				질량%	질량%	×10 ⁴ 개/cm ²		
20	D	2.9	36.0	1.6	0.0	62.4	11.5	1.075	-4.7	0.40	0.44	0.2	2.5	본 발명에
21	D	2.9	56.0	8.8	0.0	35.2	11.7	1.069	2.8	0.47	0.55	0.2	2.2	비교예
22	E	2.9	33.9	0.0	0.0	66.1	11.4	1.033	2.6	0.46	2.83	0.9	2.3	본 발명에
23	F	3.6	18.2	0.0	0.0	81.8	10.7	1.042	-4.5	0.57	1.91	0.5	2.0	본 발명에
24	G	2.9	31.7	0.0	0.0	68.3	11.7	1.032	-1.5	0.35	2.53	0.4	2.3	본 발명에
25	H	2.9	37.5	0.0	0.0	62.5	11.0	1.032	-3.9	0.43	3.34	0.9	2.0	본 발명에
26	I	2.9	43.5	0.0	0.0	56.5	11.6	1.051	-5.0	0.43	0.12	0.1	2.2	본 발명에
27	J	2.9	41.7	0.0	0.0	58.3	11.9	1.072	-4.3	0.41	1.19	0.5	2.1	본 발명에
28	K	1.6	30.9	0.0	0.0	69.1	11.2	1.073	-4.4	0.42	1.45	0.4	2.5	본 발명에
29	L	2.9	44.0	0.0	0.0	56.0	11.2	1.036	0.1	0.45	1.81	0.4	2.2	본 발명에
30	M	2.9	43.7	0.0	0.0	56.3	11.8	1.066	-2.5	0.39	1.19	0.5	2.5	본 발명에
31	N	2.9	40.5	0.0	0.0	59.5	11.4	1.047	3.3	0.36	1.86	0.3	2.2	본 발명에
32	O	2.9	38.4	0.0	0.0	61.6	11.4	1.064	1.9	0.44	2.33	0.4	2.4	본 발명에
33	P	2.9	42.7	0.0	0.0	57.3	11.6	1.041	0.8	0.39	0.06	0.1	2.5	비교예
34	Q	2.9	80.4	0.0	0.0	19.6	11.9	1.066	-2.6	0.42	1.76	0.5	2.3	비교예
35	R	2.9	5.0	0.0	0.0	95.0	11.8	1.071	-4.7	0.42	1.88	0.6	2.4	비교예
36	S	2.9	67.5	5.4	0.0	27.1	11.3	1.039	2.1	0.42	1.84	0.5	2.5	비교예
37	I	2.9	72.5	0.0	0.0	27.5	11.2	1.078	-2.1	0.35	1.25	0.5	2.1	비교예
38	U	2.9	55.7	0.0	0.0	44.3	11.9	1.079	-2.1	0.43	2.32	0.6	2.0	비교예
39	B	3.2	38.0	0.0	0.0	62.0	11.5	1.073	-3.2	0.42	1.68	3.1	2.2	비교예
40	G	2.9	60.1	0.0	0.1	39.8	11.9	1.038	-1.6	0.33	2.66	0.3	1.8	비교예
41	A	2.3	17.7	0.0	0.0	82.3	11.8	1.010	-5.7	0.46	1.10	0.3	2.3	비교예

밑줄은 본 발명의 범위 외, 또는 특성이 바람직하지 않은 것을 나타낸다.

[표 5B]

[0329]

[0330]

계 조 No.	강 No.	인장 강도	전연신율	TS×EI	2차 전단면의 유무	한계 판 두께 감소율	포레스 성형 후의 산술 평균 거칠기 Ra	한계 굽힘 R/t	비고
		MPa	%	MPa·%		%	μm		
1	A	1394	10.3	14325	-	71.9	2.4	2.3	본 발명에
2	B	1037	15.6	16179	없음	73.7	2.2	2.1	본 발명에
3	B	1015	15.7	15919	있음	71.1	1.9	2.3	비교예
4	B	1026	15.3	15663	있음	70.8	2.1	2.3	비교예
5	B	1036	15.3	15890	없음	72.4	3.4	2.3	비교예
6	B	1039	15.2	15780	없음	72.4	3.3	2.1	비교예
7	B	1035	15.5	16037	있음	73.4	3.7	2.3	비교예
8	B	1014	15.3	15506	있음	73.2	2.4	2.4	비교예
9	B	1009	15.6	15708	있음	73.3	2.6	2.2	비교예
10	B	1065	12.7	13550	있음	73.9	1.9	2.5	비교예
11	B	1013	15.9	16089	있음	71.2	2.4	2.3	비교예
12	B	1015	15.6	15836	있음	74.2	2.3	2.3	비교예
13	B	1007	15.8	15916	없음	73.7	2.2	2.8	본 발명에
14	B	1050	11.5	12053	없음	70.7	2.0	2.1	비교예
15	B	973	12.9	12539	없음	74.4	1.9	2.4	비교예
16	B	1082	11.1	11977	없음	73.0	2.1	2.3	비교예
17	B	1035	15.1	15605	없음	58.1	2.4	2.4	비교예
18	B	1039	15.0	15571	없음	55.4	2.4	2.3	비교예
19	C	1254	11.6	14532	없음	73.2	2.4	2.3	본 발명에

밑줄은 본 발명의 범위 외, 또는 특성이 바람직하지 않은 것을 나타낸다.

[표 6A]

[0331]

[0332]

[0333] [표 6B]

계 조 No.	강 No.	인장 강도 TS	전연신율 EI	TS×EI	2차 전단면의 유무	한계 판 두께 감소율	프레스 성형 후의 산술 평균 거칠기 Ra	한계 굽힘 R/t	비고
		MPa	%	MPa·%		%	μm		
20	D	1026	17.5	17951	-	62.3	1.9	2.4	본 발명에
21	D	986	18.3	18005	없음	54.9	2.1	2.5	비교예
22	E	1030	15.9	16335	없음	72.1	2.8	2.4	본 발명에
23	F	1196	11.2	13451	없음	71.7	2.2	2.2	본 발명에
24	G	1010	15.3	15503	없음	70.8	2.1	2.3	본 발명에
25	H	1024	15.7	16117	없음	70.5	2.9	2.3	본 발명에
26	I	1008	15.7	15824	없음	71.3	2.8	2.2	본 발명에
27	J	998	16.2	16202	없음	72.0	2.1	2.4	본 발명에
28	K	983	15.7	15453	없음	70.6	2.1	2.3	본 발명에
29	L	1005	14.3	14322	없음	65.8	2.1	2.2	본 발명에
30	M	998	14.9	14866	없음	69.0	2.4	2.3	본 발명에
31	N	1030	14.1	14507	없음	64.8	2.6	2.1	본 발명에
32	O	1027	15.1	15528	없음	70.8	2.2	2.3	본 발명에
33	P	1017	15.6	15877	없음	74.9	3.5	2.4	비교예
34	Q	794	21.2	16825	없음	72.1	2.1	2.1	비교예
35	R	1438	8.3	11953	없음	71.7	2.2	2.2	비교예
36	S	942	17.2	16249	없음	54.5	2.0	2.7	비교예
37	T	898	17.5	15750	없음	72.0	2.3	2.3	비교예
38	U	956	16.8	16046	없음	74.4	2.4	2.3	비교예
39	B	1019	15.2	15513	없음	70.2	3.9	2.3	비교예
40	G	976	17.3	16885	없음	70.1	2.0	2.5	비교예
41	A	1382	11.1	15304	있음	71.9	2.4	2.3	비교예

밑줄은 본 발명의 범위 외, 또는 특성이 바람직하지 않은 것을 나타낸다.

[0334]

[0335]

표 5A 내지 표 6B를 보면, 본 발명에 관한 열연 강관은, 높은 강도 및 한계 파단 판 두께 감소율, 그리고 우수한 연성 및 전단 가공성을 가짐과 함께, 프레스 성형 후에 있어서 우수한 피로 특성을 갖는 것을 알 수 있다. 또한, 본 발명에 중, 표층 영역의 평균 결정 입경이 3.0μm 미만인 열연 강관은, 상기 여러 특성을 가진 다음에 또한 우수한 내 굽힘 내 균열성을 갖는 것을 알 수 있다.

[0336]

한편, 비교예에 관한 열연 강관은, 어느 하나 이상의 특성이 열화되어 있는 것을 알 수 있다.

산업상 이용가능성

[0337]

본 발명에 관한 상기 양태에 따르면, 높은 강도 및 한계 파단 판 두께 감소율, 그리고 우수한 연성 및 전단 가공성을 가짐과 함께, 프레스 성형 후에 있어서 우수한 피로 특성을 갖는 열연 강관을 제공할 수 있다. 또한, 본 발명에 관한 상기의 바람직한 양태에 따르면, 상기 여러 특성을 가진 다음에 또한 굽힘 내 균열의 발생이 억제된, 즉 내 굽힘 내 균열성이 우수한 열연 강관을 얻을 수 있다.

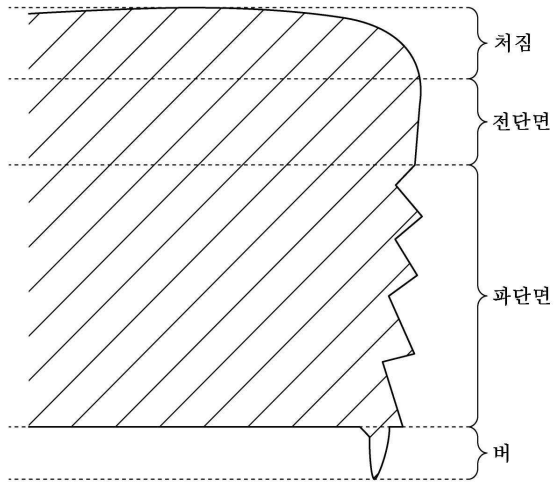
[0338]

본 발명에 관한 열연 강관은, 자동차 부재, 기계 구조 부재 나아가 건축 부재에 사용되는 공업용 소재로서 적합

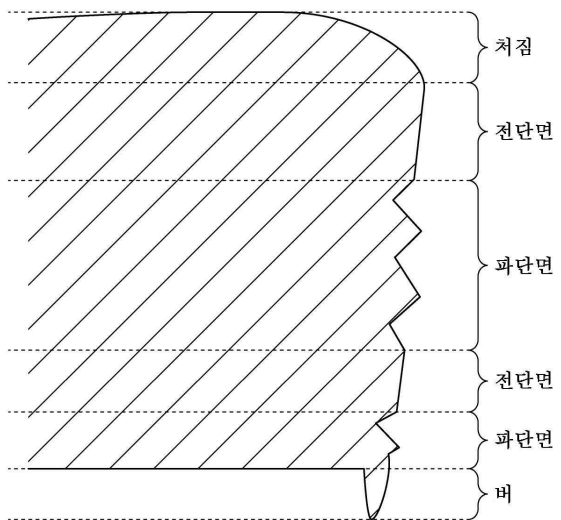
하다.

도면

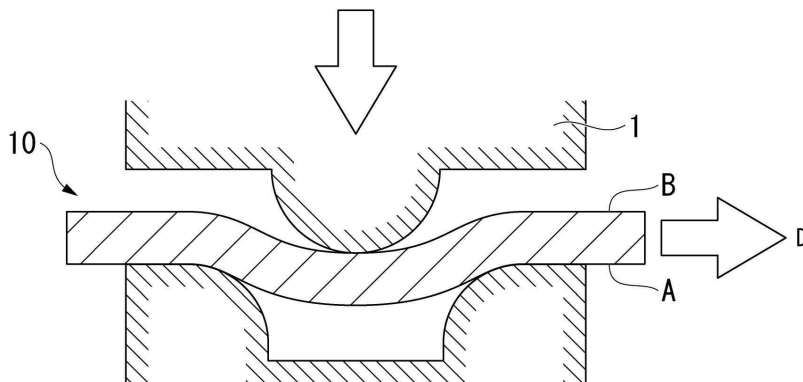
도면1



도면2



도면3



도면4

