



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2025년04월11일
(11) 등록번호 10-2794194
(24) 등록일자 2025년04월07일

- (51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 38/58 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/00 (2006.01)
C22C 38/34 (2006.01) C22C 38/42 (2006.01)
C22C 38/44 (2006.01)
- (52) CPC특허분류
C22C 38/58 (2013.01)
C21D 8/0226 (2013.01)
- (21) 출원번호 10-2022-7025061
- (22) 출원일자(국제) 2022년12월11일
심사청구일자 2022년07월19일
- (85) 번역문제출일자 2022년07월19일
- (65) 공개번호 10-2022-0111724
- (43) 공개일자 2022년08월09일
- (86) 국제출원번호 PCT/JP2020/046384
- (87) 국제공개번호 WO 2021/153037
국제공개일자 2021년08월05일
- (30) 우선권주장
JP-P-2020-010944 2020년01월27일 일본(JP)
- (56) 선행기술조사문헌
W02019009410 A1
JP2009263685 A
JP2007070648 A
JP2017145469 A

- (73) 특허권자
닛폰세이테츠 가부시카가이샤
일본 도쿄도 치요다쿠 마루노우찌 2쵸메 6방 1고
- (72) 발명자
슈토 히로시
일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우찌 2쵸메 6방 1고 닛폰세이테츠 가부시카가이샤 내
츠츠이 가즈마사
일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우찌 2쵸메 6방 1고 닛폰세이테츠 가부시카가이샤 내
(뒷면에 계속)
- (74) 대리인
양영준, 최인호, 정혜진, 성재동

전체 청구항 수 : 총 3 항

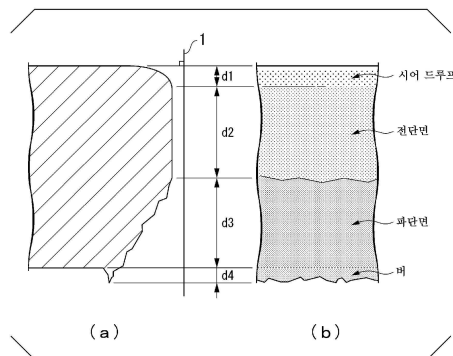
심사관 : 구본승

(54) 발명의 명칭 열연 강판

(57) 요약

이 열연 강판은, 소정의 화학 조성을 갖고, 금속 조직에 있어서, 면적%로, 잔류 오스테나이트가 3.0% 미만이고, 페라이트가 15.0% 이상 60.0% 미만이고, 펄라이트가 5.0% 미만이고, <110> 방향을 축으로 하여, 결정 방위차가 60° 인 입계의 길이 L₆₀과 결정 방위차가 7° 인 입계의 길이 L₇의 비인 L₆₀/L₇이 0.60 이상이고, Mn 농도의 표준 편차가 0.60질량% 이하이고, 인장 강도가 980MPa 이상이다.

대표도 - 도1



(52) CPC특허분류

C21D 9/46 (2013.01)
C22C 38/001 (2013.01)
C22C 38/34 (2013.01)
C22C 38/42 (2013.01)
C22C 38/44 (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

하야시 고오타로오

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

사카키바라 아키후미

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

고바야시 슌스케

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%,

Ti, Nb 및 V 중 1종 또는 2종 이상: 합계로 0.060 내지 0.500%,

sol.Al: 0.001 내지 2.000%,

P: 0.100% 이하,

S: 0.0300% 이하,

N: 0.1000% 이하,

O: 0.0100% 이하,

Cu: 0 내지 2.00%,

Cr: 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 0.020%,

Zr, Co, Zn 및 W 중 1종 또는 2종 이상: 합계로 0 내지 1.00%, 그리고

Sn: 0 내지 0.050%를 함유하고,

잔부가 Fe 및 불순물로 이루어지고,

압연 방향과 평행한 단면에서, 표면으로부터 판 두께의 1/4 깊이 또한 판 폭 방향 중앙 위치에 있어서의 금속 조직이, 면적%로,

잔류 오스테나이트가 3.0% 미만이고,

페라이트가 15.0% 이상 60.0% 미만이고,

필라이트가 5.0% 미만이고,

잔부 조직으로서 베이나이트, 마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트 중 1종 또는 2종 이상을 포함하며,

<110> 방향을 축으로 하여, 결정 방위차가 60° 인 입계의 길이 L_{60} 과, 결정 방위차가 7° 인 입계의 길이 L_7 의 비인 L_{60}/L_7 이 0.60 이상이고,

Mn 농도의 표준 편차가 0.60질량% 이하이고,

인장 강도가 980MPa 이상인
것을 특징으로 하는 열연 강판.

청구항 2

제1항에 있어서,
표층의 평균 결정 입경이 3.0 μ m 미만인 것을 특징으로 하는 열연 강판.

청구항 3

제1항 또는 제2항에 있어서,
상기 화학 조성이, 질량%로,
Cu: 0.01 내지 2.00%,
Cr: 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%, 및
Bi: 0.0005 내지 0.020%
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 고강도이며, 또한 연성 및 전단 가공성이 우수한 열연 강판에 관한 것이다.
- [0002] 본원은, 2020년 1월 27일에, 일본에 출원된 일본 특허 출원 제2020-010944호에 기초하여 우선권을 주장하고, 그 내용을 여기에 원용한다.

배경 기술

- [0003] 근년, 지구 환경 보호의 관점에서, 많은 분야에 있어서 탄산 가스 배출량의 삭감이 추진되고 있다. 자동차 베이커에 있어서도 저연비화를 목적으로 한 차체 경량화의 기술 개발이 활발히 행해지고 있다. 그러나, 탑승자의 안전 확보를 위해 내충돌 특성의 향상에도 중점을 두기 때문에, 차체 경량화는 용이하지 않다.
- [0004] 차체 경량화와 내충돌 특성을 양립시키기 위해, 고강도 강판을 사용하여 부재를 박육화하는 것이 검토되고 있다. 이 때문에, 높은 강도와 우수한 성형성을 겸비하는 강판이 강하게 요망되고 있다. 이들 요구에 부응하기 위해, 몇 가지의 기술이 종래부터 제안되어 있다.
- [0005] 자동차 부재에는 다양한 가공 양식이 있으므로, 요구되는 성형성은 적용되는 부재에 따라 다르지만, 그 중에서도 연성은 성형성의 중요한 지표로서 자리매김되어 있다.
- [0006] 또한, 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.

- [0007] 연성 향상의 기술에 대해서는, 예를 들어 특허문헌 1에는, 평균 결정 입경이 10 μ m 이하인 페라이트 중에 평균 결정 입경이 5 μ m 이하인 잔류 오스테나이트를 분산시킨, 내충돌 안전성 및 성형성이 우수한 자동차용 고강도 강판이 개시되어 있다. 금속 조직에 잔류 오스테나이트를 포함하는 강판에서는, 가공 중에 오스테나이트가 마르텐사이트 변태되어, 변태 유기 소성에 의해 큰 연신율을 나타내기는 하지만, 경질인 마르텐사이트의 생성에 의해 구멍 확장성이 손상된다. 특허문헌 1에는, 페라이트 및 잔류 오스테나이트를 미세화함으로써, 연성뿐만 아니라 구멍 확장성도 향상된다고 개시되어 있다.
- [0008] 특허문헌 2에는, 결정립 내에 잔류 오스테나이트 및/또는 마르텐사이트로 이루어지는 제2상을 미세하게 분산시킨, 연성 및 신장 플랜지성이 우수한 인장 강도가 980MPa 이상인 고강도 강판이 개시되어 있다.
- [0009] 전단 가공성의 향상에 대한 기술은, 예를 들어 특허문헌 3에는, 표층의 페라이트 입경 d_s 와 내부의 페라이트 결정립 d_b 의 비 d_s/d_b 를 0.95 이하로 제어함으로써, 편칭 후의 버 높이를 제어하는 기술이 개시되어 있다.
- [0010] 특허문헌 4에는, P의 함유량을 저감함으로써 관 단부면의 벗겨짐이나 말림을 개선하는 기술이 개시되어 있다.

선행기술문헌

특허문헌

- [0011] (특허문헌 0001) 일본 특허 공개 평11-61326호 공보
- (특허문헌 0002) 일본 특허 공개 제2005-179703호 공보
- (특허문헌 0003) 일본 특허 공개 평10-168544호 공보
- (특허문헌 0004) 일본 특허 공개 제2005-298924호 공보

발명의 내용

해결하려는 과제

- [0012] 특허문헌 1 내지 4에 개시된 기술은, 모두 연성 또는 전단 가공 후의 단부면 성상 중 어느 한쪽을 향상시키는 기술이다. 그러나, 특허문헌 1 내지 3에서는 이들 특성을 양립시키는 기술에 대하여 언급되어 있지 않다. 특허문헌 4에서는, 전단 가공성과 프레스 성형성의 양립에 대하여 언급되어 있다. 그러나, 특허문헌 4에 개시된 강판의 강도는 850MPa 미만이므로, 980MPa 이상의 고강도의 부재에 적용하는 것은 곤란한 경우가 있다.
- [0013] 또한, 특히 980MPa 이상의 고강도 강판에서는, 전단 가공 후의 단부면에 차지하는 전단면의 비율이 안정되지 않아, 절단 단부면의 정밀도가 변동되는 것이 과제이다.
- [0014] 본 발명은 종래 기술의 상기 과제를 감안하여 이루어진 것이며, 높은 강도를 가짐과 함께, 우수한 연성 및 전단 가공성을 갖는 열연 강판을 제공하는 것을 목적으로 한다.

과제의 해결 수단

- [0015] 본 발명자들은, 상술한 과제를 감안하여, 열연 강판의 화학 조성 및 금속 조직과 기계 특성의 관계에 대하여 예의 연구를 거듭하였다. 그 결과, 이하의 지견 (a) 내지 (h)를 얻어, 본 발명을 완성하였다.
- [0016] 또한, 우수한 전단 가공성을 갖는다고 함은, 전단 가공 후의 단부면에 차지하는 전단면의 비율(이하, 전단면 비율이라고 기재하는 경우가 있음)이 안정되어 있는(전단면 비율의 변화량이 작은) 것을 나타낸다.
- [0017] 또한, 우수한 강도 또는 높은 강도를 갖는다고 함은, 인장 강도가 980MPa 이상인 것을 나타낸다.
- [0018] (a) 우수한 인장(최대) 강도를 얻기 위해서는, 경질의 조직을 활용하는 것이 바람직하다. 즉, 마르텐사이트, 템퍼링 마르텐사이트 및/또는 베이나이트를 조직 중에 포함하는 것이 바람직하다.
- [0019] (b) 그러나, 경질의 조직은 연성이 부족한 조직이므로, 단순히 이것들을 주체로 하는 금속 조직으로 하는 것만으로는, 우수한 연성을 확보할 수 없다.
- [0020] (c) 고강도의 열연 강판에 우수한 연성도 겸비시키기 위해서는, 연성이 높은 페라이트를 적량 함유시키는 것이

효과적이다.

- [0021] (d) 페라이트는 일반적으로 연질이므로, 원하는 강도를 얻기 위해, Ti, Nb, V 등을 석출 강화 원소로서 활용할 필요가 있다. 그 때문에, 열연 프로세스에 있어서 중간 공랭을 실시하여, 적절한 양의 석출 강화 페라이트를 얻는 것이 효과적이다.
- [0022] (e) 경질의 조직은 일반적으로 600℃ 이하의 상변태에 있어서 형성되지만, 이 온도역에 있어서는 <110> 방향을 축으로 하여 결정 방위차가 60° 인 입계 및 결정 방위차가 7° 인 입계가 다량으로 형성된다.
- [0023] (f) <110> 방향을 축으로 하여 결정 방위차가 60° 인 입계의 생성 시에는, 경질 조직 중에 전위가 축적되기 어렵다. 경질상 중에 있어서, 이러한 입계의 밀도가 높고, 또한 균일하게 분산되어 있는(즉 <110> 방향을 축으로 하여 결정 방위차가 60° 인 입계의 합계의 길이가 큰) 금속 조직에서는, 전단 가공 시에 경질 조직 중에 전위가 축적되기 어려워, 경질 조직 내부로부터 균열이 발생하기 어렵다. 그 결과, 전단 가공의 날끝 근방에 경질상이 드문드문 존재해도 균열이 발생하기 어려워, 전단면의 비율이 일정하게 유지된다, 즉 전단면의 비율이 안정화된다.
- [0024] (g) <110> 방향을 축으로 하여 결정 방위차가 60° 인 입계를 경질상 중에 균일하게 분산시키기 위해서는, Mn 농도의 표준 편차를 일정값 이하로 할 필요가 있다. Mn 농도의 표준 편차를 일정값 이하로 하기 위해서는, 슬래브 가열 시에 700 내지 850℃의 온도역에서 900초 이상 유지하고, 그 후 더 가열하여, 1100℃ 이상의 온도역에서 6000초 이상 유지하고, 또한 850 내지 1100℃의 온도역에서 합계 90% 이상의 판 두께 감소가 되는 열간 압연을 행하는 것이 효과적이다.
- [0025] (h) <110> 방향을 축으로 하여 결정 방위차가 60° 인 입계의 길이를 증대시키고, 또한 <110> 방향을 축으로 하여 결정 방위차가 7° 인 입계의 길이를 감소시키기 위해서는, 400 내지 600℃에서 권취하는 것이 효과적이다.
- [0026] 상기 지견에 기초하여 이루어진 본 발명의 요지는, 이하와 같다.
- [0027] (1) 본 발명의 일 양태에 관한 열연 강판은, 화학 조성인, 질량%로,
- [0028] C: 0.050 내지 0.250%,
- [0029] Si: 0.05 내지 3.00%,
- [0030] Mn: 1.00 내지 4.00%,
- [0031] Ti, Nb 및 V 중 1종 또는 2종 이상: 합계로 0.060 내지 0.500%,
- [0032] sol.Al: 0.001 내지 2.000%,
- [0033] P: 0.100% 이하,
- [0034] S: 0.0300% 이하,
- [0035] N: 0.1000% 이하,
- [0036] O: 0.0100% 이하,
- [0037] Cu: 0 내지 2.00%,
- [0038] Cr: 0 내지 2.00%,
- [0039] Mo: 0 내지 1.00%,
- [0040] Ni: 0 내지 2.00%,
- [0041] B: 0 내지 0.0100%,
- [0042] Ca: 0 내지 0.0200%,
- [0043] Mg: 0 내지 0.0200%,
- [0044] REM: 0 내지 0.1000%,
- [0045] Bi: 0 내지 0.020%,
- [0046] Zr, Co, Zn 및 W 중 1종 또는 2종 이상: 합계로 0 내지 1.00%, 그리고

- [0047] Sn: 0 내지 0.050%를 함유하고,
- [0048] 잔부가 Fe 및 불순물로 이루어지고,
- [0049] 금속 조직이, 면적%로,
- [0050] 잔류 오스테나이트가 3.0% 미만이고,
- [0051] 페라이트가 15.0% 이상 60.0% 미만이고,
- [0052] 펄라이트가 5.0% 미만이고,
- [0053] <110> 방향을 축으로 하여, 결정 방위차가 60° 인 입계의 길이 L_{60} 과, 결정 방위차가 7° 인 입계의 길이 L_7 의 비인 L_{60}/L_7 이 0.60 이상이고,
- [0054] Mn 농도의 표준 편차가 0.60질량% 이하이고,
- [0055] 인장 강도가 980MPa 이상이다.
- [0056] (2) 상기 (1)에 기재된 열연 강관은, 표층의 평균 결정 입경이 $3.0\mu\text{m}$ 미만이어도 된다.
- [0057] (3) 상기 (1) 또는 (2)에 기재된 열연 강관은, 상기 화학 조성이, 질량%로,
- [0058] Cu: 0.01 내지 2.00%,
- [0059] Cr: 0.01 내지 2.00%,
- [0060] Mo: 0.01 내지 1.00%,
- [0061] Ni: 0.02 내지 2.00%,
- [0062] B: 0.0001 내지 0.0100%,
- [0063] Ca: 0.0005 내지 0.0200%,
- [0064] Mg: 0.0005 내지 0.0200%,
- [0065] REM: 0.0005 내지 0.1000%, 및
- [0066] Bi: 0.0005 내지 0.020%
- [0067] 로 이루어지는 군에서 선택되는 1종 또는 2종 이상을 함유해도 된다.

발명의 효과

- [0068] 본 발명에 관한 상기 양태에 의하면, 우수한 강도, 연성 및 전단 가공성을 갖는 열연 강관을 얻을 수 있다. 또한, 본 발명에 관한 상기의 바람직한 양태에 의하면, 상기 여러 특성을 가진 후에 또한, 굽힘 내측 균열의 발생이 억제된, 즉 내굽힘 내측 균열성이 우수한 열연 강관을 얻을 수 있다.
- [0069] 본 발명의 상기 양태에 관한 열연 강관은, 자동차 부재, 기계 구조 부재 나아가 건축 부재에 사용되는 산업용 소재로서 적합하다.

도면의 간단한 설명

- [0070] 도 1은 전단 가공 후의 단부면에 차지하는 전단면의 비율의 측정 방법을 설명하기 위한 도면이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

- [0071] 본 실시 형태에 관한 열연 강관(이하, 단순히 강관이라고 기재하는 경우가 있음)의 화학 조성 및 금속 조직에 대해서, 이하에 보다 구체적으로 설명한다. 단, 본 발명은 본 실시 형태에 개시된 구성에만 제한되는 것은 아니고, 본 발명의 취지를 일탈하지 않는 범위에서 다양한 변경이 가능하다.
- [0072] 이하에 「내지」를 사이에 두고 기재하는 수치 한정 범위에는, 하한값 및 상한값이 그 범위에 포함된다. 「미만」 또는 「초과」라고 나타내는 수치에는, 그 값이 수치 범위에 포함되지 않는다.

- [0073] 이하의 설명에 있어서, 열연 강관의 화학 조성에 관한 %는 특별히 지정하지 않는 한 질량%이다.
- [0074] 1. 화학 조성
- [0075] 본 실시 형태에 관한 열연 강관은, 질량%로, C: 0.050 내지 0.250%, Si: 0.05 내지 3.00%, Mn: 1.00 내지 4.00%, Ti, Nb 및 V 중 1종 또는 2종 이상: 합계로 0.060 내지 0.500%, sol.Al: 0.001 내지 2.000%, P: 0.100% 이하, S: 0.0300% 이하, N: 0.1000% 이하, O: 0.0100% 이하, 그리고 잔부: Fe 및 불순물을 포함한다. 이하에 각 원소에 대해서 상세하게 설명한다.
- [0076] (1-1) C: 0.050 내지 0.250%
- [0077] C는, 경질상의 면적 분율을 상승시킴과 함께, Ti, Nb, V 등의 석출 강화 원소와 결합함으로써, 페라이트의 강도를 상승시킨다. C 함유량이 0.050% 미만이면, 원하는 강도를 얻는 것이 곤란해진다. 따라서, C 함유량은 0.050% 이상으로 한다. C 함유량은, 바람직하게는 0.060% 이상, 보다 바람직하게는 0.070% 이상이다.
- [0078] 한편, C 함유량이 0.250% 초과이면, 페라이트의 면적 분율이 저하됨으로써, 열연 강관의 연성이 저하된다. 따라서, C 함유량은 0.250% 이하로 한다. C 함유량은 바람직하게는 0.150% 이하, 0.150% 미만, 0.130% 이하이다.
- [0079] (1-2) Si: 0.05 내지 3.00%
- [0080] Si는, 페라이트의 생성을 촉진하여 열연 강관의 연성을 향상시키는 작용과, 페라이트를 고용 강화하여 열연 강관의 강도를 상승시키는 작용을 갖는다. 또한, Si는 탈산에 의해 강을 건전화하는(강에 블로우홀 등의 결함이 발생하는 것을 억제하는) 작용을 갖는다. Si 함유량이 0.05% 미만이면, 상기 작용에 의한 효과를 얻을 수 없다. 따라서, Si 함유량은 0.05% 이상으로 한다. Si 함유량은, 바람직하게는 0.30% 이상, 0.50% 이상, 0.80% 이상이다.
- [0081] 그러나, Si 함유량이 3.00% 초과이면, 열연 강관의 표면 성상 및 화성 처리성, 나아가 연성 및 용접성이 현저하게 열화됨과 함께, A₃ 변태점이 현저하게 상승한다. 이에 의해, 안정적으로 열간 압연을 행하는 것이 곤란해진다. 따라서, Si 함유량은 3.00% 이하로 한다. Si 함유량은, 바람직하게는 2.70% 이하, 보다 바람직하게는 2.50% 이하이다.
- [0082] (1-3) Mn: 1.00 내지 4.00%
- [0083] Mn은, 페라이트 변태를 억제하여 열연 강관을 고강도화하는 작용을 갖는다. Mn 함유량이 1.00% 미만이면, 980 MPa 이상의 인장 강도를 얻을 수 없다. 따라서, Mn 함유량은 1.00% 이상으로 한다. Mn 함유량은, 바람직하게는 1.50% 이상이며, 보다 바람직하게는 1.80% 이상이다.
- [0084] 한편, Mn 함유량이 4.00% 초과이면, Mn의 편석에 기인하여 경질상 중의 결정립의 각도차가 불균일해져, 전단면 비율이 불안정해진다. 따라서, Mn 함유량은 4.00% 이하로 한다. Mn 함유량은, 바람직하게는 3.70% 이하, 3.50% 이하이다.
- [0085] (1-4) Ti, Nb 및 V 중 1종 또는 2종 이상: 합계로 0.060 내지 0.500%
- [0086] Ti, Nb 및 V는, 탄화물 및 질화물로서 강 중에 미세 석출되고, 석출 강화에 의해 강의 강도를 향상시키는 원소이다. 또한, 상기 탄화물을 형성함으로써 C를 고정하여, 전단 가공성에 있어서 유해한 시멘타이트의 생성을 억제하는 원소이다. 이들 효과를 얻기 위해, Ti, Nb 및 V의 함유량의 합계를 0.060% 이상으로 한다. 또한, Ti, Nb 및 V의 모두가 함유되어 있을 필요는 없고, 어느 1종이라도 포함되어 있으면 된다. Ti, Nb 및 V 중 1종을 포함하고, 그 함유량이 0.060% 이상이어도 되고, Ti, Nb 및 V 중 2종 이상을 포함하고, 그들의 함유량의 합계가 0.060% 이상이어도 된다. Ti, Nb 및 V의 합계의 함유량은, 바람직하게는 0.080% 이상이다.
- [0087] 한편, Ti, Nb 및 V의 함유량의 합계가 0.500%를 초과하면, 가공성이 열화된다. 그 때문에, Ti, Nb 및 V의 함유량의 합계를 0.500% 이하로 한다. 바람직하게는, 0.300% 이하이고, 보다 바람직하게는, 0.250% 이하이다.
- [0088] (1-5) sol.Al: 0.001 내지 2.000%
- [0089] Al은, Si와 마찬가지로, 탈산에 의해 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% 이상, 0.030

% 이상이다.

- [0090] 한편, sol.Al 함유량이 2.000% 초과이면, 상기 효과가 포화됨과 함께 경제적으로 바람직하지 않으므로, sol.Al 함유량은 2.000% 이하로 한다. sol.Al 함유량은, 바람직하게는 1.500% 이하, 1.000% 이하, 0.500% 이하, 0.100% 이하이다.
- [0091] 또한, 본 실시 형태에 있어서 sol.Al이란, 산 가용성 Al을 의미하고, 고용 상태로 강 중에 존재하는 고용 Al을 나타낸다.
- [0092] (1-6) P: 0.100% 이하
- [0093] P는, 일반적으로 불순물로서 함유되는 원소이지만, 고용 강화에 의해 열연 강관의 강도를 높이는 작용을 갖는 원소이기도 하다. 따라서, P를 적극적으로 함유시켜도 되지만, P는 편석되기 쉬운 원소이며, P 함유량이 0.100%를 초과하면, 입계 편석에 기인하는 연성의 저하가 현저해진다. 따라서, P 함유량은, 0.100% 이하로 한다. P 함유량은, 바람직하게는 0.030% 이하이다.
- [0094] P 함유량의 하한은 특별히 규정할 필요는 없지만, 정련 비용의 관점에서, 0.001%로 하는 것이 바람직하다.
- [0095] (1-7) S: 0.0300% 이하
- [0096] S는, 불순물로서 함유되는 원소이며, 강 중에 황화물계 개재물을 형성하여 열연 강관의 연성을 저하시킨다. S 함유량이 0.0300%를 초과하면, 열연 강관의 연성이 현저하게 저하된다. 따라서, S 함유량은 0.0300% 이하로 한다. S 함유량은, 바람직하게는 0.0050% 이하이다.
- [0097] S 함유량의 하한은 특별히 규정할 필요는 없지만, 정련 비용의 관점에서, 0.0001%로 하는 것이 바람직하다.
- [0098] (1-8) N: 0.1000% 이하
- [0099] N은, 불순물로서 강 중에 함유되는 원소이며, 열연 강관의 연성을 저하시키는 작용을 갖는다. N 함유량이 0.1000% 초과이면, 열연 강관의 연성이 현저하게 저하된다. 따라서, N 함유량은 0.1000% 이하로 한다. N 함유량은, 바람직하게는 0.0800% 이하이고, 더욱 바람직하게는 0.0700% 이하이다.
- [0100] N 함유량의 하한은 특별히 규정할 필요는 없지만, Ti, Nb 및 V 중 1종 또는 2종 이상을 함유시켜서 금속 조직을 보다 미세화하는 경우에는, 탄질화물의 석출을 촉진시키기 위해 N 함유량은 0.0010% 이상으로 하는 것이 바람직하고, 0.0020% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.
- [0101] (1-9) O: 0.0100% 이하
- [0102] 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, 0.0080% 이하, 0.0050% 이하로 하는 것이 바람직하다.
- [0103] 용강의 탈산 시에 미세한 산화물을 다수 분산시키기 위해, O 함유량은 0.0005% 이상, 0.0010% 이상으로 해도 된다.
- [0104] 본 실시 형태에 관한 열연 강관의 화학 조성의 잔부는, Fe 및 불순물이어도 된다. 본 실시 형태에 있어서, 불순물이란, 원료로서의 광석, 스크랩 또는 제조 환경 등으로부터 혼입되는 것이며, 본 실시 형태에 관한 열연 강관에 악영향을 미치지 않는 범위에서 허용되는 것을 의미한다.
- [0105] 본 실시 형태에 관한 열연 강관은, Fe의 일부 대신에, Cu, Cr, Mo, Ni, B, Ca, Mg, REM, Bi, Zr, Co, Zn, W 및 Sn을 임의 원소로서 함유해도 된다. 상기 임의 원소를 함유시키지 않는 경우의 함유량의 하한은 0%이다. 이하, 상기 임의 원소에 대해서 상세하게 설명한다.
- [0106] (1-10) Cu: 0.01 내지 2.00%, Cr: 0.01 내지 2.00%, Mo: 0.01 내지 1.00%, Ni: 0.02 내지 2.00%, 및 B: 0.0001 내지 0.0100%
- [0107] Cu, Cr, Mo, Ni 및 B는, 모두, 열연 강관의 퀴칭성을 높여서 인장 강도를 상승시키는 작용을 갖는다. 또한, Cu 및 Mo는 강 중에 탄화물로서 석출되어 열연 강관의 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.
- [0108] 상술한 바와 같이 Cu는, 열연 강관의 퀴칭성을 높이는 작용 및 저온에서 강 중에 탄화물로서 석출되어 열연 강

관의 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.

- [0109] 그러나, Cu 함유량이 2.00% 초과이면, 슬래브의 입계 균열이 발생하는 경우가 있다. 따라서, Cu 함유량은 2.00% 이하로 한다. Cu 함유량은, 바람직하게는 1.50% 이하, 1.00% 이하이다.
- [0110] 상술한 바와 같이 Cr은, 열연 강관의 퀴칭성을 높이는 작용을 갖는다. 상기 작용에 의한 효과를 보다 확실하게 얻기 위해서는, Cr 함유량을 0.01% 이상, 0.05% 이상으로 하는 것이 바람직하다.
- [0111] 그러나, Cr 함유량이 2.00% 초과이면, 열연 강관의 화성 처리성이 현저하게 저하된다. 따라서, Cr 함유량은 2.00% 이하로 한다.
- [0112] 상술한 바와 같이 Mo는, 열연 강관의 퀴칭성을 높이는 작용 및 강 중에 탄화물로서 석출되어 열연 강관의 강도를 높이는 작용을 갖는다. 상기 작용에 의한 효과를 보다 확실하게 얻기 위해서는, Mo 함유량을 0.01% 이상, 0.02% 이상으로 하는 것이 바람직하다.
- [0113] 그러나, Mo 함유량을 1.00% 초과로 해도 상기 작용에 의한 효과는 포화되어 경제적으로 바람직하지 않다. 따라서, Mo 함유량은 1.00% 이하로 한다. Mo 함유량은, 바람직하게는 0.50% 이하, 0.20% 이하이다.
- [0114] 상술한 바와 같이 Ni는, 열연 강관의 퀴칭성을 높이는 작용을 갖는다. 또한 Ni는, Cu를 함유시키는 경우에 있어서, Cu에 기인하는 슬래브의 입계 균열을 효과적으로 억제하는 작용을 갖는다. 상기 작용에 의한 효과를 보다 확실하게 얻기 위해서는, Ni 함유량을 0.02% 이상으로 하는 것이 바람직하다.
- [0115] Ni는, 고가의 원소이므로, 다량으로 함유시키는 것은 경제적으로 바람직하지 않다. 따라서, Ni 함유량은 2.00% 이하로 한다.
- [0116] 상술한 바와 같이 B는, 열연 강관의 퀴칭성을 높이는 작용을 갖는다. 이 작용에 의한 효과를 보다 확실하게 얻기 위해서는, B 함유량을 0.0001% 이상, 0.0002% 이상으로 하는 것이 바람직하다.
- [0117] 그러나, B 함유량이 0.0100% 초과이면, 열연 강관의 연성이 현저하게 저하되므로, B 함유량은 0.0100% 이하로 한다. B 함유량은, 0.0050% 이하로 하는 것이 바람직하다.
- [0118] (1-11) Ca: 0.0005 내지 0.0200%, Mg: 0.0005 내지 0.0200%, REM: 0.0005 내지 0.1000% 및 Bi: 0.0005 내지 0.020%
- [0119] Ca, Mg 및 REM은, 모두, 강 중의 개재물의 형상을 바람직한 형상으로 조정함으로써, 열연 강관의 성형성을 높이는 작용을 갖는다. 또한, Bi는, 응고 조직을 미세화함으로써, 열연 강관의 성형성을 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 이상을 0.0005% 이상으로 하는 것이 바람직하다.
- [0120] 그러나, Ca 함유량 또는 Mg 함유량이 0.0200%를 초과하면, 혹은 REM 함유량이 0.1000%를 초과하면, 강 중에 개재물이 과잉으로 생성되어, 오히려 열연 강관의 연성을 저하시키는 경우가 있다. 또한, Bi 함유량을 0.020% 초과로 해도, 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 0.020% 이하로 한다. Bi 함유량은, 바람직하게는 0.010% 이하이다.
- [0121] 여기서, REM은, Sc, Y 및 란타노이드로 이루어지는 합계 17원소를 가리키고, 상기 REM의 함유량은, 이들 원소의 합계 함유량을 가리킨다. 란타노이드의 경우, 공업적으로는 미슈 메탈의 형태로 첨가된다.
- [0122] (1-12) Zr, Co, Zn 및 W 중 1종 또는 2종 이상: 합계로 0 내지 1.00% 및 Sn: 0 내지 0.050%
- [0123] Zr, Co, Zn 및 W에 대해서, 본 발명자들은, 이들 원소를 합계로 1.00% 이하 함유시켜도, 본 실시 형태에 관한 열연 강관의 효과는 손상되지 않는 것을 확인하였다. 그 때문에, Zr, Co, Zn 및 W 중 1종 또는 2종 이상을 합계로 1.00% 이하 함유시켜도 된다.
- [0124] 또한, 본 발명자들은, Sn을 소량 함유시켜도 본 실시 형태에 관한 열연 강관의 효과는 손상되지 않는 것을 확인하였다. 그러나, Sn을 다량으로 함유시키면 열간 압연 시에 흠집이 발생하는 경우가 있으므로, Sn 함유량은 0.050% 이하로 한다.
- [0125] 상술한 열연 강관의 화학 조성은, 일반적인 분석 방법에 의해 측정하면 된다. 예를 들어, ICP-AES(Inductively Coupled Plasma-Atomic Emission Spectrometry)를 사용하여 측정하면 된다. 또한, sol.Al은, 시료를 산으로

가열 분해한 후의 여액을 사용하여 ICP-AES에 의해 측정하면 된다. C 및 S는 연소-적외선 흡수법을 사용하고, N은 불활성 가스 용해-열전도도법을 사용하여 측정하면 된다.

- [0126] 2. 열연 강판의 금속 조직
- [0127] 다음에, 본 실시 형태에 관한 열연 강판의 금속 조직에 대해서 설명한다.
- [0128] 본 실시 형태에 관한 열연 강판에서는, 금속 조직이, 면적%로, 잔류 오스테나이트가 3.0% 미만이고, 페라이트가 15.0% 이상 60.0% 미만이고, 펄라이트가 5.0% 미만이고, <110> 방향을 축으로 하여, 결정 방위차가 60° 인 입계의 길이 L_{60} 과, 결정 방위차가 7° 인 입계의 길이 L_7 의 비인 L_{60}/L_7 이 0.60 이상이고, Mn 농도의 표준 편차가 0.60질량% 이하이다. 그 때문에, 본 실시 형태에 관한 열연 강판은, 우수한 강도, 연성 및 전단 가공성을 얻을 수 있다.
- [0129] 또한, 본 실시 형태에서는, 압연 방향과 평행한 단면에서, 표면으로부터 판 두께의 1/4 깊이 또한 판 폭 방향 중앙 위치에 있어서의 금속 조직에 있어서의 조직 분율, L_{60}/L_7 및 Mn 농도의 표준 편차를 규정한다. 압연 방향과 평행한 단면의, 표면으로부터 판 두께의 1/4 깊이 또한 판 폭 방향 중앙 위치에 있어서의 금속 조직을 규정하는 이유는, 이 위치에 있어서의 금속 조직이, 강판의 대표적인 금속 조직을 나타내기 때문이다.
- [0130] 또한, 표면으로부터 판 두께의 1/4 깊이의 위치란, 표면으로부터 판 두께의 1/8 깊이 내지 표면으로부터 판 두께의 3/8 깊이의 영역을 말한다.
- [0131] (2-1) 잔류 오스테나이트의 면적 분율: 3.0% 미만
- [0132] 잔류 오스테나이트는 실온에서도 면심 입방 격자로서 존재하는 조직이다. 잔류 오스테나이트는, 변태 유기 소성(TRIP)에 의해 열연 강판의 연성을 높인다. 한편, 잔류 오스테나이트는, 전단 가공 중에는 고탄소의 마르텐사이트로 변태하여, 안정적인 균열 발생을 저해하는 작용을 가지므로, 전단면 비율이 불안정화되는 원인이 된다. 잔류 오스테나이트의 면적 분율이 3.0% 이상이면, 상기 작용이 현재화되어, 열연 강판의 전단 가공성이 열화된다. 따라서, 잔류 오스테나이트의 면적 분율은 3.0% 미만으로 한다. 잔류 오스테나이트의 면적 분율은, 바람직하게는 1.0% 미만이다. 잔류 오스테나이트는 적을수록 바람직하므로, 잔류 오스테나이트의 면적 분율은 0%여도 된다.
- [0133] 잔류 오스테나이트의 면적 분율의 측정 방법에는, X선 회절, EBSP(전자 후방 산란 회절상, Electron Back Scattering Diffraction Pattern) 해석, 자기 측정에 의한 방법 등이 있고, 측정 방법에 따라 측정값이 다른 경우가 있다. 본 실시 형태에서는, 잔류 오스테나이트의 면적 분율은 X선 회절에 의해 측정한다.
- [0134] 본 실시 형태에 있어서의 X선 회절에 의한 잔류 오스테나이트 면적 분율의 측정으로는, 먼저, 열연 강판의 판 두께의 1/4 깊이(표면으로부터 판 두께의 1/8 깊이 내지 표면으로부터 판 두께의 3/8 깊이의 영역) 또한 판 폭 방향 중앙 위치에 있어서의, 압연 방향과 평행한 단면에 있어서, Co-K α 선을 사용하여, $\alpha(110)$, $\alpha(200)$, $\alpha(211)$, $\gamma(111)$, $\gamma(200)$, $\gamma(220)$ 의 계 6피크의 적분 강도를 구하고, 강도 평균법을 사용하여 산출함으로써, 잔류 오스테나이트의 면적 분율을 얻는다.
- [0135] (2-2) 페라이트의 면적 분율: 15.0% 이상 60.0% 미만
- [0136] 페라이트는 비교적 고온에서 fcc가 bcc로 변태되었을 때에 생성되는 조직이다. 페라이트는 가공 경화율이 높으므로, 열연 강판의 강도-연성 밸런스를 높이는 작용이 있다. 상기의 작용을 얻기 위해, 페라이트의 면적 분율은 15.0% 이상으로 한다. 바람직하게는 20.0% 이상이다. 한편, 페라이트는 강도가 낮으므로, 면적 분율이 과잉이면 원하는 인장 강도를 얻을 수 없다. 이 때문에, 페라이트의 면적 분율은 60.0% 미만으로 한다. 바람직하게는 50.0% 이하, 45.0% 이하, 40.0% 이하이다.
- [0137] (2-3) 펄라이트의 면적 분율: 5.0% 미만
- [0138] 펄라이트는 페라이트끼리의 사이에 시멘타이트가 층상으로 석출된 라멜라상의 금속 조직이며, 또한 베이나이트나 마르텐사이트와 비교하면 연질인 금속 조직이다. 펄라이트의 면적 분율이 5.0% 이상이면, 펄라이트에 포함되는 시멘타이트에 탄소가 소비되고, 잔부 조직인 마르텐사이트나 베이나이트의 강도가 저하되어, 980MPa 이상의 인장 강도를 얻을 수 없다. 따라서, 펄라이트의 면적 분율은 5.0% 미만으로 한다. 펄라이트의 면적 분율은, 바람직하게는 3.0% 이하, 2.0% 이하, 1.0% 이하이다. 열연 강판의 연성을 향상시키기 위해, 펄라이트의 면적 분율은 가능한 한 저감하는 것이 바람직하고, 그 하한은 0%로 한다.

- [0139] (2-4) 베이나이트, 마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트: 합계로 32.0% 초과 85.0% 이하
- [0140] 본 실시 형태에 관한 열연 강판에는, 잔류 오스테나이트, 페라이트 및 펄라이트 이외의 잔부 조직으로서, 면적 분율의 합계가 32.0% 초과 85.0% 이하의 베이나이트, 마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트 중 1종 또는 2종 이상으로 이루어지는 경질 조직이 포함되어도 된다. 베이나이트, 마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트의 면적 분율의 합계를 32.0% 초과로 함으로써, 열연 강판의 강도를 향상시킬 수 있다. 그 때문에, 베이나이트, 마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트의 면적 분율의 합계는 32.0% 초과로 하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는, 35.0% 이상, 40.0% 이상, 43.0% 초과, 50.0% 이상이다.
- [0141] 또한, 베이나이트, 마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트의 면적 분율의 합계를 85.0% 이하로 함으로써, 열연 강판의 연성을 향상시킬 수 있다. 그 때문에, 베이나이트, 마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트의 면적 분율의 합계는 85.0% 이하로 하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는, 80.0% 이하, 75.0% 이하, 70.0% 이하이다.
- [0142] 또한, 베이나이트, 마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트 중 1종을 포함하고, 그 면적 분율이 32.0% 초과 85.0% 이하여도 되고, 베이나이트, 마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트 중 2종 이상을 포함하고, 그들의 면적 분율의 합계가 32.0% 초과 85.0% 이하여도 된다.
- [0143] 페라이트 및 펄라이트의 면적 분율의 측정은, 이하의 방법으로 행한다.
- [0144] 압연 방향에 수직인 단면을 경면으로 마무리하고, 실온에서 알칼리성 용액을 포함하지 않는 콜로이드 실리카를 사용하여 8분간 연마하고, 샘플의 표층에 도입된 스트레인을 제거한다. 샘플 단면의 길이 방향의 임의의 위치에 있어서, 압연 방향과 평행한 단면에서, 표면으로부터 판 두께의 1/4 깊이 또한 판 폭 방향 중앙 위치에 대하여 측정할 수 있도록, 길이 50 μ m, 표면으로부터 판 두께의 1/8 깊이 내지 표면으로부터 판 두께의 3/8 깊이의 영역을, 0.1 μ m의 측정 간격으로 전자 후방 산란 회절법에 의해 측정하여 결정 방위 정보를 얻는다.
- [0145] 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, 동일 시야에 있어서 반사 전자상을 촬영한다. 먼저, 반사 전자상으로부터 페라이트와 시멘타이트가 층상으로 석출된 결정립을 특정하고, 당해 결정립의 면적 분율을 산출함으로써, 펄라이트의 면적 분율을 얻는다. 그 후, 펄라이트라고 판별된 결정립을 제외하는 결정립에 대하여, 얻어진 결정 방위 정보를 EBSD 해석 장치에 부착된 소프트웨어 「OIM Analysis(등록 상표)」(AMETEK사제)에 탑재된 「Grain Average Misorientation」 기능을 사용하여, Grain Average Misorientation값이 1.0° 이하인 영역을 페라이트라고 판정한다. 페라이트라고 판정된 영역의 면적 분율을 구함으로써, 페라이트의 면적 분율을 얻는다.
- [0146] 잔부 조직(베이나이트, 마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트 중 1종 또는 2종 이상으로 이루어지는 경질 조직)의 면적 분율은, 100%로부터 잔류 오스테나이트의 면적 분율, 페라이트의 면적 분율 및 펄라이트의 면적 분율을 차감함으로써 얻는다.
- [0147] (2-5) <110> 방향을 축으로 하여, 결정 방위차가 60° 인 입계의 길이 L_{60} 과, 결정 방위차가 7° 인 입계의 길이 L_7 의 비인 L_{60}/L_7 : 0.60 이상
- [0148] 980MPa 이상의 고강도를 얻기 위해서는, 모상을 경질의 조직으로 할 필요가 있다. 경질의 조직은 일반적으로 600°C 이하의 상변태에 있어서 형성되지만, 이 온도역에 있어서는 <110> 방향을 축으로 하여, 결정 방위차가 60° 인 입계와 결정 방위차가 7° 인 입계가 다량으로 형성된다. <110> 방향을 축으로 하여, 결정 방위차가 60° 인 입계의 생성 시에 있어서는, 경질 조직 중에 전위가 축적되기 어렵다. 그 때문에, 경질상 중에 있어서, 이러한 입계의 밀도가 높고, 또한 균일하게 분산되어 있는(즉, <110> 방향을 축으로 하여 결정 방위차가 60° 인 입계의 길이 합계가 큰) 금속 조직에서는, 경질상이 변형되기 어렵기 때문에 경질 조직의 내부에 스트레인 집중되기 어렵고, 전단 공구의 날끝 근방의 경질상의 존재 유무에 관계 없이 균열이 안정적으로 발생한다. 그 결과, 전단면 비율이 안정된다.
- [0149] 한편, <110> 방향을 축으로 하여, 결정 방위차가 7° 인 입계에 있어서는, 경질상 중에 전위가 축적되기 쉽다. 그 때문에, 경질상 중에 있어서, <110> 방향을 축으로 하여 결정 방위차가 7° 인 입계의 밀도가 높은 금속 조직에서는, 경질상이 변형되기 쉽기 때문에, 전단 가공 시에 경질상 중으로의 전위 도입이 용이하고, 경질상 내부로부터의 균열 발생이 촉진되므로, 전단 공구의 날끝 근방의 경질상의 존재 유무에 의해 전단면 비율이 변화된

다. 그 결과, 전단면 비율이 불안정해진다.

- [0150] 따라서, <110> 방향을 축으로 하여, 결정 방위차가 60° 인 입계의 길이를 L_{60} 으로 하고, 결정 방위차가 7° 인 입계의 길이를 L_7 로 했을 때, 전단면 비율의 안정도는 L_{60}/L_7 에 의해 지배된다. L_{60}/L_7 이 0.60 미만인 경우에는, 상기의 작용에 의해 전단면 비율이 불안정해진다. 따라서, 열연 강판의 전단 가공성을 향상시키기 위해, L_{60}/L_7 을 0.60 이상으로 할 필요가 있다. L_{60}/L_7 은 바람직하게는 0.63 이상, 0.65 이상, 0.70 이상이다. L_{60}/L_7 의 상한은 특별히 규정할 필요는 없지만, 1.50 이하, 1.00 이하로 해도 된다.
- [0151] 또한, <110> 방향을 축으로 하여 결정 방위차가 X° 인 입계란, 어떤 입계에서 인접하는 2개의 결정립 A 및 결정립 B를 특정했을 때, 한쪽의 결정립 B를 <110> 축을 따라서 X° 회전시킴으로써, 결정립 A와 결정립 B의 결정 방위가 일치하는 결정학적 관계를 갖는 입계를 말한다. 단, 결정 방위의 측정 정밀도를 고려하면, 일치하는 방위 관계로부터 $\pm 4^\circ$ 의 방위차를 허용한다.
- [0152] 본 실시 형태에서는, <110> 방향을 축으로 하여 결정 방위차가 60° 인 입계의 길이 L_{60} 및 결정 방위차가 7° 인 입계의 길이 L_7 을 EBSP-OIM(Electron Back Scatter Diffraction Pattern-Orientation Image Microscopy)법을 사용하여 측정한다.
- [0153] EBSP-OIM법에서는, 주사형 전자 현미경(SEM) 내에서 고경사진 시료에 전자선을 조사하고, 후방 산란하여 형성된 기쿠치 패턴을 고감도 카메라로 촬영하고, 촬영 사진을 컴퓨터로 화상 처리함으로써, 조사점의 결정 방위를 단 시간에 측정할 수 있다.
- [0154] EBSP-OIM법은, 서멀 전계 방사형 주사형 전자 현미경(JEOL제 JSM-7001F)과 EBSD 검출기로 구성된 EBSD 해석 장치 및 AMETEK사제의 OIM Analysis(등록 상표)를 사용하여 행한다. EBSP-OIM법에서는, 시료 표면의 미세 구조 그리고 결정 방위를 해석할 수 있으므로, 특정한 결정 방위차를 갖는 입계의 길이를 정량적으로 구할 수 있다. 또한, EBSP-OIM법의 분석 가능 에어리어는, SEM으로 관찰할 수 있는 영역이다. SEM의 분해능에 따라 다르지만, EBSP-OIM법에 의하면, 최소 20nm의 분해능으로 분석할 수 있다.
- [0155] 압연 방향과 평행한 단면에 있어서의, 강판 표면으로부터 판 두께의 1/4 깊이(표면으로부터 판 두께의 1/8 깊이 내지 표면으로부터 판 두께의 3/8 깊이의 영역) 또한 판 폭 방향 중앙 위치에 있어서의 금속 조직의 특정 입계의 길이의 측정에 있어서는, 1200배의 배율, $40\mu\text{m} \times 30\mu\text{m}$ 의 영역에서, 적어도 5 시야에 있어서 해석을 행한다. 그리고, <110> 방향을 축으로 하여, 결정 방위차가 60° 인 입계의 길이의 평균값을 산출함으로써, L_{60} 을 얻는다. 마찬가지로, <110> 방향을 축으로 하여, 결정 방위차가 7° 인 입계의 길이의 평균값을 산출함으로써, L_7 을 얻는다. 또한, 전술한 바와 같이 $\pm 4^\circ$ 의 방위차를 허용한다.
- [0156] 또한, 페라이트 및 펄라이트는 연질상이며, 경질상 내부의 전위 축적 효과에 미치는 영향이 작고, 또한 잔류 오스테나이트는 600°C 이하의 상변태에서 생성된 조직이 아니며, 전위 축적의 효과를 갖지 않는다는 점에서, 본 측정 방법에서는, 페라이트, 펄라이트 및 잔류 오스테나이트는 해석의 대상으로 하지 않는다. 즉, 본 실시 형태에 있어서, <110> 방향을 축으로 하여, 결정 방위차가 60° 인 입계의 길이 L_{60} 및 결정 방위차가 7° 인 입계의 길이 L_7 은, 경질 조직(베이나이트, 마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트 중 1종 또는 2종 이상)의 것이다. 펄라이트의 면적 분율의 측정 방법과 마찬가지로의 방법으로 펄라이트를 특정하고, 페라이트의 면적 분율의 측정 방법과 마찬가지로의 방법으로 페라이트를 특정하여, 펄라이트 및 페라이트를 해석 대상으로부터 제외할 수 있다. 또한, EBSP-OIM법에서는, 결정 구조가 fcc인 잔류 오스테나이트를 해석 대상으로부터 제외할 수 있다.
- [0157] (2-6) Mn 농도의 표준 편차: 0.60질량% 이하
- [0158] 본 실시 형태에 관한 열연 강판의 표면으로부터 판 두께의 1/4 깊이(표면으로부터 판 두께의 1/8 깊이 내지 표면으로부터 판 두께의 3/8 깊이의 영역) 또한 판 폭 방향 중앙 위치에 있어서의 Mn 농도의 표준 편차는 0.60질량% 이하이다. 이에 의해, <110> 방향을 축으로 하여 결정 방위차가 60° 인 입계를 균일하게 분산시킬 수 있다. 그 결과, 전단면 비율을 안정화할 수 있다. Mn 농도의 표준 편차는, 바람직하게는 0.55질량% 이하, 0.50질량% 이하, 0.45질량% 이하이다.
- [0159] Mn 농도의 표준 편차의 하한은, 전단면 비율의 안정화의 관점에서, 그 값은 작을수록 바람직하지만, 제조 프로세스의 제약으로부터, 실질적인 하한은 0.10질량%이다.

- [0160] Mn 농도의 표준 편차는, 이하의 방법에 의해 측정한다.
- [0161] 열연 강관의 L 단면을 경면 연마한 후에, 표면으로부터 관 두께의 1/4 깊이(표면으로부터 관 두께의 1/8 깊이 내지 표면으로부터 관 두께의 3/8 깊이의 영역) 또한 관 폭 방향 중앙 위치를 전자 프로브 마이크로애널라이저 (EPMA)로 측정하여, Mn 농도의 표준 편차를 측정한다. 측정 조건은 가속 전압을 15kV로 하고, 배율을 5000배로 하여 시료 압연 방향으로 20 μ m 및 시료 관 두께 방향으로 20 μ m의 범위의 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.
- [0162] (2-7) 표층의 평균 결정 입경: 3.0 μ m 미만
- [0163] 강관 강도가 높아질수록, 굽힘 가공 시에 굽힘 내측으로부터 균열이 발생하기 쉬워진다(이하, 굽힘 내측 균열이라고 호칭함). 표층의 결정 입경을 미세하게 함으로써, 열연 강관의 굽힘 내측 균열을 억제할 수 있다.
- [0164] 굽힘 내측 균열의 메커니즘은 이하와 같이 추정된다. 굽힘 가공 시에는 굽힘 내측에 압축의 응력이 발생한다. 처음에는 굽힘 내측 전체가 균일하게 변형되면서 가공이 진행되지만, 가공량이 커지면 균일한 변형만으로 변형을 감당할 수 없게 되어, 국소적으로 스트레인이 집중됨으로써 변형이 진행된다(전단 변형대의 발생). 이 전단 변형대가 더 성장함으로써 굽힘 내측 표면으로부터 전단대를 따른 균열이 발생하고, 성장한다. 고강도화에 수반하여 굽힘 내측 균열이 발생하기 쉬워지는 이유는, 고강도화에 수반되는 가공 경화능의 저하에 의해, 균일한 변형이 진행되기 어려워지고, 변형의 치우침이 발생하기 쉬워짐으로써, 가공 조기에(또는 느슨한 가공 조건에서) 전단 변형대가 발생하기 때문이라고 추정된다.
- [0165] 본 발명자들의 연구에 의해, 굽힘 내측 균열은, 인장 강도 980MPa 이상의 강관에서 현저해지는 것을 알았다. 또한, 본 발명자들은, 열연 강관의 표층의 결정 입경이 미세할수록, 국소적인 스트레인 집중이 억제되어, 굽힘 내측 균열이 발생하기 어려워지는 것을 알아냈다. 상기 작용을 얻기 위해서는, 열연 강관의 표층의 평균 결정 입경은 3.0 μ m 미만으로 하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는 2.5 μ m 이하로 한다. 하한은 특별히 한정되지 않지만, 1.0 μ m 이상, 1.5 μ m 이상 또는 2.0 μ m 이상으로 해도 된다.
- [0166] 또한, 본 실시 형태에 있어서 표층이란, 열연 강관의 표면 내지 표면으로부터 깊이 50 μ m 위치의 영역이다.
- [0167] 표층의 결정 입경은, 전술한 EBSP-OIM법을 사용하여 측정한다. 압연 방향과 평행한 단면에 있어서의, 열연 강관의 표면 내지 표면으로부터 깊이 50 μ m 위치 또한 관 폭 방향 중앙 위치의 영역에 있어서, 1200배의 배율, 40 μ m \times 30 μ m의 영역에서, 적어도 5시야에 있어서 해석을 행하여, 인접하는 측정점의 각도차가 5° 이상인 장소를 결정립계라고 정의하고, 면적 평균의 결정 입경을 산출한다. 얻어진 면적 평균의 결정 입경을, 표층의 평균 결정 입경으로 한다.
- [0168] 또한, 잔류 오스테나이트는 600℃ 이하의 상변태에서 생성된 조직이 아니며, 전위 축적의 효과를 갖지 않으므로, 본 측정 방법에서는, 잔류 오스테나이트는 해석의 대상으로 하지 않는다. 즉, 본 실시 형태에 있어서, 표층의 평균 결정 입경은, 페라이트, 펄라이트 및 경질 조직(베이나이트, 마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트 중 1종 또는 2종 이상)의 것이다. EBSP-OIM법에서는, 결정 구조가 fcc인 잔류 오스테나이트를 해석 대상으로부터 제외할 수 있다.
- [0169] 3. 인장 강도 특성
- [0170] 열연 강관의 기계적 성질 중 인장 강도 특성(인장 강도, 전연신율)은 JIS Z 2241:2011에 준거하여 평가한다. 시험편은 JIS Z 2241:2011의 5호 시험편으로 한다. 인장 시험편의 채취 위치는, 관 폭 방향의 단부로부터 1/4 부분으로 하고, 압연 방향에 직각인 방향을 길이 방향으로 하면 된다.
- [0171] 본 실시 형태에 관한 열연 강관은, 인장(최대) 강도가 980MPa 이상이다. 인장 강도가 980MPa 미만이면, 적용 부품이 한정되고, 차체 경량화의 기여가 작다. 상한은 특별히 한정할 필요는 없지만, 금형 마모 억제의 관점에서, 1400MPa, 1350MPa로 해도 된다.
- [0172] 또한, 연성의 지표가 되는 인장 강도와 전연신율의 곱(TS \times E1)은 15000MPa \cdot % 이상으로 하는 것이 바람직하다. 인장 강도와 전연신율의 곱을 15000MPa \cdot % 이상으로 함으로써, 적용 부품이 한정되지 않고, 차체 경량화의 기여가 큰 열연 강관을 얻을 수 있다.
- [0173] 4. 관 두께
- [0174] 본 실시 형태에 관한 열연 강관의 관 두께는 특별히 한정되지 않지만, 0.5 내지 8.0mm로 해도 된다. 열연 강관

의 판 두께를 0.5mm 이상으로 함으로써 압연 완료 온도의 확보가 용이해짐과 함께 압연 하중을 저감할 수 있어, 열간 압연을 용이하게 행할 수 있다. 따라서, 본 실시 형태에 관한 열연 강관의 판 두께는 0.5mm 이상으로 해도 된다. 바람직하게는 1.2mm 이상, 1.4mm 이상이다. 또한, 판 두께를 8.0mm 이하로 함으로써, 금속 조직의 미세화가 용이해져, 상술한 금속 조직을 용이하게 확보할 수 있다. 따라서, 판 두께는 8.0mm 이하로 해도 된다. 바람직하게는 6.0mm 이하이다.

- [0175] 5. 기타
- [0176] (5-1) 도금층
- [0177] 상술한 화학 조성 및 금속 조직을 갖는 본 실시 형태에 관한 열연 강관은, 표면에 내식성의 향상 등을 목적으로 하여 도금층을 구비시켜서 표면 처리 강관으로 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.
- [0178] 도금 부착량은 특별히 제한되지 않고, 종래와 마찬가지로 해도 된다. 또한, 도금 후에 적당한 화성 처리(예를 들어, 실리케이트계의 무크롬 화성 처리액의 도포와 건조)를 실시하여, 내식성을 더 높이는 것도 가능하다.
- [0179] 6. 제조 조건
- [0180] 상술한 화학 조성 및 금속 조직을 갖는 본 실시 형태에 관한 열연 강관의 적합한 제조 방법은, 이하와 같다.
- [0181] 본 실시 형태에 관한 열연 강관을 얻기 위해서는, 소정의 조건에서 슬래브의 가열을 행한 후에 열간 압연을 행하고, 소정의 온도역까지 가속 냉각하고, 그 후 완냉각하여, 권취할 때까지의 냉각 이력을 제어하는 것이 효과적이다.
- [0182] 본 실시 형태에 관한 열연 강관의 적합한 제조 방법에서는, 이하의 공정 (1) 내지 (7)을 순차 행한다. 또한, 본 실시 형태에 있어서의 슬래브의 온도 및 강관의 온도는, 슬래브의 표면 온도 및 강관의 표면 온도를 말한다.
- [0183] (1) 슬래브를 700 내지 850℃의 온도역에서 900초 이상 유지하고, 그 후 더 가열하여, 1100℃ 이상의 온도역에서 6000초 이상 유지한다.
- [0184] (2) 850 내지 1100℃의 온도역에서 합계 90% 이상의 판 두께 감소가 되는 열간 압연을 행한다.
- [0185] (3) 열간 압연 완료 온도 Tf가 하기 식 <1>에 의해 나타내어지는 온도 T1(℃) 이상이 되도록 열간 압연을 완료한다.
- [0186] (4) 열간 압연 완료 후 1초 이내에, 열간 압연 완료 온도 Tf-50℃ 이하의 온도역까지 냉각한 후, 50℃/s 이상의 평균 냉각 속도로 600 내지 730℃의 온도역까지 가속 냉각한다.
- [0187] 단, 열간 압연 완료 후 1초 이내에, 열간 압연 완료 온도 Tf-50℃ 이하의 온도역까지 냉각하는 것은, 보다 바람직한 냉각 조건이다.
- [0188] (5) 600 내지 730℃의 온도역에서, 평균 냉각 속도가 5℃/s 미만인 완냉각을 2.0초 이상 행한다.
- [0189] (6) 50℃/s 이상의 평균 냉각 속도로 600℃ 이하의 온도역까지 냉각한다.
- [0190] (7) 400 내지 600℃의 온도역에서 권취한다.
- [0191] $T1(℃)=868-396 \times [C]-68.1 \times [Mn]+24.6 \times [Si]-36.1 \times [Ni]-24.8 \times [Cr]-20.7 \times [Cu]+250 \times [sol. Al] \dots <1>$
- [0192] 단, 상기 식 <1> 중의 [원소 기호]는 각 원소의 강 중의 함유량(질량%)을 나타낸다. 당해 원소를 함유하지 않는 경우는 0을 대입한다.
- [0193] (6-1) 슬래브, 열간 압연에 제공할 때의 슬래브 온도 및 유지 시간
- [0194] 열간 압연에 제공하는 슬래브는, 연속 주조에 의해 얻어진 슬래브나 주조·분괴에 의해 얻어진 슬래브 등을 사용할 수 있고, 필요에 따라서는 그것들에 열간 가공 또는 냉간 가공을 추가한 것을 사용할 수 있다.
- [0195] 열간 압연에 제공하는 슬래브는, 가열 시의 700 내지 850℃의 온도역에서 900초 이상 유지하고, 그 후 더 가열하여, 1100℃ 이상의 온도역에서 6000초 이상 유지하는 것이 바람직하다. 또한, 700 내지 850℃의 온도역에서의 유지 시에는, 강관 온도를 이 온도역에서 변동시켜도 되고, 일정하게 해도 된다. 또한, 1100℃ 이상의 온도

역에서의 유지 시에는, 강판 온도를 1100℃ 이상에서 변동시켜도 되고, 일정하게 해도 된다.

- [0196] 700 내지 850℃의 온도역에 있어서의 오스테나이트 변태에 있어서, Mn이 페라이트와 오스테나이트 사이에서 분배되고, 그 변태 시간을 길게 함으로써, Mn이 페라이트 영역 내를 확산할 수 있다. 이에 의해, 슬래브에 편재되는 Mn 마이크로 편석을 해소하여, Mn 농도의 표준 편차를 현저하게 줄일 수 있다. Mn 농도의 표준 편차를 감소시킴으로써, 최종적인 금속 조직에 있어서, <110> 방향을 축으로 하여 결정 방위차가 60° 인 입계를 균일하게 분산시킬 수 있어, 전단면 비율을 안정화할 수 있다.
- [0197] 또한, 슬래브 가열 시의 오스테나이트 입자를 균일하게 하기 위해서는, 1100℃ 이상의 온도역에서 6000초 이상 가열하는 것이 바람직하다.
- [0198] 열간 압연은, 다 패스 압연으로서 리버스 밀 또는 탠덤 밀을 사용하는 것이 바람직하다. 특히 공업적 생산성의 관점에서, 적어도 최종의 수 단은 탠덤 밀을 사용한 열간 압연으로 하는 것이 보다 바람직하다.
- [0199] (6-2) 열간 압연의 압하율: 850 내지 1100℃의 온도역에서 합계 90% 이상의 판 두께 감소
- [0200] 850 내지 1100℃의 온도역에서 합계 90% 이상의 판 두께 감소가 되는 열간 압연을 행함으로써, 주로 재결정 오스테나이트 입자의 미세화가 도모됨과 함께, 미재결정 오스테나이트 입자 내로의 스트레인 에너지의 축적이 촉진된다. 또한, 오스테나이트의 재결정이 촉진됨과 함께 Mn의 원자 확산이 촉진되어, Mn 농도의 표준 편차를 작게 할 수 있다.
- [0201] Mn 농도의 표준 편차를 감소시킴으로써, 최종적인 금속 조직에 있어서, <110> 방향을 축으로 하여 결정 방위차가 60° 인 입계를 균일하게 분산시킬 수 있어, 전단면 비율을 안정화할 수 있다. 따라서, 850 내지 1100℃의 온도역에서 합계 90% 이상의 판 두께 감소가 되는 열간 압연을 행하는 것이 바람직하다.
- [0202] 또한, 850 내지 1100℃의 온도역의 판 두께 감소란, 이 온도역의 압연에 있어서의 최초의 패스 전의 입구 판 두께를 t_0 으로 하고, 이 온도역의 압연에 있어서의 최종 패스 후의 출구 판 두께를 t_1 로 했을 때, $(t_0 - t_1)/t_0 \times 100$ (%)으로 나타낼 수 있다.
- [0203] (6-3) 열간 압연 완료 온도 Tf: T1(℃) 이상
- [0204] 열간 압연 완료 온도 Tf는 T1(℃) 이상으로 하는 것이 바람직하다. 열간 압연 완료 온도 Tf를 T1(℃) 이상으로 함으로써, 오스테나이트 중의 페라이트 핵 생성 사이트수의 과잉의 증대를 억제할 수 있고, 최종 조직(제조 후의 열연 강판 금속 조직)에 있어서의 페라이트의 생성을 억제할 수 있어, 고강도의 열연 강판을 얻을 수 있다.
- [0205] (6-4) 열간 압연 완료 후 1초 이내에, 열간 압연 완료 온도 Tf-50℃ 이하의 온도역까지 냉각하고, 그 후는 50℃/s 이상의 평균 냉각 속도로 600 내지 730℃의 온도역까지 가속 냉각한다
- [0206] 열간 압연 완료 후 1초 이내에, 열간 압연 완료 온도 Tf-50℃ 이하의 온도역까지 냉각하고, 그 후는 50℃/s 이상의 평균 냉각 속도로 600 내지 730℃의 온도역까지 가속 냉각하는 것이 바람직하다. 단, 열간 압연 완료 후 1초 이내에, 열간 압연 완료 온도 Tf-50℃ 이하의 온도역까지 냉각하는 것은, 보다 바람직한 냉각 조건이다.
- [0207] 열간 압연에 의해 세립화한 오스테나이트 결정립의 성장을 억제하기 위해, 열간 압연 완료 후 1초 이내에, 50℃ 이상 냉각하는, 즉 열간 압연 완료 후 1초 이내에, 열간 압연 완료 온도 Tf-50℃ 이하의 온도역까지 냉각하는 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 내측 균열성을 높일 수 있다.
- [0208] 또한, 열간 압연 완료 후, 혹은 상기의 냉각 후에 50℃/s 이상의 평균 냉각 속도로 730℃ 이하의 온도역까지 가속 냉각을 행함으로써, 석출 강화량이 적은 페라이트 및 펄라이트의 생성을 억제할 수 있다. 이에 의해, 열연 강판의 강도가 향상된다.
- [0209] 또한, 여기서 말하는 평균 냉각 속도란, 가속 냉각 개시 시(냉각 설비의 강판의 도입 시)로부터 가속 냉각 완료 시(냉각 설비로부터 강판의 도출 시)까지의 강판의 온도 강하 폭을, 가속 냉각 개시 시로부터 가속 냉각 완료 시까지의 소요 시간으로 나눈 값을 말한다.
- [0210] 열간 압연 완료 후의 냉각에 있어서, 600 내지 730℃의 온도역까지의 가속 냉각 시의 평균 냉각 속도가 50℃/s 이상이면, 강판 내부에서의 석출 강화량이 적은 페라이트 변태 및/또는 펄라이트 변태가 억제되어, 980MPa 이상

의 인장 강도를 얻을 수 있다. 따라서, 열간 압연 완료 후는 50℃/s 이상의 평균 냉각 속도로 600 내지 730℃의 온도역까지 가속 냉각한다.

- [0211] 평균 냉각 속도의 상한값은 특별히 규정하지 않지만, 냉각 속도를 빠르게 하면 냉각 설비가 대규모가 되어, 설비 비용이 높아진다. 이 때문에, 설비 비용을 생각하면, 300℃/s 이하가 바람직하다.
- [0212] (6-5) 600 내지 730℃의 온도역에서, 평균 냉각 속도가 5℃/s 미만인 완냉각을 2.0초 이상 행한다.
- [0213] 600 내지 730℃의 온도역에서, 평균 냉각 속도가 5℃/s 미만인 완냉각을 2.0초 이상 행함으로써, 석출 강화된 페라이트를 충분히 석출시킬 수 있다. 이에 의해, 열연 강판의 강도와 연성을 양립할 수 있다.
- [0214] 또한, 여기서 말하는 평균 냉각 속도란, 가속 냉각의 냉각 정지 온도로부터 완냉각의 개시 온도까지의 강판의 온도 강하 폭을, 가속 냉각의 정지 시로부터 완냉각의 개시 시까지의 소요 시간으로 나눈 값을 말한다.
- [0215] 600 내지 730℃의 온도역에서 완냉각을 행하는 시간이 2.0초 이상이면, 석출 강화된 페라이트의 면적 분율이 원하는 양에 도달하여, 상기 작용을 얻을 수 있다. 따라서, 600 내지 730℃의 온도역에서, 평균 냉각 속도가 5℃/s 미만인 완냉각을 2.0초 이상 행한다. 완냉각을 행하는 시간은, 바람직하게는 3.0초 이상이며, 보다 바람직하게는 4.0초 이상이다.
- [0216] 완냉각을 행하는 시간의 상한은, 설비 레이아웃에 의해 결정되는데, 10.0초 미만으로 하면 된다. 또한, 완냉각의 평균 냉각 속도의 하한은 특별히 마련하지 않지만, 냉각시키지 않고 승온시키는 것은 설비상 큰 투자를 수반하므로, 0℃/s 이상으로 해도 된다.
- [0217] (6-6) 600℃ 이하의 온도역까지의 평균 냉각 속도: 50℃/s 이상
- [0218] 펄라이트의 면적 분율을 억제하여, 980MPa 이상의 인장 강도를 얻기 위해, 완냉각의 냉각 정지 온도로부터 600℃까지의 평균 냉각 속도를 50℃/s 이상으로 한다. 이에 의해 모상 조직을 경질로 할 수 있다.
- [0219] 또한, 여기서 말하는 평균 냉각 속도란, 평균 냉각 속도가 5℃/s 미만인 완냉각의 냉각 정지 온도로부터 권취 온도까지의 강판의 온도 강하 폭을, 평균 냉각 속도가 5℃/s 미만인 완냉각의 정지 시로부터 600℃까지의 소요 시간으로 나눈 값을 말한다.
- [0220] 상기 평균 냉각 속도가 50℃/s 이상이면, 펄라이트의 면적 분율이 감소하여, 열연 강판의 강도 및 연성이 향상된다. 따라서, 평균 냉각 속도가 5℃/s 미만인 완냉각의 냉각 정지 온도로부터 600℃ 이하의 온도역까지의 평균 냉각 속도는 50℃/s 이상으로 한다.
- [0221] (6-7) 권취 온도: 400 내지 600℃
- [0222] 권취 온도는 400 내지 600℃의 온도역으로 한다. 권취 온도를 400℃ 이상으로 함으로써 오스테나이트로부터 bcc로의 변태 구동력을 작게 할 수 있고, 또한 오스테나이트의 변형 강도를 작게 할 수 있다. 그 때문에, 오스테나이트로부터 베이나이트 및 마르텐사이트 변태할 때, <110> 방향을 축으로 하여 결정 방위차가 7° 인 입계의 길이 L₇이 감소하고, 또한 <110> 방향을 축으로 하여 결정 방위차가 60° 인 입계의 길이 L₆₀이 증가함으로써, L₆₀/L₇을 0.60 이상으로 할 수 있다. 결과적으로, 전단면 비율을 안정화할 수 있다.
- [0223] 권취 온도를 600℃ 이하로 함으로써, 페라이트의 면적 분율을 60% 미만으로 할 수 있어, 원하는 인장 강도를 얻을 수 있다. 따라서, 권취 온도는 400 내지 600℃의 온도역으로 하는 것이 바람직하다. 권취 온도는, 보다 바람직하게는 450℃ 이상이다. 또한, 권취 온도는, 보다 바람직하게는 550℃ 이하이다.
- [0224] **실시예**
- [0225] 다음에, 실시예에 의해 본 발명의 일 양태의 효과를 더욱 구체적으로 설명하지만, 실시예에서의 조건은, 본 발명의 실시 가능성 및 효과를 확인하기 위해 채용한 일 조건예이며, 본 발명은 이 일 조건예에 한정되는 것은 아니다. 본 발명은 본 발명의 요지를 일탈하지 않고, 본 발명의 목적을 달성하는 한에 있어서, 다양한 조건을 채용할 수 있는 것이다.
- [0226] 표 1 및 표 2의 강 No.A 내지 T에 나타내는 화학 조성을 갖는 강을 용제하고, 연속 주조에 의해 두께가 240 내지 300mm인 슬래브를 제조하였다. 얻어진 슬래브를 사용하여, 표 3에 나타내는 제조 조건에 의해, 표 4에 나타내는 열연 강판을 얻었다.
- [0227] 또한, 슬래브를 700 내지 850℃의 온도역에 있어서 표 3에 나타내는 유지 시간으로 유지하고, 그 후 더 가열하

여, 표 3에 나타내는 가열 온도까지 가열하여 유지하였다. 또한, 완냉각의 평균 냉각 속도는 5℃/s 미만으로 하였다.

- [0228] 얻어진 열연 강관에 대하여 상술한 방법에 의해, 금속 조직의 면적 분율, L_{60}/L_7 , Mn 농도의 표준 편차 및 표준의 평균 결정 입경을 구하였다. 얻어진 측정 결과를 표 4에 나타낸다.
- [0229] 열연 강관의 특성 평가 방법
- [0230] (1) 인장 강도 특성
- [0231] 얻어진 열연 강관의 기계적 성질 중 인장 강도 특성(인장 강도 TS 및 전연신율 EL)은 JIS Z 2241:2011에 준거하여 평가하였다. 시험편은 JIS Z 2241:2011의 5호 시험편으로 하였다. 인장 시험편의 채취 위치는, 판 폭 방향의 단부로부터 1/4 부분으로 하고, 압연 방향에 직각인 방향을 길이 방향으로 하였다.
- [0232] 인장 강도 $TS \geq 980\text{MPa}$ 또한 인장 강도 $TS \times \text{전연신율 } EL \geq 15000(\text{MPa} \cdot \%)$ 을 충족한 경우, 강도 및 연성이 우수한 열연 강관이라고 하여 합격이라고 판정하였다. 한편, 인장 강도 $TS \geq 980\text{MPa}$ 및 인장 강도 $TS \times \text{전연신율 } EL \geq 15000(\text{MPa} \cdot \%)$ 중 어느 한쪽이라도 충족하지 않는 경우, 강도 및 연성이 우수한 열연 강관은 아니라고 하여 불합격이라고 판정하였다.
- [0233] (2) 전단 가공성
- [0234] 열연 강관의 전단 가공성은, 펀칭 시험에 의해 전단면 비율의 변화량을 구함으로써 평가하였다. 판 폭 중앙 위치에, 구멍 직경 10mm, 클리어런스 15%, 펀칭 속도 3m/s로 5개의 펀칭 구멍을 제작하였다. 다음에, 5개의 펀칭 구멍에 대해서, 10개소의 압연 방향과 평행한 단부면(1개의 펀칭 구멍에 대해 2개소의 단부면)의 모습을 광학 현미경으로 촬영하였다.
- [0235] 얻어진 관찰 사진에서는, 도 1의 (a)에 도시한 바와 같은 단부면을 관찰할 수 있다. 도 1의 (a) 및 (b)에 도시한 바와 같이, 펀칭 후의 단부면에서는, 시어 드루프, 전단면, 파단면 및 버가 관찰된다. 또한, 도 1의 (a)는 펀칭 구멍의 압연 방향과 평행한 단부면의 개략도이고, 도 1의 (b)는 펀칭 구멍의 측면의 개략도이다.
- [0236] 시어 드루프란 둥근 형상의 매끄러운면이고, 전단면이란 전단 변형에 의해 분리된 펀칭 단부면이고, 파단면이란 전단 변형 종료 후, 날끝 근방으로부터 발생한 균열에 의해 분리된 펀칭 단부면이고, 버란 열연 강관의 하면으로부터 비어져 나온 돌기를 갖는 면이다.
- [0237] 5개의 단부면으로부터 얻어진 10개의 단부면의 관찰 사진에 있어서, 단부면에 차지하는 전단면의 비율을 측정하여, 얻어진 전단면의 비율(%)의 최댓값과 최솟값의 차를 전단면 비율의 변화량(%)으로 정의하였다. 단부면에 차지하는 전단면의 비율(전단면 비율)은 도 1의 (a)에 도시한 바와 같이, 단부면의 관찰 사진에 있어서 열연 강관의 상면 및 하면에 직각인 직선(1)을 그어서, 그 직선(1)에 있어서의 시어 드루프의 길이 d_1 , 전단면의 길이 d_2 , 파단면의 길이 d_3 및 버의 길이 d_4 의 합계에 대한, 전단면의 길이 d_2 의 비율($=d_2/(d_1+d_2+d_3+d_4) \times 100$)을 산출함으로써 얻어진다.
- [0238] 전단면 비율의 변화량이 20% 이하이면, 전단 가공성이 우수한 열연 강관이라고 하여, 합격이라고 판정하였다. 한편, 전단면 비율의 변화량이 20% 초과이면, 전단 가공성이 열화되는 열연 강관이라고 하여, 불합격이라고 판정하였다.
- [0239] (3) 내굽힘 내측 균열성
- [0240] 굽힘 시험편은, 열연 강관의 폭 방향 1/2 위치로부터, 100mm×30mm의 직사각 형상의 시험편을 잘라내고, 이하의 굽힘 시험에 의해 내굽힘 내측 균열성을 평가하였다.
- [0241] 굽힘 능선이 압연 방향(L 방향)과 평행한 굽힘(L측 굽힘)과, 굽힘 능선이 압연 방향에 수직인 방향(C 방향)과 평행한 굽힘(C측 굽힘)의 양자에 대해서, JIS Z 2248:2014(V 블록 90° 굽힘 시험)에 준거하여 내굽힘 내측 균열성을 조사하고, 균열이 발생하지 않는 최소 굽힘 반경을 구하여, L측 및 C측의 최소 굽힘 반경의 평균값 R을 판 두께 t로 나눈 값을 한계 굽힘 R/t 로서 굽힘성의 지표값으로 하였다. $R/t \leq 2.5$ 인 경우, 내굽힘 내측 균열성이 우수한 열연 강관이라고 판단하였다.
- [0242] 단, 균열의 유무는, V 블록 90° 굽힘 시험 후의 시험편을 굽힘 방향과 평행하며 또한 판면에 수직인 면으로 절단한 단면을 경면 연마 후, 광학 현미경으로 균열을 관찰하고, 시험편의 굽힘 내측에 관찰되는 균열 길이가 30 μm 를 초과하는 경우에 균열 있음이라고 판단하였다.

표 1

강 No.	질량% 잔류는 Fe 및 불순물											비고	
	C	Si	Mn	Ti	Nb	V	Ti+Nb+V	sol.Al	P	S	N		O
A	0.052	0.99	1.69	0.099			0.099	0.047	0.013	0.0013	0.0043	0.0010	합·명예
B	0.060	1.04	2.49	0.135	0.021		0.156	0.033	0.019	0.0015	0.0015	0.0039	합·명예
C	0.151	1.08	1.67	0.112			0.112	0.056	0.013	0.0027	0.0047	0.0027	합·명예
D	0.104	0.36	1.80	0.088			0.088	0.039	0.031	0.0040	0.0013	0.0037	합·명예
E	0.069	2.66	1.81	0.106			0.106	0.029	0.023	0.0025	0.0003	0.0006	합·명예
F	0.090	0.86	1.31	0.114			0.114	0.043	0.013	0.0030	0.0008	0.0035	합·명예
G	0.083	1.23	3.69	0.100			0.100	0.031	0.024	0.0026	0.0020	0.0049	합·명예
H	0.091	0.94	1.75	0.027	0.035		0.062	0.046	0.026	0.0015	0.0043	0.0019	합·명예
I	0.091	1.14	1.83			0.153	0.153	0.052	0.005	0.0048	0.0058	0.0033	합·명예
J	0.092	0.93	1.89	0.029	0.015	0.057	0.101	0.036	0.009	0.0044	0.0045	0.0055	합·명예
K	0.092	0.85	1.84	0.112			0.112	0.035	0.015	0.0025	0.0020	0.0045	합·명예
L	0.072	0.95	1.55	0.110			0.110	0.059	0.017	0.0029	0.0058	0.0017	합·명예
M	0.086	1.22	1.68	0.114			0.114	0.051	0.019	0.0032	0.0029	0.0048	합·명예
N	0.085	1.19	1.61	0.114			0.114	0.056	0.007	0.0028	0.0041	0.0055	합·명예
O	0.099	1.13	1.90	0.118			0.118	0.047	0.023	0.0020	0.0015	0.0061	합·명예
P	0.036	1.00	1.94	0.123			0.123	0.039	0.022	0.0031	0.0048	0.0008	비·명예
Q	0.259	0.97	1.65	0.103			0.103	0.036	0.013	0.0030	0.0034	0.0062	비·명예
R	0.085	3.20	1.83	0.113			0.113	0.041	0.024	0.0021	0.0037	0.0010	비·명예
S	0.094	1.00	0.89	0.115			0.115	0.049	0.016	0.0024	0.0014	0.0031	비·명예
T	0.099	1.20	1.74	0.040	0.010		0.050	0.043	0.009	0.0037	0.0020	0.0044	비·명예

후선은 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.

표 2

강 No.	질량% 잔부는 Fe 및 불순물													T1	비고	
	Cu	Cr	Mo	Ni	B	Ca	Mg	REM	Bi	Zr	Co	Zn	W			Sn
A						0.0018	0.0020								768	합명예
B															709	합명예
C								0.0019							735	합명예
D		0.25	0.21	0.35											704	합명예
E									0.004				0.15		790	합명예
F															775	합명예
G															622	합명예
H									0.01						747	합명예
I															748	합명예
J															735	합명예
K	0.16									0.20					733	합명예
L		0.34													764	합명예
M			0.08											0.02	762	합명예
N				0.15											763	합명예
O					0.0017						0.02				739	합명예
P															756	비교예
Q															686	비교예
R															799	비교예
S															807	비교예
T															751	비교예

[0244]

표 3

제조 No.	강 No.	700~850°C의 온도역에서의 유거 시간		1100°C 이상 온도역에서의 유거 시간		850~1100°C의 온도역에서의 평균 감소 %	T1	열간 압연 완료 온도 Tf	열간 압연 완료 후 1초간의 냉각률	가속 냉각의 평균 냉각 속도	가속 냉각의 냉각 정지 온도	600~730°C의 온도역에 있어서의 완냉각 시간	완냉각 정지 온도로부터 평균 온도까지의 평균 냉각 속도	권취 온도	비고
		s	°C	s	°C										
1	A	1384	1220	8831	93	768	956	110	95	653	4.1	76	503	발명예	
2	B	1160	1233	8915	91	709	943	105	55	649	5.1	66	515	발명예	
3	B	726	1230	7640	92	709	956	59	66	660	4.8	70	520	비교예	
4	B	1268	1220	7769	87	709	979	104	72	670	6.2	75	522	비교예	
5	B	1308	1216	5537	91	709	935	82	94	650	4.3	72	499	비교예	
6	B	1328	1228	9053	94	709	944	12	81	661	4.5	88	516	발명예	
7	B	1573	1217	7643	92	709	952	112	84	658	0.9	93	547	비교예	
8	B	1362	1213	8861	92	709	973	98	24	663	6.7	80	472	비교예	
9	B	1190	1224	7123	92	709	937	83	68	748	4.0	78	511	비교예	
10	B	1313	1228	8379	92	709	965	90	82	665	4.7	40	461	비교예	
11	B	1216	1227	8778	92	709	970	118	96	657	4.8	94	638	비교예	
12	B	1254	1238	8890	93	709	946	98	86	667	6.0	92	110	비교예	
13	C	1203	1211	6964	90	735	949	28	75	654	7.1	68	458	발명예	
14	D	1582	1207	7959	90	704	965	84	88	620	5.7	53	421	발명예	
15	E	1090	1236	8693	91	790	946	92	71	713	4.8	71	586	발명예	
16	F	1359	1229	9002	91	775	945	112	76	660	5.4	55	496	발명예	
17	G	1399	1222	8441	92	622	1009	113	67	674	4.0	72	503	발명예	
18	H	1098	1173	7382	93	747	959	59	65	681	4.1	76	546	발명예	
19	I	1342	1225	7737	91	748	961	95	82	668	2.0	66	490	발명예	
20	J	1195	1233	8464	94	735	938	114	59	649	5.1	70	455	발명예	
21	K	1190	1210	8790	94	733	958	108	83	659	4.9	95	475	발명예	
22	L	1252	1193	6824	92	764	952	36	71	670	5.8	56	532	발명예	
23	M	1365	1188	7458	94	782	935	110	62	667	5.0	62	529	발명예	
24	N	1298	1216	9069	92	763	931	83	65	682	4.0	68	543	발명예	
25	O	1394	1224	8204	93	739	939	100	81	669	5.9	54	536	발명예	
26	P	1514	1214	7598	92	756	946	57	63	610	5.3	82	453	비교예	
27	Q	1388	1196	7539	92	686	966	119	65	726	4.4	75	481	비교예	
28	R	1458	1193	7596	90	799	953	87	71	659	5.3	75	510	비교예	
29	S	1211	1211	7002	90	807	956	65	81	650	6.4	75	524	비교예	
30	T	1472	1226	7915	91	751	952	65	63	651	7.2	62	548	비교예	

하선은 제조 조건이 바람직하지 않은 것을 나타낸다.

표 4

제조 No.	판 두께 mm	페라이트		잔류 오스테나이트		펠라이트		잔부 조직		L ₆₀ /J	Mn 표준 편차	표준 편차	평균 입경 μm	인장 강도 TS MPa	연신율 % EL	TS × EI MPa-%	전단면 비율의 면화량 %	한계 굽힘 R/t	비고
		면적%	단적%	면적%	단적%	면적%	단적%												
1	2.3	54.2	0.0	0.0	45.8	0.74	0.42	2.4	980	18.5	181.30	9	2.4	발명에					
2	2.3	20.4	0.0	0.0	79.6	0.66	0.41	2.3	1060	16.5	17490	18	2.1	비교예					
3	2.3	24.2	0.0	0.0	75.8	0.81	0.62	2.5	1063	17.7	18815	22	2.3	비교예					
4	2.3	22.7	0.0	0.0	77.3	0.64	0.63	2.6	1018	16.6	16899	28	2.0	비교예					
5	2.3	27.8	0.0	0.0	72.2	0.68	0.66	2.8	1031	15.8	16290	29	2.0	비교예					
6	2.3	29.5	0.0	0.0	70.5	0.70	0.39	3.7	1034	18.1	18677	11	2.8	비교예					
7	2.3	8.5	0.0	0.0	91.5	0.66	0.43	2.9	1112	13.1	14567	17	2.3	비교예					
8	2.3	20.3	0.0	0.0	6.3	0.64	0.40	2.3	936	16	14976	9	2.1	비교예					
9	2.3	50.4	0.0	0.0	2.9	0.68	0.44	2.5	870	16.3	14181	17	2.0	비교예					
10	2.3	24.0	0.0	0.0	11.2	0.68	0.44	2.8	927	14.6	13534	14	2.7	비교예					
11	2.3	68.5	0.0	0.0	31.5	0.96	0.45	2.9	897	18.2	16325	19	2.2	비교예					
12	2.3	23.6	0.0	0.0	76.4	0.32	0.38	3.1	996	17.3	17231	35	2.5	비교예					
13	1.6	16.0	0.0	0.0	4.2	0.80	0.43	3.3	1313	15.2	19958	18	3.0	발명에					
14	2.3	20.8	0.0	0.0	79.2	0.71	0.47	2.3	981	17.4	17069	16	2.0	발명에					
15	2.3	44.4	2.1	0.0	53.5	0.66	0.52	2.3	1041	14.7	15303	15	2.5	발명에					
16	2.3	56.6	0.0	0.0	43.4	0.65	0.35	2.2	990	16	15840	9	2.4	발명에					
17	1.3	15.3	0.0	0.0	84.7	0.78	0.54	2.1	1079	15.2	16401	17	2.1	발명에					
18	2.3	20.8	0.0	0.0	79.2	0.72	0.43	2.1	996	16.8	16733	10	2.3	발명에					
19	6.0	16.2	0.0	0.0	83.8	0.78	0.37	2.2	1061	16.1	17082	12	2.0	발명에					
20	2.3	19.6	0.0	0.0	80.4	0.73	0.53	2.6	990	15.8	15642	12	2.5	발명에					
21	6.0	24.5	0.0	0.0	75.5	0.69	0.38	2.8	1044	17.5	18270	11	2.0	발명에					
22	2.3	18.0	0.0	0.0	82.0	0.70	0.44	3.7	1034	16.8	17371	16	2.9	발명에					
23	2.6	20.0	0.0	0.0	80.0	0.76	0.45	2.3	1029	16.5	16979	14	2.0	발명에					
24	2.6	21.6	0.0	0.0	78.4	0.75	0.46	2.9	1051	15.2	15975	14	2.0	발명에					
25	2.6	25.3	0.0	0.0	74.7	0.65	0.45	2.9	1003	16.2	16249	16	2.1	발명에					
26	2.6	58.3	0.0	0.0	41.7	0.71	0.45	2.1	888	19.9	17074	16	2.2	비교예					
27	2.6	5.1	0.0	0.0	94.9	0.68	0.43	2.6	1346	10.9	14671	11	2.8	비교예					
28	2.6	80.4	0.0	0.0	19.6	0.77	0.44	2.7	918	14.7	13495	18	3.0	비교예					
29	2.6	64.8	0.0	0.0	8.2	0.79	0.35	2.9	922	15.9	14660	10	3.1	비교예					
30	2.6	21.6	0.0	0.0	78.4	0.68	0.51	2.2	951	17.4	16547	11	2.0	비교예					

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

[0246]

[0247]

표 4로부터 알 수 있는 바와 같이, 본 발명예인 제조 No.1, 2, 6 및 13 내지 25에 있어서, 우수한 강도, 연성 및 전단 가공성을 갖는 열연 강판이 얻어졌다. 또한, 표층의 평균 입경이 3.0μm 미만인 제조 No.1, 2, 14 내지 21 및 23 내지 25에 있어서, 상기 여러 특성을 가진 후에 또한, 내압힘 내측 균열성이 우수한 열연 강판이 얻어졌다.

[0248]

한편, 비교예인 제조 No.3 내지 5, 7 내지 12 및 26 내지 30은, 강도, 연성 및 전단 가공성 중 어느 하나 이상이 열화되었다.

산업상 이용가능성

[0249]

본 발명에 관한 상기 양태에 의하면, 우수한 강도, 연성 및 전단 가공성을 갖는 열연 강판을 제공할 수 있다. 또한, 본 발명에 관한 상기의 바람직한 양태에 의하면, 상기 여러 특성을 가진 후에 또한, 압힘 내측 균열의 발

생이 억제된, 즉 내굽힘 내측 균열성이 우수한 열연 강판을 얻을 수 있다.

[0250] 본 발명에 관한 열연 강판은, 자동차 부재, 기계 구조 부재 나아가 건축 부재에 사용되는 공업용 소재로서 적합하다.

도면

도면1

