



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2025-0028466
(43) 공개일자 2025년02월28일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 38/04 (2006.01) *C22C 38/00* (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01) *C22C 38/42* (2006.01)
C22C 38/44 (2006.01) *C22C 38/46* (2006.01)
C22C 38/48 (2006.01) *C22C 38/50* (2006.01)
C22C 38/52 (2006.01) *C22C 38/54* (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01)
 (52) CPC특허분류
C22C 38/04 (2013.01)
C22C 38/005 (2013.01)
 (21) 출원번호 10-2025-7002988
 (22) 출원일자(국제) 2023년04월26일
 심사청구일자 2025년01월24일
 (85) 번역문제출일자 2025년01월24일
 (86) 국제출원번호 PCT/JP2023/016439
 (87) 국제공개번호 WO 2024/029145
 국제공개일자 2024년02월08일
 (30) 우선권주장
 JP-P-2022-124212 2022년08월03일 일본(JP)

(71) 출원인
닛폰세이테츠 가부시카이가이사
 일본 도쿄도 지요다쿠 마루노우찌 2쵸메 6방 1고
 (72) 발명자
오가 고요
 일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2쵸메 6방 1고 닛폰세이테츠 가부시카이가이사 내
다케다 겐고
 일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2쵸메 6방 1고 닛폰세이테츠 가부시카이가이사 내
히로나카 사토시
 일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2쵸메 6방 1고 닛폰세이테츠 가부시카이가이사 내
 (74) 대리인
양영준, 최인호, 성재동

전체 청구항 수 : 총 6 항

(54) 발명의 명칭 **강판**

(57) 요약

소정의 화학 조성을 갖고, 적어도 한쪽의 표면으로부터 판 두께의 10%까지의 영역에 있어서의 평균 비커스 경도 Hs가 판 두께 1/2 위치에 있어서의 평균 비커스 경도 Hc의 0.60배 이하이고, 실온에서의 샤르피 충격 시험에 있어서의 매크로한 취화 파면의 비율이 35.0% 이하이고, 인장 강도가 1500MPa 이상인 것을 특징으로 하는 강판이 제공된다.

(52) CPC특허분류

- C22C 38/02* (2013.01)
 - C22C 38/42* (2013.01)
 - C22C 38/44* (2013.01)
 - C22C 38/46* (2013.01)
 - C22C 38/48* (2013.01)
 - C22C 38/50* (2013.01)
 - C22C 38/52* (2013.01)
 - C22C 38/54* (2013.01)
 - C22C 38/58* (2013.01)
-

명세서

청구범위

청구항 1

질량%로,

C: 0.15 내지 0.40%,

Si: 0.01 내지 2.00%,

Mn: 0.80 내지 3.50%,

P: 0.0001 내지 0.0200%,

S: 0.0001 내지 0.0200%,

Al: 0.001 내지 1.000%,

N: 0.0001 내지 0.020%,

O: 0.0001 내지 0.0200%,

Co: 0 내지 0.5000%,

Ni: 0 내지 1.000%,

Mo: 0 내지 1.000%,

Cr: 0 내지 2.000%,

Ti: 0 내지 0.500%,

B: 0 내지 0.0100%,

Nb: 0 내지 0.500%,

V: 0 내지 0.500%,

Cu: 0 내지 0.500%,

W: 0 내지 0.100%,

Ta: 0 내지 0.100%,

Sn: 0 내지 0.100%,

Sb: 0 내지 0.100%,

As: 0 내지 0.100%,

Mg: 0 내지 0.0500%,

Ca: 0 내지 0.050%,

Y: 0 내지 0.050%,

Zr: 0 내지 0.050%,

La: 0 내지 0.050%,

Ce: 0 내지 0.050%, 그리고

잔부: Fe 및 불순물로 이루어지는 화학 조성을 갖고,

적어도 한쪽의 표면으로부터 판 두께의 10%까지의 영역에 있어서의 평균 비커스 경도 Hs가 판 두께 1/2 위치에 있어서의 평균 비커스 경도 Hc의 0.95배 이하이고,

실온에서의 샤르피 충격 시험에 있어서의 매크로한 취화 파면의 비율이 35.0% 이하이고, 인장 강도가 1500MPa 이상인 것을 특징으로 하는, 강판.

청구항 2

제1항에 있어서,

상기 화학 조성이, 질량%로,

Co: 0.0100 내지 0.5000%,

Ni: 0.010 내지 1.000%,

Mo: 0.010 내지 1.000%,

Cr: 0.001 내지 2.000%,

Ti: 0.001 내지 0.500%,

B: 0.0001 내지 0.0100%,

Nb: 0.001 내지 0.500%,

V: 0.001 내지 0.500%,

Cu: 0.001 내지 0.500%,

W: 0.001 내지 0.100%,

Ta: 0.001 내지 0.100%,

Sn: 0.001 내지 0.100%,

Sb: 0.001 내지 0.100%,

As: 0.001 내지 0.100%,

Mg: 0.0001 내지 0.0500%,

Ca: 0.001 내지 0.050%,

Y: 0.001 내지 0.050%,

Zr: 0.001 내지 0.050%,

La: 0.001 내지 0.050%, 및

Ce: 0.001 내지 0.050%

로 이루어지는 군에서 선택되는 1종 또는 2종 이상을 포함하는 것을 특징으로 하는, 강판.

청구항 3

제1항 또는 제2항에 있어서,

판 두께 1/2 위치에 있어서의 마이크로 조직이, 면적률로,

마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트: 합계로 93.0% 초과, 및

페라이트: 7.0% 미만

을 포함하는 것을 특징으로 하는, 강판.

청구항 4

제1항 또는 제2항에 있어서,

적어도 한쪽의 표면으로부터 판 두께의 10%까지의 영역에 있어서의 평균 탄소 농도 C_s 가 모재의 평균 탄소 농

도 Cc의 0.10 내지 0.90배인 것을 특징으로 하는, 강판.

청구항 5

제1항 또는 제2항에 있어서,

판 두께 1/8 위치로부터 판 두께 1/2 위치에 있어서의 구 오스테나이트 입계의 P 편석량이 3.50원자% 이하인 것을 특징으로 하는, 강판.

청구항 6

제1항 또는 제2항에 있어서,

적어도 한쪽의 표면에, 아연, 알루미늄, 마그네슘 및 그들의 합금으로 이루어지는 군에서 선택되는 적어도 1종을 포함하는 피막층을 더 포함하는 것을 특징으로 하는, 강판.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은 강판에 관한 것이다.

배경 기술

[0002] 근년, 자동차 업계에서는, 연비 향상의 관점에서 차체의 경량화가 요구되고 있다. 차체의 경량화와 충돌 안전성을 양립시키기 위해서는, 사용하는 강판의 고강도화가 유효한 방법 중 하나이며, 이러한 배경으로부터 고강도 강판의 개발이 진행되고 있다.

[0003] 고강도 강판에 있어서는, 수소 취화 갈라짐(지연 파괴 등이라고도 함)이 문제가 되는 경우가 있다. 수소 취화 갈라짐이란, 사용 상황 하에서 높은 응력이 작용하고 있는 강 부재가, 환경으로부터 강 중에 침입한 수소에 기인하여 돌연 파괴되는 현상이다.

[0004] 이것과 관련하여, 특허문헌 1에서는, 질량%로, C: 0.08 내지 0.35%, Si: 0.01 내지 3.0%, Mn: 2.0 내지 4.0%, P: 0.010% 이하(0을 포함하지 않음), S: 0.002% 이하(0을 포함하지 않음), Al: 0.01 내지 1.50%, B: 0.0005 내지 0.010%를 함유하고, 또한 Mo: 0.03 내지 2.0%, Ti: 0.010 내지 0.10% 중에서 선택되는 1종 이상을 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성, 강판 표층으로부터 판 두께 방향으로 300 내지 400 μ m의 범위에 있어서, 면적률로, 마르텐사이트와 탄화물을 포함하는 베이나이트의 합계가 60 내지 100%이며, 구 오스테나이트의 평균 입경이 15 μ m 이하이고, 강판 표층으로부터 판 두께 방향으로 300 내지 400 μ m의 범위에 있어서, 구 오스테나이트 입계에 있어서의 P의 오제 전자 스펙트럼의 피크 높이에 대한 구 오스테나이트 입계로부터 5nm 이상 떨어진 위치에 있어서의 P의 오제 전자 스펙트럼의 피크 높이의 비가 0.20 이상인 강 조직을 갖고, 강판 표면에 용융 아연 도금층을 갖는 고강도 용융 아연 도금 강판이 기재되어 있다. 또한, 특허문헌 1에서는, 상기의 구성에 따르면, 구 오스테나이트 입계에의 P 편석을 억제하여, 내지연 파괴 특성이 우수한 고강도 아연 도금 강판을 얻을 수 있다고 교시되어 있다.

[0005] 특허문헌 2에서는, 질량%로, C: 0.12 내지 0.35%, Si: 0.01 내지 3.0%, Mn: 2.0 내지 4.0%, P: 0.100% 이하(0을 포함하지 않음), S: 0.02% 이하(0을 포함하지 않음), Al: 0.01 내지 1.50%를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성, 면적률로 페라이트와 상부 베이나이트의 합계가 0 내지 15%이고, 하부 베이나이트와 마르텐사이트의 합계가 80 내지 100%이고, 잔류 오스테나이트가 0 내지 10%이고, 강판 표층으로부터 판 두께 방향으로 100 내지 300 μ m의 범위에 있어서 입경이 원 상당 직경으로 100 내지 2000nm인 석출물이 10⁹ 내지 10¹²개/m²인 강 조직을 갖고, 강판 표층으로부터 판 두께 방향으로 70 μ m의 위치의 평균 C양에 대한 강판 표층으로부터 판 두께 방향으로 5 μ m의 위치의 평균 C양의 비가 0.20 내지 0.80인 강판 표면에 용융 아연 도금층을 갖는 고강도 용융 아연 도금 강판이 기재되어 있다. 또한, 특허문헌 2에서는, 강판 표층으로부터 판 두께 방향으로 70 μ m의 위치의 평균 C양에 대한 강판 표층으로부터 판 두께 방향으로 5 μ m의 위치의 평균 C양의 비를 0.20 내지 0.80으로 함으로써, 표층 근방의 응력이 완화되어, 우수한 내지연 파괴 특성이 얻어진다고 교시되어 있다.

[0006] 특허문헌 3에서는, mass%로, C: 0.15 내지 0.30%, Si: 0.01 내지 1.8%, Mn: 1.5 내지 3.0%, P: 0.05% 이

하, S: 0.005% 이하, Al: 0.005 내지 0.05%, N: 0.005% 이하를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피 불순물로 이루어지고, 이하의 식 (1) $Hv(S)/Hv(C) \leq 0.8$ (Hv(S): 강판 표층 연질부의 경도, Hv(C): 강판 중심부의 경도) 및 식 (2) $0.10 \leq t(S)/t \leq 0.30$ (t(S): 강판 표층 연질부의 두께, t: 판 두께)를 충족하는 강판 표층 연질부를 갖고, 또한 상기 강판 표층 연질부는 템퍼링 마르텐사이트가 체적률 90% 이상이고, 상기 강판 중심부의 조직은 템퍼링 마르텐사이트이고, 인장 강도가 1270MPa 이상인 것을 특징으로 하는 곱힘성이 우수한 초고강도 냉연 강판이 기재되어 있다. 또한, 특허문헌 3에서는, 상기 (1) 및 (2)를 충족함으로써, 곱힘성 및 내지연 파괴 특성에 대하여 향상 효과를 갖는 것이 교시되어 있다.

[0007] 특허문헌 4에서는, 중량%로, C: 0.05 내지 0.20%, P: 0.001 내지 0.030%, S: 0.001 내지 0.050%, Al: 0.001 내지 0.100%, N: 0.0002 내지 0.0050%의 범위에서 함유하고, Si: 0.10 내지 2.50%, Mn: 0.5 내지 3.50%, Cr: 0.10 내지 1.5%, Mo: 0.10 내지 1.5%, B: 0.001 내지 0.005% 중 1종 또는 2종 이상을 함유하고, 잔부: Fe 및 불가피적 불순물을 함유하는 강판이며, 해당 강판의 표리면으로부터 편면당 0.010 내지 0.20mm의 부분의 표층 부분이, 페라이트 주체로 이루어지고, 내층 부분이, 베이나이트, 마르텐사이트를 주체로 하는 고강도 냉연 강판이 기재되어 있다. 또한, 특허문헌 4에서는, 상기의 구성에 따르면, 강판의 표층에 페라이트를 주체로 하는 층을 갖고, 내층에 마르텐사이트·베이나이트를 주체로 하는 층을 갖기 때문에, 가공성 및 내지연 파괴 특성이 우수한 강판을 제공할 수 있다고 교시되어 있다.

선행기술문헌

특허문헌

- [0008] (특허문헌 0001) 국제 공개 제2020/136990호
- (특허문헌 0002) 국제 공개 제2020/136988호
- (특허문헌 0003) 일본 특허 공개 제2011-179030호 공보
- (특허문헌 0004) 일본 특허 공개 평10-130782호 공보

발명의 내용

해결하려는 과제

[0009] 일반적으로, 수소 취화 갈라짐은, 강재의 강도가 높아질수록 발생하기 쉬워지는 것이 알려져 있고, 큰 소성 변형이 부여되는 곱힘 가공부에 있어서 특히 발생하기 쉽다. 한편, 자동차 업계 등에서는, 강재의 가일층의 경량화도 요구되고 있고, 이러한 경량화를 달성하기 위해서는, 강재를 지금까지 이상으로 고강도화할 필요가 발생한다. 따라서, 종래와 동등 또는 그 이상의 고강도화를 행한 경우에 있어서도 수소 취화의 과제를 해결할 수 있는 강재, 보다 구체적으로는 곱힘 가공부의 내수소 취화 특성이 우수한 고강도 강판에 대하여 높은 요구가 있다.

[0010] 그래서 본 발명은 신규의 구성에 의해, 고강도이고 또한 곱힘 가공부의 내수소 취화 특성이 우수한 강판을 제공하는 것을 목적으로 한다.

과제의 해결 수단

[0011] 본 발명자들은, 상기 목적을 달성하기 위해 검토를 행한 결과, 1500MPa 이상의 인장 강도를 갖는 고강도 강판에 있어서, 입계를 취화시키는 원소의 입계 편석을 저감하여 샤르피 충격 시험에 있어서의 매크로한 취화 파면의 비율을 소정의 범위 내로 제어하는 것과, 강판의 표층 부분을 연질화하여 곱힘 가공부에 있어서 수소 취화를 일으키지 않는 상한의 수소량 즉 한계 수소량을 증가시키는 것을 동시에 행함으로써, 1500MPa 이상의 매우 높은 인장 강도를 갖는 강판에 있어서도, 곱힘 가공부의 내수소 취화 특성을 현저하게 향상시킬 수 있는 것을 알아내어, 본 발명을 완성시켰다.

[0012] 상기 목적을 달성하여 얻은 본 발명은 하기와 같다.

[0013] (1) 질량%로,

[0014] C: 0.15 내지 0.40%,

- [0015] Si: 0.01 내지 2.00%,
- [0016] Mn: 0.80 내지 3.50%,
- [0017] P: 0.0001 내지 0.0200%,
- [0018] S: 0.0001 내지 0.0200%,
- [0019] Al: 0.001 내지 1.000%,
- [0020] N: 0.0001 내지 0.020%,
- [0021] O: 0.0001 내지 0.0200%,
- [0022] Co: 0 내지 0.5000%,
- [0023] Ni: 0 내지 1.000%,
- [0024] Mo: 0 내지 1.000%,
- [0025] Cr: 0 내지 2.000%,
- [0026] Ti: 0 내지 0.500%,
- [0027] B: 0 내지 0.0100%,
- [0028] Nb: 0 내지 0.500%,
- [0029] V: 0 내지 0.500%,
- [0030] Cu: 0 내지 0.500%,
- [0031] W: 0 내지 0.100%,
- [0032] Ta: 0 내지 0.100%,
- [0033] Sn: 0 내지 0.100%,
- [0034] Sb: 0 내지 0.100%,
- [0035] As: 0 내지 0.100%,
- [0036] Mg: 0 내지 0.0500%,
- [0037] Ca: 0 내지 0.050%,
- [0038] Y: 0 내지 0.050%,
- [0039] Zr: 0 내지 0.050%,
- [0040] La: 0 내지 0.050%,
- [0041] Ce: 0 내지 0.050%, 그리고
- [0042] 잔부: Fe 및 불순물로 이루어지는 화학 조성을 갖고,
- [0043] 적어도 한쪽의 표면으로부터 판 두께의 10%까지의 영역에 있어서의 평균 비커스 경도 Hs가 판 두께 1/2 위치에 있어서의 평균 비커스 경도 Hc의 0.95배 이하이고,
- [0044] 실온에서의 샤르피 충격 시험에 있어서의 매크로한 취화 파면의 비율이 35.0% 이하이고,
- [0045] 인장 강도가 1500MPa 이상인 것을 특징으로 하는, 강판.
- [0046] (2) 상기 화학 조성이, 질량%로,
- [0047] Co: 0.0100 내지 0.5000%,
- [0048] Ni: 0.010 내지 1.000%,
- [0049] Mo: 0.010 내지 1.000%,

- [0050] Cr: 0.001 내지 2.000%,
- [0051] Ti: 0.001 내지 0.500%,
- [0052] B: 0.0001 내지 0.0100%,
- [0053] Nb: 0.001 내지 0.500%,
- [0054] V: 0.001 내지 0.500%,
- [0055] Cu: 0.001 내지 0.500%,
- [0056] W: 0.001 내지 0.100%,
- [0057] Ta: 0.001 내지 0.100%,
- [0058] Sn: 0.001 내지 0.100%,
- [0059] Sb: 0.001 내지 0.100%,
- [0060] As: 0.001 내지 0.100%,
- [0061] Mg: 0.0001 내지 0.0500%,
- [0062] Ca: 0.001 내지 0.050%,
- [0063] Y: 0.001 내지 0.050%,
- [0064] Zr: 0.001 내지 0.050%,
- [0065] La: 0.001 내지 0.050%, 및
- [0066] Ce: 0.001 내지 0.050%
- [0067] 로 이루어지는 군에서 선택되는 1종 또는 2종 이상을 포함하는 것을 특징으로 하는, 상기 (1)에 기재된 강판.
- [0068] (3) 판 두께 1/2 위치에 있어서의 마이크로 조직이, 면적률로,
- [0069] 마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트: 합계로 93.0% 초과, 및
- [0070] 페라이트: 7.0% 미만
- [0071] 을 포함하는 것을 특징으로 하는, 상기 (1) 또는 (2)에 기재된 강판.
- [0072] (4) 적어도 한쪽의 표면으로부터 판 두께의 10%까지의 영역에 있어서의 평균 탄소 농도 Cs가 모재의 평균 탄소 농도 Cc의 0.10 내지 0.90배인 것을 특징으로 하는, 상기 (1) 내지 (3) 중 어느 한 항에 기재된 강판.
- [0073] (5) 판 두께 1/8 위치로부터 판 두께 1/2 위치에 있어서의 구 오스테나이트 입계의 P 편석량이 3.50원자% 이하인 것을 특징으로 하는, 상기 (1) 내지 (4) 중 어느 한 항에 기재된 강판.
- [0074] (6) 적어도 한쪽의 표면에, 아연, 알루미늄, 마그네슘 및 그들의 합금으로 이루어지는 군에서 선택되는 적어도 1종을 포함하는 피막층을 더 포함하는 것을 특징으로 하는, 상기 (1) 내지 (5) 중 어느 한 항에 기재된 강판.

발명의 효과

- [0075] 본 발명에 따르면, 고강도이고 또한 굽힘 가공부의 내수소 취화 특성이 우수한 강판을 제공할 수 있다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

- [0076] 본 발명의 실시 형태에 관한 강판은, 질량%로,
- [0077] C: 0.15 내지 0.40%,
- [0078] Si: 0.01 내지 2.00%,
- [0079] Mn: 0.80 내지 3.50%,
- [0080] P: 0.0001 내지 0.0200%,

- [0081] S: 0.0001 내지 0.0200%,
- [0082] Al: 0.001 내지 1.000%,
- [0083] N: 0.0001 내지 0.020%,
- [0084] O: 0.0001 내지 0.0200%,
- [0085] Co: 0 내지 0.5000%,
- [0086] Ni: 0 내지 1.000%,
- [0087] Mo: 0 내지 1.000%,
- [0088] Cr: 0 내지 2.000%,
- [0089] Ti: 0 내지 0.500%,
- [0090] B: 0 내지 0.0100%,
- [0091] Nb: 0 내지 0.500%,
- [0092] V: 0 내지 0.500%,
- [0093] Cu: 0 내지 0.500%,
- [0094] W: 0 내지 0.100%,
- [0095] Ta: 0 내지 0.100%,
- [0096] Sn: 0 내지 0.100%,
- [0097] Sb: 0 내지 0.100%,
- [0098] As: 0 내지 0.100%,
- [0099] Mg: 0 내지 0.0500%,
- [0100] Ca: 0 내지 0.050%,
- [0101] Y: 0 내지 0.050%,
- [0102] Zr: 0 내지 0.050%,
- [0103] La: 0 내지 0.050%,
- [0104] Ce: 0 내지 0.050%, 그리고
- [0105] 잔부: Fe 및 불순물로 이루어지는 화학 조성을 갖고,
- [0106] 적어도 한쪽의 표면으로부터 판 두께의 10%까지의 영역에 있어서의 평균 비커스 경도 Hs가 판 두께 1/2 위치에 있어서의 평균 비커스 경도 Hc의 0.95배 이하이고,
- [0107] 실온에서의 샤르피 충격 시험에 있어서의 매크로한 취화 파면의 비율이 35.0% 이하이고,
- [0108] 인장 강도가 1500MPa 이상인 것을 특징으로 하고 있다.
- [0109] 앞서 설명한 바와 같이, 수소 취화 갈라짐은, 강재의 강도가 높아질수록 발생하기 쉬워지는 것이 알려져 있다. 특히, 인장 강도가 1500MPa 이상이 되는 매우 높은 강도를 갖는 강판에 있어서는, 고강도를 확보하기 위해 강판의 마이크로 조직은 일반적으로 마르텐사이트를 주체로 하여 포함하는 것이 된다. 한편, 이러한 마르텐사이트를 주체로 하는 고강도 강판의 경우, 수소 취화 갈라짐은, 강 중에 침입한 수소가 주로 마르텐사이트 조직 중의 구 오스테나이트 입계에 집적함으로써 입계의 결합 강도가 저하되고, 이와 같이 하여 결합 강도가 저하된 입계가 취화의 기점이 되어 발생하는 것으로 생각된다. 일반적으로, 인장 강도의 상승에 수반하여, 적은 수소량에서도 수소 취화가 발생하게 되고, 또한 강 중의 수소의 침입은 실온에서도 일어날 수 있다. 여기서, 강 중의 수소의 침입 자체를 완벽하게 억제하는 방법은 존재하지 않거나 또는 완벽하게 억제하는 것은 극히 어렵다. 이 때문에, 1500MPa 이상의 인장 강도를 갖는 고강도 강판에 있어서 수소 취화의 파면을 발본적으로 해결하기 위해서는, 특히 큰 소성 변형이 부여됨으로써 수소 취화가 발생하기 쉬운 굽힘 가공부의 조직을 개질하는 것이

중요해진다.

- [0110] 그래서 본 발명자들은, 인장 강도가 1500MPa 이상이 되는 매우 높은 강도를 갖는 강관에 있어서, 특히 굽힘 가공부의 내수소 취화 특성을 개선하기 위해 검토를 행하였다. 그 결과, 본 발명자들은, 마이크로 조직 중에서 수소 취화 갈라짐의 기점이 되는 구 오스테나이트 입계의 취화를 억제함과 함께, 굽힘 가공부에 있어서 수소 취화를 일으키지 않는 상한의 수소량 즉 한계 수소량을 증가시키는 것이 유효한 것을 알아냈다. 보다 구체적으로는, 본 발명자들은, 입계를 취화시키는 P 등의 원소의 입계 편석을 저감하여 실온에서의 샤르피 충격 시험에 있어서의 매크로한 취화 파면의 비율을 35.0% 이하로 제어함과 함께, 굽힘 가공 시에 수소 취화가 발생하기 쉬운 강관 표층 부분의 한계 수소량을 증가시키기 위해 당해 표층 부분을 연질화하는 것, 보다 상세하게는 강관의 적어도 한쪽의 표면으로부터 판 두께의 10%까지의 영역에 있어서의 평균 비커스 경도 Hs를 판 두께 1/2 위치에 있어서의 평균 비커스 경도 Hc의 0.95배 이하로 제어함으로써, 1500MPa 이상의 매우 높은 인장 강도를 갖는 강관에 있어서도, 굽힘 가공부의 내수소 취화 특성을 현저하게 향상시킬 수 있는 것을 알아냈다.
- [0111] 예를 들어, 굽힘 가공 시에 수소 취화가 발생하기 쉬운 강관 표층 부분을 연질화하는 것에만 의해서도, 굽힘 가공부의 내수소 취화 특성을 개선하는 것은 가능하다. 그러나, 인장 강도가 1500MPa 이상이 되는 매우 높은 강도를 갖는 강관의 경우에 충분한 내수소 취화 특성을 얻기 위해서는, 표층 부분의 연질화의 정도를 매우 높게 할 필요가 발생한다. 그러나 이러한 경우에는, 내수소 취화 특성은 개선되지만, 반대로 충분한 인장 강도 즉 인장 강도 1500MPa 이상을 유지하는 것이 어려워진다. 마찬가지로, 입계를 취화시키는 특정 원소의 입계 편석을 저감함으로써 내수소 취화 특성을 개선하는 것이 가능하다. 그러나 인장 강도가 1500MPa 이상이 되는 매우 높은 강도를 갖는 강관의 경우에는, 이러한 특정 원소의 입계 편석을 저감하는 것에만 의해 굽힘 가공부의 내수소 취화 특성을 원하는 레벨까지 확실하게 개선하는 것은 곤란하다. 따라서, 본 발명의 실시 형태에 관한 강관에 있어서는, 1500MPa 이상의 인장 강도를 확실하게 유지하면서, 한편으로는 굽힘 가공부에 있어서의 원하는 내수소 취화 특성을 달성하기 위해, 샤르피 충격 시험에 있어서의 매크로한 취화 파면의 비율을 35.0% 이하로 제어하는 것과, 강관의 적어도 한쪽의 표면으로부터 판 두께의 10%까지의 영역에 있어서의 평균 비커스 경도 Hs를 판 두께 1/2 위치에 있어서의 평균 비커스 경도 Hc의 0.95배 이하로 제어하는 것을 동시에 행하는 것이 극히 중요해진다. 본 발명에 따르면, 이들의 기술적 사항의 특정 조합에 의해, 1500MPa 이상의 매우 높은 인장 강도를 갖는 강관임에도 불구하고, 굽힘 가공부의 내수소 취화 특성을 확실하면서도 현저하게 향상시키는 것이 가능해진다. 따라서, 본 발명에 따르면, 예를 들어 우수한 굽힘 가공성과 고강도의 상반되는 특성이 요구되는 자동차 등의 용도에 있어서도, 그들의 특성을 양립시키면서, 굽힘 가공부에 있어서 우수한 내수소 취화 특성을 달성하는 것이 가능해진다.
- [0112] 이하, 본 발명의 실시 형태에 관한 강관에 대하여 보다 자세하게 설명한다. 이하의 설명에 있어서, 각 원소의 함유량의 단위인 「%」는, 특별히 언급이 없는 한 「질량%」를 의미하는 것이다. 또한, 본 명세서에 있어서, 수치 범위를 나타내는 「내지」란, 특별히 언급이 없을 경우, 그 전후에 기재되는 수치를 하한값 및 상한값으로서 포함하는 의미로 사용된다.
- [0113] [C: 0.15 내지 0.40%]
- [0114] C는, 저렴하게 인장 강도를 증가시키기 위해 유효한 원소이다. 이러한 효과를 충분히 얻기 위해서, C 함유량은 0.15% 이상으로 한다. C 함유량은 0.16% 이상, 0.18% 이상, 0.20% 이상, 0.20% 초과, 0.21% 이상, 0.22% 이상 또는 0.23% 이상이어도 된다.
- [0115] 한편, C를 과도하게 함유하면, 조대한 입계 탄화물을 형성하는 경우가 있어, 입계가 취화되기 쉬워지는 것에 더하여, 미시적인 균열이 도입되는 등으로 인해, 내수소 취화 특성이 저하된다. 용접성이 저하되거나 하는 경우가 있다. 이 때문에, C 함유량은 0.40% 이하로 한다. C 함유량은 0.38% 이하, 0.35% 이하, 0.30% 이하 또는 0.25% 이하여도 된다.
- [0116] [Si: 0.01 내지 2.00%]
- [0117] Si는, 탈산제로서 작용하여, 탄화물이나 열처리 후의 잔류 오스테나이트의 형태에 영향을 미치는 원소이다. Si를 함유하지 않으면, 조대한 산화물의 생성을 억제하는 것이 어려워지는 경우가 있다. 이 조대한 산화물은 갈라짐의 기점이 되고, 이 갈라짐이 강제 내를 전파함으로써 내수소 취화 특성이 열화되는 경우가 있다. 이 때문에, Si 함유량은 0.01% 이상으로 한다. Si 함유량은 0.05% 이상, 0.10% 이상, 0.30% 이상 또는 0.50% 이상이어도 된다.
- [0118] 한편, Si를 과도하게 함유하면, 국부 연성이 저하되어 내수소 취화 특성이 열화되는 경우가 있다. 이 때문에,

Si 함유량은 2.00% 이하로 한다. Si 함유량은 1.80% 이하, 1.60% 이하, 1.40% 이하 또는 1.20% 이하여도 된다.

[0119] [Mn: 0.80 내지 3.50%]

[0120] Mn은, 강의 퀀칭성을 높여 강관의 강도를 상승시키는 데에 유효한 원소이다. 이러한 효과를 충분히 얻기 위해, Mn 함유량은 0.80% 이상으로 한다. Mn 함유량은 1.00% 이상, 1.20% 이상, 1.40% 이상 또는 1.60% 이상이어도 된다.

[0121] 한편, Mn을 과도하게 함유하면, Mn이 P, S와의 공편석을 조장할 뿐만 아니라, 내식성이나 내수소 취화 특성을 열화시키는 경우도 있다. 이 때문에, Mn 함유량은 3.50% 이하로 한다. Mn 함유량은 3.40% 이하, 3.30% 이하, 3.20% 이하, 3.10% 이하, 3.00% 이하, 2.90% 이하, 2.80% 이하, 2.60% 미만, 2.55% 이하, 2.50% 이하, 2.50% 미만, 2.45% 이하, 2.40% 이하, 2.20% 이하 또는 2.00% 이하여도 된다.

[0122] [P: 0.0001 내지 0.0200%]

[0123] P는, 구 오스테나이트 입계에 편석되어 입계의 취화를 촉진하는 원소이다. P를 과도하게 함유하면, 입계 취화에 의해 내수소 취화 특성이 현저하게 저하된다. 이 때문에, P 함유량은 0.0200% 이하로 한다. P 함유량은 0.0180% 이하, 0.0150% 이하, 0.0120% 이하 또는 0.0100% 이하여도 된다.

[0124] 내수소 취화 특성 향상의 관점에서는, P 함유량은 적을수록 바람직하다. 그러나 P 함유량을 0.0001% 미만으로 저감하기 위해서는 정련에 많은 시간을 요하여, 비용의 대폭적인 증가를 초래한다. 이 때문에, P 함유량은 0.0001% 이상으로 한다. P 함유량은 0.0005% 이상, 0.0010% 이상 또는 0.0020% 이상이어도 된다.

[0125] [S: 0.0001 내지 0.0200%]

[0126] S는, 강 중에서 MnS 등의 비금속 개재물을 생성하는 원소이다. S를 과도하게 함유하면, 냉간 가공 시에 갈라짐의 기점이 되는 비금속 개재물의 생성이 현저해진다. 이 경우, 비금속 개재물로부터 갈라짐이 발생하고, 이 갈라짐이 강제 내를 전파함으로써 내수소 취화 특성이 열화되는 경우가 있다. 이 때문에, S 함유량은 0.0200% 이하로 한다. S 함유량은 0.0180% 이하, 0.0150% 이하, 0.0120% 이하 또는 0.0100% 이하여도 된다.

[0127] 내수소 취화 특성 향상의 관점에서는, S 함유량은 적을수록 바람직하다. 그러나 S 함유량을 0.0001% 미만으로 저감하기 위해서는 정련에 많은 시간을 요하여, 비용의 대폭적인 증가를 초래한다. 이 때문에, S 함유량은 0.0001% 이상으로 한다. S 함유량은 0.0005% 이상, 0.0010% 이상 또는 0.0020% 이상이어도 된다.

[0128] [Al: 0.001 내지 1.000%]

[0129] Al은, 강의 탈산제로서 작용하여, 페라이트를 안정화하는 원소이다. 이러한 효과를 충분히 얻기 위해, Al 함유량은 0.001% 이상으로 한다. Al 함유량은 0.005% 이상, 0.010% 이상, 0.020% 이상 또는 0.050% 이상이어도 된다.

[0130] 한편, Al을 과도하게 함유하면, 조대한 Al 산화물이 생성되어 갈라짐의 기점이 되는 경우가 있다. 또한, 이 갈라짐이 강제 내를 전파함으로써 내수소 취화 특성이 열화되는 경우가 있다. 이 때문에, Al 함유량은 1.000% 이하로 한다. Al 함유량은 0.950% 이하, 0.900% 이하, 0.800% 이하 또는 0.600% 이하여도 된다.

[0131] [N: 0.0001 내지 0.020%]

[0132] N은, 강관 중에서 조대한 질화물을 형성하여, 강관의 내수소 취화 특성을 저하시키는 원소이다. 또한, N은, 용접 시의 블로우홀의 발생 원인이 되는 원소이다.

[0133] 따라서, N 함유량은 적을수록 바람직하고, 0.020% 이하로 한다. N 함유량은 0.018% 이하, 0.016% 이하, 0.012% 이하 또는 0.010% 이하여도 된다.

[0134] 한편, N을 0.0001% 미만으로 저감하기 위해서는 제조 비용의 대폭적인 증가를 초래한다. 이 때문에, N 함유량은 0.0001% 이상으로 한다. N 함유량은 0.0005% 이상, 0.001% 이상 또는 0.002% 이상이어도 된다.

[0135] [O: 0.0001 내지 0.0200%]

[0136] O는, 산화물을 형성하여, 내수소 취화 특성을 열화시키는 원소이다. 특히, 산화물은 개재물로서 존재하는 경우가 많아, 편칭 단부면 또는 절단면에 존재하면, 단부면에 절결 형성의 흠이나 조대한 덩이를 형성한다는 점에서, 강 가공 시에, 응력 집중을 초래하고, 균열 형성의 기점이 되어, 대폭적인 가공성의 열화를 초래하는

경우가 있다. O를 과도하게 함유하면, 내수소 취화 특성 및 가공성의 열화 경향이 현저해진다. 이 때문에, O 함유량은 0.0200% 이하로 한다. O 함유량은 0.0180% 이하, 0.0150% 이하, 0.0120% 이하 또는 0.0100% 이하여도 된다.

[0137] O 함유량은 적을수록 바람직하다. 그러나, O 함유량을 0.0001% 미만으로 저감하기 위해서는 제조 비용의 대폭적인 증가를 초래한다. 이 때문에, O 함유량은 0.0001% 이상으로 한다. O 함유량은 0.0005% 이상, 0.0010% 이상 또는 0.0015% 이상이어도 된다.

[0138] 본 발명의 실시 형태에 관한 강판의 기본 화학 조성은 상기한 바와 같다. 또한, 당해 강판은, 필요에 따라서, 잔부의 Fe의 일부 대신에 이하의 임의 선택 원소 중 적어도 1종을 함유해도 된다. 예를 들어, 강판은, Co: 0 내지 0.5000%, Ni: 0 내지 1.000%, Mo: 0 내지 1.000%, Cr: 0 내지 2.000%, Ti: 0 내지 0.500%, B: 0 내지 0.0100%, Nb: 0 내지 0.500%, V: 0 내지 0.500%, Cu: 0 내지 0.500%, W: 0 내지 0.100% 및 Ta: 0 내지 0.100%로 이루어지는 군에서 선택되는 적어도 1종을 함유해도 된다. 또한, 강판은, Sn: 0 내지 0.100%, Sb: 0 내지 0.100% 및 As: 0 내지 0.100%로 이루어지는 군에서 선택되는 적어도 1종을 함유해도 된다. 또한, 강판은, Mg: 0 내지 0.0500%, Ca: 0 내지 0.050%, Y: 0 내지 0.050%, Zr: 0 내지 0.050%, La: 0 내지 0.050% 및 Ce: 0 내지 0.050%로 이루어지는 군에서 선택되는 적어도 1종을 함유해도 된다. 이하, 이들 임의 선택 원소에 대하여 상세하게 설명한다.

[0139] [Co: 0 내지 0.5000%]

[0140] Co는, 탄화물의 형태 제어와 강판의 강도의 증가에 유효한 원소이다. Co 함유량은 0%여도 되지만, 이들 효과를 얻기 위해서는, Co 함유량은 0.0010% 이상인 것이 바람직하다. Co 함유량은 0.0100% 이상, 0.0200% 이상, 0.0500% 이상 또는 0.1000% 이상이어도 된다.

[0141] 한편, Co를 과도하게 함유하면, 조대한 Co 탄화물이 석출되어, 내수소 취화 특성이 열화되는 경우가 있다. 이 때문에, Co 함유량은 0.5000% 이하로 한다. Co 함유량은 0.4000% 이하, 0.3000% 이하 또는 0.2000% 이하여도 된다.

[0142] [Ni: 0 내지 1.000%]

[0143] Ni는, 강판의 강도 상승에 유효한 원소이다. 또한, Ni는 습윤성의 향상이나 합금화 반응의 촉진에도 효과가 있는 원소이다. Ni 함유량은 0%여도 되지만, 이들 효과를 얻기 위해서는, Ni 함유량은 0.001% 이상인 것이 바람직하다. Ni 함유량은 0.010% 이상, 0.020% 이상, 0.050% 이상 또는 0.100% 이상이어도 된다.

[0144] 한편, Ni를 과도하게 함유하면, 내수소 취화 특성이 저하되는 경우가 있다. 이 때문에, Ni 함유량은 1.000% 이하로 한다. Ni 함유량은 0.900% 이하, 0.800% 이하, 0.600% 이하 또는 0.300% 이하여도 된다.

[0145] [Mo: 0 내지 1.000%]

[0146] Mo는, 강판의 강도의 상승에 유효한 원소이다. 또한, Mo는, 연속 어닐링 설비 또는 연속 용융 아연 도금 설비에서의 열처리 시에 발생하는 페라이트 변태를 억제하는 효과를 갖는 원소이다. Mo 함유량은 0%여도 되지만, 이들 효과를 얻기 위해서는, Mo 함유량은 0.001% 이상인 것이 바람직하다. Mo 함유량은 0.010% 이상, 0.020% 이상, 0.050% 이상 또는 0.080% 이상이어도 된다.

[0147] 한편, Mo를 과도하게 함유해도 페라이트 변태를 억제하는 효과가 포화되거나, 또는 조대한 금속간 화합물 및 탄화물이 형성되어 내수소 취화 특성이 저하되는 경우가 있다. 이 때문에, Mo 함유량은 1.000% 이하로 한다. Mo 함유량은 0.900% 이하, 0.800% 이하, 0.600% 이하 또는 0.300% 이하여도 된다.

[0148] [Cr: 0 내지 2.000%]

[0149] Cr은, 페라이트 변태를 억제하여, 강의 고강도화에 유효한 원소이다. Cr 함유량은 0%여도 되지만, 이러한 효과를 얻기 위해서는, Cr 함유량은 0.001% 이상인 것이 바람직하다. Cr 함유량은 0.005% 이상, 0.010% 이상, 0.020% 이상 또는 0.050% 이상이어도 된다.

[0150] 한편, Cr을 과도하게 함유하면, 중심 편석부에 조대한 Cr 탄화물이 형성되어, 내수소 취화 특성이 저하되는 경우가 있다. 이 때문에, Cr 함유량은 2.000% 이하로 한다. Cr 함유량은 1.800% 이하, 1.500% 이하, 1.000% 이하 또는 0.500% 이하여도 된다.

[0151] [Ti: 0 내지 0.500%]

- [0152] Ti는, 석출물 강화, 페라이트 결정립의 성장 억제에 의한 세립 강화 및 재결정의 억제를 통한 전위 강화로, 강관의 강도 상승에 기여하는 원소이다. Ti 함유량은 0%여도 되지만, 이들 효과를 얻기 위해서는, Ti 함유량은 0.001% 이상인 것이 바람직하다. Ti 함유량은 0.005% 이상, 0.010% 이상 또는 0.050% 이상이어도 된다.
- [0153] 한편, Ti를 과도하게 함유하면, 탄질화물의 석출이 많아져 내수소 취화 특성이 열화되는 경우가 있다. 이 때문에, Ti 함유량은 0.500% 이하로 한다. Ti 함유량은 0.450% 이하, 0.400% 이하, 0.300% 이하 또는 0.100% 이하여도 된다.
- [0154] [B: 0 내지 0.0100%]
- [0155] B는, 오스테나이트 온도역으로부터의 냉각 과정에서, 페라이트 및 펄라이트의 생성을 억제하여, 베이나이트 또는 마르텐사이트 등의 저온 변태 조직의 생성을 촉진하는 원소이다. 또한, B는 강의 고강도화에 유익한 원소이다. B 함유량은 0%여도 되지만, 이들 효과를 얻기 위해서는, B 함유량은 0.0001% 이상인 것이 바람직하다. B 함유량은 0.0003% 이상, 0.0005% 이상 또는 0.0010% 이상이어도 된다.
- [0156] 한편, B를 과도하게 함유하면, 강 중에 조대한 B 산화물이 생성되는 경우가 있다. 이 산화물은, 냉간 가공 시의 보이드의 발생 기점이 되므로, 조대한 B 산화물의 생성에 의해 내수소 취화 특성이 열화되는 경우가 있다. 이 때문에, B 함유량은 0.0100% 이하로 한다. B 함유량은 0.0080% 이하, 0.0060% 이하, 0.0050% 이하 또는 0.0020% 이하여도 된다.
- [0157] [Nb: 0 내지 0.500%]
- [0158] Nb는, 탄화물의 형태 제어에 유효한 원소이며, 조직의 미세화에 의한 인성의 향상에도 효과적인 원소이다. Nb 함유량은 0%여도 되지만, 이들 효과를 얻기 위해서는, Nb 함유량은 0.001% 이상인 것이 바람직하다. Nb 함유량은 0.002% 이상, 0.010% 이상 또는 0.020% 이상이어도 된다.
- [0159] 한편, Nb를 과도하게 함유하면, 조대한 Nb 탄화물이 생성되는 경우가 있다. 이 조대한 Nb 탄화물은 갈라짐을 발생시키기 쉬워, 내수소 취화 특성을 열화시키는 경우가 있다. 이 때문에, Nb 함유량은 0.500% 이하로 한다. Nb 함유량은 0.450% 이하, 0.400% 이하, 0.300% 이하 또는 0.100% 이하여도 된다.
- [0160] [V: 0 내지 0.500%]
- [0161] V는, 석출물 강화, 페라이트 결정립의 성장 억제에 의한 세립 강화, 및 재결정의 억제를 통한 전위 강화로, 강관의 강도 상승에 기여하는 원소이다. V 함유량은 0%여도 되지만, 이들 효과를 얻기 위해서는, V 함유량은 0.001% 이상인 것이 바람직하다. V 함유량은 0.002% 이상, 0.010% 이상 또는 0.020% 이상이어도 된다.
- [0162] 한편, V를 과도하게 함유하면, 탄질화물의 석출이 많아져 내수소 취화 특성이 열화되는 경우가 있다. 이 때문에, V 함유량은 0.500% 이하로 한다. V 함유량은 0.450% 이하, 0.400% 이하, 0.300% 이하 또는 0.100% 이하여도 된다.
- [0163] [Cu: 0 내지 0.500%]
- [0164] Cu는, 강관의 강도의 향상에 유효한 원소이다. Cu 함유량은 0%여도 되지만, 이러한 효과를 얻기 위해서는, Cu 함유량은 0.001% 이상인 것이 바람직하다. Cu 함유량은 0.002% 이상, 0.010% 이상 또는 0.030% 이상이어도 된다.
- [0165] 한편, Cu를 과도하게 함유하면, 내수소 취화 특성이 열화되는 경우가 있다. 또한, Cu 함유량이 많으면, 열간 압연 중에 강재가 취화되어, 열간 압연이 곤란해지는 경우도 있다. 이 때문에, Cu 함유량은 0.500% 이하로 한다. Cu 함유량은 0.450% 이하, 0.400% 이하, 0.300% 이하 또는 0.100% 이하여도 된다.
- [0166] [W: 0 내지 0.100%]
- [0167] W는, 강관의 강도 상승에 유효한 원소이다. 또한, W는 석출물이나 정출물을 형성한다. W를 함유하는 석출물 및 정출물은 수소 트랩 사이트가 되므로, W는, 내수소 취화 특성의 향상에 유효한 원소이다. W 함유량은 0%여도 되지만, 이들 효과를 얻기 위해서는, W 함유량은 0.001% 이상인 것이 바람직하다. W 함유량은 0.002% 이상, 0.005% 이상 또는 0.010% 이상이어도 된다.
- [0168] 한편, W를 과도하게 함유하면, 조대한 W 석출물 또는 정출물이 생성되는 경우가 있다. 이 조대한 W 석출물 또는 정출물은 갈라짐을 발생시키기 쉬워, 비교적 낮은 부하 응력에서 강재 내를 이 갈라짐이 전파하는 경우가 있다. 이 때문에, 조대한 W 석출물 또는 정출물이 생성되면, 내수소 취화 특성이 열화되는 경우가 있다. 이 때

문에, W 함유량은 0.100% 이하로 한다. W 함유량은 0.080% 이하, 0.060% 이하, 0.050% 이하 또는 0.030% 이하여도 된다.

[0169] [Ta: 0 내지 0.100%]

[0170] Ta는, 탄화물의 형태 제어와 강판의 강도의 증가에 유효한 원소이다. Ta 함유량은 0%여도 되지만, 이들 효과를 얻기 위해서는, Ta 함유량은 0.001% 이상인 것이 바람직하다. Ta 함유량은 0.002% 이상, 0.005% 이상 또는 0.010% 이상이어도 된다.

[0171] 한편, Ta를 과도하게 함유하면, 미세한 Ta 탄화물이 다수 석출되어 강판의 강도 상승에 수반하여 연성이 저하되거나, 내굽힘성이나 내수소 취화 특성이 저하되거나 하는 경우가 있다. 이 때문에, Ta 함유량은 0.100% 이하로 한다. Ta 함유량은 0.080% 이하, 0.060% 이하, 0.050% 이하 또는 0.020% 이하여도 된다.

[0172] [Sn: 0 내지 0.100%]

[0173] Sn은, 강 원료로서 스크랩을 사용한 경우에 강 중에 함유되는 원소이다. Sn 함유량이 많으면, 입계의 취화에 의해 내수소 취화 특성이 저하되는 경우가 있다. 이 때문에, Sn 함유량은 0.100% 이하로 한다. Sn 함유량은 0.060% 이하, 0.030% 이하 또는 0.020% 이하여도 된다.

[0174] Sn 함유량은 적을수록 바람직하고 0%여도 되지만, Sn 함유량을 0.001% 미만으로 저감하기 위해서는 정련에 많은 시간을 요하여, 비용의 대폭적인 증가를 초래한다. 이 때문에, Sn 함유량은 0.001% 이상이어도 된다. Sn 함유량은 0.002% 이상, 0.005% 이상 또는 0.010% 이상이어도 된다.

[0175] [Sb: 0 내지 0.100%]

[0176] Sb는, Sn과 마찬가지로 강 원료로서 스크랩을 사용한 경우에 함유되는 원소이다. 또한, Sb는, 입계에 강하게 편석되어 입계의 취화 및 연성의 저하를 초래하는 원소이다. 이 때문에, Sb 함유량은 0.100% 이하로 한다. Sb 함유량은 0.040% 이하, 0.030% 이하 또는 0.020% 이하여도 된다.

[0177] Sb 함유량은 적을수록 바람직하고 0%여도 되지만, Sb 함유량을 0.001% 미만으로 저감하기 위해서는 정련에 많은 시간을 요하여, 비용의 대폭적인 증가를 초래한다. 이 때문에, Sb 함유량은 0.001% 이상이어도 된다. Sb 함유량은 0.002% 이상, 0.005% 이상 또는 0.008% 이상이어도 된다.

[0178] [As: 0 내지 0.100%]

[0179] As는, Sn 및 Sb와 마찬가지로 강 원료로서 스크랩을 사용한 경우에 함유되는 원소이다. 또한, As는, 입계에 강하게 편석되어 입계의 취화 및 연성의 저하를 초래하는 원소이다. 이 때문에, As 함유량은 0.100% 이하로 한다. As 함유량은 0.040% 이하, 0.030% 이하 또는 0.020% 이하여도 된다.

[0180] As 함유량은 적을수록 바람직하고 0%여도 되지만, As 함유량을 0.001% 미만으로 저감하기 위해서는 정련에 많은 시간을 요하여, 비용의 대폭적인 증가를 초래한다. 이 때문에, As 함유량은 0.001% 이상이어도 된다. As 함유량은 0.002% 이상, 0.003% 이상 또는 0.005% 이상이어도 된다.

[0181] [Mg: 0 내지 0.0500%]

[0182] Mg는, 미량의 함유로 황화물의 형태를 제어할 수 있는 원소이다. Mg 함유량은 0%여도 되지만, 이러한 효과를 얻기 위해서는, Mg 함유량은 0.0001% 이상인 것이 바람직하다. Mg 함유량은 0.0005% 이상, 0.0010% 이상, 0.0015% 이상 또는 0.0020% 이상이어도 된다.

[0183] 한편, Mg를 과도하게 함유하면, 조대한 개재물이 형성되어 내수소 취화 특성이 저하되는 경우가 있다. 이 때문에, Mg 함유량은 0.0500% 이하로 한다. Mg 함유량은 0.0300% 이하, 0.0100% 이하, 0.0050% 이하 또는 0.0030% 이하여도 된다.

[0184] [Ca: 0 내지 0.050%]

[0185] Ca는, 탈산 원소로서 유용하고, 황화물의 형태 제어에도 효과를 발휘하는 원소이다. Ca 함유량은 0%여도 되지만, 이들 효과를 얻기 위해서는, Ca 함유량은 0.0001% 이상으로 하는 것이 바람직하다. Ca 함유량은 0.0005% 이상, 0.001% 이상 또는 0.002% 이상이어도 된다.

[0186] 한편, Ca를 과도하게 함유하면, 조대한 개재물이 형성되어 내수소 취화 특성이 저하되는 경우가 있다. 이 때문에, Ca 함유량은 0.050% 이하로 한다. Ca 함유량은 0.030% 이하, 0.010% 이하, 0.005% 이하 또는 0.003%

이하여도 된다.

- [0187] [Y: 0 내지 0.050%]
- [0188] Y는, Mg 등과 마찬가지로 미량의 함유로 황화물의 형태를 제어할 수 있는 원소이다. Y 함유량은 0%여도 되지
만, 이러한 효과를 얻기 위해서는, Y 함유량은 0.0001% 이상인 것이 바람직하다. Y 함유량은 0.0005% 이상,
0.001% 이상 또는 0.002% 이상이어도 된다.
- [0189] 한편, Y를 과도하게 함유하면, 조대한 Y 산화물이 생성되어 내수소 취화 특성이 저하되는 경우가 있다. 이 때
문에, Y 함유량은 0.050% 이하로 한다. Y 함유량은 0.030% 이하, 0.010% 이하, 0.005% 이하 또는 0.003%
이하여도 된다.
- [0190] [Zr: 0 내지 0.050%]
- [0191] Zr은, Mg 등과 마찬가지로 미량의 함유로 황화물의 형태를 제어할 수 있는 원소이다. Zr 함유량은 0%여도 되
지만, 이러한 효과를 얻기 위해서는, Zr 함유량은 0.0001% 이상인 것이 바람직하다. Zr 함유량은 0.0005% 이
상, 0.001% 이상 또는 0.002% 이상이어도 된다.
- [0192] 한편, Zr을 과도하게 함유하면, 조대한 Zr 산화물이 생성되어 내수소 취화 특성이 저하되는 경우가 있다. 이
때문에, Zr 함유량은 0.050% 이하로 한다. Zr 함유량은 0.030% 이하, 0.010% 이하, 0.005% 이하 또는
0.003% 이하여도 된다.
- [0193] [La: 0 내지 0.050%]
- [0194] La는, Mg 등과 마찬가지로 미량의 함유로 황화물의 형태를 제어할 수 있는 원소이다. La 함유량은 0%여도 되
지만, 이러한 효과를 얻기 위해서는, La 함유량은 0.0001% 이상인 것이 바람직하다. La 함유량은 0.0005% 이
상, 0.001% 이상 또는 0.002% 이상이어도 된다.
- [0195] 한편, La를 과도하게 함유하면, La 산화물이 생성되어 내수소 취화 특성이 저하되는 경우가 있다. 이 때문에,
La 함유량은 0.050% 이하로 한다. La 함유량은 0.030% 이하, 0.010% 이하, 0.005% 이하 또는 0.003% 이
하여도 된다.
- [0196] [Ce: 0 내지 0.050%]
- [0197] Ce는, Mg 등과 마찬가지로 미량의 함유로 황화물의 형태를 제어할 수 있는 원소이다. Zr 함유량은 0%여도 되
지만, 이러한 효과를 얻기 위해서는, Ce 함유량은 0.0001% 이상인 것이 바람직하다. Ce 함유량은 0.0005% 이
상, 0.001% 이상 또는 0.002% 이상이어도 된다.
- [0198] 한편, Ce를 과도하게 함유하면, Ce 산화물이 생성되어 내수소 취화 특성이 저하되는 경우가 있다. 이 때문에,
Ce 함유량은 0.050% 이하로 한다. Ce 함유량은 0.030% 이하, 0.010% 이하, 0.005% 이하 또는 0.003% 이
하여도 된다.
- [0199] 본 발명의 실시 형태에 관한 강판에 있어서, 상기의 원소 이외의 잔부는, Fe 및 불순물로 이루어진다. 불순물
이란, 강판을 공업적으로 제조할 때에, 광석이나 스크랩 등과 같은 원료를 비롯하여, 제조 공정의 다양한 요인
에 의해 혼입되는 성분 등이다.
- [0200] 본 발명의 실시 형태에 관한 강판의 화학 조성은, 일반적인 분석 방법에 의해 측정하면 된다. 예를 들어, JIS
G 1201:2014에 준하여 절편에 대한 ICP-AES(Inductively Coupled Plasma-Atomic Emission Spectrometry)를 사
용하여 측정하면 된다. 구체적으로는, 예를 들어 강판으로부터 한 변이 35mm인 정사각형의 시험편을 취득하고,
이것을 판 두께 1/2 위치까지 연삭하고, 그 연삭면을 시마즈 세이사쿠쇼제 ICPS-8100 등(측정 장치)에 의해, 미
리 작성한 검량선에 기초한 조건에서 측정함으로써 특정할 수 있다. ICP-AES로 측정할 수 없는 C 및 S는 연소-
적외선 흡수법을 사용하고, N은 불활성 가스 용해-열전도도법을 사용하고, O는 불활성 가스 용해-비분산형 적외
선 흡수법을 사용하여 측정하면 된다. 강판의 표면에 피복층을 구비하는 경우에는, 기계 연삭에 의해 피복층을
제거하고 나서 화학 조성의 분석을 행하면 된다.
- [0201] [강판의 바람직한 마이크로 조직]
- [0202] 본 발명의 실시 형태에 관한 강판의 마이크로 조직은, 인장 강도가 1500MPa 이상의 요건을 충족시키는 임의의
마이크로 조직이어도 된다. 보다 상세하게는, 본 발명은 상기한 바와 같이, 고강도이고 또한 굽힘 가공부의 내
수소 취화 특성이 우수한 강판을 제공하는 것을 목적으로 하는 것이며, 1500MPa 이상의 인장 강도를 갖는 고강

도 강관에 있어서, 실온에서의 샤르피 충격 시험에 있어서의 매크로한 취화 파면의 비율을 35.0% 이하로 제어함과 함께, 강관의 적어도 한쪽의 표면으로부터 판 두께의 10%까지의 영역에 있어서의 평균 비커스 경도 Hs를 판 두께 1/2 위치에 있어서의 평균 비커스 경도 Hc의 0.95배 이하로 제어함으로써 당해 목적을 달성하는 것이다. 따라서, 강관의 마이크로 조직은, 본 발명의 목적을 달성함에 있어서 필수적인 기술적 특징이 아닌 것은 명확하다. 이하, 본 발명의 실시 형태에 관한 1500MPa 이상의 인장 강도를 갖는 강관을 위한 바람직한 마이크로 조직에 대하여 상세하게 설명하지만, 이들 설명은, 1500MPa 이상의 인장 강도를 갖는 강관의 단순한 예시를 의도하는 것이며, 본 발명을 이러한 특정한 마이크로 조직을 갖는 강관에 한정하는 것을 의도하는 것은 아니다. 또한, 본 발명의 실시 형태에 관한 강관에서는, 상기한 바와 같이, 강관의 표층 부분이 연결화되어 있기 때문에, 강관의 표층 부분과 내층 부분에서 마이크로 조직이 다른 경우가 있다. 따라서, 이하에서는, 강관의 연결화되어 있지 않은 부분을 대표하여 판 두께 1/2 위치에 있어서의 마이크로 조직이 규정된다.

- [0203] [마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트: 합계로 93.0% 초과]
- [0204] 강관의 판 두께 1/2 위치에 있어서의 마이크로 조직은, 특별히 한정되지 않지만, 면적률로, 마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트: 합계로 93.0% 초과를 포함하는 것이어도 된다. 앞서 설명한 소정의 화학 조성, 특히는 0.15% 이상의 C 함유량을 가짐과 함께, 판 두께 1/2 위치에서 마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트를 면적률로 93.0% 초과 포함함으로써, 1500MPa 이상의 인장 강도를 확실하게 달성하는 것이 가능해진다. 마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트의 합계의
- [0205] 면적률은 95.0% 이상 또는 97.0% 이상이어도 된다. 마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트의 합계의 면적률의 상한은, 특별히 한정되지 않고 100%여도 된다. 예를 들어, 마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트의 면적률은 99.0% 이하 또는 98.0% 이하여도 된다.
- [0206] [페라이트: 7.0% 미만]
- [0207] 강관의 판 두께 1/2 위치에 있어서의 마이크로 조직은, 특별히 한정되지 않지만, 면적률로, 페라이트: 7.0% 미만을 포함하는 것이어도 된다. 페라이트는 연결인 조직이기 때문에, 경질 조직인 상기의 마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트의 면적률 93.0% 초과에 대하여 당해 페라이트의 면적률을 7.0% 미만으로 제한함으로써, 1500MPa 이상의 인장 강도를 확실하게 달성하는 것이 가능해진다. 페라이트의 면적률은 5.0% 이하 또는 3.0% 이하여도 되고, 예를 들어 0%여도 된다. 한편, 페라이트는, 상기한 바와 같이 연결인 조직이기 때문에 변형되기 쉬워, 강관의 연성 향상에 기여한다. 따라서, 강관의 연성 향상의 관점에서, 페라이트의 면적률은 1.0% 이상 또는 2.0% 이상이어도 된다.
- [0208] [잔부 조직: 베이나이트, 펄라이트 및 잔류 오스테나이트 중 적어도 1종]
- [0209] 마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트 그리고 페라이트 이외의 잔부 조직은, 면적률로 0%여도 되지만, 잔부 조직이 존재하는 경우에는, 당해 잔부 조직은 베이나이트, 펄라이트 및 잔류 오스테나이트 중 적어도 1종이어도 된다. 잔부 조직의 면적률은, 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 0 내지 7.0% 미만, 0 내지 5.0%, 0 내지 3.0%여도 된다. 한편, 잔부 조직의 면적률을 0%로 하기 위해서는, 강관의 제조 과정에 있어서 고도의 제어를 필요로 하기 때문에, 수율의 저하를 초래하는 경우가 있다. 따라서, 잔부 조직의 면적률은 1.0% 이상이어도 된다.
- [0210] [마이크로 조직의 동정 및 산출]
- [0211] [마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트]
- [0212] 강관의 판 두께 1/2 위치에 있어서의 마이크로 조직의 동정 및 산출은 이하와 같이 하여 행해진다. 먼저, 강관의 압연 방향에 평행한 판 두께 단면을 갖는 시료를 채취하고, 당해 단면을 관찰면으로 한다. 이 관찰면을 나이트 시약으로 에칭하고, 에칭된 관찰면 중, 강관 표면으로부터 판 두께의 1/2 위치를 중심으로 하는 100 μ m×100 μ m의 영역을 관찰 영역으로 한다. 이 관찰 영역을 전계 방사형 주사형 전자 현미경(FE-SEM)을 사용한 전자 채널링 콘트라스트 상에 의해 1000 내지 50000배로 관찰한다. 전자 채널링 콘트라스트 상은, 결정립 내의 결정립 방위 차를 상의 콘트라스트의 차로써 검출하는 방법이고, 마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트는 이 전자 채널링 콘트라스트로 촬영한 화상으로부터 합계의 면적률을 구한다. 이들 조직은 페라이트보다도 에칭되기 어렵기 때문에, 조직 관찰면 위에서는 볼록부로서 존재한다. 템퍼링 마르텐사이트는, 라스상의 결정립 집합이고, 내부에 긴 직경 20nm 이상의 철계 탄화물을 포함하고, 그 탄화물이 복수의 배리언트 즉 다른 방향으로 신장된 복수의 철계 탄화물 군에 속하는 것이다. 또한, 잔류 오스테나이트도 조직 관찰면 위에서는 볼록부로 존재한다. 이 때문에, 상기의 수순으로 구한 볼록부의 면적률을, 후술하는 수순으로 측정하는 잔류 오스테나이트의 면적률

에서 차감함으로써, 마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트의 합계의 면적률을 정확하게 측정하는 것이 가능해진다.

[0213] [페라이트]

[0214] 페라이트의 면적률은, 상기의 전자 채널링 콘트라스트 상에 의해, 마찬가지로 강판 표면으로부터 판 두께의 1/2 위치를 중심으로 하는 $100\mu\text{m} \times 100\mu\text{m}$ 의 영역을 관찰함으로써 구한다. 전자 채널링 콘트라스트 상에 있어서 균일한 중간 명도(그레이)의 콘트라스트로서 인식할 수 있는 영역이 폴리고날 페라이트이고, 이것을 페라이트라고 판단한다. 이러한 명도의 판정은 당업자라면 통상의 조직 관찰로서 실시되는 정도의 것이다. 또한, 이 균일한 중간 명도의 콘트라스트로서 인식되는 영역은, 에칭에 의해 부식되기 쉬운 영역이고, 표면 형태적으로는 오목부 로 되어 있다. $35\mu\text{m} \times 25\mu\text{m}$ 의 전자 채널링 콘트라스트 상 8시야를, 화상 해석의 방법으로, 각 시야에서의 폴리고날 페라이트의 면적률을 산출하고, 그들의 평균값을 페라이트의 면적률로 한다.

[0215] [베이나이트, 펄라이트 및 잔류 오스테나이트]

[0216] 잔류 오스테나이트의 면적률은, X선을 사용한 측정에 의해 산출된다. 먼저, 시료의 판면으로부터 판 두께 방향으로 판 두께의 1/2 위치까지를 기계 연마 및 화학 연마에 의해 제거한다. 이어서, 연마 후의 시료에 대하여 특정 X선으로서 MoK α 선을 사용하여 얻어진, bcc상의 (200), (211) 및 fcc상의 (200), (220), (311)의 회절 피크의 적분 강도비로부터, 잔류 오스테나이트의 조직 분율을 산출하고, 이것을 잔류 오스테나이트의 면적률로 한다. 또한, 펄라이트 및 베이나이트는 상기의 전자 채널링 콘트라스트로 촬영한 화상으로부터 면적률을 구한다. 펄라이트는 판상의 탄화물과 페라이트가 배열된 조직이다. 또한, 베이나이트는, 라스상의 결정립의 집합이고, 내부에 긴 직경 20nm 이상의 철계 탄화물을 포함하지 않는 것, 또는 내부에 긴 직경 20nm 이상의 철계 탄화물을 포함하고, 그 탄화물이 단일의 배리언트 즉 동일한 방향으로 신장된 철계 탄화물군에 속하는 것이다. 여기서, 동일 방향으로 신장된 철계 탄화물군이란, 철계 탄화물군의 신장 방향의 차이가 5° 이내인 것을 말한다.

[0217] [Hs/Hc \leq 0.95]

[0218] 본 발명의 실시 형태에 있어서는, 강판의 적어도 한쪽의 표면(강판의 표면에 도금층 등의 피복층이 존재하는 경우에는, 피복층과 강판의 계면)으로부터 판 두께의 10%까지의 영역에 있어서의 평균 비커스 경도 Hs는, 판 두께 1/2 위치에 있어서의 평균 비커스 경도 Hc의 0.95배 이하이다. 일반적으로, 1500MPa 이상의 고강도 강판에 있어서는, 충분한 굽힘 가공성이 얻어지지 않는 경우가 있고, 또한 굽힘 가공부에서는 비교적 큰 소성 변형이 부여되기 때문에, 수소 취화가 발생하기 쉽다는 문제가 있다. 그러나 본 발명의 실시 형태에 따르면, 강판의 적어도 한쪽, 바람직하게는 양쪽의 표면으로부터 판 두께의 10%까지의 영역에 있어서의 평균 비커스 경도 Hs를 판 두께 1/2 위치에 있어서의 평균 비커스 경도 Hc의 0.95배 이하로 제어하여 강판의 표층을 연질화함으로써, 굽힘 가공성을 현저하게 개선함과 함께, 굽힘 가공부에 있어서 수소 취화를 일으키지 않는 상한의 수소량 즉 한계 수소량을 증가시키는 것이 가능해진다. 또한, 상기한 바와 같이, 강판의 양쪽의 표면에서 Hs/Hc \leq 0.95를 충족하는 것이 바람직하지만, 강판의 적어도 한쪽의 표면에서만 Hs/Hc \leq 0.95를 충족하는 실시 형태도 당연히 본 발명에 포함된다. 왜냐하면, 어느 한쪽의 표면이라도 Hs/Hc \leq 0.95를 충족하면, 양쪽의 표면에서 Hs/Hc \leq 0.95를 충족하지 않는 경우와 비교하여, 굽힘 가공성을 현저하게 개선함과 함께, 굽힘 가공부에 있어서 한계 수소량을 증가시키는 것이 가능해지기 때문이다. 따라서, 이후에 상세하게 설명하는 매크로한 취화 파면의 비율의 제어와 조합함으로써, 1500MPa 이상의 매우 높은 인장 강도를 갖는 강판에 있어서도, 굽힘 가공부의 내수소 취화 특성을 현저하게 향상시키는 것이 가능해진다. 이들 효과를 향상시키는 관점에서는, Hs는 Hc에 대하여 보다 작은 값인 것이 바람직하고, 예를 들어 Hs는 Hc의 0.92배 이하, 0.90배 이하, 0.88배 이하, 0.85배 이하, 0.82배 이하, 0.80배 이하, 0.78배 이하, 0.75배 이하 또는 0.70배 이하여도 된다. 한편, 하한은 특별히 한정되지 않고 임의의 적절한 값을 선택할 수 있다. 예를 들어, Hs는 Hc의 0.20배 이상 또는 0.30배 이상이어도 되지만, 강판의 보다 높은 강도를 확보하는 관점에서, 예를 들어 Hs는 Hc의 0.40배 이상, 0.45배 이상 또는 0.50배 이상여도 된다.

[0219] [Hs 및 Hc의 측정]

[0220] 본 발명에 있어서, 「표면으로부터 판 두께의 10%까지의 영역에 있어서의 평균 비커스 경도 Hs」 및 「판 두께 1/2 위치에 있어서의 평균 비커스 경도 Hc」는, 이하와 같이 하여 결정되고, 비커스 경도 시험에 대해서는, JIS Z 2244-1:2020에 준거하여 행해진다. 먼저, 강판의 단부로부터 50mm 이상 이격된 임의의 위치로부터 표면에 수직인 단면(판 두께 단면)을 관찰할 수 있도록 시험편을 잘라낸다. 시험편의 표면(시험편의 표면에 도금층 등의 피복층이 존재하는 경우에는, 피복층과 모재의 계면)으로부터 2 μm 의 깊이 위치로부터 판 두께의 1/10 깊이 위치

까지를 9등분한 10점의 깊이 위치에서의 비커스 경도를 압입 하중 10g중으로 측정하고, 그들의 평균값이 표면으로부터 판 두께의 10%까지의 영역에 있어서의 평균 비커스 경도 Hs로서 결정된다. 다음으로, 시험편의 판 두께 1/2 위치에서의 비커스 경도를 압입 하중 10g중으로 측정하고, 이어서 그 위치로부터 판 두께 방향에 수직인 방향이고 또한 압연 방향에 평행한 선 위에 마찬가지로 압입 하중 10g중으로 함께 5점 이상, 예를 들어 10점의 비커스 경도를 측정하고, 그들의 평균값이 판 두께 1/2 위치에 있어서의 평균 비커스 경도 Hc로서 결정된다. 판 두께 1/2 위치에 있어서의 각 측정점의 간격은, 압흔의 4배 이상의 거리로 하는 것이 바람직하다. 압흔의 4배 이상의 거리란, 비커스 경도의 측정 시에 다이아몬드 압자에 의해 발생한 압흔의 직사각형상 개구에 있어서의 대각선의 길이의 4배 이상의 거리를 의미하는 것이다. 이렇게 하여 얻어진 Hs와 Hc에 기초하여 Hs/Hc의 값이 결정된다. 강판의 양측의 표층 부분이 연결화되는 경우에는, 위에서 설명한 것과 마찬가지로 측정함으로써, 다른 쪽의 측 표면으로부터 판 두께의 10%까지의 영역에 있어서의 평균 비커스 경도 Hs가 결정된다.

[0221] [0.10 ≤ Cs/Cc ≤ 0.90]

[0222] 본 발명의 실시 형태에 있어서는, 강판의 적어도 한쪽의 표면(강판의 표면에 도금층 등의 피복층이 존재하는 경우에는, 피복층과 강판의 계면)으로부터 판 두께의 10%까지의 영역에 있어서의 평균 탄소 농도 Cs는, 모재의 평균 탄소 농도 Cc의 0.10 내지 0.90배인 것이 바람직하다. 강판의 적어도 한쪽의 표면으로부터 판 두께의 10%까지의 영역에 있어서의 평균 탄소 농도 Cs를 모재의 평균 탄소 농도 Cc의 0.90배 이하로 제어함으로써, 확실하게 강판의 적어도 한쪽의 표면으로부터 판 두께의 10%까지의 영역에 있어서의 평균 비커스 경도 Hs를 판 두께 1/2 위치에 있어서의 평균 비커스 경도 Hc의 0.95배 이하로 제어할 수 있다. 따라서, 내수소 취화 특성의 향상에 더하여, 굽힘 가공성의 개선의 관점에서 매우 유효하다. 또한, 강판의 양쪽의 표면에 관한 Cs를 모재의 평균 탄소 농도 Cc의 0.90배 이하로 제어하는 것, 즉 강판의 양쪽의 표면에 있어서 Cs/Cc ≤ 0.90을 충족하는 것이 바람직하긴 하지만, 강판의 적어도 한쪽의 표면에 있어서만 Cs/Cc ≤ 0.90을 충족하는 실시 형태도 당연히 본 발명에 포함된다. 왜냐하면, 어느 한쪽의 표면이라도 Cs/Cc ≤ 0.90을 충족하면, 양쪽의 표면에서 Cs/Cc ≤ 0.90을 충족하지 않는 경우와 비교하여, 충분한 효과를 달성할 수 있기 때문이다. 이들 효과를 더욱 향상시키는 관점에서는, Cs는 Cc에 대하여 보다 작은 값인 것이 바람직하고, 예를 들어 Cs는 Cc의 0.85배 이하, 0.80배 이하, 0.75배 이하, 0.70배 이하, 0.65배 이하, 0.60배 이하 또는 0.55배 이하여도 된다. 한편, 강판의 보다 높은 강도를 확보하는 관점에서, Cs는 Cc의 0.10배 이상인 것이 바람직하고, 예를 들어 0.15배 이상, 0.20배 이상, 0.25배 이상, 0.30배 이상, 0.35배 이상 또는 0.40배 이상이어도 된다.

[0223] [Cs 및 Cc의 측정]

[0224] 본 발명에 있어서, 「표면으로부터 판 두께의 10%까지의 영역에 있어서의 평균 탄소 농도 Cs」 및 「모재의 평균 탄소 농도 Cc」는, 고주파 글로우 방전 발광 분석 장치(GDS)를 사용하여 이하와 같이 하여 결정된다. 구체적으로는, 강판의 표면을 Ar 분위기로 하고, 전압을 걸어 글로우 플라즈마를 발생시킨 상태에서, 강판 표면을 스퍼터링시키면서 깊이 방향으로 분석하는 방법을 사용한다. 그리고 글로우 플라즈마 중에서 원자가 여기되어 발해지는 원소 특유의 발광 스펙트럼 파장으로부터, 재료에 포함되는 원소를 동정하고, 동정한 원소의 발광 강도를 어렵잡는다. 깊이 방향의 데이터는, 스퍼터 시간으로부터 어렵잡을 수 있다. 구체적으로는, 미리 표준 샘플을 사용하여 스퍼터 시간과 스퍼터 깊이의 관계를 구해 둬으로써, 스퍼터 시간을 스퍼터 깊이로 변환할 수 있다. 따라서, 스퍼터 시간으로부터 변환한 스퍼터 깊이를, 재료의 표면으로부터의 깊이로 정의할 수 있다. 얻어진 발광 강도는 검량선을 작성함으로써 질량%로 환산한다. 이와 같이 하여 측정된 표면(강판의 표면에 도금층 등의 피복층이 존재하는 경우에는, 피복층과 강판의 계면)으로부터 판 두께의 0.1 내지 10%까지의 영역에 있어서의 평균 탄소 농도를 Cs로서 결정한다. 한편, 탄소의 발광 강도가 충분히 안정되어 있는 깊이 범위에서 그 발광 강도의 평균값을 산출하고, 예를 들어 강판의 표면으로부터 판 두께의 15 내지 25%까지의 영역에 있어서의 C의 발광 강도의 평균값을 산출하고, 이것을 모재의 평균 탄소 농도 Cc로서 결정한다. 이렇게 하여 얻어진 Cs와 Cc에 기초하여 Cs/Cc의 값이 결정된다. 강판의 양측의 표층 부분이 연결화되는 경우에는, 위에서 설명한 것과 마찬가지로 측정함으로써, 다른 쪽의 측의 표면으로부터 판 두께의 10%까지의 영역에 있어서의 평균 탄소 농도 Cs가 결정된다.

[0225] 위에서 나타난 탈탄에 의한 0.10 ≤ Cs/Cc ≤ 0.90의 제어는, 강판의 표층 부분에 있어서의 원하는 연결화 즉 Hs/Hc ≤ 0.95를 달성하기 위한 하나의 바람직한 수단에 지나지 않는다. 바꿔 말하면, 본 발명의 실시 형태에 관한 Hs/Hc ≤ 0.95의 특징은, 당업자에게 공지된 임의의 적절한 수단에 의해 달성하는 것이 가능하다. 예를 들어, Hs/Hc ≤ 0.95의 특징은, 강판의 표층 부분에 있어서의 조직을, 적절한 열처리 등을 실시함으로써 강판의 내부와 비교하여 보다 조대한 조직으로 개질하고, 그것에 의하여 당해 표층 부분을 연결화함으로써 달성하는 것도 가능하다. 혹은 또한, Hs/Hc ≤ 0.95의 특징은, 강판의 표층 부분에 있어서의 조직을 강판의 내부와 비교하여 연결의

조직에 의해 구성함으로써 달성하는 것도 가능하다.

[0226] [실온에서의 샤르피 충격 시험에 있어서의 매크로한 취화 파면의 비율: 35.0% 이하]

[0227] 본 발명의 실시 형태에 관한 강판에서는, 실온(약 25℃)에서의 샤르피 충격 시험에 있어서의 매크로한 취화 파면의 비율은 35.0% 이하이다. 본 발명에 있어서, 매크로한 취화 파면의 비율이란, 강판 표층의 연질화된 부분을 제외한 모재 부분에 있어서의 취화 파면의 비율을 의미하는 것이다. 본 발명자들은, 실온에서의 샤르피 충격 시험에 있어서의 매크로한 취화 파면의 비율이, 마이크로 조직 중에서 수소 취화 갈라짐의 기점이 되는 구 오스테나이트 입계의 취화와 밀접하게 관계되어 있는 것을 알아내고, 이 모재 부분의 취화에의 저항력이 높으면, 강판의 내수소 취화 특성을 개선할 수 있는 것을 알아냈다. 구체적으로는, 실온에서의 샤르피 충격 시험에 있어서의 이러한 매크로한 취화 파면의 비율을 35.0% 이하로 제한함으로써 강판의 내수소 취화 특성을 확실하게 개선할 수 있고, 또한 위에서 설명한 강판의 표층 부분에 있어서의 소정의 연질화와 조합함으로써, 1500MPa 이상의 매우 높은 인장 강도를 갖는 강판에 있어서도, 굽힘 가공부의 내수소 취화 특성을 현저하게 향상시키는 것이 가능해진다. 내수소 취화 특성 향상의 관점에서는, 실온에서의 샤르피 충격 시험에 있어서의 매크로한 취화 파면의 비율은 작을수록 바람직하고, 예를 들어 30.0% 이하, 25.0% 이하, 20.0% 이하 또는 15.0% 이하여도 된다. 한편, 하한은 특별히 한정되지 않고 0%여도 된다. 예를 들어, 실온에서의 샤르피 충격 시험에 있어서의 매크로한 취화 파면의 비율은, 0.1% 이상, 0.2% 이상, 0.4% 이상, 0.6% 이상, 0.8% 이상, 1.0% 이상, 3.0% 이상 또는 5.0% 이상이어도 된다.

[0228] [매크로한 취화 파면의 비율의 측정]

[0229] 본 발명에 있어서, 실온에서의 샤르피 충격 시험에 있어서의 매크로한 취화 파면의 비율은, 이하와 같이 하여 결정된다. 먼저, 강판으로부터 JIS Z 2242:2018에서 규정하는 길이 55mm, 폭 10mm 및 소정의 강판 두께의 V 노치 시험편을 채취한다. 강판 표층의 연질화된 부분(편면당 판 두께의 약 10%, 강판의 양면이 연질화되어 있는 경우에는 강판의 각 표면에서 약 10%)을 연삭에 의해 제거하고, 표층 부분을 제거한 강판의 두께가 2.5 초과 내지 5mm인 경우에는 2매 겹쳐 볼트로 체결한 것을 시험편의 두께로 하고, 강판의 두께가 2.5mm 이하인 경우에는 3매 겹쳐 볼트로 체결한 것을 시험편의 두께로 한다. 시험편의 길이 방향은 판 폭 방향이고, 노치는 압연 방향으로 파괴가 진파되도록 마련된다. 이 V 노치 시험편에 기초하여 JIS Z 2242:2018의 규정에 준거하여 실온(약 25℃)에서 샤르피 충격 시험을 행한다. 이어서, 샤르피 충격 시험 후의 시험편의 파면을 관찰하여 전체 파면의 면적에 대한 취성 파면의 면적의 비율을 화상 해석 소프트웨어로 산출하고, 실온에서의 샤르피 충격 시험에 있어서의 매크로한 취화 파면의 비율로서 결정한다.

[0230] [판 두께 1/8 위치로부터 판 두께 1/2 위치에 있어서의 구 오스테나이트 입계의 P 편석량: 3.5원자% 이하]

[0231] P는, 구 오스테나이트 입계에 편석되어 입계의 취화를 촉진하는 원소이며, 그러므로 상기의 매크로한 취화 파면의 비율을 제어함에 있어서 매우 중요한 원소이다. 금회, 본 발명자들은, 강판의 판 두께 1/8 위치로부터 판 두께 1/2 위치에 있어서의 구 오스테나이트 입계의 P 편석량을 3.5원자% 이하로 저감함으로써, 상기의 매크로한 취화 파면의 비율을 확실하게 35.0% 이하로 제어할 수 있고, 그 결과로서 강판의 내수소 취화 특성을 현저하게 향상시킬 수 있는 것을 알아냈다. 내수소 취화 특성 향상의 관점에서는, 상기 구 오스테나이트 입계의 P 편석량은 낮을수록 바람직하고, 예를 들어 3.2원자% 이하, 3.0원자% 이하, 2.5원자% 이하 또는 2.0원자% 이하여도 된다. 한편, 하한은 특별히 한정되지 않고 이상적으로는 0원자%이다. 그러나, 강판의 P 함유량을 0질량% 또는 그것에 가까운 레벨까지 저감하는 것이 제조 비용적으로 곤란한 것과 마찬가지로, 강판의 판 두께 1/8 위치로부터 판 두께 1/2 위치에 있어서의 구 오스테나이트 입계의 P 편석량을 0원자%까지 저감하는 것도 현실적으로 곤란하다. 따라서, 당해 P 편석량은, 예를 들어 0.1원자% 이상, 0.2원자% 이상, 0.3원자% 이상, 0.5원자% 이상 또는 1.0원자% 이상이어도 된다.

[0232] [P 편석량의 측정]

[0233] 본 발명에 있어서, 강판의 판 두께 1/8 위치로부터 판 두께 1/2 위치에 있어서의 구 오스테나이트 입계의 P 편석량은, 이하와 같이 하여 결정된다. 먼저, 강판의 단부면으로부터 50mm 이상 떨어진 위치로부터, 시험편을 채취한다. 이때, 시험편의 표리면을 기계 연삭으로 마무리한다. 또한, 강판 표면에 피복층(예를 들어 도금층)을 갖는 경우에는 피복층을 제거하고, 강판의 시험편의 표리면을 기계 연삭으로 마무리한다. 이때, 판 두께 1/8 위치로부터 판 두께 1/2 위치가 측정 가능하면, 판 두께는 특별히 지정되지 않지만, 판 두께가 1.2mm가 되도록, 시험편의 표리면을 동량씩 기계 연삭에 의해 제거해도 된다. 길이 20mm, 폭 3.2mm의 시험편으로 가공하고, 길이 11.5mm의 위치에 각도가 45° 인 V 노치를 삽입한다. 시험편을 20%-티오시안산암모늄 용액에 침지시킨다.

이때, 침지시키는 시간은 특별히 한정되지 않고 오제 전자 발광 분광 분석 장치 내에 세팅하여 파괴했을 때에 구 오스테나이트 입계가 노출되는 조건이면 되고, 예를 들어 48시간으로 해도 된다. 침지 완료 후 10분 이내에 시험편의 표면에 아연 도금을 실시한다. 도금 후에는 신속하게 시험편을 오제 전자 발광 분광 분석에 제공하여 파괴한다. 이때, 도금 후로부터 시험편을 파괴할 때까지의 시간은, 1.5시간 이내인 것이 바람직하고, 보다 바람직하게는 0.5시간 이내로 한다. 시험편을 오제 전자 발광 분광 분석 장치 내에 세팅하고, 시험편의 노치 부분으로부터 파괴하여, 구 오스테나이트 입계를 노출시킨다. 이때, 장치는 전계 방출형 오제 전자 분광 분석 기이면 되고 기종은 특별히 한정되지 않지만, ULVAC-PHI사제의 PHI680을 사용해도 되고, 측정 조건으로서 가속 전압을 10keV, 조사 전류를 10nA로 해도 된다. 노출된 구 오스테나이트 입계에 1 내지 30kV의 가속 전압으로 전자선을 조사하고, 당해 입계에 있어서의 P의 원자%를 측정한다. 표면으로부터 판 두께 1/8 위치로부터 판 두께 1/2 위치에 있어서의 10개소의 구 오스테나이트 입계에 있어서 측정을 실시한다. 입계의 오염을 방지하기 위해, 파괴 후에는 신속하게 측정을 완료시키는 것이 바람직하고, 30분 이내에 측정을 완료시켜도 된다. 얻어진 P의 원자%의 평균값을 산출하고, 강판의 판 두께 1/8 위치로부터 판 두께 1/2 위치에 있어서의 구 오스테나이트 입계의 P 편석량으로서 결정한다.

[0234] [판 두께]

[0235] 본 발명의 실시 형태에 관한 강판은, 일반적으로 0.6 내지 6.0mm의 판 두께를 갖는다. 특별히 한정되지 않지만, 판 두께는 1.0mm 이상, 1.2mm 이상 혹은 1.4mm 이상이어도 되고, 및/또는 5.0mm 이하, 4.0mm 이하, 3.0mm 이하 혹은 2.5mm 이하여도 된다.

[0236] [피복층]

[0237] 본 발명의 실시 형태에 관한 강판은, 내식성의 향상 등을 목적으로 하여, 적어도 한쪽의 표면, 바람직하게는 양쪽의 표면에 피복층, 예를 들어 도금층을 더 포함해도 된다. 특별히 한정되지 않지만, 피복층은, 예를 들어 아연, 알루미늄, 마그네슘 및 그들의 합금으로 이루어지는 군에서 선택되는 적어도 1종을 포함한다. 보다 구체적으로는, 피복층은, 용융 도금층 또는 전기 도금층이어도 된다. 용융 도금층은, 예를 들어 용융 아연 도금층, 합금화 용융 아연 도금층, 용융 알루미늄 도금층, 용융 Zn-Al 합금 도금층, 용융 Zn-Al-Mg 합금 도금층, 용융 Zn-Al-Mg-Si 합금 도금층 등을 포함한다. 전기 도금층은, 예를 들어 전기 아연 도금층, 전기 Zn-Ni 합금 도금층 등을 포함한다. 바람직하게는, 피복층은, 용융 아연 도금층, 합금화 용융 아연 도금층, 또는 전기 아연 도금층이다. 피복층의 부착량은, 특별히 제한되지 않고 일반적인 부착량이어도 된다.

[0238] [기계적 특성]

[0239] 본 발명의 실시 형태에 관한 강판은, 1500MPa 이상의 인장 강도를 갖는다. 인장 강도는, 바람직하게는 1600MPa 이상, 1700MPa 이상 또는 1800MPa 이상이다. 본 발명의 실시 형태에 관한 강판에 따르면, 이러한 매우 높은 인장 강도를 가짐에도 불구하고, 위에서 설명한 매크로한 취화 표면의 비율의 적절한 제어와 강판의 표층 부분에 있어서의 소정의 연질화의 조합에 의해 굽힘 가공부의 내수소 취화 특성을 현저하게 향상시킬 수 있다. 인장 강도의 상한은 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 인장 강도는 2300MPa 이하, 2200MPa 이하 또는 2100MPa 이하여도 된다. 또한, 본 발명의 실시 형태에 관한 강판에 따르면, 우수한 굽힘 가공성을 달성할 수 있고, 보다 구체적으로는 4.0% 이상의 전연신율을 달성할 수 있다. 전연신율은, 바람직하게는 5.0% 이상, 보다 바람직하게는 6.0% 이상 또는 7.0% 이상이다. 상한은 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 전연신율은 12.0% 이하 또는 10.0% 이하여도 된다. 인장 강도 및 전연신율은, 시험편의 긴 변 방향이 강판의 압연 직각 방향과 평행이 되는 방향에서 채취한 JIS 5호 시험편에 기초하여 JIS Z 2241:2011에 준거한 인장 시험을 행함으로써 측정된다.

[0240] 본 발명의 실시 형태에 관한 강판은, 상기한 바와 같이 1500MPa 이상의 매우 높은 인장 강도를 가짐에도 불구하고, 내수소 취화 특성이 우수하고, 나아가 굽힘 가공성도 우수하기 때문에, 예를 들어 자동차의 골격 부재나, 범퍼, 그 밖에, 강도가 필요한 다른 구조 부재 및 보강 부재로서의 사용에 매우 유용한 동시에, 고강도에 더하여, 높은 굽힘 가공성이 요구되는 용도에 있어서도 매우 적합하다.

[0241] <강판의 제조 방법>

[0242] 다음으로, 본 발명의 실시 형태에 관한 강판의 바람직한 제조 방법에 대하여 설명한다. 이하의 설명은, 본 발명의 실시 형태에 관한 강판을 제조하기 위한 특징적인 방법의 예시를 의도하는 것이며, 당해 강판을 이하에 설명하는 제조 방법에 의해 제조되는 것에 한정하는 것을 의도하는 것은 아니다.

[0243] 본 발명의 실시 형태에 관한 강판의 제조 방법은,

- [0244] 강판과 관련하여 위에서 설명한 화학 조성을 갖는 슬래브를 1100 내지 1300℃의 온도로 가열하고, 이어서 마무리 압연하고, 마무리 압연된 강판을 20℃/초 이상의 평균 냉각 속도로 500℃ 이하까지 냉각하여 권취하는 것을 포함하는 열간 압연 공정이며, 상기 마무리 압연의 종료 온도가 850 내지 1050℃인 열간 압연 공정,
- [0245] 얻어진 열연 강판을 산세하는 산세 공정,
- [0246] 산세된 열연 강판을 35 내지 80%의 압하율로 냉간 압연하는 냉간 압연 공정,
- [0247] 얻어진 냉연 강판을 어닐링하는 공정이며, 상기 어닐링은, 상기 냉연 강판을 노점이 -30.0 내지 10.0℃ 및 수소 농도가 1.0 내지 10.0%의 분위기 중 700℃ 이상의 온도로 가열하여 830 내지 900℃의 최고 가열 온도에서 20 내지 150초간 유지하고, 이어서 400 내지 600℃의 온도역에서의 체류 시간을 2 내지 350초로 제한하는 것을 포함하는 어닐링 공정, 및
- [0248] 상기 냉연 강판을 20℃/초 이상의 평균 냉각 속도로 실온까지 냉각하는 냉각 공정
- [0249] 을 포함하는 것을 특징으로 하고 있다. 이하, 각 공정에 대하여 상세하게 설명한다.
- [0250] [열간 압연 공정]
- [0251] [슬래브의 가열]
- [0252] 먼저, 강판과 관련하여 위에서 설명한 화학 조성을 갖는 슬래브가 가열된다. 사용하는 슬래브는, 생산성의 관점에서 연속 주조법에 있어서 주조하는 것이 바람직하지만, 조괴법 또는 박 슬래브 주조법에 의해 제조해도 된다. 사용되는 슬래브는, 고강도 강판을 얻기 위해 합금 원소를 비교적 많이 함유하고 있다. 이 때문에, 슬래브를 열간 압연에 제공하기 전에 가열하여 합금 원소를 슬래브 중에 고용시킬 필요가 있다. 가열 온도가 1100℃ 미만이면, 합금 원소가 슬래브 중에 충분히 고용되지 않고 조대한 합금 탄화물이 남아, 열간 압연 중에 취화 갈라짐을 발생시키는 경우가 있다. 이 때문에, 가열 온도는 1100℃ 이상인 것이 바람직하다. 가열 온도의 상한은, 특별히 한정되지 않지만, 가열 설비의 능력이나 생산성의 관점에서 1300℃ 이하인 것이 바람직하다.
- [0253] [조압연]
- [0254] 본 방법에서는, 예를 들어 가열된 슬래브에 대하여 판 두께 조정 등을 위해, 마무리 압연 전에 조압연을 실시해도 된다. 조압연은, 원하는 시트 바 치수를 확보할 수 있으면 되고, 그 조건은 특별히 한정되지 않는다.
- [0255] [마무리 압연]
- [0256] 가열된 슬래브 또는 그것에 더하여 필요에 따라서 조압연된 슬래브는, 다음으로 마무리 압연이 실시된다. 상기 와 같이 사용되는 슬래브는 합금 원소를 비교적 많이 함유하고 있기 때문에, 열간 압연 시에 압연 하중을 크게 할 필요가 있다. 이 때문에, 열간 압연은 고온에서 행해지는 것이 바람직하다. 특히 마무리 압연의 종료 온도는, 강판의 금속 조직의 제어의 점에서 중요하다. 마무리 압연의 종료 온도가 낮으면, 금속 조직이 불균일해져, 성형성이 저하되는 경우가 있다. 이 때문에, 마무리 압연의 종료 온도는 850℃ 이상인 것이 바람직하다. 한편, 오스테나이트의 조대화를 억제하기 위해, 마무리 압연의 종료 온도는 1050℃ 이하인 것이 바람직하다.
- [0257] [냉각·권취]
- [0258] 다음으로, 마무리 압연된 강판은, 20℃/초 이상의 평균 냉각 속도로 500℃ 이하까지 냉각되어 권취된다. 평균 냉각 속도가 20℃/초 미만이거나 또는 권취 온도가 500℃ 초과이면, 열간 압연 공정에서 P의 편석이 발생하여 열연 강판이 취화되어, 그 후의 냉간 압연이 곤란해지는 경우가 있다. 예를 들어, 평균 냉각 속도는 25℃/초 이상인 것이 바람직하고, 권취 온도는 480℃ 이하인 것이 바람직하다.
- [0259] [산세 공정]
- [0260] 다음으로, 얻어진 열연 강판은, 당해 열연 강판의 표면에 형성된 산화 스케일을 제거하기 위해 산세된다. 산세는, 산화 스케일을 제거하는 데에 적절한 조건 하에서 실시하면 되고, 1회여도 되고, 혹은 산화 스케일을 확실하게 제거하기 위해 복수회에 나누어 실시해도 된다.
- [0261] [냉간 압연 공정]
- [0262] 산세된 열연 강판은, 냉간 압연 공정에서 35 내지 80%의 압하율로 냉연 압연된다. 냉간 압연의 압하율을 35% 이상으로 함으로써 냉연 강판의 형상을 평탄하게 유지하여, 최종 제품에 있어서의 연성의 저하를 억제할 수 있

다. 냉간 압연의 압하율은, 바람직하게는 50% 이상이다. 한편, 냉간 압연의 압하율을 80% 이하로 함으로써, 압연 하중이 과대해져 압연이 곤란해지는 것을 방지할 수 있다. 냉간 압연의 압하율은, 바람직하게는 70% 이하이다. 압연 패스의 횡수 및 패스마다의 압하율은, 특별히 한정되지 않고, 냉간 압연 전체의 압하율이 상기 범위가 되도록 적절히 설정하면 된다.

[0263] [어닐링 공정]

[0264] [노점 -30.0 내지 10.0℃ 및 수소 농도 1.0 내지 10.0%의 분위기 중 700℃ 이상의 온도로 가열]

[0265] 얻어진 냉연 강관은, 예를 들어 연속 어닐링 라인의 가열로 및 균열로에서, 노점이 -30.0 내지 10.0℃ 및 수소 농도가 1.0 내지 10.0%인 분위기(예를 들어 질소 밸런스) 중 700℃ 이상의 온도로 가열되어 어닐링이 실시된다. 이러한 분위기이고 또한 고온의 조건 하에서 어닐링을 실시함으로써, 강관의 표층 부분을 적절하게 탈탄하는 것이 가능해진다. 그 결과로서, 최종적으로 얻어지는 강관에 있어서 적어도 한쪽, 특히는 양쪽의 표면으로부터 판 두께의 10%까지의 영역에 있어서의 평균 탄소 농도 C_s 를 모재의 평균 탄소 농도 C_c 의 0.10 내지 0.90배($0.10 \leq C_s/C_c \leq 0.90$)의 범위로 제어함으로써, 강관의 표층 부분에 있어서의 원하는 연질화를 달성할 수 있고, 즉 강관의 적어도 한쪽, 특히는 양쪽의 표면으로부터 판 두께의 10%까지의 영역에 있어서의 평균 비커스 경도 H_s 를 판 두께 1/2 위치에 있어서의 평균 비커스 경도 H_c 의 0.95배 이하($H_s/H_c \leq 0.95$)로 할 수 있다. 노점이 -30.0℃ 미만이거나, 수소 농도가 10.0% 초과이거나 및/또는 가열 온도가 700℃ 미만이면, 표층 부분의 탈탄을 충분히 진행시킬 수 없기 때문에, 이후의 공정을 적절하게 실시했다고 해도, 최종적으로 얻어지는 강관에 있어서 $0.10 \leq C_s/C_c \leq 0.90$ 를 달성할 수 없어, 원하는 표층 연질화 즉 $H_s/H_c \leq 0.95$ 를 달성할 수 없게 된다. 한편, 노점이 10.0℃ 초과이거나 및/또는 수소 농도가 1.0% 미만이면, C 함유량에 따라서는, 탈탄이 너무 진행되어 버려, 최종적으로 얻어지는 강관에 있어서 1500MPa 이상의 원하는 인장 강도를 달성할 수 없게 된다. 원하는 표층 연질화 및 강도 확보의 관점에서는, 바람직하게는 노점은 -20.0 내지 8.0℃이고, 수소 농도는 1.5 내지 10.0%이고, 가열 온도는 750℃ 이상이다.

[0266] 예를 들어, 강관의 한쪽의 표층 부분만을 $H_s/H_c \leq 0.95$ 로 하는 것도 가능하고, 이것을 실현하기 위한 구체적인 방법으로서, 예를 들어 어닐링 공정 시에 2매의 냉연 강관을 겹쳐, 위에서 설명한 조건 하에서의 어닐링을 실시함으로써 강관의 한쪽의 표층 부분만을 탈탄하여 연화하도록 해도 된다.

[0267] [830 내지 900℃의 최고 가열 온도에서 20 내지 150초간 유지]

[0268] 다음으로, 냉연 강관은, 앞서 기재한 노점 및 수소 농도의 분위기 중에서 830 내지 900℃의 최고 가열 온도까지 가열되고, 당해 최고 가열 온도에서 20 내지 150초간에 걸쳐 유지된다. 이에 의해 오스테나이트화를 촉진하여 그 후의 냉각 공정에서 마르텐사이트 등으로 이루어지는 원하는 경질 조직을 얻음으로써 1500MPa 이상의 인장 강도를 확실하게 달성할 수 있다. 또한, 이러한 온도 범위에 있어서는, 온도가 높기 때문에 P의 확산이 비교적 빨라, 최종적으로 얻어지는 강관 중의 구 오스테나이트 입계에 P의 편석을 억제 또는 저감할 수 있다. 그 결과로서, 강관의 판 두께 1/8 위치로부터 판 두께 1/2 위치에 있어서의 구 오스테나이트 입계의 P 편석량을 3.5원자% 이하로 제어할 수 있고, 나아가서는 실온에서의 샤르피 충격 시험에 있어서의 매크로한 취화 파면의 비율을 35.0% 이하로 하는 것이 가능해진다. 또한, 이러한 온도 범위에서 20 내지 150초간에 걸쳐 유지함으로써 강관의 표층 부분을 충분히 탈탄할 수 있기 때문에, 최종적으로 얻어지는 강관에 있어서 H_s/H_c 가 0.95 이하인 원하는 표층 연질화를 달성할 수 있다.

[0269] 최고 가열 온도가 830℃ 미만이면, 오스테나이트화가 불충분해져, 최종적으로 얻어지는 강관에 있어서 마르텐사이트 등의 경질 조직을 충분히 얻을 수 없어, 1500MPa 이상의 인장 강도를 달성할 수 없게 된다. 또한, P의 확산이 비교적 느려짐으로써, 최종 조직에 있어서의 P의 입계 편석을 충분히 억제할 수 없는 경우가 있고, 이 경우에는 상기의 매크로한 파면의 비율을 35.0% 이하로 제어할 수 없게 된다. 한편, 최고 가열 온도가 900℃를 초과하면, 최종 조직에 있어서 마르텐사이트가 조대화되고, 그것에 수반되는 입계 면적의 저하에 의해 전체적인 P 편석량이 동등해도 상대적으로 구 오스테나이트 입계의 P 편석량이 증가하게 된다. 그 결과로서, 마찬가지로 상기의 매크로한 취화 파면의 비율을 35.0% 이하로 제어할 수 없게 된다. 바람직하게는, 최고 가열 온도는 835 내지 896℃이다.

[0270] 또한, 최고 가열 온도에서의 유지 시간이 20초 미만이면, 오스테나이트화가 불충분해져, 최종 조직에 있어서 마르텐사이트 등의 경질 조직을 충분히 얻을 수 없어, 1500MPa 이상의 인장 강도를 달성할 수 없게 된다. 또한, 강관의 표층 부분을 충분히 탈탄할 수 없기 때문에, H_s/H_c 가 0.95 이하인 원하는 표층 연질화를 달성할 수 없게 된다. 한편, 최고 가열 온도에서의 유지 시간이 150초를 초과하면, 830 내지 900℃의 범위 내에도 시간이 너무

깊으로써 입계에의 P의 편석이 증가해 버리는 경우가 있다. 그 경우에는, 상기의 매크로한 취화 파면의 비율을 35.0% 이하로 제어할 수 없게 된다. 또한, 고온에서의 유지 시간이 길어짐으로써, 탈탄이 과도하게 진행되어 버려, 최종적으로 얻어지는 강판에 있어서 1500MPa 이상의 원하는 인장 강도를 달성할 수 없게 된다. 바람직하게는, 유지 시간은 23 내지 146초이다.

[0271] [400 내지 600℃의 온도역에서의 체류 시간: 2 내지 350초]

[0272] 다음으로, 냉각 공정 전의 냉연 강판은, 400 내지 600℃의 온도역에서의 체류 시간을 2 내지 350초로 제한하는 것이 중요하다. 온도가 비교적 높은 경우에는, P의 확산이 우세해지기 때문에 입계에의 P의 편석을 억제 또는 저감하는 것이 가능하다. 그러나 400 내지 600℃의 비교적 낮은 온도역에서는, P의 확산이 느려짐으로써 P의 입계 편석이 일어나기 쉬워진다. 따라서, P의 입계 편석을 억제 또는 저감하기 위해서는, 400 내지 600℃의 온도역에 있어서의 냉연 강판의 체류 시간을 소정의 범위 내로 제한할 필요가 있고, 구체적으로는 당해 체류 시간을 350초 이하로 제한하는 것이 중요해진다. 이에 의해 강판의 판 두께 1/8 위치로부터 판 두께 1/2 위치에 있어서의 구 오스테나이트 입계의 P 편석량을 3.5원자% 이하로 확실하게 제어할 수 있고, 나아가서는 실온에서의 샤르피 충격 시험에 있어서의 매크로 취화 파면의 비율을 35.0% 이하로 하는 것이 가능해진다. 400 내지 600℃의 온도역에서의 체류 시간이 350초를 초과하면, 최종 조직의 구 오스테나이트 입계에 있어서의 P의 편석이 특히 현저해져, 상기의 매크로한 취화 파면의 비율을 35.0% 이하로 제어할 수 없게 된다. P의 입계 편석을 확실하게 억제하기 위해서는, 체류 시간은 300초 이하인 것이 바람직하다. P의 입계 편석 억제의 관점에서는, 체류 시간은 짧을수록 바람직하긴 하지만, 0초 부근까지 저감하는 것은 현실적으로 불가능하며, 따라서 체류 시간의 하한은 2초로 한다.

[0273] [20℃/초 이상의 평균 냉각 속도로 실온까지 냉각]

[0274] 마지막으로, 어닐링 공정 후의 냉연 강판이, 다음의 냉각 공정에서 20℃/초 이상의 평균 냉각 속도로 실온까지 냉각된다. 이에 의해 최종 조직을 마르텐사이트 주체의 경질 조직으로 함으로써, 1500MPa 이상의 인장 강도의 달성을 확실하게 하는 것이 가능해진다. 한편, 평균 냉각 속도가 20℃/초 미만이면, 냉각 과정에서 베이나이트가 비교적 많이 형성되어 버려, 충분한 인장 강도를 달성할 수 없게 된다.

[0275] [피복 공정]

[0276] 내식성의 향상 등을 목적으로 하여, 냉연 강판의 표면에 피복 처리를 실시해도 된다. 피복 처리는, 용융 도금, 합금화 용융 도금, 전기 도금 등의 처리여도 된다. 예를 들어, 피복 처리로서 강판에 용융 아연 도금 처리를 행해도 되고, 용융 아연 도금 처리 후에 합금화 처리를 행해도 된다. 피복층은, 예를 들어 아연, 알루미늄, 마그네슘 및 그들의 합금으로 이루어지는 군에서 선택되는 적어도 1종을 포함한다. 보다 구체적으로는, 피복층은, 용융 도금층 또는 전기 도금층이어도 된다. 용융 도금층은, 예를 들어 용융 아연 도금(GI)층, 합금화 용융 아연 도금(GA)층, 용융 알루미늄 도금층, 용융 Zn-Al 합금 도금층, 용융 Zn-Al-Mg 합금 도금층, 용융 Zn-Al-Mg-Si 합금 도금층 등을 포함한다. 전기 도금층은, 예를 들어 전기 아연 도금층, 전기 Zn-Ni 합금 도금층 등을 포함한다. 바람직하게는, 피복층은, 용융 아연 도금층, 합금화 용융 아연 도금층, 또는 전기 아연 도금층이다. 피복 처리 및 합금화 처리의 구체적인 조건은 특별히 한정되지 않고, 당업자에게 공지된 임의의 적절한 조건이어도 된다.

[0277] 이하, 실시예에 의해 본 발명을 보다 상세하게 설명하지만, 본 발명은 이들 실시예에 전혀 한정되는 것은 아니다.

[0278] **실시예**

[0279] 이하의 실시예에서는, 본 발명의 실시 형태에 관한 강판을 다양한 조건 하에서 제조하고, 얻어진 강판의 인장 강도, 전연신율 및 내수소 취화 특성에 대하여 조사하였다.

[0280] [예 A]

[0281] 먼저, 용강을 연속 주조법으로 주조하여 표 1에 나타내는 다양한 화학 조성을 갖는 슬래브를 형성하고, 이들 슬래브를 1230℃로 가열하여 열간 압연을 행하였다. 열간 압연은, 조압연과 마무리 압연을 행함으로써 실시하고, 마무리 압연의 종료 온도는 940℃였다. 이어서 마무리 압연된 강판을 30℃/초의 평균 냉각 속도로 420℃까지 냉각하여 권취하였다. 다음으로, 얻어진 2.6mm의 판 두께를 갖는 열연 강판에 산세를 실시하고, 이어서 압하율 45%로 냉간 압연하여, 1.4mm의 판 두께를 갖는 냉연 강판을 얻었다. 다음으로, 얻어진 냉연 강판에 대하여, 노점이 -2.0℃ 및 수소 6.0%(질소 밸런스)의 분위기 중 700℃ 이상의 온도로 가열하여 860℃의 최고 가열 온도

에서 90초간 유지함으로써 강판 양측의 표층 부분을 충분히 탈탄하고, 이어서 400 내지 600℃의 온도역에서의 체류 시간을 180초가 되도록 조정하였다. 마지막으로, 냉연 강판을 30℃/초의 평균 냉각 속도로 실온까지 냉각하고, 이어서 피복 처리로서 용융 아연 도금(GI) 또는 합금화 용융 아연 도금(GA)을 적절히 실시하였다.

[0282] 얻어진 강판의 특성은 이하의 방법에 의해 측정 및 평가하였다.

[0283] [인장 강도(TS) 및 전연신율(t-E1)]

[0284] 인장 강도(TS) 및 전연신율(t-E1)은 시험편의 길이 방향이 강판의 압연 직각 방향과 평행이 되는 방향에서 채취한 JIS 5호 시험편에 기초하여 JIS Z 2241:2011에 준거한 인장 시험을 행함으로써 측정하였다.

[0285] [내수소 취화 특성의 평가]

[0286] 얻어진 강판의 굽힘 가공부에 있어서의 내수소 취화 특성을 하기의 방법으로 평가하였다. 구체적으로는, 먼저, 강판을 클리어런스 12.5%로 전단하고, 이어서 8R로 U 굽힘 시험을 행하였다. 다음으로, 얻어진 시험편의 중앙에 변형 게이지를 부착하고, 시험편의 양단을 볼트로 조임으로써 응력을 부여하였다. 부여한 응력은, 모니터링한 변형 게이지의 변형으로부터 산출하였다. 부하 응력은, 인장 강도(TS)의 80%에 대응하는 응력을 부여하였다. 이것은, 성형 시에 도입되는 잔류 응력이 강판의 인장 강도와 대응한다고 생각되기 때문이다. 얻어진 U 굽힘 시험편을, 액온 35℃에서 pH2의 HCl 수용액에 침지하고, 이어서 72시간 유지하여, 갈라짐의 유무를 조사하였다. HCl 수용액의 pH가 낮고, 또한 침지 시간이 길수록 강판 중에 침입하는 수소량이 많아지기 때문에, 수소 취화 환경은 가혹한 조건이 된다. 침지 후, U 굽힘 시험편에 1mm를 초과하는 길이의 갈라짐이 확인된 경우를 불합격(NG), U 굽힘 시험편에 1mm를 초과하는 길이의 갈라짐이 확인되지 않은 경우(즉 갈라짐이 존재하지 않거나 또는 갈라짐이 존재해도 그 갈라짐이 1mm 이하인 경우)를 합격(OK)으로서 평가하였다.

[0287] 인장 강도(TS)가 1500MPa 이상이고, 내수소 취화 특성의 평가가 OK인 경우를 고강도이고 또한 굽힘 가공부의 내수소 취화 특성이 우수한 강판으로서 평가하였다. 그 결과를 표 2에 나타낸다. 표 2 및 이후에 나타내는 표 4에 있어서, Hs/Hc 및 Cs/Cc의 값은, 강판의 한쪽의 표면으로부터 판 두께의 10%까지의 영역에 있어서의 평균 비커스 경도 Hs 및 평균 탄소 농도 Cs에 기초하여 산출된 값만을 나타내고 있다. 그러나 모든 강판은 그 양측에서 동일한 처리를 행하여 제조되어 있기 때문에, Hs 및 Cs의 값은, 강판의 양측에서 실질적으로 동일하고, 실제로 몇 개의 강판에 있어서 이들 값이 강판의 양측에서 동일한 것을 확인하였다. 또한, 표 2 및 이후에 나타내는 표 4에 있어서, 잔부 조직은, 베이나이트, 펄라이트 및/또는 잔류 오스테나이트였다.

[0288] [표 1-1]

No.	화학 조성(질량%) 관부: Fe 및 불순물													
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Co	Ni	Mo	Cr	Ti	B
A	0.19	1.89	1.09	0.0032	0.0059	0.955	0.017	0.0052	0.1090		0.430			
B	0.20	0.85	2.51	0.0174	0.0018	0.376	0.002	0.0133						
C	0.25	1.28	2.88	0.0129	0.0115	0.258	0.019	0.0044				1.046		0.0086
D	0.35	0.34	0.84	0.0170	0.0106	0.306	0.013	0.0145						
E	0.33	1.76	1.72	0.0179	0.0005	0.545	0.016	0.0030		0.173				
F	0.39	1.41	1.54	0.0136	0.0028	0.602	0.009	0.0131						
G	0.31	0.29	1.37	0.0105	0.0134	0.751	0.012	0.0070					0.232	0.0043
H	0.27	1.28	3.02	0.0120	0.0190	0.877	0.007	0.0158			0.944			
I	0.38	1.49	2.70	0.0011	0.0090	0.533	0.009	0.0052	0.1630			0.798		
J	0.34	1.11	2.77	0.0146	0.0139	0.772	0.018	0.0172						
K	0.36	0.58	2.38	0.0085	0.0045	0.665	0.002	0.0011						0.0035
L	0.37	1.09	2.39	0.0097	0.0063	0.266	0.001	0.0155						
M	0.18	1.35	1.87	0.0187	0.0135	0.915	0.008	0.0197		0.410				
N	0.25	0.61	1.76	0.0018	0.0144	0.352	0.007	0.0083				0.724		
O	0.29	1.50	3.15	0.0046	0.0056	0.604	0.005	0.0085						0.0011
P	0.32	1.90	1.97	0.0062	0.0166	0.192	0.011	0.0030				0.429		0.0072
Q	0.31	0.61	3.29	0.0157	0.0168	0.925	0.013	0.0137						
R	0.16	0.18	1.17	0.0075	0.0077	0.854	0.012	0.0188						0.0009
S	0.19	0.97	2.59	0.0184	0.0082	0.014	0.005	0.0050			0.750	1.891		
T	0.28	0.13	1.18	0.0092	0.0042	0.275	0.019	0.0164					0.465	
U	0.29	0.82	3.11	0.0010	0.0093	0.194	0.002	0.0025						
V	0.23	0.90	1.60	0.0023	0.0123	0.477	0.004	0.0119	0.2725					
W	0.37	1.62	3.33	0.0064	0.0076	0.154	0.017	0.0114			0.661		0.462	0.0054
X	0.12	1.41	1.80	0.0173	0.0182	0.599	0.018	0.0133						
Y	0.41	0.36	2.00	0.0035	0.0144	0.971	0.003	0.0080						
Z	0.27	2.05	1.17	0.0155	0.0058	0.621	0.002	0.0159						
AA	0.37	1.66	0.55	0.0064	0.0064	0.041	0.009	0.0147						
AB	0.30	0.32	3.56	0.0176	0.0104	0.483	0.019	0.0020						0.0020
AC	0.30	0.74	1.48	0.0205	0.0161	0.601	0.013	0.0093						
AD	0.29	0.36	1.41	0.0038	0.0207	0.779	0.010	0.0042						
AE	0.31	0.25	2.68	0.0012	0.0116	1.031	0.012	0.0141						
AF	0.37	1.02	2.21	0.0021	0.0165	0.651	0.021	0.0100						
AG	0.24	1.10	2.44	0.0162	0.0055	0.199	0.009	0.4050						
AH	0.26	0.61	2.81	0.0141	0.0134	0.625	0.018	0.0161	0.8960			1.589		
AI	0.21	0.85	0.98	0.0069	0.0088	0.850	0.015	0.0175		1.677				
AJ	0.19	1.57	2.09	0.0051	0.0179	0.431	0.007	0.0044			1.443			0.0021
AK	0.27	0.04	1.05	0.0152	0.0090	0.262	0.014	0.0171				2.554		
AL	0.21	1.45	0.89	0.0082	0.0162	0.124	0.002	0.0195					0.998	0.0014
AM	0.32	0.64	1.67	0.0052	0.0041	0.711	0.005	0.0102						0.3340
AN	0.19	1.92	2.74	0.0061	0.0052	0.773	0.010	0.0073		0.572				
AO	0.26	1.86	2.20	0.0018	0.0009	0.621	0.009	0.0031			0.524			
AP	0.32	0.95	2.46	0.0146	0.0117	0.888	0.005	0.0113						
AQ	0.36	0.91	3.03	0.0193	0.0149	0.404	0.004	0.0183						
AR	0.17	1.77	2.06	0.0022	0.0092	0.130	0.016	0.0110						
AS	0.25	1.10	2.69	0.0192	0.0157	0.944	0.008	0.0063						
AT	0.21	0.15	2.30	0.0104	0.0126	0.914	0.002	0.0130	0.0951					

밑줄 굵은 글씨는 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.

[0289]

[0290] [표 1-2]

No.	화학 조성(질량%) 잔부: Fe 및 불순물													
	Nb	V	Cu	W	Ta	Sn	Sb	As	Mg	Ca	Y	Zr	La	Ce
A														0.043
B		0.466												
C														
D			0.473											
E								0.033						
F						0.085	0.050							
G														
H														
I														
J														
K	0.440								0.0240					
L														
M			0.393							0.036				
N														
O					0.040							0.044		
P														
Q					0.031						0.043		0.031	
R				0.081										
S														
T					0.057									
U														
V														
W														
X														
Y														
Z														
AA														
AB														
AC														
AD														
AE														
AF														
AG														
AH														
AI			0.440											
AJ									0.043					
AK														
AL														0.041
AM	0.259													
AN			0.988											
AO				0.491										
AP						0.444								
AQ							0.765							
AR								0.0334	0.789					
AS					0.056						0.132			
AT												0.235		

밑줄 굵은 글씨는 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.

[0291]

[0292] [표 2]

No.	마르텐사이트 및 펄러이트 (변적%)	페라이트 (변적%)	관부 조직 (변적%)	Hs/Hc	Cs/Cc	매크로한 취화 파면의 비율 (%)	구 1 입계의 P 편석량 (원자%)	과복층	TS (MPa)	t-EI (%)	내수소 취화 특성	비고
A-1	95.2	3.0	1.8	0.84	0.72	8.8	0.97	GI	1522	8.5	OK	발명에
B-1	96.5	1.0	2.5	0.82	0.81	32.1	2.99	GI	1574	8.2	OK	발명에
C-1	97.6	2.0	0.4	0.71	0.76	33.1	2.11	-	1769	7.6	OK	발명에
D-1	97.4	2.0	0.6	0.54	0.44	24.6	3.11	-	1928	7.0	OK	발명에
E-1	93.9	6.0	0.1	0.88	0.74	22.1	3.09	GA	2013	7.1	OK	발명에
F-1	95.8	4.0	0.2	0.55	0.52	18.5	2.41	-	2095	5.8	OK	발명에
G-1	100.0	0.0	0.0	0.86	0.67	10.2	1.87	GA	1936	6.9	OK	발명에
H-1	100.0	0.0	0.0	0.82	0.74	15.4	2.05	-	1769	7.4	OK	발명에
I-1	100.0	0.0	0.0	0.58	0.49	16.5	0.69	-	2066	6.8	OK	발명에
J-1	100.0	0.0	0.0	0.64	0.66	25.6	2.44	GA	1938	7.7	OK	발명에
K-1	96.8	0.0	3.2	0.78	0.71	14.8	1.64	-	2084	6.9	OK	발명에
L-1	100.0	0.0	0.0	0.67	0.62	19.4	1.94	GA	2068	7.3	OK	발명에
M-1	98.2	0.0	1.8	0.83	0.60	31.5	2.97	GA	1512	8.2	OK	발명에
N-1	94.7	3.0	2.3	0.85	0.77	16.7	0.46	-	1747	8.9	OK	발명에
O-1	95.6	2.0	2.4	0.91	0.76	17.7	0.87	-	1865	5.4	OK	발명에
P-1	93.8	3.0	3.2	0.76	0.73	16.4	0.99	-	1922	4.9	OK	발명에
Q-1	94.8	3.0	2.2	0.71	0.82	13.4	2.32	GI	1859	8.3	OK	발명에
R-1	97.8	2.0	0.2	0.85	0.59	2.5	0.12	GA	1584	7.6	OK	발명에
S-1	100.0	0.0	0.0	0.86	0.76	30.4	2.41	-	1529	9.2	OK	발명에
T-1	95.8	2.0	2.2	0.86	0.65	24.1	1.88	-	1822	7.8	OK	발명에
U-1	97.8	2.0	0.2	0.87	0.81	14.6	0.39	GI	1859	7.7	OK	발명에
V-1	96.5	2.5	1.0	0.72	0.75	13.1	0.85	GA	1694	6.1	OK	발명에
W-1	100.0	0.0	0.0	0.58	0.55	15.9	1.09	GA	2022	8.0	OK	발명에
X-1	100.0	0.0	0.0	0.79	0.64	22.8	3.22	-	1422	10.3	OK	비교에
Y-1	100.0	0.0	0.0	0.58	0.35	4.5	0.64	GA	1967	8.2	NG	비교에
Z-1	98.1	1.0	0.9	0.83	0.68	15.8	1.92	GI	1822	7.1	NG	비교에
AA-1	86.5	12.0	1.5	0.57	0.55	9.8	0.89	-	1428	6.4	OK	비교에
AB-1	96.7	3.0	0.3	0.88	0.69	31.5	2.55	-	1902	7.2	NG	비교에
AC-1	95.8	1.0	3.2	0.88	0.82	36.7	4.58	GI	1920	6.8	NG	비교에
AD-1	97.1	0.0	2.9	0.79	0.75	8.9	0.89	GA	1902	6.2	NG	비교에
AE-1	100.0	0.0	0.0	0.64	0.63	2.8	0.22	GI	1825	7.2	NG	비교에
AF-1	98.0	0.0	2.0	0.74	0.44	10.50	0.89	GA	2104	6.9	NG	비교에
AG-1	96.0	1.0	3.0	0.70	0.45	22.80	2.67	-	1709	8.1	NG	비교에
AH-1	98.0	2.0	0.0	0.80	0.70	26.70	2.66	-	1728	7.6	NG	비교에
AI-1	96.8	3.0	0.2	0.90	0.83	19.40	1.76	GI	1644	8.3	NG	비교에
AJ-1	96.0	4.0	0.0	0.66	0.76	14.60	2.22	GA	1572	7.6	NG	비교에
AK-1	99.0	1.0	0.0	0.90	0.71	27.40	3.18	GA	1822	7.2	NG	비교에
AL-1	98.2	0.0	1.8	0.89	0.83	15.40	0.79	-	1633	8.1	NG	비교에
AM-1	100.0	0.0	0.0	0.69	0.59	13.20	0.62	GA	2009	7.2	NG	비교에
AN-1	96.8	1.0	2.2	0.89	0.86	13.90	0.94	GA	1572	8.3	NG	비교에
AO-1	98.6	0.0	1.4	0.89	0.74	2.90	0.26	-	1812	7.3	NG	비교에
AP-1	98.7	0.0	1.3	0.86	0.58	3.50	2.38	-	1968	7.4	NG	비교에
AQ-1	100.0	0.0	0.0	0.80	0.82	14.10	3.41	GI	2095	7.4	NG	비교에
AR-1	100.0	0.0	0.0	0.77	0.72	18.90	0.85	GA	1509	8.3	NG	비교에
AS-1	97.8	2.0	0.2	0.92	0.68	26.40	2.41	-	1758	8.4	NG	비교에
AT-1	99.0	1.0	0.0	0.93	0.77	17.50	1.59	GA	1628	8.6	NG	비교에

밑줄 굵은 글씨는 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.

[0293]

[0294]

표 1 및 2를 참조하면, 예 X-1은 C 함유량이 낮았기 때문에 TS가 1500MPa 미만이었다. 예 Y-1은 C 함유량이 높았기 때문에 조대한 입계 탄화물이 형성되어, 굽힘 가공부의 내수소 취화 특성이 저하되었다. 예 Z-1은 Si 함유량이 높았기 때문에 굽힘 가공부의 내수소 취화 특성이 저하되었다. 예 AA-1은 Mn 함유량이 낮았기 때문에 퀀칭성이 저하되어, 원하는 경질 조직을 얻을 수 없어, 결과적으로 TS가 1500MPa 미만이었다. 예 AB-1은 Mn 함유량이 높았기 때문에 굽힘 가공부의 내수소 취화 특성이 저하되었다. 예 AC-1은 P 함유량이 높았기 때문에 매크로한 취화 파면의 비율을 35.0% 이하로 제어할 수 없어, 그 결과로서 굽힘 가공부의 내수소 취화 특성이 저하되었다. 예 AD-1 내지 AT-1은, TS는 양호했지만, 각각 S, Al, N, O, Co, Ni, Mo, Cr, Ti, B, Cu, W, Sn, Sb, Ca, Y 및 Zr 함유량이 높았기 때문에 충분한 굽힘 가공부의 내수소 취화 특성을 달성할 수 없었다.

[0295]

이것과는 대조적으로, 모든 발명에 관한 강관에 있어서 소정의 화학 조성을 갖고, Hs/Hc를 0.95 이하로 제어하고, 또한 샤르피 충격 시험에 있어서의 매크로한 취화 파면의 비율을 35.0% 이하로 제어함으로써, 1500MPa 이상의 매우 높은 TS를 가짐에도 불구하고, 굽힘 가공부의 내수소 취화 특성을 현저하게 향상시킬 수 있었다.

[0296]

[예 B]

[0297]

다음으로, 제조 조건의 영향을 조사하기 위해, 표 2에 있어서 우수한 특성이 확인된 강종 A 내지 W를 대상으로 하여, 표 3에 나타내는 제조 조건에 의해 1.4mm의 관 두께를 갖는 강관을 제조하였다. 표 3에 나타낸 제조 조건 이외의 조건은 예 A의 경우와 동일하며, 얻어진 강관의 특성을 예 A의 경우와 마찬가지로 하여 측정 및 평가하였다. 그 결과를 표 4에 나타낸다.

[0298]

[표 3]

No.	열간 압연 공정				냉간 압연 공정	어닐링 공정					냉각 공정	피복 공정
	슬래브 가열 온도 (°C)	마무리 압연 종료 온도 (°C)	평균 냉각 속도 (°C/초)	권취 온도 (°C)	압하율 (%)	700°C 이상에서의 노점 (°C)	700°C 이상에서의 수소 농도 (%)	최고 가열 온도 (°C)	유지 시간 (초)	400 내지 600°C의 체류 시간 (초)	평균 냉각 속도 (°C/초)	도금
A-2	1233	991	74	478	63	-9.7	5.7	882	36	230	68	GA
B-2	1115	1013	25	311	77	-5.8	5.8	858	56	297	74	GI
C-2	1137	917	39	418	68	0.0	9.4	838	107	47	31	-
D-2	1111	999	35	347	76	5.5	3.7	872	74	288	72	-
E-2	1218	967	72	319	76	7.2	1.7	884	132	199	81	-
F-2	1260	874	49	312	56	-8.5	7.9	853	40	48	50	-
G-2	1119	945	51	412	70	-3.1	5.5	885	30	312	70	-
H-2	1210	946	37	388	44	-12.5	3.1	880	60	247	85	-
I-2	1275	1036	49	373	64	7.9	1.6	835	97	54	24	GI
J-2	1181	1001	75	430	62	-8.3	4.2	869	146	108	52	GA
K-2	1206	947	29	468	47	-18.5	2.3	894	103	67	43	GA
L-2	1290	880	42	361	41	-5.6	6.0	890	49	262	96	-
M-2	1173	978	77	340	36	2.2	8.2	856	60	98	58	-
N-2	1230	985	26	463	72	-14.1	8.4	842	113	294	42	-
O-2	1269	1026	44	489	64	5.5	8.9	868	137	317	44	-
P-2	1198	965	31	415	51	-1.6	6.8	847	51	143	29	GA
Q-2	1249	861	22	460	49	-1.5	9.0	841	67	139	77	GA
R-2	1249	971	66	362	53	-12.3	5.2	874	134	26	69	GA
S-2	1123	908	62	401	42	-5.5	4.8	838	124	172	55	-
T-2	1169	1037	33	398	57	5.6	1.8	894	91	86	39	-
U-2	1154	893	56	488	69	7.8	9.7	896	103	346	62	GI
V-2	1288	1012	33	463	49	0.8	2.6	852	82	156	88	GI
W-2	1130	871	44	425	37	-18.6	6.3	849	131	126	36	-
A-3	1192	920	65	349	39	-8.9	3.7	866	41	161	25	-
B-3	1195	908	60	367	73	-5.2	2.4	876	90	196	31	GA
C-3	1277	937	69	438	54	-7.4	7.6	875	114	84	62	-
D-3	1176	894	68	327	73	-10.0	3.1	887	83	223	88	-
E-3	1152	1026	58	333	60	5.6	8.1	862	23	256	94	-
F-3	1235	856	53	391	45	2.1	4.5	837	125	24	48	GA
G-3	1149	924	50	453	53	-6.2	7.3	849	71	265	92	GA
H-3	1165	942	42	314	45	-31.5	5.5	890	45	134	53	GA
I-3	1270	1039	30	398	43	11.2	4.3	866	68	221	64	GA
J-3	1236	1019	26	452	49	5.5	0.5	856	61	302	91	-
K-3	1190	976	52	408	40	-12.4	10.3	873	71	24	40	-
L-3	1154	995	37	368	49	-8.9	9.7	827	88	241	32	GI
M-3	1263	919	65	408	59	0.1	7.3	902	114	123	65	GI
N-3	1281	965	70	326	75	-8.3	6.0	882	16	345	48	-
O-3	1131	889	34	491	74	0.2	3.1	843	155	94	29	-
P-3	1244	959	37	435	60	-9.8	4.4	852	23	359	85	GA
Q-3	1199	899	40	422	71	-5.2	8.8	833	29	326	18	GA

밑줄 굵은 글씨는 바람직한 범위로부터 벗어난 것을 나타낸다.

[0299]

[0300] [표 4]

No.	마르텐사이트 및 템퍼링 마르텐사이트 (면적%)	페라이트 (면적%)	잔부 조직 (면적%)	Hs/Hc	Cs/Cc	매크로한 취화 파면의 비율 (%)	구 γ 입계의 P 편석량 (원자%)	TS (MPa)	t-EI (%)	내수소 취화 특성	비고
A-2	93.5	4.2	2.3	0.88	0.76	11.5	1.55	1547	8.2	OK	발명에
B-2	100.0	0.0	0.0	0.86	0.83	33.8	3.24	1532	8.1	OK	발명에
C-2	100.0	0.0	0.0	0.79	0.79	25.7	1.88	1722	7.9	OK	발명에
D-2	98.0	2.0	0.0	0.51	0.48	31.6	3.33	1869	6.8	OK	발명에
E-2	95.5	2.5	2.0	0.82	0.69	30.7	3.41	1997	7.2	OK	발명에
F-2	94.0	3.5	2.5	0.75	0.75	15.4	2.31	2011	6.9	OK	발명에
G-2	94.6	2.6	2.8	0.88	0.71	11.8	1.55	1865	7.8	OK	발명에
H-2	100.0	0.0	0.0	0.80	0.71	20.9	2.31	1759	8.1	OK	발명에
I-2	97.0	3.0	0.0	0.52	0.47	11.7	0.55	1975	6.9	OK	발명에
J-2	100.0	0.0	0.0	0.62	0.64	26.8	2.22	1926	7.2	OK	발명에
K-2	98.0	1.2	0.8	0.81	0.71	12.6	1.33	2059	6.7	OK	발명에
L-2	96.3	2.1	1.6	0.61	0.57	25.8	2.04	2018	7.6	OK	발명에
M-2	95.8	3.2	1.0	0.85	0.67	21.9	1.79	1529	8.3	OK	발명에
N-2	97.0	3.0	0.0	0.81	0.71	21.5	0.94	1734	7.4	OK	발명에
O-2	94.8	2.8	2.4	0.73	0.67	21.1	1.36	1822	6.3	OK	발명에
P-2	98.0	2.0	0.0	0.77	0.73	5.8	0.84	1921	5.1	OK	발명에
Q-2	96.2	1.8	2.0	0.64	0.80	16.9	2.19	1854	7.3	OK	발명에
R-2	100.0	0.0	0.0	0.80	0.55	6.9	0.39	1583	7.3	OK	발명에
S-2	97.5	2.5	0.0	0.88	0.78	26.7	2.37	1555	8.3	OK	발명에
T-2	100.0	0.0	0.0	0.59	0.48	17.6	1.94	1758	7.2	OK	발명에
U-2	97.0	1.2	1.8	0.79	0.76	19.5	0.85	1866	7.7	OK	발명에
V-2	95.0	0.0	5.0	0.74	0.77	13.9	0.67	1702	6.8	OK	발명에
W-2	98.0	0.0	2.0	0.67	0.61	18.9	1.01	1939	7.4	OK	발명에
A-3	96.4	2.7	0.9	0.85	0.76	17.4	1.44	1537	6.3	OK	발명에
B-3	97.8	1.8	0.4	0.45	0.44	24.9	3.12	1596	8.6	OK	발명에
C-3	94.9	3.1	2.0	0.64	0.64	27.6	1.84	1749	7.6	OK	발명에
D-3	96.7	2.2	1.1	0.51	0.49	24.5	2.49	1868	6.6	OK	발명에
E-3	93.8	2.9	3.3	0.72	0.67	19.4	2.48	1976	7.6	OK	발명에
F-3	93.4	3.1	3.5	0.81	0.81	14.7	1.49	2054	8.0	OK	발명에
G-3	99.0	1.0	0.0	0.86	0.75	16.4	2.22	1952	6.7	OK	발명에
H-3	96.4	1.2	2.4	0.98	0.97	2.8	1.49	1788	6.1	NG	비교예
I-3	98.1	1.9	0.0	0.47	0.35	16.7	0.88	1967	7.4	OK	발명에
J-3	97.2	2.8	0.0	0.19	0.27	30.5	2.67	1468	8.4	OK	비교예
K-3	98.2	1.0	0.8	0.96	0.96	16.9	1.41	2066	7.2	NG	비교예
L-3	75.8	15.9	8.3	0.82	0.75	22.6	1.79	1465	7.6	OK	비교예
M-3	98.2	1.8	0.0	0.85	0.62	38.2	3.69	1564	8.6	NG	비교예
N-3	85.2	8.7	6.1	0.86	0.78	14.2	0.88	1396	4.9	OK	비교예
O-3	96.8	3.2	0.0	0.73	0.72	36.7	3.99	1765	8.3	NG	비교예
P-3	98.6	1.4	0.0	0.74	0.74	41.1	3.84	1858	5.9	NG	비교예
Q-3	76.1	2.5	21.4	0.76	0.85	15.2	3.05	1465	4.1	OK	비교예

[0301] 밑줄 굵은 글씨는 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.

[0302] 표 3 및 4를 참조하면, 예 H-3은, 어닐링 공정의 노점이 낮았기 때문에, 표층 부분의 탈탄을 충분히 진행시킬 수 없어, 원하는 표층 연질화 즉 Hs/Hc ≤ 0.95를 달성할 수 없었다. 그 결과로서 굽힘 가공부의 내수소 취화 특성이 저하되었다. 예 J-3은, 어닐링 공정의 수소 농도가 낮았기 때문에, 표층 부분의 탈탄이 너무 진행되어 버려, 1500MPa 이상의 TS를 달성할 수 없었다. 예 K-3은, 어닐링 공정의 수소 농도가 높았기 때문에, 표층 부분의 탈탄을 충분히 진행시킬 수 없어, Hs/Hc ≤ 0.95를 달성할 수 없었다. 그 결과로서 굽힘 가공부의 내수소 취화 특성이 저하되었다. 예 L-3은, 어닐링 공정의 최고 가열 온도가 낮았기 때문에, 오스테나이트화가 불충분해져, 최종적으로 얻어지는 강판에 있어서 원하는 경질 조직을 얻을 수 없었다. 그 결과로서 1500MPa 이상의 TS를 달성할 수 없었다. 예 M-3은, 어닐링 공정의 최고 가열 온도가 높았기 때문에, 최종 조직에 있어서 마르텐사이트가 조대화되고, 그것에 수반되는 입계 면적의 저하에 의해 상대적으로 구 오스테나이트 입계의 P 편석량이 증가한 것으로 생각된다. 그 결과로서 매크로한 취화 파면의 비율을 35.0% 이하로 제어할 수 없어, 굽힘 가공부의 내수소 취화 특성이 저하되었다. 예 N-3은, 어닐링 공정에서의 최고 가열 온도에서의 유지 시간이 짧았기 때문에, 오스테나이트화가 불충분해져, 최종적으로 얻어지는 강판에 있어서 원하는 경질 조직을 얻을 수 없었다. 그 결과로서 1500MPa 이상의 TS를 달성할 수 없었다. 예 O-3은, 어닐링 공정에서의 최고 가열 온도에서의 유지 시간이 길었기 때문에, 입계에의 P의 편석이 증가해 버렸다. 그 결과로서 매크로한 취화 파면의 비율을 35.0% 이하로 제어할 수 없어, 굽힘 가공부의 내수소 취화 특성이 저하되었다. 예 P-3은, 어닐링 공정에서의 400 내지 600℃의 온도역에서의 체류 시간이 길었기 때문에, 입계에의 P의 편석이 증가해 버렸다. 그 결과로서 매크로한 취화 파면의 비율을 35.0% 이하로 제어할 수 없어, 굽힘 가공부의 내수소 취화 특성이 저하되었다. 예 Q-3은, 냉각 공정에서의 평균 냉각 속도가 낮았기 때문에, 최종적으로 얻어지는 강판에 있어서 원하는 경질 조직을 얻을 수 없었다. 그 결과로서 1500MPa 이상의 TS를 달성할 수 없었다. 이들 비교예로부터 명백한 바와 같이, 「Hs/Hc ≤ 0.95」와 「매크로한 취화 파면의 비율: 35.0% 이하」중 한쪽만을 충족해도, 충분

한 굽힘 가공부의 내수소 취화 특성을 달성할 수 없었다.

[0303]

이것과는 대조적으로, 본 발명에 관한 모든 발명에 있어서, 소정의 화학 조성을 갖는 슬래브를 사용하여, 특히 어닐링 공정의 노점, 수소 농도, 최고 가열 온도 및 그 온도에서의 유지 시간, 400 내지 600℃의 온도역에서의 체류 시간, 그리고 냉각 공정의 평균 냉각 속도를 적절하게 제어함으로써, 「 $H_s/H_c \leq 0.95$ 」와 「매크로한 취화 표면의 비율: 35.0% 이하」의 요건을 동시에 충족하는 강판을 제조할 수 있었다. 그 결과로서, 1500MPa 이상의 매우 높은 인장 강도를 가짐에도 불구하고, 굽힘 가공부의 내수소 취화 특성을 현저하게 향상시킬 수 있었다. 예 I-3은, 어닐링 공정의 노점이 높았지만, 원래의 C 함유량이 비교적 높았기 때문에, 표층 부분이 과도하게 탈탄되는 상태로는 되지 않아, 최종적으로 얻어지는 강판에 있어서 1500MPa 이상의 TS를 달성할 수 있었다.