



**(19) 대한민국특허청(KR)**  
**(12) 공개특허공보(A)**

(11) 공개번호 10-2023-0084534  
(43) 공개일자 2023년06월13일

- (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 38/06* (2006.01) *C22C 38/42* (2006.01)  
*C22C 38/44* (2006.01) *C22C 38/46* (2006.01)  
*C22C 38/50* (2006.01) *C22C 38/52* (2006.01)  
*C23C 2/06* (2006.01)
- (52) CPC특허분류  
*C22C 38/58* (2013.01)  
*C21D 8/0226* (2013.01)
- (21) 출원번호 10-2023-7015291
- (22) 출원일자(국제) 2021년08월31일  
 심사청구일자 2023년05월04일
- (85) 번역문제출일자 2023년05월04일
- (86) 국제출원번호 PCT/JP2021/031995
- (87) 국제공개번호 WO 2022/102218  
 국제공개일자 2022년05월19일
- (30) 우선권주장  
 JP-P-2020-188288 2020년11월11일 일본(JP)

- (71) 출원인  
**닛폰세이테츠 가부시키가이샤**  
 일본 도쿄도 지요다구 마루노우찌 2쥬메 6방 1고
- (72) 발명자  
**요코야마 다카후미**  
 일본 1008071 도쿄도 지요다구 마루노우찌 2쥬메 6방 1고 닛폰세이테츠 가부시키가이샤 내
- 츠네미 유스케**  
 일본 1008071 도쿄도 지요다구 마루노우찌 2쥬메 6방 1고 닛폰세이테츠 가부시키가이샤 내  
 (뒷면에 계속)
- (74) 대리인  
**양영준, 최인호, 성재동**

전체 청구항 수 : 총 6 항

(54) 발명의 명칭 **강판 및 그 제조 방법**

**(57) 요약**

소정의 화학 조성을 갖고, 강 조직이, 체적%로, 페라이트: 1 내지 50%, 페라이트에 차지하는 미재결정 페라이트의 비율: 0 내지 50%, 템퍼링 마르텐사이트: 1% 이상, 잔류 오스테나이트: 5% 이상, 프레스시 마르텐사이트: 0 내지 10%, 펄라이트 및 시멘타이트의 합계: 0 내지 5%, 및 잔부: 베이나이트이며, 또한 표면을 EPMA 분석했을 때, Al<sub>s</sub>/Si<sub>s</sub>비가 0.2 이하가 되는 영역의 면적 비율이 50% 이하이고, 인장 강도가 980MPa 이상인 강판 및 그 제조 방법이 제공된다.

(52) CPC특허분류

*C22C 38/001* (2013.01)  
*C22C 38/008* (2013.01)  
*C22C 38/06* (2013.01)  
*C22C 38/42* (2013.01)  
*C22C 38/44* (2013.01)  
*C22C 38/46* (2013.01)  
*C22C 38/50* (2013.01)  
*C22C 38/52* (2013.01)  
*C23C 2/06* (2013.01)

(72) 발명자

**오부치 다츠야**

일본 1008071 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쵸메  
6방 1고 닛폰세이테츠 가부시키가이샤 내

**미나미 아키노부**

일본 1008071 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쵸메  
6방 1고 닛폰세이테츠 가부시키가이샤 내

---

**구와야마 다쿠야**

일본 1008071 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쵸메  
6방 1고 닛폰세이테츠 가부시키가이샤 내

## 명세서

### 청구범위

#### 청구항 1

질량%로,

C: 0.15 내지 0.30%,

Si: 0.30 내지 1.50%,

Mn: 1.40 내지 3.49%,

P: 0.050% 이하,

S: 0.0100% 이하,

Al: 0.30 내지 1.50%,

Ti: 0.001 내지 0.100%,

N: 0.0100% 이하,

O: 0.0100% 이하,

Cr: 0 내지 1.00%,

Mo: 0 내지 1.00%,

Cu: 0 내지 1.00%,

Ni: 0 내지 1.00%,

Co: 0 내지 1.00%,

W: 0 내지 1.00%,

Sn: 0 내지 1.00%,

Sb: 0 내지 0.50%,

Nb: 0 내지 0.200%,

V: 0 내지 1.00%,

B: 0 내지 0.0050%,

Ca: 0 내지 0.0100%,

Mg: 0 내지 0.0100%,

Ce: 0 내지 0.0150%,

Zr: 0 내지 0.0100%,

La: 0 내지 0.0150%,

Hf: 0 내지 0.0100%,

Bi: 0 내지 0.0100%,

Ce, La 이외의 REM: 0 내지 0.0100%, 그리고

잔부: Fe 및 불순물로 이루어지는 화학 조성을 갖고,

표면으로부터 1/4 두께를 중심으로 한 1/8 두께 내지 3/8 두께의 범위에 있어서의 강 조직이, 체적%로,

페라이트: 1 내지 50%,

페라이트에 차지하는 미재결정 페라이트의 비율: 0 내지 50%,

템퍼링 마르텐사이트: 1% 이상,

잔류 오스테나이트: 5% 이상,

프레스 마르텐사이트: 0 내지 10%,

펄라이트 및 시멘타이트의 합계: 0 내지 5%, 및

잔부: 베이나이트

이며, 또한 표면을 EPMA 분석했을 때,  $Al_S/Si_S$ 비가 0.2 이하가 되는 영역의 면적 비율이 50% 이하이고, 인장 강도가 980MPa 이상인, 강판.

여기서,  $Al_S$ 는 표면 Al 농도(mass%)이고,  $Si_S$ 는 표면 Si 농도(mass%)이다.

### 청구항 2

제1항에 있어서,

상기 화학 조성이, 질량%로,

Cr: 0.001 내지 1.00%,

Mo: 0.001 내지 1.00%,

Cu: 0.001 내지 1.00%,

Ni: 0.001 내지 1.00%,

Co: 0.001 내지 1.00%,

W: 0.001 내지 1.00%,

Sn: 0.001 내지 1.00%,

Sb: 0.001 내지 0.50%,

Nb: 0.001 내지 0.200%,

V: 0.001 내지 1.00%,

B: 0.0001 내지 0.0050%,

Ca: 0.0001 내지 0.0100%,

Mg: 0.0001 내지 0.0100%,

Ce: 0.0001 내지 0.0100%,

Zr: 0.0001 내지 0.0100%,

La: 0.0001 내지 0.0100%,

Hf: 0.0001 내지 0.0100%,

Bi: 0.0001 내지 0.0100%, 및

Ce, La 이외의 REM: 0.0001 내지 0.0100%

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

### 청구항 3

제1항 또는 제2항에 있어서,

상기 화학 조성이 하기 식 (1)의 관계를 충족하고, 또한 페라이트에 차지하는 미재결정 페라이트의 비율이 10%

이하인, 강판.

$$[N] - (14.01/47.88) \cdot [Ti] \leq 0 \quad \dots (1)$$

여기서, [N]은 N 함유량(질량%)이고, [Ti]는 Ti 함유량이다.

**청구항 4**

제1항 내지 제3항 중 어느 한 항에 있어서,

표면에 용융 아연 도금층 또는 합금화 용융 아연 도금층을 갖는, 강판.

**청구항 5**

(A) 제1항 내지 제3항 중 어느 한 항에 기재된 화학 조성을 갖는 슬래브를 조압연 및 마무리 압연하는 것을 포함하고, 하기 (A1) 내지 (A4)의 조건을 충족하는 열간 압연 공정,

(A1) 조압연에 있어서, 강판 온도가 1050 내지 1200℃이고, 1패스당의 압하율이 20%를 상회하는 압연을 적어도 2회 실시하는 것,

(A2) 조압연에 있어서, 압력: 10MPa 이상, 강판과 노즐 선단간의 거리: 500mm 이하, 및 노즐의 방향과 강판의 판 두께 방향이 이루는 각: 3 내지 15도를 충족하는 고압수 디스케일링을, 강판 온도가 1050 내지 1200℃이고, 압하율이 20%를 상회하는 압연 패스를 통과한 후 10초 이내에 적어도 1회 실시하는 것,

(A3) 마무리 압연에 있어서, 압력: 2MPa 이상, 강판과 노즐 선단간의 거리: 400mm 이하, 및 노즐의 방향과 강판의 판 두께 방향이 이루는 각: 3 내지 15도를 충족하는 고압수 디스케일링을, 강판 온도가 950 내지 1100℃이고, 압하율이 30% 이상인 압연 패스를 통과한 후 3.0초 이내에 적어도 1회 실시하는 것,

(A4) 최종 디스케일링 종료 후, 강판이 700℃에 도달할 때까지의 경과 시간(초)이 하기 식 (2)를 충족하는 것

$$0.03 \leq \sum_t^{t_f} 10^3 \cdot \sqrt{0.000631 \cdot \exp \left[ -\frac{169,000}{8.314 \cdot [T(t) + 273]} \right] \cdot \Delta t} \leq 0.30 \quad \dots (2)$$

t: 최종 디스케일링 종료로부터의 경과 시간(초)

T(t): 경과 시간 t에 있어서의 강판 온도(℃)

t<sub>f</sub>: 최종 디스케일링 종료 후, 강판이 700℃에 도달할 때까지의 경과 시간(초)

(B) 얻어진 열연 강판에 적어도 1회의 굽힘 퍼짐 변형을 가하고, 이어서 상기 열연 강판을 1.0 내지 5.0mol/L의 HCl 및 3.0mol/L 미만의 Fe<sup>2+</sup>를 함유하는 온도 70 내지 90℃의 수용액 중에 평균 속도 10m/분 이상으로 통과시키는 산세 처리를, 30초 이상 실시하는 것을 포함하는 산세 공정,

(C) 산세 처리 후의 열연 강판을 압하율 30 내지 75%로 냉간 압연하는 냉간 압연 공정,

(D) 얻어진 냉연 강판을 열처리하는 것을 포함하고, 하기 (D1) 내지 (D5)의 조건을 충족하는 열처리 공정

(D1) 650 내지 Ac1℃의 사이의 평균 가열 속도가 1.0 내지 5.0℃/초인 것,

(D2) Ac1+30 내지 950℃의 최고 가열 온도에서 1 내지 500초간 유지하는 것(균열 처리),

(D3) 균열 처리 후의 냉연 강판을 550 내지 650℃의 온도 범위의 평균 냉각 속도가 10 내지 100℃/초가 되도록 냉각하는 것(제1 냉각),

(D4) Ms-150 내지 Ms℃ 사이에서 냉각 정지하는 것(제2 냉각),

(D5) 제2 냉각 후의 냉연 강판을 330 내지 450℃의 온도역으로 가열하고, 이어서 상기 온도역에서 50 내지 1000초간 유지하는 것(저온 유지)

을 포함하는, 제1항 내지 제3항 중 어느 한 항에 기재된 강판의 제조 방법.

**청구항 6**

제5항에 있어서,

(D3)의 제1 냉각 후, (D4)의 제2 냉각 후, 또는 (D5)의 저온 유지 후의 강관에 용융 아연 도금 또는 합금화 용융 아연 도금을 실시하는 것을 더 포함하는, 강관의 제조 방법.

### 발명의 설명

#### 기술 분야

[0001] 본 발명은, 강관 및 그 제조 방법에 관한 것으로, 주로 자동차용 강관으로서 사용되는 고강도 강관 및 그 제조 방법에 관한 것이다.

#### 배경 기술

[0002] 근년, 지구 온난화 대책에 수반되는 온실 효과 가스 배출량 규제의 관점에서 자동차의 연비 향상이 요구되고 있고, 차체의 경량화와 충돌 안전성 확보를 위해 고강도 강관의 적용이 점점 확대되고 있다. 특히 최근에는, 인장 강도가 980MPa 이상인 고강도 강관의 요구가 높아지고 있다. 또한, 차체 중에서도 방청성이 요구되는 부위에는 표면에 용융 아연 도금을 실시한 고강도 용융 아연 도금 강관이 요구된다.

[0003] 자동차용 부품에 제공하는 강관에는, 강도뿐만 아니라 프레스 성형성이나 용접성 등, 부품 성형을 위해 필요한 각종 시공성이 요구된다. 구체적으로는, 프레스 성형성의 관점에서, 강관에는 우수한 연신율(인장 시험에 있어서의 전연신율: E1) 및 신장 플랜지성(구멍 확장률:  $\lambda$ )이 요구된다.

[0004] 일반적으로, 강관의 고강도화에 수반하여, 프레스 성형성은 열화된다. 강의 고강도화와 프레스 성형성을 양립하는 수단으로서, 잔류 오스테나이트의 변태 유기 소성을 이용한 TRIP 강관(Transformation Induced Plasticity)이 알려져 있다.

[0005] 특허문헌 1 내지 3에는, 조직 구성 분율을 소정의 범위로 제어하여, 연신율과 구멍 확장률을 개선한 고강도 TRIP 강관이 개시되어 있다. 또한, 특허문헌 4에는, 소정의 화학 조성을 갖고, 평균 결정 입경이  $2\mu\text{m}$  이하인 페라이트를 체적 분율로 15% 이하, 평균 결정 입경이  $2\mu\text{m}$  이하인 잔류 오스테나이트를 체적 분율로 2 내지 15%, 평균 결정 입경이  $3\mu\text{m}$  이하인 마르텐사이트를 체적 분율로 10% 이하, 잔부는 평균 결정 입경이  $6\mu\text{m}$  이하인 베이나이트 및 템퍼링 마르텐사이트이며, 또한 베이나이트 및 템퍼링 마르텐사이트 입자 내에 입경  $0.04\mu\text{m}$  이상의 시멘타이트 입자가 평균 10개 이상 함유되는 고강도 강관이 기재되고, 당해 고강도 강관이 1180MPa 이상의 인장 강도를 가짐과 함께, 높은 연신율과 구멍 확장성과 그것에 수반되는 우수한 굽힘 가공성을 갖는 것이 기재되어 있다.

[0006] 특허문헌 5에는, 괴상(저애스펙트비)의 잔류 오스테나이트의 면적률을 제한함으로써 신장 플랜지 성형성을 개선한 TRIP 강관이 개시되어 있다.

[0007] 특허문헌 6에는, 잔류 오스테나이트에 포함되는 고용 Si양 및 고용 Mn양을 소정의 값 이상이 되도록 제어함으로써, 성형 초기의 가공 경화량이 크고, 우수한 형상 동결성과 가공성을 갖는 고강도 TRIP 강관이 개시되어 있다.

[0008] 또한, 자동차용 강관은 프레스 성형성에 더하여 우수한 용접 시공성이 요구된다. 특히, 용융 아연 도금 강관끼리의 용접, 혹은 용융 아연 도금 강관과 비도금 강관의 용접에 있어서는, 액체 금속 취화(Liquid Metal Embrittle: LME) 균열을 억제하는 것이 필요하다. 이 현상은, 용접 입열에 의해 액상화된 아연이 입계를 따라서 강관 내부에 침윤·취화된 부분에, 용접에 의해 발생하는 인장 응력이 작용함으로써 발생하는 균열이다.

[0009] 이러한 LME 균열은, 강 중에 포함되는 Si가 많은 강일수록 발생하기 쉬운 것이 특허문헌 7에 개시되어 있다. 그래서 동 문헌에서는, TRIP 강에 있어서 잔류 오스테나이트를 얻기 위해 첨가하는 Si의 일부 대신에, 마찬가지로의 효과를 갖는 Al을 첨가한 TRIP 강관이 개시되어 있다. 또한, Si의 일부 대신에 Al을 첨가한 TRIP 강관은 특허문헌 8 및 9에도 개시되어 있다.

[0010] 또한, 특허문헌 10에는, 용융 아연 도금 라인에 있어서의 가열 어닐링 시의 분위기를 제어하는 것을 특징으로 하는, 내LME 균열성이 우수한 용융 아연 도금 강관의 제조 방법이 개시되어 있다.

### 선행기술문헌

#### 특허문헌

- [0011] (특허문헌 0001) 국제 공개 제2013/051238호
- (특허문헌 0002) 일본 특허 공개 제2006-104532호 공보
- (특허문헌 0003) 일본 특허 공개 제2011-184757호 공보
- (특허문헌 0004) 국제 공개 제2017/179372호
- (특허문헌 0005) 국제 공개 제2018/190416호
- (특허문헌 0006) 국제 공개 제2013/018741호
- (특허문헌 0007) 국제 공개 제2018/202916호
- (특허문헌 0008) 일본 특허 공개 제2011-17046호 공보
- (특허문헌 0009) 국제 공개 제2013/144377호
- (특허문헌 0010) 국제 공개 제2018/234938호

**발명의 내용**

**해결하려는 과제**

- [0012] 당 기술분야에 있어서는, 고강도화와 프레스 성형성을 양립하면서, 내LME 균열성이 우수한 강판에 대한 계속된 요구가 있고, 종래 기술의 강판에 있어서도 이들의 관점에서 여전히 개선의 여지가 있다.
- [0013] 따라서, 본 발명의 목적은, 프레스 성형성 및 스폿 용접부의 내LME 균열성이 우수한 강판 및 그 제조 방법을 제공하는 것이다.

**과제의 해결 수단**

- [0014] 본 발명자는 상기 목적을 달성하기 위해 예의 검토를 거듭한 결과, 이하의 지건을 얻었다.
- [0015] 스폿 용접부의 내LME 균열성에 관해서는, 강의 평균 조성은 물론, 강판 표층부의 화학 조성이 매우 중요한 것을 알아냈다. 구체적으로는, 강판 표면의 Al 농도( $Al_s$ )와, 강판 표면의 Si 농도( $Si_s$ )의 비가 소정의 범위가 되는 경우, 내LME 균열성이 크게 개선되는 것을 알아냈다. 그 상세한 메커니즘은 명확하지는 않지만, 강판 표층의 Al이 액체 Zn의 강판 내부로의 침입을 억제하고 있을 가능성이 생각된다. 보다 상세하게는, 강판 표면을 EPMA 분석했을 때,  $Al_s/Si_s$ 비가 0.2 이하가 되는 영역의 면적 비율이 50% 이하인 경우에, 개선 효과가 나타나는 것을 알아냈다. 또한, 프레스 성형성에 관해서는, 특히 페라이트에 차지하는 미재결정 페라이트의 비율을 저감하는 것이 중요한 것을 알아냈다. 구체적으로는, 페라이트에 차지하는 미재결정 페라이트의 비율을 50% 이하로 저감함으로써 강 조직을 보다 등방적인 것으로 할 수 있으므로, 연신율의 향상에 더하여 구멍 확장성도 향상시키는 것이 가능해지는 것을 알아냈다. 또한, 내LME 균열성의 향상에 관련하여 강판 표면의 Al 농도를 높이기 위해 비교적 다량의 Al을 첨가할 필요가 있는데, 그것에 의해 미세하면서도 비교적 다량의 AlN 입자가 생성되어 그 피닝 효과에 의해 페라이트의 재결정이 현저하게 억제되는 것을 회피하기 위해, Ti를 첨가하여 강 중의 고용 N을 TiN으로서 고정하는 것이 유효한 것을 알아냈다.
- [0016] 본 발명은 상기 지건에 기초하여 실현한 것이며, 구체적으로는 이하와 같다.
- [0017] (1) 질량%로,
- [0018] C: 0.15 내지 0.30%,
- [0019] Si: 0.30 내지 1.50%,
- [0020] Mn: 1.40 내지 3.49%,
- [0021] P: 0.050% 이하,
- [0022] S: 0.0100% 이하,

- [0023] Al: 0.30 내지 1.50%,
- [0024] Ti: 0.001 내지 0.100%,
- [0025] N: 0.0100% 이하,
- [0026] O: 0.0100% 이하,
- [0027] Cr: 0 내지 1.00%,
- [0028] Mo: 0 내지 1.00%,
- [0029] Cu: 0 내지 1.00%,
- [0030] Ni: 0 내지 1.00%,
- [0031] Co: 0 내지 1.00%,
- [0032] W: 0 내지 1.00%,
- [0033] Sn: 0 내지 1.00%,
- [0034] Sb: 0 내지 0.50%,
- [0035] Nb: 0 내지 0.200%,
- [0036] V: 0 내지 1.00%,
- [0037] B: 0 내지 0.0050%,
- [0038] Ca: 0 내지 0.0100%,
- [0039] Mg: 0 내지 0.0100%,
- [0040] Ce: 0 내지 0.0150%,
- [0041] Zr: 0 내지 0.0100%,
- [0042] La: 0 내지 0.0150%,
- [0043] Hf: 0 내지 0.0100%,
- [0044] Bi: 0 내지 0.0100%,
- [0045] Ce, La 이외의 REM: 0 내지 0.0100%, 그리고
- [0046] 잔부: Fe 및 불순물로 이루어지는 화학 조성을 갖고,
- [0047] 표면으로부터 1/4 두께를 중심으로 한 1/8 두께 내지 3/8 두께의 범위에 있어서의 강 조직이, 체적%로,
- [0048] 페라이트: 1 내지 50%,
- [0049] 페라이트에 차지하는 미재결정 페라이트의 비율: 0 내지 50%,
- [0050] 템퍼링 마르텐사이트: 1% 이상,
- [0051] 잔류 오스테나이트: 5% 이상,
- [0052] 프레스 마르텐사이트: 0 내지 10%,
- [0053] 펄라이트 및 시멘타이트의 합계: 0 내지 5%, 및
- [0054] 잔부: 베이나이트
- [0055] 이며, 또한 표면을 EPMA 분석했을 때, Al<sub>S</sub>/Si<sub>S</sub>비가 0.2 이하가 되는 영역의 면적 비율이 50% 이하이고, 인장 강도가 980MPa 이상인, 강판.
- [0056] 여기서, Al<sub>S</sub>는 표면 Al 농도(mass%)이고, Si<sub>S</sub>는 표면 Si 농도(mass%)이다.



- [0057] (2) 상기 화학 조성이, 질량%로,
- [0058] Cr: 0.001 내지 1.00%,
- [0059] Mo: 0.001 내지 1.00%,
- [0060] Cu: 0.001 내지 1.00%,
- [0061] Ni: 0.001 내지 1.00%,
- [0062] Co: 0.001 내지 1.00%,
- [0063] W: 0.001 내지 1.00%,
- [0064] Sn: 0.001 내지 1.00%,
- [0065] Sb: 0.001 내지 0.50%,
- [0066] Nb: 0.001 내지 0.200%,
- [0067] V: 0.001 내지 1.00%,
- [0068] B: 0.0001 내지 0.0050%,
- [0069] Ca: 0.0001 내지 0.0100%,
- [0070] Mg: 0.0001 내지 0.0100%,
- [0071] Ce: 0.0001 내지 0.0100%,
- [0072] Zr: 0.0001 내지 0.0100%,
- [0073] La: 0.0001 내지 0.0100%,
- [0074] Hf: 0.0001 내지 0.0100%,
- [0075] Bi: 0.0001 내지 0.0100%, 및
- [0076] Ce, La 이외의 REM: 0.0001 내지 0.0100%
- [0077] 로 이루어지는 군에서 선택되는 1종 또는 2종 이상을 포함하는, 상기 (1)에 기재된 강판.
- [0078] (3) 상기 화학 조성이 하기 식 (1)의 관계를 충족하고, 또한 페라이트에 차지하는 미재결정 페라이트의 비율이 10% 이하인, 상기 (1) 또는 (2)에 기재된 강판.
- [0079]  $[N] - (14.01/47.88) \cdot [Ti] \leq 0 \dots (1)$
- [0080] 여기서, [N]은 N 함유량(질량%)이고, [Ti]는 Ti 함유량이다.
- [0081] (4) 표면에 용융 아연 도금층 또는 합금화 용융 아연 도금층을 갖는, 상기 (1) 내지 (3) 중 어느 한 항에 기재된 강판.
- [0082] (5) (A) 상기 (1) 내지 (3) 중 어느 한 항에 기재된 화학 조성을 갖는 슬래브를 조압연 및 마무리 압연하는 것을 포함하고, 하기 (A1) 내지 (A4)의 조건을 충족하는 열간 압연 공정,
- [0083] (A1) 조압연에 있어서, 강판 온도가 1050 내지 1200℃이고, 1패스당의 압하율이 20%를 상회하는 압연을 적어도 2회 실시하는 것,
- [0084] (A2) 조압연에 있어서, 압력: 10MPa 이상, 강판과 노즐 선단간의 거리: 500mm 이하, 및 노즐의 방향과 강판의 판 두께 방향이 이루는 각: 3 내지 15도를 충족하는 고압수 디스케일링을, 강판 온도가 1050 내지 1200℃이고, 압하율이 20%를 상회하는 압연 패스를 통과한 후 10초 이내에 적어도 1회 실시하는 것,
- [0085] (A3) 마무리 압연에 있어서, 압력: 2MPa 이상, 강판과 노즐 선단간의 거리: 400mm 이하, 및 노즐의 방향과 강판의 판 두께 방향이 이루는 각: 3 내지 15도를 충족하는 고압수 디스케일링을, 강판 온도가 950 내지 1100℃이고, 압하율이 30% 이상인 압연 패스를 통과한 후 3.0초 이내에 적어도 1회 실시하는 것,

[0086] (A4) 최종 디스케일링 종료 후, 강판이 700℃에 도달할 때까지의 경과 시간(초)이 하기 식 (2)를 충족하는 것

$$0.03 \leq \sum_{t_1}^{t_f} 10^3 \cdot \sqrt{0.000631 \cdot \exp\left[-\frac{169,000}{8.314 \cdot \{T(t) + 273\}}\right]} \cdot \Delta t \leq 0.30 \quad \dots (2)$$

[0087]

[0088] t: 최종 디스케일링 종료로부터의 경과 시간(초)

[0089] T(t): 경과 시간 t에 있어서의 강판 온도(℃)

[0090] t<sub>f</sub>: 최종 디스케일링 종료 후, 강판이 700℃에 도달할 때까지의 경과 시간(초)

[0091] (B) 얻어진 열연 강판에 적어도 1회의 급힘 퍼짐 변형을 가하고, 이어서 상기 열연 강판을 1.0 내지 5.0mol/L의 HCl 및 3.0mol/L 미만의 Fe<sup>2+</sup>를 함유하는 온도 70 내지 90℃의 수용액 중에 평균 속도 10m/분 이상으로 통과시키는 산세 처리를, 30초 이상 실시하는 것을 포함하는 산세 공정,

[0092] (C) 산세 처리 후의 열연 강판을 압하율 30 내지 75%로 냉간 압연하는 냉간 압연 공정,

[0093] (D) 얻어진 냉연 강판을 열처리하는 것을 포함하고, 하기 (D1) 내지 (D5)의 조건을 충족하는 열처리 공정

[0094] (D1) 650 내지 Ac1℃의 사이의 평균 가열 속도가 1.0 내지 5.0℃/초인 것,

[0095] (D2) Ac1+30 내지 950℃의 최고 가열 온도에서 1 내지 500초간 유지하는 것(균열 처리),

[0096] (D3) 균열 처리 후의 냉연 강판을 550 내지 650℃의 온도 범위의 평균 냉각 속도가 10 내지 100℃/초가 되도록 냉각하는 것(제1 냉각),

[0097] (D4) Ms-150 내지 Ms℃ 사이에서 냉각 정지하는 것(제2 냉각),

[0098] (D5) 제2 냉각 후의 냉연 강판을 330 내지 450℃의 온도역으로 가열하고, 이어서 상기 온도역에서 50 내지 1000초간 유지하는 것(저온 유지)

[0099] 을 포함하는, 상기 (1) 내지 (3) 중 어느 한 항에 기재된 강판의 제조 방법.

[0100] (6) (D3)의 제1 냉각 후, (D4)의 제2 냉각 후, 또는 (D5)의 저온 유지 후의 강판에 용융 아연 도금 또는 합금화 용융 아연 도금을 실시하는 것을 더 포함하는, 상기 (5)에 기재된 강판의 제조 방법.

### 발명의 효과

[0101] 본 발명에 의해, 프레스 성형성 및 스폿 용접부의 내LME 균열성이 우수한 강판을 얻을 수 있다.

### 발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0102] 『화학 조성』

[0103] 먼저, 본 발명의 실시 형태에 관한 강판의 화학 조성을 상술한 바와 같이 한정된 이유에 대해서 설명한다. 또한, 본 명세서에 있어서 화학 조성을 규정하는 「%」는 특별히 언급이 없는 한 모두 「질량%」이다. 또한, 본 명세서에 있어서, 수치 범위를 나타내는 「내지」란, 특별히 언급이 없는 경우, 그 전후에 기재되는 수치를 하한값 및 상한값으로서 포함하는 의미로 사용된다.

[0104] [C: 0.15 내지 0.30%]

[0105] C(탄소)는 강판 강도 확보를 위해 필수적인 원소이다. 이러한 효과를 충분히 얻기 위해, C 함유량은 0.15% 이상으로 한다. C 함유량은 0.16% 이상, 0.18% 이상 또는 0.20% 이상이어도 된다. 한편, C를 과도하게 함유하면, 프레스 성형성 등의 가공성이나 용접성이 저하되는 경우가 있다. 이 때문에, C 함유량은 0.30% 이하로 한다. C 함유량은 0.28% 이하, 0.27% 이하 또는 0.25% 이하여도 된다.

[0106] [Si: 0.30 내지 1.50%]

[0107] Si(규소)는 철 탄화물의 생성을 억제하여, 강도와 성형성의 향상에 기여하는 원소이다. 이들 효과를 충분히 얻기 위해, Si 함유량은 0.30% 이상으로 한다. Si 함유량은 0.40% 이상, 0.50% 이상 또는 0.70% 이상이어도 된다. 한편, 과도한 첨가는 용접 시의 LME 균열을 조장하는 경우가 있다. 따라서, Si 함유량은 1.50% 이하로

한다. Si 함유량은 1.40% 이하, 1.20% 이하 또는 1.00% 이하여도 된다.

[0108] [Mn: 1.40 내지 3.49%]

[0109] Mn(망간)은 강력한 오스테나이트 안정화 원소이며, 강관의 고강도화에 유효한 원소이다. 이러한 효과를 충분히 얻기 위해, Mn 함유량은 1.40% 이상으로 한다. Mn 함유량은 1.50% 이상, 1.70% 이상 또는 2.00% 이상이어도 된다. 한편, 과도한 첨가는 프레스 성형성 등의 가공성이나 용접성, 나아가 저온 인성을 열화시키는 경우가 있다. 따라서, Mn 함유량은 3.49% 이하로 한다. Mn 함유량은 3.20% 이하, 3.00% 이하 또는 2.90% 이하여도 된다.

[0110] [P: 0.050% 이하]

[0111] P(인)은 고용 강화 원소이며, 강관의 고강도화에 유효한 원소이지만, 과도한 첨가는 용접성 및 인성을 열화시킨다. 따라서, P 함유량은 0.050% 이하로 제한한다. P 함유량은, 바람직하게는 0.045% 이하, 0.035% 이하 또는 0.020% 이하이다. P 함유량은 0%여도 되지만, P 함유량을 극도로 저감시키기 위해서는, 탈P 비용이 높아지기 때문에, 경제성의 관점에서 하한을 0.001%로 하는 것이 바람직하다.

[0112] [S: 0.0100% 이하]

[0113] S(황)는 불순물로서 함유되는 원소이며, 강 중에서 MnS를 형성하여 인성이나 구멍 확장성을 열화시킨다. 따라서, 인성이나 구멍 확장성의 열화가 현저하지 않은 범위로서, S 함유량을 0.0100% 이하로 제한한다. S 함유량은, 바람직하게는 0.0050% 이하, 0.0040% 이하 또는 0.0030% 이하이다. S 함유량은 0%여도 되지만, S 함유량을 극도로 저감시키기 위해서는, 탈황 비용이 높아지기 때문에, 경제성의 관점에서 하한을 0.0001%로 하는 것이 바람직하다.

[0114] [Al: 0.30 내지 1.50%]

[0115] Al(알루미늄)은 잔류 오스테나이트의 생성에 더하여, 강관 표면의 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/SiO<sub>2</sub>비를 상승시켜서 내LME 균열성을 향상시키기 위해 적어도 0.30%를 첨가한다. Al 함유량은 0.40% 이상, 0.50% 이상 또는 0.60% 이상이어도 된다. 한편, Al을 과잉으로 첨가해도 효과가 포화되어 불필요하게 비용 상승을 초래할 뿐만 아니라, 강의 변태 온도를 상승시켜 열간 압연 시의 부하를 증대시켜, 결과적으로 강관의 기계 특성을 저하시키는 경우가 있다. 따라서 Al 함유량은 1.50%를 상한으로 한다. Al 함유량은 1.40% 이하, 1.20% 이하 또는 1.00% 이하여도 된다.

[0116] [Ti: 0.001 내지 0.100%]

[0117] Ti(티타늄)는 탄질화물 생성 원소이며, 석출 강화에 의해 강관의 고강도화에 기여한다. 본 발명의 실시 형태에 있어서는, Ti는 강 중의 고용 N을 TiN으로서 고정할 목적으로 첨가한다. 본 발명의 실시 형태에 있어서는 Al을 0.30% 이상의 비교적 많은 함유량으로 첨가하기 때문에, Ti를 첨가하지 않는 경우, 미세한 AlN이 다수 생성되는 경우가 있다. 이러한 경우에는, 미세한 AlN 입자에 의한 피닝 효과로 인해 냉간 압연 후의 어닐링 시에 페라이트의 재결정이 현저하게 억제되고, 강관의 연성이나 구멍 확장성이 저하되어, 결과적으로 프레스 성형성이 저하된다. 따라서, 강 중의 고용 N을 TiN으로서 고정하여 이러한 미세한 AlN 입자의 생성을 억제하기 위해, Ti 함유량은 0.001% 이상으로 한다. 본 발명의 실시 형태에 있어서는, 내LME 균열성 향상을 위해 Al의 첨가가 필요하지만, 이러한 Al의 첨가에 의해 프레스 성형성이 저하되는 경우가 있기 때문에, 내LME 균열성과 프레스 성형성을 양립시키는 관점에서, 상기한 바와 같이 Ti의 첨가가 중요해진다. Ti 함유량은 0.003% 이상, 0.005% 이상, 0.010% 이상 또는 0.015% 이상이어도 된다. 또한, Ti를 하기 식 (1)을 충족하도록 첨가한 경우는 보다 큰 효과가 얻어지고, 이후에 상세하게 설명하는 페라이트에 차지하는 미재결정 페라이트의 비율을 확실하게 저감할 수 있어, 예를 들어 페라이트에 차지하는 미재결정 페라이트의 비율을 40% 이하, 바람직하게는 30% 이하 또는 10% 이하로 저감하는 것이 가능해진다.

[0118]  $[N] - (14.01/47.88) \cdot [Ti] \leq 0 \dots (1)$

[0119] 여기서, [N]은 N 함유량(질량%)이고, [Ti]는 Ti 함유량이다. 한편, Ti를 과잉으로 첨가해도 효과가 포화되어 불필요하게 비용 상승을 초래할 뿐만 아니라, TiC가 다량으로 석출되기 때문에 강관의 연성이나 구멍 확장성이 열화되는 경우가 있다. 그 때문에, Ti 함유량은 0.100% 이하로 한다. Ti 함유량은 0.090% 이하, 0.080% 이하 또는 0.050% 이하여도 된다.

[0120] [N: 0.0100% 이하]

[0121] N(질소)은 불순물로서 함유되는 원소이며, 그 함유량이 많으면 강 중에 조대한 질화물을 형성하여 굽힘성이나

구멍 확장성을 열화시키는 경우가 있다. 따라서, N 함유량은 0.0100% 이하로 제한한다. N 함유량은, 바람직 하계는 0.0080% 이하, 0.0060% 이하 또는 0.0050% 이하이다. N 함유량은 0%여도 되지만, N 함유량을 극도로 저감시키기 위해서는, 탈N 비용이 높아지기 때문에, 경제성의 관점에서 하한을 0.0001%로 하는 것이 바람직 하다.

[0122] [O: 0.0100% 이하]

[0123] O(산소)는 불순물로서 함유되는 원소이며, 그 함유량이 많으면 강 중에 조대한 산화물을 형성하여 굽힘성이나 구멍 확장성을 열화시키는 경우가 있다. 따라서, O 함유량은 0.0100% 이하로 제한한다. O 함유량은, 바람직 하계는 0.0080% 이하, 0.0060% 이하 또는 0.0050% 이하이다. O 함유량은 0%여도 되지만, 제조 비용의 관점에서, 하한을 0.0001%로 하는 것이 바람직하다.

[0124] 본 발명의 실시 형태에 관한 강판 및 그 제조에 사용하는 슬래브의 기본 화학 조성은 상기한 바와 같다. 또한, 당해 강판 및 슬래브는, 필요에 따라서 이하의 임의 원소를 함유해도 된다. 또한, 당해 임의 원소를 함유시키 지 않는 경우의 함유량의 하한은 0%이다.

[0125] [Cr: 0 내지 1.00%, Mo: 0 내지 1.00%, Cu: 0 내지 1.00%, Ni: 0 내지 1.00%, Co: 0 내지 1.00%, W: 0 내지 1.00%, Sn: 0 내지 1.00%, Sb: 0 내지 0.50%, Nb: 0 내지 0.200%, V: 0 내지 1.00% 및 B: 0 내지 0.0050%]

[0126] Cr(크롬), Mo(몰리브덴), Cu(구리), Ni(니켈), Co(코발트), W(텅스텐), Sn(주석), Sb(안티몬), Nb(니오븀), V(바나듐) 및 B(붕소)는 모두 강판의 고강도화에 유효한 원소이다. 이 때문에, 필요에 따라서 이들 원소 중 1종 또는 2종 이상을 첨가해도 된다. 그러나 이들 원소를 과도하게 첨가하면 효과가 포화되어 불필요하게 비용의 증대를 초래한다. 따라서, 그 함유량은 Cr: 0 내지 1.00%, Mo: 0 내지 1.00%, Cu: 0 내지 1.00%, Ni: 0 내지 1.00%, Co: 0 내지 1.00%, W: 0 내지 1.00%, Sn: 0 내지 1.00%, Sb: 0 내지 0.50%, Nb: 0 내지 0.200%, V: 0 내지 1.00% 및 B: 0 내지 0.0050%로 한다. 각 원소는 0.001% 이상, 0.005% 이상 또는 0.010% 이상이어도 된다. 특히, B 함유량은 0.0001% 이상 또는 0.0002% 이상이어도 된다. 마찬가지로, B 함유량은 0.0030% 이하, 0.0010% 이하, 0.0005% 미만, 0.0004% 이하 또는 0.0003% 이하여도 된다.

[0127] [Ca: 0 내지 0.0100%, Mg: 0 내지 0.0100%, Ce: 0 내지 0.0150%, Zr: 0 내지 0.0100%, La: 0 내지 0.0150%, Hf: 0 내지 0.0100%, Bi: 0 내지 0.0100% 및 Ce, La 이외의 REM: 0 내지 0.0100%]

[0128] Ca(칼슘), Mg(마그네슘), Ce(세륨), Zr(지르코늄), La(란탄), Hf(하프늄) 및 Ce, La 이외의 REM(희토류 원소)은 강 중 개재물의 미세 분산화에 기여하는 원소이고, Bi(비스무트)는 강 중에 있어서의 Mn, Si 등의 치환형 합금 원소의 마이크로 편석을 경감하는 원소이다. 각각 강판의 가공성 향상에 기여한다는 점에서, 필요에 따라서 이들 원소 중 1종 또는 2종 이상을 첨가해도 된다. 단 과도한 첨가는 연성의 열화를 야기한다. 따라서 그 함유량은 0.0150% 또는 0.0100%를 상한으로 한다. 또한, 각 원소는 0.0001% 이상, 0.0005% 이상 또는 0.0010% 이상이어도 된다.

[0129] 본 발명의 실시 형태에 관한 강판에 있어서, 상술한 원소 이외의 잔부는, Fe 및 불순물로 이루어진다. 불순물이란, 강판을 공업적으로 제조할 때, 광석이나 스크랩 등과 같은 원료를 비롯하여, 제조 공정의 다양한 요인에 의해 혼입되는 성분 등이다.

[0130] 『강판 내부의 강 조직』

[0131] 다음으로, 본 발명의 실시 형태에 관한 강판의 내부 조직의 한정 이유에 대해서 설명한다.

[0132] [페라이트: 1 내지 50%]

[0133] 페라이트는 연성이 우수하지만 연질인 조직이다. 강판의 연신율을 향상시키기 위해, 페라이트 함유량은, 체적 %로 1% 이상으로 한다. 페라이트 함유량은, 체적%로 3% 이상, 5% 이상 또는 10% 이상이어도 된다. 단, 페라이트를 과도하게 함유하면 원하는 강판 강도를 확보하는 것이 곤란해진다. 따라서, 그 함유량은 체적%로 50% 이하로 하고, 45% 이하, 40% 이하 또는 35% 이하여도 된다.

[0134] [페라이트에 차지하는 미재결정 페라이트의 비율: 0 내지 50%]

[0135] 재결정 페라이트의 비율을 증가시킴, 즉 페라이트에 차지하는 미재결정 페라이트의 비율을 저감시킴으로써 강 조직을 보다 등방적인 것으로 할 수 있으므로, 연신율의 향상에 더하여 구멍 확장성도 향상시키는 것이 가능해진다. 따라서, 우수한 연신율 및 구멍 확장성을 얻기 위해, 페라이트에 차지하는 미재결정 페라이트의 비율은

체적%로 50% 이하로 제한한다. 페라이트에 차지하는 미재결정 페라이트의 비율은, 체적%로 40% 이하, 30% 이하 또는 20% 이하여도 된다. 이 비율을 체적%로 10% 이하로 하면 특히 우수한 연신율 및 구멍 확장성을 얻을 수 있다. 하한은 특별히 한정되지 않고 0%여도 된다. 예를 들어, 페라이트에 차지하는 미재결정 페라이트의 비율은, 체적%로 1% 이상, 2% 이상 또는 3% 이상이어도 된다.

[0136] [템퍼링 마르텐사이트: 1% 이상]

[0137] 템퍼링 마르텐사이트는 고강도이면서 강인한 조직이며, 본 발명의 실시 형태에 있어서 필수가 되는 금속 조직이다. 강도와 연신율을 높은 수준으로 균형을 맞추기 위해, 템퍼링 마르텐사이트 함유량은, 체적%로 1% 이상으로 한다. 템퍼링 마르텐사이트 함유량은, 바람직하게는 5% 이상이며, 10% 이상 또는 20% 이상이어도 된다. 상한은 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 템퍼링 마르텐사이트 함유량은, 체적%로 90% 이하, 80% 이하, 70% 이하 또는 50% 이하여도 된다.

[0138] [잔류 오스테나이트: 5% 이상]

[0139] 잔류 오스테나이트는, 강관의 변형 중에 가공 유기 변태에 의해 마르텐사이트로 변태하는 TRIP 효과에 의해 강관의 연성을 개선한다. 그 때문에, 잔류 오스테나이트 함유량은 체적%로 5% 이상으로 하고, 8% 이상 또는 10% 이상이어도 된다. 잔류 오스테나이트는 많을수록 연신율이 상승하므로, 상한값을 규정할 필요는 없다. 단 다량의 잔류 오스테나이트를 얻기 위해서는 C 등의 합금 원소를 다량으로 함유시킬 필요가 발생한다. 본 발명에서는 C 함유량에 상한을 설정하고 있으므로, 30% 이상의 잔류 오스테나이트를 얻는 것은 사실상 곤란하다. 따라서, 잔류 오스테나이트 함유량은 체적%로 30% 이하, 25% 이하 또는 20% 이하여도 된다.

[0140] [프레시 마르텐사이트: 0 내지 10%]

[0141] 본 발명의 실시 형태에 있어서, 프레시 마르텐사이트란, 템퍼링되어 있지 않은 마르텐사이트, 즉 탄화물을 포함하지 않는 마르텐사이트를 말하는 것이다. 이 프레시 마르텐사이트는 취약한 조직이므로, 소성 변형 시에 파괴의 기점이 되어, 강관의 국부 연성을 열화시킨다. 따라서, 그 함유량은 체적%로 0 내지 10%로 한다. 프레시 마르텐사이트 함유량은, 바람직하게는 체적%로 0 내지 8% 또는 0 내지 5%이다. 프레시 마르텐사이트 함유량은 체적%로 1% 이상 또는 2% 이상이어도 된다.

[0142] [펄라이트와 시멘타이트의 합계: 0 내지 5%]

[0143] 펄라이트는 경질이면서 조대한 시멘타이트를 포함하고, 소성 변형 시에 파괴의 기점이 되므로, 강관의 국부 연성을 열화시킨다. 따라서, 그 함유량은 시멘타이트와 합쳐서 체적%로 0 내지 5%로 하고, 0 내지 3% 또는 0 내지 2%여도 된다.

[0144] [베이사이트: 잔부]

[0145] 본 발명의 실시 형태에 관한 금속 조직의 잔부는 베이사이트에 의해 구성된다. 잔부 조직의 베이사이트는, 라스 사이에 탄화물을 갖는 상부 베이사이트, 라스 내에 탄화물을 갖는 하부 베이사이트, 탄화물을 갖지 않는 베이사이트 페라이트, 베이사이트의 라스 경계가 회복되어 선명하지 않게 된 그레놀라 베이사이트 페라이트 중 어느 것이어도 되고, 그 혼합 조직이어도 된다. 잔부의 베이사이트 함유량은 0%여도 된다. 예를 들어, 잔부의 베이사이트 함유량은, 체적%로 1% 이상, 5% 이상 또는 10% 이상이어도 된다. 상한은 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 잔부의 베이사이트 함유량은, 체적%로 70% 이하, 60% 이하, 50% 이하 또는 40% 이하여도 된다.

[0146] 강 조직의 분율은, SEM-EBSD법(전자선 후방 산란 회절법) 및 SEM 2차 전자상 관찰에 의해 평가한다. 먼저, 강관의 압연 방향에 평행한 판 두께 단면이며, 폭 방향의 중앙 위치에 있어서의 판 두께 단면을 관찰면으로 하여 시료를 채취하고, 관찰면을 기계 연마하여 경면으로 마무리한 후, 전해 연마를 행한다. 이어서, 관찰면에 있어서의 강관의 표면으로부터 1/4 두께를 중심으로 한 1/8 두께 내지 3/8 두께의 범위의 하나 내지 복수의 관찰 시야에 있어서, 합계로  $2.0 \times 10^{-9} \text{ m}^2$  이상의 면적을 SEM-EBSD법에 의해 결정 구조 및 방위 해석을 행한다. EBSD법에 의해 얻어진 데이터의 해석에는 TSL사제의 「OIM Analysis 6.0」을 사용한다. 또한, 평점간 거리(step)는 0.03 내지 0.20 $\mu\text{m}$ 로 한다. 관찰 결과로부터 FCC철이라고 판단되는 영역을 잔류 오스테나이트로 한다. 또한, 결정 방위차가 15도 이상이 되는 경계를 입계로 하여 결정 입계 맵을 얻는다.

[0147] 다음으로, EBSD 관찰을 실시한 것과 동일 시료에 대하여 나이탈 부식을 행하고, EBSD 관찰과 동일 시야에 대해서 2차 전자상 관찰을 행한다. EBSD 측정 시와 동일 시야를 관찰하기 위해, 비커스 압흔 등의 표시를 미리 부



여해 두면 된다. 얻어진 2차 전자상으로부터, 페라이트, 잔류 오스테나이트, 베이나이트, 템퍼링 마르텐사이트, 프레스 마르텐사이트, 펄라이트의 면적 분율을 각각 측정하고, 그것으로써 체적 분율이라고 간주한다. 입자 내에 하부 조직을 갖고, 또한 시멘타이트가 복수의 배리언트를 갖고 석출되어 있는 영역을 템퍼링 마르텐사이트라고 판단한다. 시멘타이트가 라멜라상으로 석출되어 있는 영역을 펄라이트(또는 펄라이트와 시멘타이트의 합계)라고 판단한다. 휘도가 작고, 또한 하부 조직이 확인되지 않는 영역을 페라이트라고 판단한다. 휘도가 크고, 또한 하부 조직이 에칭에 의해 현출되어 있지 않은 영역을 프레스 마르텐사이트 및 잔류 오스테나이트라고 판단한다. 상기 영역 중 어느 것에도 해당하지 않는 영역을 베이나이트라고 판단한다. 각각의 체적률을, 포인트 카운팅법에 의해 산출함으로써, 각 조직의 체적률로 한다. 프레스 마르텐사이트의 체적률에 대해서는, X선 회절법에 의해 구한 잔류 오스테나이트의 체적률을 뺀으로써 구할 수 있다.

[0148] 또한, 페라이트라고 판단한 결정립 중, EBSD에 있어서의 Grain Average Misorientation(GAM)이 0.6을 초과하는 영역을 미세결정 페라이트, 0.6 이하의 결정을 재결정 페라이트라고 판단한다. 이때, 측정 스텝 사이즈는 0.10 μm로 하고, EBSD 패턴을 Hough 변환할 때의 θ 스텝 사이즈는 1° 로 한다.

[0149] 잔류 오스테나이트의 체적률은, X선 회절법에 의해 측정한다. 강판의 표면으로부터 1/4 두께를 중심으로 한 1/8 두께 내지 3/8 두께의 범위에 있어서, 평면에 평행한 면을 경면으로 마무리하여, X선 회절법에 의해 FCC철의 면적률을 측정하고, 그것으로써 잔류 오스테나이트의 체적률로 한다.

[0150] 본 발명의 실시 형태에 관한 강판은, 적어도 한쪽의 표면, 바람직하게는 양쪽의 표면에 아연을 함유하는 도금층을 갖고 있어도 된다. 당해 도금층은, 당업자에게 공지된 임의의 조성을 갖는 용융 아연 도금층 또는 합금화 용융 아연 도금층이어도 되고, Zn 이외에도 Al이나 Mg 등의 첨가 원소를 포함하고 있어도 된다. 또한, 당해 도금층의 부착량은, 특별히 제한되지 않고 일반적인 부착량이어도 된다. 본 발명의 실시 형태에 관한 강판은, 당연히, 이러한 도금 강판에는 한정되지 않고, 도금을 실시하고 있지 않은 강판을 포함하는 것이다. 왜냐하면, 도금을 실시하고 있지 않은 강판이어도, 예를 들어 아연 도금 강판과 스폿 용접을 행할 때에는, 당해 아연 도금 강판에 있어서 용융된 아연이 도금을 실시하고 있지 않은 강판 중에 침입함으로써 LME 균열이 발생하는 경우가 있기 때문이다.

[0151] [Al<sub>5</sub>/Si<sub>5</sub>비가 0.2 이하가 되는 영역의 면적 비율: 50% 이하]

[0152] 본 발명의 실시 형태에 있어서는, 내LME성을 개선하기 위해, 강판의 표면을 EPMA(전자 프로브 마이크로 애널라이저)로 분석했을 때, Al<sub>5</sub>/Si<sub>5</sub>비가 0.2 이하가 되는 영역의 면적 비율을 50% 이하로 제한할 필요가 있다. 여기서, Al<sub>5</sub>는 표면 Al 농도(mass%)이고, Si<sub>5</sub>는 표면 Si 농도(mass%)이다. 종래의 강판에 용융 아연 도금 또는 합금화 용융 아연 도금 등을 실시한 경우에는, 용접 시의 열로 용융된 도금층 중의 아연이 용접부 조직의 입계에 침입하여 강판 내부에 LME 균열을 발생시켜 버리는 경우가 있다. 그러나, 본 발명의 실시 형태에 따르면, Al<sub>5</sub>/Si<sub>5</sub>비가 0.2 이하가 되는 영역의 면적 비율을 50% 이하로 제한함으로써, 강판 표층에 농화된 Al의 작용에 의해 강판 내부로의 액체 Zn의 침입을 억제할 수 있어, 그 결과로서 강판의 내LME 균열성을 현저하게 개선하는 것이 가능해진다. Al<sub>5</sub>/Si<sub>5</sub>비가 0.2 이하가 되는 영역의 면적 비율은, 바람직하게는 30% 이하, 보다 바람직하게는 20% 이하, 가장 바람직하게는 10% 이하이다. 하한은 특별히 한정되지 않고 0%여도 된다. 예를 들어, Al<sub>5</sub>/Si<sub>5</sub>비가 0.2 이하가 되는 영역의 면적 비율은 1% 이상, 2% 이상 또는 3% 이상이어도 된다.

[0153] Al<sub>5</sub> 및 Si<sub>5</sub>는 상기한 바와 같이 EPMA를 사용하여 측정한다. 대상이 도금 강판인 경우는, 인히비터가 포함된 5% 염산 수용액에 의해 도금을 제거한 후의 강판 표면을 측정한다. 이때, EPMA 측정에 의해 Zn이 평균 0.2mass% 이상 검출된 경우는, 도금의 제거가 불충분했다고 판단하고, 다시, 시료 조정·EPMA 측정을 행한다. 측정 면적은 30mm×30mm, 측정 간격은 30μm로 하여 각 측정점(빔 직경: 30μm)의 Al과 Si의 mass%를 취득하고, 각 측정점의 Al<sub>5</sub>/Si<sub>5</sub>를 계산한다. 그 값이 0.2 이하가 되는 측정점의 수를 산출하고, 총 측정점 수로 나눔으로써, Al<sub>5</sub>/Si<sub>5</sub>비가 0.2 이하가 되는 영역의 면적 비율을 결정한다.

[0154] [기계 특성]

[0155] 본 발명의 실시 형태에 관한 강판에 의하면, 우수한 기계 특성, 예를 들어 고강도, 구체적으로는 980MPa 이상의 인장 강도(TS)를 달성할 수 있다. 인장 강도는, 바람직하게는 1080MPa 이상이며, 보다 바람직하게는 1180MPa 이상이다. 상한은 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 인장 강도는 1500MPa 이하, 1400MPa 이하, 1300MPa 이하 또는 1250MPa 이하여도 된다. 본 발명의 실시 형태에 관한 강판에 의하면, 마찬가지로, 높은 연성을 달성할 수 있고,

보다 구체적으로는 10.0% 이상, 바람직하게는 12.0% 이상, 보다 바람직하게는 15.0% 이상 또는 20.0% 이상의 전연신율(E1)을 달성할 수 있다. 상한은 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 전연신율은 40.0% 이하 또는 30.0% 이하여도 된다. 인장 강도 및 전연신율은, 강관의 압연 방향에 직각인 방향으로부터 JIS 5호 인장 시험편을 채취하고, JIS Z2241:2011에 준거하여 인장 시험을 행함으로써 측정된다. 또한, 본 발명의 실시 형태에 관한 강관에 의하면, 높은 구멍 확장성을 달성할 수 있고, 보다 구체적으로는 20% 이상, 바람직하게는 25% 이상, 보다 바람직하게는 30% 이상의 구멍 확장률( $\lambda$ )을 달성할 수 있다. 상한은 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 구멍 확장률은 80% 이하 또는 70% 이하여도 된다. 구멍 확장률은, 일본 철강 연맹 규격의 「JFS T 1001 구멍 확장 시험 방법」을 행함으로써 측정된다. 본 발명의 실시 형태에 관한 강관에 의하면, 인장 강도(TS), 전연신율(E1) 및 구멍 확장률( $\lambda$ )의 밸런스를 높은 레벨로 향상시킬 수 있으므로, 자동차용 부재로서 사용하는 데 바람직한 프레스 성형성을 달성하는 것이 가능하다.

[0156] [관 두께]

[0157] 본 발명의 실시 형태에 관한 강관은, 예를 들어 1.0 내지 6.0mm의 관 두께를 갖는다. 특별히 한정되지 않지만, 관 두께는 1.2mm 이상, 1.6mm 이상 또는 2.0mm 이상이어도 된다. 마찬가지로, 관 두께는 5.0mm 이하, 4.0mm 이하 또는 3.0mm 이하여도 된다.

[0158] <제조 방법>

[0159] 다음으로, 강관의 제조 방법에 대해서 설명한다. 이하의 설명은, 본 발명의 실시 형태에 관한 강관을 제조하기 위한 특징적인 방법의 예시를 의도하는 것으로서, 당해 강관을 이하에 설명하는 바와 같은 제조 방법에 의해 제조되는 것에 한정하는 것을 의도하는 것은 아니다.

[0160] 『(A) 열간 압연 공정』

[0161] 먼저, 열간 압연 공정에서는, 강관에 관하여 위에서 설명한 화학 조성과 동일한 화학 조성을 갖는 슬래브가 열간 압연 전에 가열되고, 이어서 조압연 및 마무리 압연이 실시된다. 슬래브의 가열 온도는, 특별히 한정되지 않지만, 분화물이나 탄화물 등을 충분히 용해시키기 위해, 일반적으로는 1150℃ 이상으로 하는 것이 바람직하다. 또한 사용하는 강 슬래브는, 제조성의 관점에서 연속 주조법으로 주조하는 것이 바람직하지만, 조괴법, 박 슬래브 주조법으로 제조해도 된다.

[0162] [조압연]

[0163] 본 방법에서는, 가열된 슬래브에 대해, 조압연에 있어서, 강관 온도가 1050 내지 1200℃이고, 1패스당의 압하율이 20%를 상회하는 압연을 적어도 2회, 바람직하게는 적어도 3회 실시한다. 이에 의해, 조압연에 있어서의 AIN의 변형 유기 석출을 촉진한다. 조압연 조건이 상기 범위를 충족하지 않는 경우, 조압연에 있어서의 AIN의 변형 유기 석출이 불충분해져, 그 후의 마무리 압연에 있어서 AIN이 석출된다. 마무리 압연에 있어서 석출되는 AIN은, 조압연에서 석출되는 AIN보다도 미세하면서도 수 밀도가 크다. 이러한 AIN은 피닝 효과에 의해 냉연 어닐링 시의 재결정을 억제한다. 그 결과, 페라이트에 차지하는 미세결정 페라이트의 비율이 높아져, 최종적으로 얻어지는 강관에 있어서 충분한 연신율이나 구멍 확장성을 달성할 수 없을 가능성이 있다. 조압연은 마무리 압연에 비해 온도가 높기 때문에, 조압연에 있어서 비교적 부하가 높은 압연을 실시함으로써 보다 조대한 AIN의 석출을 촉진할 수 있어, 결과적으로 그 후의 보다 저온에서의 마무리 압연에 있어서의 미세하면서도 수 밀도가 큰 AIN의 석출을 억제하는 것이 가능해진다. 조압연은 복수의 압연 스탠드로 이루어지는 탠덤 방식에 의해 실시해도 되고, 또는 1대의 압연 스탠드를 왕복시키는 리버스 밀 방식에 의해 실시해도 된다.

[0164] [마무리 압연]

[0165] 마무리 압연은, 예를 들어 복수의 압연 스탠드로 이루어지는 탠덤 방식에 의해 실시할 수 있다. 마무리 압연 조건은 특별히 한정할 필요는 없지만, 예를 들어 마무리 압연 입측 온도가 950 내지 1100℃, 마무리 압연 출측 온도가 850℃ 내지 1000℃, 및 총 압하율이 80 내지 95%인 조건을 충족하는 범위에서 실시하면 된다. 마무리 압연 입측 온도가 1100℃를 상회하거나, 마무리 압연 출측 온도가 1000℃를 상회하거나, 또는 총 압하율이 80%를 하회한 경우, 경우에 따라서는 열연 강관의 결정 입경이 조대화되어, 최종 제품관 조직의 조대화를 야기할 가능성이 있다. 한편, 마무리 압연 입측 온도가 950℃를 하회하거나, 마무리 압연 출측 온도가 850℃를 하회하거나, 또는 총 압하율이 95%를 상회한 경우, 열연 강관의 집합 조직이 발달하므로, 최종 제품관에 있어서의 이방성이 현재화될 가능성이 있다.

[0166] [디스케일링]

[0167] 디스케일링은, 조압연 및 마무리 압연, 보다 구체적으로는 조압연 중의 특정한 압연 패스의 직후 및 마무리 압연 중의 특정한 압연 패스의 직후에 있어서, 각각 적어도 1회 실시한다. 조압연에 있어서는, 압력: 10MPa 이상, 강판과 노즐 선단간의 거리: 500mm 이하, 및 노즐의 방향과 강판의 판 두께 방향이 이루는 각: 3 내지 15도를 충족하는 고압수 디스케일링을, 강판 온도가 1050 내지 1200℃이고, 압하율이 20%를 상회하는 압연 패스를 통과한 후 10초 이내에 적어도 1회 실시한다. 조압연에 있어서의 디스케일링의 압력의 상한은 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 20MPa 이하여도 된다. 마찬가지로, 마무리 압연에 있어서는, 압력: 2MPa 이상, 강판과 노즐 선단간의 거리: 400mm 이하, 및 노즐의 방향과 강판의 판 두께 방향이 이루는 각: 3 내지 15도를 충족하는 고압수 디스케일링을, 강판 온도가 950 내지 1100℃이고, 압하율 30% 이상의 압연 패스를 통과한 후 3.0초 이내에 적어도 1회 실시한다. 마무리 압연에 있어서의 디스케일링의 압력의 상한은 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 20MPa 이하 또는 10MPa 미만이어도 된다. 상기 조건을 충족하는 디스케일링을 실시하지 않은 경우, 스케일 중에 용해할 수 없는 Si가 스케일의 성장에 수반하여 당해 스케일로부터 배출되어 강판 표층으로 과도하게 농화되게 된다. 그 결과, 표면 Si 농도 Si<sub>s</sub>가 증대되어, 표면 Al 농도 Al<sub>s</sub>와의 비인 Al<sub>s</sub>/Si<sub>s</sub>비가 작은 영역이 많아져, 당해 Al<sub>s</sub>/Si<sub>s</sub>비가 0.2 이하가 되는 영역의 면적 비율이 원하는 범위 외로 된다. 강판 표층으로의 이러한 Si의 농화를 저감 또는 억제하기 위해서는, 조압연 및 마무리 압연의 양쪽에 있어서 압연 패스 통과 후의 가능한 한 빠른 단계에서 디스케일링을 실시하는 것이 특히 중요하다.

[0168] [최종 디스케일링 종료 후, 강판이 700℃에 도달할 때까지의 경과 시간]

[0169] 최종 디스케일링이 종료 후에는, 하기 식 (2)를 충족하도록 생각한다. 식 (2)의 값이 0.30을 상회하면, 스케일이 과잉으로 재성장하여, 스케일로부터 배출된 Si가 다시 강판 표층으로 농화된다. 그 결과, Si<sub>s</sub>가 증대되어, Al<sub>s</sub>/Si<sub>s</sub>비가 작은 영역이 많아져, 당해 Al<sub>s</sub>/Si<sub>s</sub>비가 0.2 이하가 되는 영역의 면적 비율이 원하는 범위 외로 된다. 한편, 0.03을 하회하면 Al의 표층으로의 농화가 불충분해지므로, 역시 Al<sub>s</sub>/Si<sub>s</sub>비가 0.2 이하가 되는 영역의 면적 비율이 원하는 범위 외로 된다.

$$0.03 \leq \sum_t 10^{3t} \cdot \sqrt{0.000631 \cdot \exp\left[-\frac{169,000}{8.314 \cdot \{T(t) + 273\}}\right] \cdot \Delta t} \leq 0.30 \quad \dots (2)$$

[0170]

[0171] t: 최종 디스케일링 종료로부터의 경과 시간(초)

[0172] T(t): 경과 시간 t에 있어서의 강판 온도(℃)

[0173] t<sub>f</sub>: 최종 디스케일링 종료 후, 강판이 700℃에 도달할 때까지의 경과 시간(초)

[0174] [권취 온도]

[0175] 마무리 압연 후의 열연 강판은, 예를 들어 700℃ 이하로 냉각한 후에 코일에 권취한다. 권취 온도는 특별히 한정할 필요는 없지만, 450 내지 680℃가 바람직하다. 권취 온도는 450℃를 하회하면, 열연판 강도가 과대해져, 냉간 압연성을 손상시키는 경우가 있다. 한편, 권취 온도가 680℃를 상회하면, 시멘타이트에 Mn 등의 합금 원소가 농화되므로, 최종 어닐링 공정에 있어서 시멘타이트의 용해가 지연되어, 강도의 저하를 야기시키는 경우가 있다. 권취 온도의 하한은 500℃여도 된다. 마찬가지로, 권취 온도의 상한은 650℃ 또는 600℃여도 된다.

[0176] 『(B) 산세 공정』

[0177] 열간 압연 공정에 있어서 얻어진 열연 강판을, 1.0 내지 5.0mol/L의 HCl 및 3.0mol/L 미만의 Fe<sup>2+</sup>를 함유하는 온도 70 내지 90℃의 수용액 중에 평균 속도 10m/분 이상으로 통과시키는 산세 처리를, 30초 이상 실시한다. 이때, 스케일과 지철의 계면에 생성되는 Si 농화층을 효율적으로 제거하기 위해, 산세 전의 열연 강판에 적어도 1회의 굽힘 퍼짐 변형을 부여한다. 산세액 중의 HCl 농도가 1.0mol/L를 하회하거나, Fe<sup>2+</sup> 농도가 3.0mol/L 이상이 되거나, 수용액의 온도가 70℃를 하회하거나, 열연 강판의 평균 속도가 10m/분을 하회하거나, 또는 산세 시간이 30초를 하회하면, 산세가 충분히 진행되지 않아, 스케일과 지철의 계면에 있어서의 Si 농화층을 충분히 제거할 수 없기 때문에 강판 표면의 Al<sub>s</sub>/Si<sub>s</sub>비가 작은 영역이 많아져, 당해 Al<sub>s</sub>/Si<sub>s</sub>비가 0.2 이하가 되는 영역의 면적 비율이 원하는 범위를 상회한다. 특히, 수용액 중의 Fe<sup>2+</sup> 농도가 높으면, 스케일과 HCl의 화학 반응이 저해된다고 생각된다. 한편, HCl 농도가 5.0mol/L를 상회하거나, 혹은 온도가 90℃를 상회하면, 산세가 과도하게



진행되어, 강관의 표면 품질이 저하되는 경우가 있다.

[0178] 『(C) 냉간 압연 공정』

[0179] 산세 후의 열연 강관은, 이어서 냉간 압연이 실시된다. 냉간 압연의 압하율은 재결정을 촉진하기 위해 30% 이상으로 한다. 압하율은 40% 이상이어도 된다. 한편, 과도한 압하는 압연 가중이 과대해져 냉연 밀의 부하 증대를 초래하기 때문에, 그 상한은 75% 또는 70%로 한다.

[0180] 『(D) 열처리 공정』

[0181] [가열 처리: 650 내지 Ac1℃ 사이의 평균 가열 속도가 1.0 내지 5.0℃/초]

[0182] 다음으로, 얻어진 냉연 강관은 열처리 공정에 있어서 소정의 열처리에 제공된다. 페라이트의 재결정을 진행시키기 위해 평균 가열 속도는 5.0℃/초 이하로 한다. 한편, 1.0℃/초를 하회하면 생산성을 저해한다. 따라서, 650 내지 Ac1 사이의 평균 가열 속도는 1.0 내지 5.0℃/초로 제한한다. Ac1(℃)은 다음 식에 의해 계산한다. 하기 식에 있어서의 원소 기호에는 당해 원소의 질량%를 대입한다. 함유하지 않는 원소에 대해서는 0질량%를 대입한다.

[0183]  $Ac1(℃) = 723 - 10.7 \times Mn - 16.9 \times Ni + 29.1 \times Si + 16.9 \times Cr$

[0184] [균열 처리: Ac1+30 내지 950℃의 최고 가열 온도에서 1 내지 500초간 유지]

[0185] 충분히 오스테나이트화를 진행시켜서 그 후의 냉각 처리에서 원하는 조직을 얻기 위해, 강관을 적어도 Ac1+30℃ 이상으로 가열하고, 당해 온도(최고 가열 온도)에서 균열 처리를 행한다. 오스테나이트화가 충분하지 않으면, 최종적인 조직에 있어서 페라이트가 많이 생성되어 버리는 경우가 있다. 단, 과잉으로 가열 온도를 높이면, 오스테나이트 입경의 조대화에 의한 인성의 열화를 초래할 뿐만 아니라, 어닐링 설비의 손상으로도 이어진다. 그 때문에 상한은 950℃, 바람직하게는 900℃로 한다. 균열 시간이 짧으면 오스테나이트화가 충분히 진행되지 않으므로, 적어도 1초 이상으로 한다. 균열 시간은 바람직하게는 30초 이상 또는 60초 이상이다. 한편, 균열 시간이 너무 길면 생산성을 저해시킨다는 점에서 상한은 500초, 바람직하게는 300초로 한다. 균열 중에는 강관을 반드시 일정 온도로 유지할 필요는 없으며, 상기 조건을 충족하는 범위에서 변동시켜도 상관없다.

[0186] [제1 냉각: 550 내지 650℃의 온도 범위의 평균 냉각 속도가 10 내지 100℃/초]

[0187] 다음으로, 균열 처리 후의 냉연 강관을, 550 내지 650℃의 온도 범위의 평균 냉각 속도가 10 내지 100℃/초가 되도록 냉각한다(제1 냉각). 평균 냉각 속도가 10℃/초를 하회하면 원하는 페라이트 분율이 얻어지지 않는 경우가 있다. 평균 냉각 속도는 15℃/초 이상 또는 20℃/초 이상이어도 된다. 또한, 평균 냉각 속도는 80℃/초 이하 또는 60℃/초 이하여도 된다.

[0188] [제2 냉각: Ms-150 내지 Ms℃ 사이에서 냉각 정지]

[0189] 미변태의 오스테나이트의 일부를 마르텐사이트로 변태시키기 위해, 마르텐사이트 변태 개시 온도(Ms)-150 내지 Ms℃의 범위까지 냉각한다(제2 냉각). 여기서 생성된 마르텐사이트는, 이후의 재가열·유지 처리에 의해 템퍼링되어, 템퍼링 마르텐사이트가 된다. 냉각 정지 온도가 Ms℃를 초과하면, 템퍼링 마르텐사이트가 형성되지 않기 때문에, 원하는 금속 조직이 얻어지지 않는다. 한편, 냉각 정지 온도가 Ms-150℃를 하회하면, 미변태 오스테나이트가 과도하게 감소되므로, 원하는 잔류 오스테나이트 함유량이 얻어지지 않는다. 냉각 정지 온도의 바람직한 범위는 Ms-120 내지 Ms-20℃이고, 보다 바람직하게는 -100℃ 내지 Ms-40℃이다.

[0190] 이 제2 냉각은 제1 냉각과 연속해서 실시해도 되고, 연속하고 있지 않아도 된다. 예를 들어, 제1 냉각 후, Ms보다도 고온에서 냉각을 정지하고, 용융 아연 도금 처리를 실시하고, 그 후, 제2 냉각을 실시해도 상관없다.

[0191] 또한, 마르텐사이트 변태는, 페라이트 변태 및/또는 베이나이트 변태 후에 발생한다. 상기 변태에 수반하여 오스테나이트로 C가 분배된다. 그 때문에, 오스테나이트 단상으로 가열하고, 급랭했을 때의 Ms와는 일치하지 않는다. 본 발명의 실시 형태에 있어서의 Ms는, 열팽창 온도를 측정함으로써 구해진다. 예를 들어, Ms는, 포마스터 시험기 등의 연속 열처리 중의 열팽창량을 측정 가능한 장치를 사용하여, 열처리 개시(실온 상당)로부터 상기 Ms 이하로의 냉각에 이르기까지의 히트 사이클을 재현하고, 그 사이의 열팽창량을 측정함으로써 구할 수 있다. 히트 사이클을 열팽창 측정 장치로 모의했을 때의 온도-열팽창 곡선에서는, 강관은 제2 냉각에 있어서 직선적으로 열수축하지만, 어느 온도에서 직선 관계로부터 이탈한다. 이때의 온도가 본 발명의 실시 형태에 있어서의 Ms이다.

- [0192] [저온 유지: 제2 냉각 후의 냉연 강판을 330 내지 450℃의 온도역으로 가열하고, 이어서 상기 온도역에서 50 내지 1000초간 유지]
- [0193] 제2 냉각 후, 330℃ 내지 450℃의 범위로 재가열, 유지를 행한다. 이 처리에서는, 원하는 잔류 오스테나이트 함유량을 얻기 위해, 오스테나이트 중에 탄소를 농화시켜, 오스테나이트를 안정화시키는(오스탬퍼) 동시에 제2 냉각에서 생성된 마르텐사이트를 템퍼링한다. 유지 온도가 330℃ 미만 또는 유지 시간이 50초 미만인 경우, 오스테나이트로의 탄소의 농화가 불충분해져, 원하는 잔류 오스테나이트 함유량을 얻는 것이 곤란해진다. 한편, 유지 온도가 450℃를 초과하거나, 혹은 유지 시간이 1000초를 초과하면, 오스테나이트의 시멘타이트로의 분해가 발생하기 때문에, 역시 원하는 잔류 오스테나이트 함유량이 얻어지지 않는다.
- [0194] [용융 아연 도금]
- [0195] 용융 아연 도금 강판을 제조하는 경우, 제1 냉각 이후에, 강판을 용융 아연 도금욕에 침지한다. 도금욕으로의 침지는, 제1 냉각과 제2 냉각 사이에 실시해도 상관없고, 제2 냉각과 저온 유지 사이에 실시해도 상관없고, 또는 저온 유지 후에 실시해도 상관없다. 혹은, 실온까지 냉각하고 열처리 공정을 한 번 종료한 후, 다른 라인에서 도금 처리를 행해도 상관없다. 제1 냉각 후(제1 냉각과 제2 냉각 사이), 제2 냉각 후(제2 냉각과 저온 유지 사이), 저온 유지 후, 및 열처리 공정 후의 어느 타이밍에서 도금 처리를 행했다고 해도, 최종적으로 얻어지는 강 조직에 영향을 미치는 일은 없으며, 도금 처리를 행하지 않는 냉연 강판과 동일한 강 조직을 갖는 강판을 얻을 수 있다. 용융 아연 도금욕에 침지할 때의 강판 온도에 대해서는, 강판 성능에 미치는 영향은 작지만, 강판 온도와 도금욕 온도의 차가 너무 크면, 도금욕 온도가 변화되어 버려 조업에 지장을 초래하는 경우가 있다. 이 때문에, 강판 온도는 도금욕 온도-20℃ 내지 도금욕 온도+20℃가 되도록 가열 냉각하는 것이 바람직하다. 용융 아연 도금은 통상법에 따라서 행하면 된다. 예를 들어, 도금욕 온도는 440 내지 470℃, 침지 시간은 5초 이하여도 된다. 도금욕은, Al을 0.08 내지 0.2% 함유하는 도금욕이 바람직하지만, 그 밖에, 불순물로서 Fe, Si, Mg, Mn, Cr, Ti, Pb를 함유해도 된다. 또한, 도금의 단위 면적당 중량을, 가스 와이핑 등의 공지된 방법으로 제어하는 것이 바람직하다. 단위 면적당 중량은, 편면당 25 내지 75g/m<sup>2</sup>가 바람직하다.
- [0196] [합금화 처리]
- [0197] 용융 아연 도금층을 형성한 용융 아연 도금 강판에 대하여, 필요에 따라서 합금화 처리를 행해도 된다. 그 경우, 합금화 처리 온도가 460℃ 미만이면, 합금화 속도가 느려져 생산성을 손상시킬 뿐만 아니라, 합금화 처리 불균일이 발생하므로, 합금화 처리 온도는 460℃ 이상이 바람직하다. 한편, 합금화 처리 온도가 600℃를 초과하면, 합금화가 과도하게 진행되어, 강판의 도금 밀착성이 열화되는 경우가 있다. 이 때문에, 합금화 온도는 600℃ 이하가 바람직하다.
- [0198] 최종적으로 실온까지 냉각하여, 최종 제품으로 한다. 강판의 평탄 교정, 표면 조도의 조정을 위해, 조질 압연을 행해도 된다. 이 경우, 연성의 열화를 피하기 위해, 연신율을 2% 이하로 하는 것이 바람직하다.
- [0199] **실시예**
- [0200] 다음으로, 본 발명의 실시예에 대해서 설명한다. 실시예에서의 조건은, 본 발명의 실시 가능성 및 효과를 확인하기 위해 채용한 일 조건예이다. 본 발명은, 이 일 조건예에 한정되는 것은 아니다. 본 발명은, 본 발명의 요지를 이탈하지 않고, 본 발명의 목적을 달성하는 한, 다양한 조건을 채용할 수 있다.
- [0201] 표 1에 나타내는 화학 조성을 갖는 강을 주조하여, 슬래브를 제작하였다. 표 1에 나타내는 성분 이외의 잔부는 Fe 및 불순물이다. 이들 슬래브를 표 2 및 4에 나타내는 조건에서, 복수의 압연 스탠드로 이루어지는 탠덤 방식에 의한 조압연 및 마무리 압연을 포함하는 열간 압연을 행하여, 열연 강판을 제조하였다. 조압연에 있어서의 디스케일링은, 압력: 15MPa, 강판과 노즐 선단간의 거리: 400mm, 및 노즐의 방향과 강판의 판 두께 방향이 이루는 각: 15도의 조건에서 적어도 1회 실시하였다. 마찬가지로, 마무리 압연에 있어서의 디스케일링은, 압력: 3MPa, 강판과 노즐 선단간의 거리: 300mm, 및 노즐의 방향과 강판의 판 두께 방향이 이루는 각: 10도의 조건에서 적어도 1회 실시하였다. 그 후, 표 2에 나타내는 조건하에서 냉각 및 권취를 행하였다. 이어서, 텐션 레벨러에 의해 적어도 1회의 굽힘 퍼짐 변형을 가한 후, 열연 강판을 산세하여, 표면의 스케일을 제거하였다. 그 후, 냉간 압연하였다. 냉간 압연 후의 판 두께는 모두 1.6mm로 하였다. 또한 얻어진 강판에 대해서, 냉연 강판에 대해서는 표 2에 나타내는 조건에서, 용융 아연 도금 강판에 대해서는 표 4에 나타내는 조건에서 각각 열처리를 실시하였다. 용융 아연 도금은 열처리 공정에서의 제1 냉각과 제2 냉각 사이에 실시하고, 필요에 따라서 합금화 처리를 행하였다. 표 2 내지 5 중의 CR은 용융 아연 도금을 실시하지 않은 냉연 강판을 나타내고, GI는 용융 아연 도금을 실시한 강판을 나타내고, GA는 합금화 용융 아연 도금을 실시한 강판을 나타내고 있다.

[0202] 이와 같이 하여 얻어진 강관으로부터 압연 방향으로 직각 방향으로부터 JIS 5호 인장 시험편을 채취하고, JIS Z2241:2011에 준거하여 인장 시험을 행하여, 인장 강도(TS) 및 전연신율(E1)을 측정하였다. 또한, 일본 철강 연맹 규격의 「JFS T 1001 구멍 확장 시험 방법」을 행하여, 구멍 확장률( $\lambda$ )을 측정하였다. TS가 980MPa 이상, 또한  $TS \times E1 \times \lambda^{0.5} / 1000$ 이 90 이상인 것을 기계 특성이 양호하고, 자동차용 부재로서 사용되는 데 바람직한 프레스 성형성을 갖는다고 판단하였다.

[0203] 또한, 스폿 용접부의 내 액체 금속 취화(LME) 균열성을 평가하기 위해, 150mm 폭×50mm 길이의 시험편을 채취하고, 2매조의 스폿 용접 시험을 실시하였다. 판조는 표 3 및 5에 나타내는 강판과 시판 중인 270MPa급 합금화 용융 아연 도금 강판의 2매조로 하고, 타각을 3° 부여한 상태로 용접하였다. 시험기에는 서보 모터 구동식의 정치형 스폿 용접 시험기를 사용하였다. 전원은 단상 교류 50Hz, 가압력 400kgf, 통전 시간 20cycle, 홀드 시간은 5cycle로 하였다. 용접 전류값은 용융 너깃의 직경이  $\sqrt{t}$ (t: 판 두께/mm)의 4배가 되는 전류값으로 하였다. 전극에는 선단 직경  $\phi 6$ mm, 선단의 곡률 반경 R40mm의 크롬 구리제의 전극을 사용하였다. 용접 후의 샘플에 대하여 너깃부의 단면 관찰을 행하여, 0.1mm 이상의 균열이 확인되는 것은 ×(불합격), 그 이외의 것은 ○(합격)로 판정하였다. 결과를 표 3 및 표 5에 나타낸다.

[0204]

[표 1]

강종	화학 조성(원량%, 잔부는 Fe 및 불순물)																				최 (1)의 차원	Ac1		
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N	O	Cr	Mo	Cu	Ni	Co	W	Sn	Sb	Nb	V	B			기타	
A	0.21	0.81	2.46	0.007	0.0012	0.70	0.014	0.0031	0.0008	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0010	720
B	0.29	0.33	2.14	0.009	0.0015	1.36	0.038	0.0036	0.0012	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0134	710
C	0.15	1.40	2.38	0.010	0.0007	0.33	0.020	0.0027	0.0006	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0032	738
D	0.20	0.99	1.92	0.008	0.0044	0.46	0.025	0.0042	0.0010	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0031	731
E	0.22	0.64	2.41	0.011	0.0020	0.90	0.003	0.0020	0.0005	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0011	716
F	0.25	1.02	1.45	0.006	0.0026	0.62	0.018	0.0030	0.0018	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0023	733
G	0.17	0.65	2.32	0.015	0.0004	1.13	0.092	0.0020	0.0015	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0249	717
H	0.19	0.88	2.16	0.012	0.0033	0.60	0.015	0.0026	0.0022	0.28	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0018	730
I	0.23	0.71	2.80	0.023	0.0010	0.77	0.006	0.0014	0.0007	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0004	714
J	0.22	0.75	2.44	0.011	0.0021	0.55	0.018	0.0035	0.0005	-	0.25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0018	719
K	0.18	0.56	2.55	0.005	0.0008	0.41	0.015	0.0040	0.0010	0.70	-	0.19	0.10	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0004	722
L	0.16	0.78	3.43	0.013	0.0013	1.01	0.012	0.0021	0.0009	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0014	709
M	0.20	0.47	2.59	0.010	0.0009	0.34	0.030	0.0033	0.0011	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0055	709
N	0.21	0.80	2.66	0.012	0.0018	0.68	0.019	0.0037	0.0014	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0019	718
O	0.22	0.65	2.54	0.020	0.0016	0.42	0.012	0.0030	0.0004	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0005	715
P	0.17	1.13	3.06	0.017	0.0005	0.95	0.010	0.0026	0.0013	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0003	723
Q	0.20	1.20	2.51	0.010	0.0023	0.16	0.020	0.0036	0.0009	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0021	731
R	0.23	1.71	2.59	0.009	0.0009	0.62	0.022	0.0032	0.0010	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0032	747
S	0.19	0.88	2.05	0.014	0.0015	1.67	0.020	0.0024	0.0003	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0035	727
T	0.19	0.20	2.81	0.013	0.0006	0.56	0.017	0.0031	0.0020	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0019	701
U	0.13	0.55	2.89	0.005	0.0040	0.72	0.013	0.0025	0.0015	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0012	717
V	0.23	0.80	2.15	0.007	0.0020	0.89	0.011	0.0020	0.0009	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0012	723
W	0.21	0.87	1.30	0.015	0.0014	0.51	0.022	0.0050	0.0017	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0014	734
X	0.20	0.69	3.68	0.013	0.0017	0.98	0.014	0.0036	0.0007	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0005	704
Y	0.22	1.02	2.40	0.018	0.0021	0.53	0.000	0.0027	0.0020	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0027	727
Z	0.20	0.90	2.16	0.010	0.0015	0.65	0.120	0.0036	0.0012	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0315	726

허석은, 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.  
표 중의 「J」는, 해당되는 화학 성분이 의도적으로 첨가되어 있지 않은 것을 나타낸다.

[0205]

No	강종	열간 압연 공정										식 (2)	권취 온도 °C	
		조압연					마무리 압연							
		슬래브 가열 온도 °C	강판 온도 1050 내지 1200°C 압하율 20% 초과의 압연 패스 횟수	직전의 압연 패스의 압하율 %	압연 패스 통과 후로부터 실시 까지의 시간 초	직전의 압연 패스의 강판 온도 °C	마무리 압연 °C	마무리 압연 출속 온도 °C	마무리 압연 총 압하율 %	직전의 압연 패스의 압하율 %	압연 패스 통과 후로부터 실시 까지의 시간 초			직전의 압연 패스의 강판 온도 °C
1	A	1240	4	30	4	1150	1060	930	91	42	1.2	1020	0.11	550
2	A	1240	4	30	4	1150	1060	930	91	40	10.0	1000	0.10	560
3	A	1240	4	30	4	1150	1060	930	91	10	1.2	1010	0.10	520
4	A	1240	4	30	4	1150	1020	880	91	43	1.2	900	0.10	530
5	A	1240	4	30	4	1150	1060	930	91	42	1.2	1020	0.01	550
6	A	1240	4	10	4	1150	1060	930	91	42	1.2	1020	0.11	550
7	A	1240	4	30	30	1150	1060	930	91	42	1.2	1020	0.11	550
8	A	1240	4	30	4	1010	1060	930	91	42	1.2	1020	0.11	550
9	A	1240	1	30	4	1150	1060	930	91	42	1.2	1020	0.11	550
10	A	1280	4	30	4	1240	1060	930	91	42	1.2	1020	0.11	550
11	A	1260	4	30	4	1180	1150	1020	91	42	1.2	1130	0.11	550
12	A	1280	4	30	4	1120	1040	930	91	42	1.2	1010	0.53	650
13	A	1280	4	30	4	1100	1020	930	91	42	1.2	990	0.11	550
14	A	1280	4	30	4	1150	1080	970	91	42	1.2	1070	0.11	550
15	A	1250	4	30	4	1110	1040	910	91	42	1.2	1010	0.11	550
16	A	1220	4	30	4	1110	1020	910	91	42	1.2	1010	0.11	550
17	A	1240	4	30	4	1100	1010	880	91	42	1.2	990	0.11	550
18	A	1260	4	30	4	1150	1080	990	91	42	1.2	1060	0.11	550
19	A	1240	4	30	4	1100	1030	920	91	42	1.2	1020	0.11	550
20	A	1260	4	30	4	1150	1060	970	91	42	1.2	1030	0.11	550
21	A	1270	4	30	4	1150	1090	1000	91	42	1.2	1060	0.11	550
22	A	1280	4	30	4	1140	1060	930	91	42	1.2	1030	0.11	550
23	A	1280	4	40	4	1100	1040	940	91	42	1.2	1020	0.11	550
24	B	1260	5	27	5	1120	1040	910	91	39	2.5	1030	0.15	620
25	C	1280	5	34	8	1110	1020	900	91	39	1.2	1010	0.26	470

하선은, 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.

[표 2-1]

[0206]

[0207]

No.	강종 슬래브 가열 온도 °C	강판 온도 1050 내지 1200°C 압하율 20% 조파의 압연 패스 횟수 회	조압연		디스캐일링		마부리 압연 공정		마부리 압연			식 (2)	권취 온도 °C
			직전의 압연 패스의 압하율 %	압연 패스 통과 후로부터 실시 까지의 시간 초	마부리 압연 연속 온도 °C	마부리 압연 출속 온도 °C	마부리 압연 총 압하율 %	디스캐일링					
								직전의 압연 패스의 압하율 %	압연 패스 통과 후로부터 실시 까지의 시간 초	직전의 압연 패스의 강판 온도 °C			
26	D	1230	4	36	3	1060	960	91	35	1.0	1030	0.10	600
27	E	1220	4	28	3	1060	950	91	44	1.0	1040	0.13	590
28	F	1270	5	28	5	1070	970	91	42	0.5	1060	0.13	560
29	G	1270	4	34	6	1090	980	91	41	1.0	1060	0.13	600
30	H	1220	2	35	9	1020	900	91	35	1.1	1000	0.08	580
31	I	1240	6	32	5	1100	920	91	39	1.1	1010	0.13	610
32	I	1230	5	33	5	1150	950	91	36	1.1	1040	0.10	590
33	J	1270	4	31	5	1140	940	91	35	0.9	1030	0.12	590
34	K	1270	4	38	4	1170	1000	91	41	1.2	1090	0.13	560
35	L	1240	4	39	5	1160	950	91	44	1.2	1060	0.13	550
36	M	1240	5	33	3	1130	930	91	36	1.0	1040	0.09	600
37	N	1220	5	30	5	1140	980	91	40	1.1	1070	0.09	620
38	O	1230	5	28	5	1160	960	91	43	1.1	1050	0.05	530
39	P	1240	4	28	6	1140	950	91	39	0.7	1050	0.09	600
40	Q	1240	4	39	5	1170	990	91	41	1.2	1050	0.12	580
41	R	1240	4	36	5	1140	970	91	40	1.0	1030	0.08	600
42	S	1230	4	33	4	1140	920	91	38	1.1	1020	0.09	540
43	T	1220	4	33	5	1140	940	91	42	0.9	1040	0.12	560
44	U	1220	4	33	4	1140	940	91	41	1.0	1030	0.09	540
45	V	1250	4	28	4	1120	930	91	40	0.9	1010	0.10	510
46	W	1230	4	39	4	1150	980	91	43	1.1	1080	0.12	550
47	X	1260	4	38	5	1140	910	91	35	1.2	1020	0.09	570
48	Y	1220	4	36	5	1110	900	91	44	1.0	1010	0.09	570
49	Z	1270	4	37	5	1170	1090	91	37	1.0	1080	0.10	540

하선은, 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.

[표 2-2]

[0208]

[0209]

No.	산세 공정			산세 시간 초	암하율 %	열처리 공정										표면 (CR/ GA/ GI)
	[HCl] mol/L	[Fe <sup>2+</sup> ] mol/L	70 내지 90℃ 수용액 중의 평균 속도 m/분			650 내지 Ac1C의 평균 가열 속도 °C/초		균열 처리		제1 열각		제2 열각		최소 유지		
				°C/초	°C	유지 시간 초	550 내지 650℃의 평균 열각 속도 °C/초	열각 정지 온도 °C	Ms- 150 °C	Ms °C	가열 온도 °C	유지 시간 초				
1	2.4	1.3	70	2.3	840	100	30	250	160	310	400	330	GR			
2	2.4	1.3	70	2.3	840	100	30	250	160	310	400	330	GR			
3	2.4	1.3	70	2.3	840	100	30	250	160	310	400	330	GR			
4	2.4	1.3	70	2.3	840	100	30	250	160	310	400	330	GR			
5	2.4	1.3	70	2.3	840	100	30	250	160	310	400	330	GR			
6	2.4	1.3	70	2.3	840	100	30	250	160	310	400	330	GR			
7	2.4	1.3	70	2.3	840	100	30	250	160	310	400	330	GR			
8	2.4	1.3	70	2.3	840	100	30	250	160	310	400	330	GR			
9	2.4	1.3	70	2.3	840	100	30	250	160	310	400	330	GR			
10	2.4	1.3	70	2.3	840	100	30	250	160	310	400	330	GR			
11	2.4	1.3	70	2.3	840	100	30	250	170	320	400	330	GR			
12	2.4	1.3	70	2.3	840	100	30	250	140	290	400	330	GR			
13	2.5	1.3	70	2.3	840	100	30	250	160	310	400	330	GR			
14	2.4	5.1	70	2.3	840	100	30	250	170	320	400	330	GR			
15	2.4	1.3	5	2.3	840	100	30	250	160	310	400	330	GR			
16	2.4	1.3	70	2.3	840	100	30	250	160	310	400	330	GR			
17	2.4	1.3	70	1.1	740	100	30	150	10	160	400	330	GR			
18	2.4	1.3	70	15.0	840	100	30	250	190	340	400	330	GR			
19	2.4	1.3	70	2.3	840	100	30	350	150	300	400	330	GR			
20	2.4	1.3	70	2.3	840	100	30	100	170	320	400	330	GR			
21	2.4	1.3	70	2.3	840	100	30	250	160	310	300	330	GR			
22	2.4	1.3	70	2.3	840	100	30	250	160	310	400	30	GR			
23	2.4	1.3	70	2.3	840	100	2	200	60	210	400	330	GR			
24	3.1	1.5	70	3.0	900	100	100	220	140	290	420	330	GR			
25	2.6	1.0	70	2.3	820	100	30	270	230	380	400	330	GR			

유선온, 분 발령의 범위 외인 것을 나타낸다.

[표 2-3]

[0210]

[0211]

[표 2-4]

No.	산세 공정				냉간 압연 공정		열처리 공정							표면 (CR/ GA/ GI)
	[HCl] mol/L	[Fe <sup>2+</sup> ] mol/L	70 내지 90°C 수용액 중의 평균 속도 m/분	산세 시간 초	압하율 %	650 내지 Ac1C의 평균 가열 속도 °C/초	균열 처리	제1 냉각	제2 냉각			적은 유지		
						최고 가열 온도 °C	유지 시간 초	550 내지 650°C의 평균 냉각 속도 °C/초	냉각 경지 온도 °C	Ms- 150 °C	Ms °C	가열 온도 °C	유지 시간 초	
26	2.4	1.3	70	50	53	2.9	850	30	230	150	300	380	330	CR
27	2.4	1.3	70	50	53	2.5	860	30	240	150	300	420	330	CR
28	2.9	1.1	70	50	53	2.3	870	400	240	170	320	400	330	CR
29	2.2	1.3	70	50	53	4.5	920	100	250	190	340	400	80	CR
30	3.0	2.0	70	50	53	2.3	880	100	250	180	330	400	900	CR
31	2.5	1.4	70	50	53	3.2	870	100	250	180	330	370	330	CR
32	2.5	1.4	70	50	53	3.2	880	100	250	180	330	550	330	CR
33	2.5	1.4	130	50	53	3.2	870	100	250	200	350	370	330	CR
34	2.4	1.2	30	50	53	3.2	870	100	250	220	370	400	330	CR
35	2.4	1.2	70	50	53	4.1	910	100	270	210	360	400	330	CR
36	2.4	1.2	70	50	53	2.4	840	100	260	200	350	330	330	CR
37	2.4	1.2	70	50	53	2.5	860	100	280	180	330	400	330	CR
38	2.4	1.2	70	50	53	2.5	850	100	280	200	350	390	330	CR
39	2.4	1.2	70	50	53	2.9	890	100	270	200	350	410	330	CR
40	2.4	1.3	70	50	53	2.1	820	100	250	160	310	400	330	CR
41	2.4	1.3	70	50	53	2.3	860	100	260	170	320	400	330	CR
42	2.4	1.3	70	50	53	4.0	900	100	230	100	250	400	330	CR
43	2.4	1.3	70	50	53	2.1	820	100	240	210	360	400	330	CR
44	2.4	1.3	70	50	53	2.6	870	100	270	220	370	400	330	CR
45	2.4	1.3	70	50	53	2.5	850	100	200	80	230	400	330	CR
46	2.4	1.3	70	50	53	2.5	860	100	150	50	200	400	330	CR
47	2.4	1.3	70	50	53	2.5	880	100	240	170	320	400	330	CR
48	2.4	1.3	70	50	53	2.5	850	100	240	160	310	400	330	CR
49	2.4	1.3	70	50	53	2.8	870	100	240	190	340	400	330	CR

하선은, 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.

[0212]

[0213]



[표 3-1]

No.	강종	포면 (OR/ GA/ G)	미크론 조차						As <sub>2</sub> /Si <sub>3</sub> ≤ 0.2의 면적 비율	기계 특성				스프링 용접부의 균열	비고	
			페라이트 %	마세일링 페라이트 / 전체 페라이트 %	잔류 오스테나이트 %	펄링 마르텐사이트 %	프로세 마르텐사이트 %	펠라이트+ 시멘타이트 %		베이나이트 %	TS MPa	EI %	λ %			TS × EI × λ <sup>0.5</sup> × 10 <sup>-3</sup>
1	A	CR	37	3	12	26	3	0	22	4	1015	23.0	31	130	◎	실시예
2	A	CR	37	5	12	26	3	0	22	62	1018	22.7	32	131	×	비교예
3	A	CR	35	5	12	26	3	0	24	73	1000	23.3	27	121	×	비교예
4	A	CR	37	4	12	26	3	0	22	64	1005	24.1	26	124	×	비교예
5	A	CR	36	4	12	26	3	0	23	81	992	23.5	30	128	×	비교예
6	A	CR	36	3	12	26	2	0	24	67	1010	23.2	33	135	×	비교예
7	A	CR	35	5	12	26	4	0	23	76	1015	22.7	29	124	×	비교예
8	A	CR	39	4	12	26	3	0	20	65	1013	23.8	34	141	×	비교예
9	A	CR	36	67	9	32	5	0	18	8	1068	15.0	24	78	◎	비교예
10	A	CR	37	5	12	26	3	0	22	77	1002	23.6	27	123	×	비교예
11	A	CR	34	3	12	26	3	0	25	70	995	22.6	35	133	×	비교예
12	A	CR	45	6	10	23	5	0	17	58	987	21.9	33	124	×	비교예
13	A	CR	36	2	12	26	3	0	23	80	1015	23.0	31	130	×	비교예
14	A	CR	34	5	12	26	3	0	25	85	1015	23.0	31	130	×	비교예
15	A	CR	37	4	12	26	3	0	22	72	1015	23.0	31	130	×	비교예
16	A	CR	35	5	12	26	3	0	24	68	1015	23.0	31	130	×	비교예
17	A	CR	68	20	7	10	5	0	10	4	821	30.8	30	139	◎	비교예
18	A	CR	24	80	8	30	7	0	31	3	1107	15.9	22	83	◎	비교예
19	A	CR	37	5	10	0	5	0	48	6	895	22.5	18	85	◎	비교예
20	A	CR	35	4	3	60	0	0	2	7	1169	10.8	46	86	◎	비교예
21	A	CR	38	5	2	26	0	0	14	8	1226	11.0	29	73	◎	비교예
22	A	CR	37	4	3	26	18	0	16	3	1110	15.3	25	85	◎	비교예
23	A	CR	62	5	6	15	2	6	9	4	818	23.1	28	100	◎	비교예
24	B	CR	26	9	17	25	4	0	28	3	1067	21.6	25	115	◎	실시예
25	C	CR	18	5	8	55	2	0	17	12	1020	16.5	43	110	◎	실시예

하선은, 본 방법의 범위 외인 것을 나타낸다.

[0214]

[0215]

[표 3-2]

No.	강종 (CR/ GA/ GI)	마이크로 구조						기계 특성				스톡 용량부의 균열	비고		
		페라이트 %	미세결정 페라이트 / 전체 페라이트 %	관류 오스테나이트 %	멜피형 마르텐사이트 %	프레시 마르텐사이트 %	펠라이트+ 시멘타이트 %	배이나이트 %	Al <sub>3</sub> /Si <sub>3</sub> ≤0.2의 면적 비율 %	TS MPa	EI %			λ %	TS × EI × λ <sup>0.5</sup> × 10 <sup>-3</sup>
26	D CR	49	4	10	22	3	0	16	7	1000	21.3	35	126	◎	실시예
27	E CR	39	45	11	31	4	0	15	8	1074	17.3	26	95	◎	실시예
28	F CR	33	2	14	33	2	0	18	5	1007	23.0	30	127	◎	실시예
29	G CR	40	30	8	35	6	0	11	0	1099	16.1	29	95	◎	실시예
30	H CR	35	30	9	30	1	0	25	19	1051	18.2	26	98	◎	실시예
31	I CR	17	0	11	52	3	0	17	7	1213	15.6	42	123	◎	실시예
32	I CR	17	0	4	50	13	7	9	7	1085	15.4	24	82	◎	비교예
33	J CR	12	6	10	60	2	0	16	4	1220	14.9	50	129	◎	실시예
34	K CR	4	0	9	70	3	0	14	5	1245	11.8	60	114	◎	실시예
35	L CR	9	0	7	72	4	0	8	2	1235	11.0	56	102	◎	실시예
36	M CR	20	5	10	50	3	0	17	8	1226	12.0	40	93	◎	실시예
37	N CR	23	4	12	43	3	0	19	2	1202	16.4	37	120	◎	실시예
38	O CR	15	5	11	50	2	0	22	2	1156	14.5	39	105	◎	실시예
39	P CR	16	2	14	49	4	0	17	4	1247	17.1	34	124	◎	실시예
40	Q CR	39	0	13	23	3	0	22	58	994	24.2	28	127	X	비교예
41	R CR	21	5	13	46	2	0	18	20	1140	18.9	33	124	X	비교예
42	S CR	60	0	9	12	6	0	13	2	914	20.5	26	96	◎	비교예
43	T CR	18	5	4	34	2	0	42	0	1138	11.2	38	79	◎	비교예
44	U CR	25	5	4	33	3	0	35	4	1070	16.1	26	88	◎	비교예
45	V CR	36	4	21	16	12	0	15	2	1096	21.3	14	87	◎	비교예
46	W CR	66	3	9	3	4	0	18	7	829	30.1	28	132	◎	비교예
47	X CR	18	4	7	58	13	0	4	2	1203	15.0	22	85	◎	비교예
48	Y CR	33	75	8	34	6	0	19	5	1062	17.4	21	85	◎	비교예
49	Z CR	30	65	8	30	2	0	30	2	1079	17.0	20	82	◎	비교예

주: ◎는, 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.

[0216]

[0217]

[표 4-1]

No.	경종 슬래브 기열 온도 °C	강판 온도 1050 내지 1200°C 압하율 20% 초과의 압연 페스 핏수 회	조압연				열간 압연 공정				마무리 압연				석 (2)	권취 온도 °C
			디스케일링		디스케일링		마무리 압연 °C	마무리 압연 °C	마무리 압연 % 총 압하율	디스케일링		석 (2)				
			각전의 압연 페스의 압하율 %	압연 페스 통과 후로부터 실시까지의 시간 초	각전의 압연 페스의 강판 온도 °C	각전의 압연 °C				마무리 압연 °C	각전의 압연 페스의 압하율 %		압연 페스 통과 후로부터 실시까지의 시간 초	각전의 압연 페스의 강판 온도 °C		
50	A	1260	5	30	4	1140	1080	960	91	42	1.2	1050	0.14	580		
51	B	1240	5	32	6	1080	1020	900	91	34	1.2	1000	0.15	530		
52	C	1220	5	28	3	1160	1070	980	91	35	1.2	1050	0.13	610		
53	D	1260	5	28	4	1120	1010	890	91	41	1.2	990	0.12	540		
54	E	1260	5	34	2	1140	1080	960	91	39	1.2	1050	0.12	590		
55	F	1270	5	27	4	1130	1050	960	91	40	1.2	1010	0.14	510		
56	G	1250	5	32	3	1090	1020	930	91	43	1.2	1000	0.15	500		
57	H	1220	5	27	6	1160	1070	950	91	37	1.2	1050	0.15	510		
58	I	1250	5	36	3	1120	1060	950	91	43	1.2	1040	0.15	540		
59	J	1220	5	34	2	1120	1040	930	91	37	1.2	1000	0.16	620		
60	K	1230	5	32	2	1130	1030	920	91	34	1.2	990	0.07	520		
61	L	1230	5	34	5	1160	1070	940	91	43	1.2	1020	0.11	510		
62	M	1240	5	33	5	1160	1070	960	91	35	1.2	1030	0.12	560		
63	N	1280	5	30	2	1170	1080	980	91	43	1.2	1050	0.07	590		
64	O	1260	5	28	6	1150	1080	980	91	39	1.2	1050	0.13	540		
65	P	1270	5	31	5	1110	1000	890	91	42	1.2	970	0.14	500		
66	Q	1220	5	30	3	1140	1060	980	91	43	1.2	1030	0.14	520		
67	R	1230	5	34	5	1120	1050	930	91	37	1.2	1020	0.11	500		
68	S	1270	5	27	3	1120	1030	940	91	42	1.2	1010	0.12	540		
69	T	1270	5	29	3	1130	1020	900	91	36	1.2	1000	0.16	500		
70	U	1220	5	36	6	1120	1060	940	91	37	1.2	1020	0.14	530		

하선은, 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.

[0218]

[0219]

[표 4-2]

No.	경종 슬래브 가열 온도 °C	강판 온도 1050 내지 1200°C 안하율 20% 초과의 압연 패스 횟수 회	조압연			열간 압연 공정			마무리 압연			취 취 (2)	권취 온도 °C	
			직전의 압연 패스의 안하율 %	디스케일링		직전의 압연 패스의 강판 온도 °C	마무리 압연 온도 °C	마무리 압연 출속 온도 °C	마무리 압연 총 압하율 %	디스케일링				
				압연 패스 통과 후로부터 실시까지의 시간 초	압연 패스의 안하율					직전의 압연 온도 °C	직전의 압연 온도 °C			압연 패스 통과 후로부터 실시까지의 시간 초
71	V	1230	5	27	5	1120	1030	940	91	43	1.2	1010	0.09	530
72	W	1250	5	27	2	1150	1080	980	91	37	1.2	1040	0.14	600
73	X	1280	5	33	3	1160	1060	950	91	39	1.2	1030	0.08	530
74	Y	1240	5	27	6	1090	990	900	91	36	1.2	980	0.16	580
75	Z	1260	5	36	6	1120	1020	920	91	40	1.2	990	0.11	550
76	A	1260	5	30	4	1140	1080	960	91	42	1.2	1050	0.14	580
77	B	1240	5	32	6	1080	1020	900	91	34	1.2	1000	0.15	530
78	C	1220	5	28	3	1160	1070	980	91	35	1.2	1050	0.13	610
79	D	1260	5	28	4	1120	1010	890	91	41	1.2	990	0.12	540
80	E	1260	5	34	2	1140	1080	960	91	39	1.2	1050	0.12	590
81	F	1270	5	27	4	1130	1050	960	91	40	1.2	1010	0.14	510
82	G	1250	5	32	3	1090	1020	930	91	43	1.2	1000	0.15	500
83	H	1220	5	27	6	1160	1070	950	91	37	1.2	1050	0.15	510
84	I	1250	5	36	3	1120	1060	950	91	43	1.2	1040	0.15	540
85	J	1220	5	34	2	1120	1040	930	91	37	1.2	1000	0.16	620
86	K	1230	5	32	2	1130	1030	920	91	34	1.2	990	0.07	520
87	L	1230	5	34	5	1160	1070	940	91	43	1.2	1020	0.11	510
88	M	1240	5	33	5	1160	1070	960	91	35	1.2	1030	0.12	560
89	N	1280	5	30	2	1170	1080	980	91	43	1.2	1050	0.07	590
90	O	1260	5	28	6	1150	1080	980	91	39	1.2	1050	0.13	540
91	P	1270	5	31	5	1110	1000	890	91	42	1.2	970	0.14	500

취는, 본 열연의 범위 외인 것을 나타낸다.

[0220]

[0221]

No.	산세 공정			냉간 압연 공정		열처리 공정							표면 (OR/ GA/ GI)		
	[HCl] mol/L	[Fe <sup>2+</sup> ] mol/L	70 내지 90℃ 수용액 중의 평균 속도 m/분	산세 시간 초	압하율 %	650 내지 Ac1C의 평균 가열 속도 °C/초	균열 처리		제1 냉각	제2 냉각		저온 유지			
							최고 가열 온도 °C	유지 시간 초	550 내지 650℃의 평균 냉각 속도 °C/초	냉각 정지 온도 °C	Ms- 150 °C	Ms °C	가열 온도 °C	유지 시간 초	
50	2.4	1.3	70	50	53	2.3	860	80	20	70	40	190	350	160	GA
51	3.1	1.5	70	50	53	3.0	910	80	20	60	-30	120	400	160	GA
52	2.6	1.0	70	50	53	2.3	830	80	20	260	170	320	400	160	GA
53	2.4	1.3	70	50	53	2.9	880	80	20	150	100	250	380	160	GA
54	2.4	1.3	70	50	53	2.5	860	80	20	200	110	260	440	160	GA
55	2.9	1.1	70	50	53	2.3	890	80	20	50	-70	80	400	160	GA
56	2.2	1.3	70	50	53	4.5	940	80	20	180	170	320	400	160	GA
57	3.0	2.0	70	50	53	2.3	900	10	60	190	100	250	400	80	GA
58	2.5	1.4	70	50	53	3.2	880	80	20	230	170	320	400	160	GA
59	2.5	1.4	130	50	53	3.2	870	80	20	260	200	350	400	160	GA
60	2.4	1.2	30	50	53	3.2	870	80	20	250	220	370	400	160	GA
61	2.4	1.2	70	50	53	4.1	910	80	20	250	210	360	400	160	GA
62	2.4	1.2	70	50	53	2.4	840	80	20	260	200	350	400	160	GA
63	2.4	1.2	70	50	53	2.5	860	80	20	250	180	330	400	160	GA
64	2.4	1.2	70	50	53	2.5	850	80	20	250	190	340	400	160	GA
65	2.4	1.2	70	50	53	2.9	890	80	20	260	200	350	400	160	GA
66	2.4	1.3	70	50	53	2.1	820	80	20	250	150	300	400	160	GA
67	2.4	1.3	70	50	53	2.3	860	80	20	210	170	320	400	160	GA
68	2.4	1.3	70	50	53	4.0	910	80	20	150	80	230	400	160	GA
69	2.4	1.3	70	50	53	2.1	820	80	20	240	180	330	400	160	GA
70	2.4	1.3	70	50	53	2.6	870	80	20	260	170	320	400	160	GA

주: 원은, 본 표의 범위를 나타낸다.

[표 4-3]

[0222]

[0223]

No.	산세 공정				냉간 압연 공정		열처리 공정								포면 (CR/ GA/ GI)
	[HCl] mol/L	[Fe <sup>2+</sup> ] mol/L	70 내지 90℃ 수용액 중의 평균 속도 m/분	산세 시간 초	압하율 %	650 내지 Ac1℃의 평균 가열 속도 °C/초	균열 처리 최고 가열 온도 °C	유지 시간 초	계1 냉각 550 내지 650℃의 평균 냉각 속도 °C/초	냉각 경지 온도 °C	계2 냉각 Ms- 150 °C	Ms °C	적온 가열 온도 °C	유지 유지 시간 초	
71	2.4	1.3	70	50	53	2.5	850	80	20	140	40	190	400	160	GA
72	2.4	1.3	70	50	53	2.5	860	80	20	60	-90	60	400	160	GA
73	2.4	1.3	70	50	53	2.5	880	80	20	220	170	320	400	160	GA
74	2.4	1.3	70	50	53	2.5	850	80	20	190	110	260	400	160	GA
75	2.4	1.3	70	50	53	2.8	870	80	20	200	140	290	400	160	GA
76	2.4	1.3	70	50	53	2.3	870	80	20	70	10	160	370	160	GI
77	3.1	1.5	70	50	53	3.0	920	80	20	60	-10	140	390	160	GI
78	2.6	1.0	70	50	53	2.3	820	80	20	260	160	310	400	160	GI
79	2.4	1.3	70	50	53	2.9	870	80	20	150	90	240	380	160	GI
80	2.4	1.3	70	50	53	2.5	870	80	20	200	100	250	400	160	GI
81	2.9	1.1	70	50	53	2.3	890	80	20	50	-40	110	400	160	GI
82	2.2	1.3	70	50	53	4.5	930	80	20	170	160	310	400	160	GI
83	3.0	2.0	70	50	53	2.3	890	80	50	190	80	230	400	160	GI
84	2.5	1.4	70	50	53	3.2	870	80	20	230	170	320	400	160	GI
85	2.5	1.4	130	50	53	3.2	870	80	20	260	200	350	400	160	GI
86	2.4	1.2	30	50	53	3.2	880	80	20	230	220	370	360	160	GI
87	2.4	1.2	70	50	53	4.1	910	80	20	250	210	360	400	160	GI
88	2.4	1.2	70	50	53	2.4	850	80	20	260	210	360	400	160	GI
89	2.4	1.2	70	50	53	2.5	860	80	20	250	180	330	400	160	GI
90	2.4	1.2	70	50	53	2.5	840	80	20	250	190	340	400	160	GI
91	2.4	1.2	70	50	53	2.9	900	80	20	260	210	360	400	160	GI

하선은, 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.

[표 4-4]

[0224]

[0225]

[표 5-1]

No.	강종	포면 (GR/ GA/ GI)	마이크로 구조						Al <sub>s</sub> /Si <sub>s</sub> ≤ 0.2의 면적 비율	기계 특성				스프링 용접부의 균열	비고	
			페라이트 %	미세결정 페라이트 / 잔체 페라이트 %	잔류 오스테나이트 %	헬퍼링 마르텐사이트 %	프로시 마르텐사이트 %	펠라이트+ 시멘타이트 %		베이나이트 %	TS MPa	EI %	λ %			TS×EI × λ <sup>0.5</sup> × 10 <sup>-3</sup>
50	A	GA	37	5	12	16	0	0	35	5	1046	21.0	36	132	◎	실시예
51	B	GA	42	5	14	18	0	0	26	3	1015	23.1	24	115	◎	실시예
52	C	GA	15	5	8	27	2	0	48	12	1006	17.2	43	113	◎	실시예
53	D	GA	41	5	10	22	3	0	24	7	1000	21.3	35	126	◎	실시예
54	E	GA	38	45	10	31	5	0	16	5	1074	17.6	26	96	◎	실시예
55	F	GA	45	5	13	8	0	0	34	4	985	25.0	28	130	◎	실시예
56	G	GA	41	30	7	40	2	0	10	5	1104	16.8	26	95	◎	실시예
57	H	GA	30	5	10	19	3	0	38	5	1012	21.8	30	121	◎	실시예
58	I	GA	17	5	12	47	3	0	21	6	1208	16.1	40	123	◎	실시예
59	J	GA	12	5	10	60	2	0	16	5	1219	15.3	49	131	◎	실시예
60	K	GA	4	0	8	71	2	0	15	7	1199	12.0	54	106	◎	실시예
61	L	GA	9	0	7	72	4	0	8	5	1223	11.7	57	108	◎	실시예
62	M	GA	20	5	10	50	3	0	17	9	1242	13.3	35	98	◎	실시예
63	N	GA	23	5	12	43	3	0	19	5	1190	16.4	37	119	◎	실시예
64	O	GA	15	5	11	50	2	0	22	2	1149	14.4	40	105	◎	실시예
65	P	GA	16	5	14	49	4	0	17	5	1230	17.2	38	130	◎	실시예
66	Q	GA	39	0	13	23	3	0	22	61	998	23.9	25	119	×	비교예
67	R	GA	21	5	13	47	2	0	17	25	1137	18.8	35	126	×	비교예
68	S	GA	62	0	9	10	6	0	13	2	930	21.1	20	88	◎	비교예
69	T	GA	20	5	4	36	2	0	38	0	1140	11.5	33	75	◎	비교예
70	U	GA	23	5	4	30	3	0	40	4	1053	16.7	24	86	◎	비교예

허선은, 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.

[0226]

[0227]

[표 5-2]

No.	강종	포탄 (CR/GA/GI)	마이크로 조직						Al <sub>3</sub> /Si <sub>3</sub> ≤0.2의 면적 비율	기계 특성				스폿 용접부의 균열	비고	
			페라이트 %	미재결정 페라이트 / 전체 페라이트 %	잔류 오스테나이트 %	템퍼링 마르텐사이트 %	프레스 마르텐사이트 %	펠라이트+시멘타이트 %		베이나이트 %	TS MPa	EI %	λ %			TS×EI × λ <sup>0.5</sup> × 10 <sup>-3</sup>
71	V	GA	35	5	22	15	14	0	14	2	1100	20.5	10	71	◎	비교예
72	W	GA	65	5	10	0	4	0	21	7	813	31.0	26	129	◎	비교예
73	X	GA	18	5	8	52	13	0	9	2	1202	15.7	20	84	◎	비교예
74	Y	GA	29	70	8	29	6	0	28	5	1045	16.8	21	80	◎	비교예
75	Z	GA	26	65	8	33	2	0	31	2	1066	17.9	21	87	◎	비교예
76	A	GI	33	5	13	10	0	0	44	3	1028	24.3	26	127	◎	실시예
77	B	GI	40	5	14	20	0	0	26	4	1020	23.3	25	119	◎	실시예
78	C	GI	18	5	8	25	2	0	47	5	1002	17.5	42	114	◎	실시예
79	D	GI	39	5	9	21	2	0	29	10	993	22.2	28	117	◎	실시예
80	E	GI	35	40	10	28	3	0	24	5	1059	18.0	30	104	◎	실시예
81	F	GI	44	5	13	10	0	0	33	5	996	24.7	29	132	◎	실시예
82	G	GI	42	35	8	35	3	0	12	4	1129	15.9	30	98	◎	실시예
83	H	GI	32	5	11	16	2	0	39	8	1025	22.4	27	119	◎	실시예
84	I	GI	20	5	10	45	4	0	21	7	1191	17.0	39	126	◎	실시예
85	J	GI	12	5	10	58	2	0	18	5	1208	15.4	53	135	◎	실시예
86	K	GI	2	5	7	70	2	0	19	5	1312	10.5	56	103	◎	실시예
87	L	GI	9	5	8	68	3	0	12	6	1224	10.7	54	96	◎	실시예
88	M	GI	16	5	11	53	3	0	17	4	1236	14.1	38	107	◎	실시예
89	N	GI	22	5	12	42	3	0	21	2	1199	15.8	40	120	◎	실시예
90	O	GI	17	5	12	44	2	0	25	3	1153	14.3	43	108	◎	실시예
91	P	GI	12	5	14	50	2	0	22	3	1210	17.0	39	128	◎	실시예

하선은, 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.

[0229] 비교예 2 내지 8 및 10 내지 16은 조압연 혹은 마무리 압연에 있어서의 디스케일링 조건, 최종 디스케일링 종료 후의 냉각 조건, 또는 산세 조건이 소정의 범위 내로 제어되어 있지 않기 때문에, Al<sub>3</sub>/Si<sub>3</sub>비가 0.2 이하가 되는 영역의 면적 비율이 50%를 상회하여, 결과적으로 스폿 용접부에 균열이 발생하였다.

[0230] 비교예 9는 조압연에 있어서의 압하율 20%를 상회하는 압연 패스의 횡수가 적었기 때문에, 미재결정물이 증가하여, 프레스 성형성이 떨어졌다. 비교예 9에서는, 조압연에 있어서의 AIN의 변형 유기 석출이 불충분해져, 그 후의 마무리 압연에 있어서 미세하면서도 비교적 다량의 AIN 입자가 석출되어, 이러한 AIN 입자에 의한 피닝 효과로 열처리 시에 페라이트의 재결정이 억제되었다고 생각된다. 비교예 17은 열처리 공정에서의 최고 가열 온도가 낮았기 때문에, 페라이트 함유량이 증대되어, 프레스 성형성이 떨어졌다. 비교예 18은 열처리 공정에서의 평균 가열 속도가 높았기 때문에, 미재결정물이 증가하여, 프레스 성형성이 떨어졌다. 비교예 19는 열처리 공정에서의 냉각 정지 온도가 높았기 때문에, 템퍼링 마르텐사이트가 생성되지 않아, 프레스 성형성이 떨어졌다. 비교예 20은 열처리 공정에서의 냉각 정지 온도가 낮았기 때문에, 잔류 오스테나이트 함유량이 감소되어, 프레스



스 성형성이 떨어졌다. 비교예 21은 열처리 공정에서의 저온 유지 온도가 낮았기 때문에, 충분한 잔류 오스테나이트 함유량이 얻어지지 않아, 프레스 성형성이 떨어졌다. 비교예 22는 열처리 공정에서의 저온 유지 시간이 짧았기 때문에, 마찬가지로 충분한 잔류 오스테나이트 함유량이 얻어지지 않아, 프레스 성형성이 떨어졌다. 비교예 23은 열처리 공정에서의 550 내지 650℃의 온도 범위의 평균 냉각 속도가 낮았기 때문에, 페라이트 함유량이 증가하여, 프레스 성형성이 떨어졌다. 비교예 32는 열처리 공정에서의 저온 유지 온도가 높았기 때문에, 충분한 잔류 오스테나이트 함유량이 얻어지지 않아, 프레스 성형성이 떨어졌다. 비교예 40 내지 49 및 66 내지 75는 화학 조성이 소정의 범위 내로 제어되어 있지 않기 때문에, 프레스 성형성 또는 스폿 용접부의 내LME 균열성이 떨어졌다. 특히, 비교예 48 및 74는 Ti를 포함하지 않았기 때문에, 미재결정물이 증가하여, 프레스 성형성이 떨어졌다. 이것은 Ti를 첨가하지 않았기 때문에 강 중의 고용 N을 TiN으로서 고정할 수 없어, 미세하면서도 비교적 다량의 AlN 입자가 생성되어 그 피닝 효과에 의해 열처리 시에 페라이트의 재결정이 억제되었기 때문이라고 생각된다.

[0232]

이와는 대조적으로, 실시예의 강관은, TS가 980MPa 이상이고 또한  $TS \times E1 \times \lambda^{0.5} / 1000$ 이 90 이상이며, 나아가 스폿 용접부의 내LME 균열성의 시험 결과가 양호했기 때문에, 프레스 성형성 및 스폿 용접부의 내LME 균열성이 우수한 것을 알 수 있다.