



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

(11) 공개번호 10-2024-0051976  
(43) 공개일자 2024년04월22일

- (51) 국제특허분류(Int. Cl.)  
 C22C 38/04 (2006.01) C22C 38/00 (2006.01)  
 C22C 38/02 (2006.01) C22C 38/06 (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 38/54 (2006.01)  
 C22C 38/58 (2006.01)
- (52) CPC특허분류  
 C22C 38/04 (2013.01)  
 C22C 38/001 (2013.01)
- (21) 출원번호 10-2024-7008877
- (22) 출원일자(국제) 2022년09월09일  
 심사청구일자 2024년03월15일
- (85) 번역문제출일자 2024년03월15일
- (86) 국제출원번호 PCT/JP2022/033946
- (87) 국제공개번호 WO 2023/053909  
 국제공개일자 2023년04월06일
- (30) 우선권주장  
 JP-P-2021-160629 2021년09월30일 일본(JP)

- (71) 출원인  
**제이에프이 스틸 가부시키키가이샤**  
 일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고
- (72) 발명자  
**지바 다다치카**  
 일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 지테크자이 산부 나이  
**왕 팡이**  
 일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 지테크자이 산부 나이  
 (뒷면에 계속)
- (74) 대리인  
**특허법인코리아나**

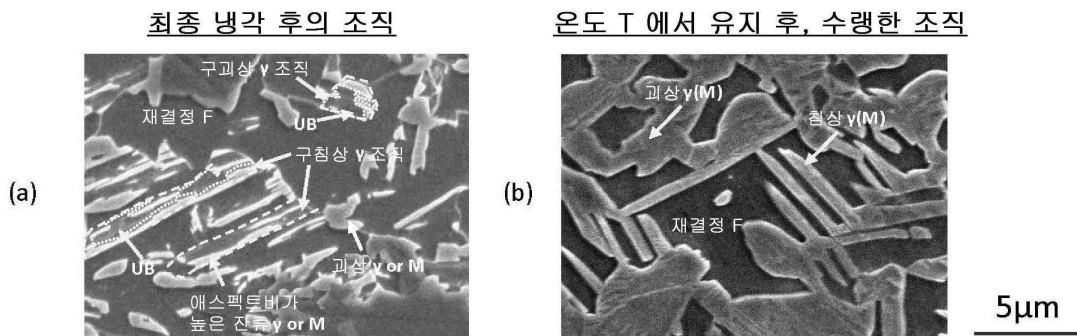
전체 청구항 수 : 총 6 항

(54) 발명의 명칭 **강판, 부재 및 그들의 제조 방법**

**(57) 요약**

고강도, 고연성, 우수한 신장 플렌지 성형성, 및 양호한 화성 처리성을 갖는 강판, 부재 및 그들의 제조 방법의 제공. 질량% 로, C, Si, Mn, P, S, sol.Al, N 을 특정량 함유하는 성분 조성으로 하고, 폴리고날 페라이트, 상부 베이나이트, 잔류  $\gamma$ , 프레스 마텐자이트, 템퍼드 마텐자이트와 하부 베이나이트의 합계, 잔부 조직을 특정한 비율로 하고, 원 상당 직경 : 0.8  $\mu\text{m}$  미만인 프레스 마텐자이트 입자 및 잔류  $\gamma$  입자의 개수를 특정한 비율로 하고, 에스펙트비가 2.0 이상이며 원 상당 직경 : 0.8  $\mu\text{m}$  이상인 프레스 마텐자이트 입자 및 잔류  $\gamma$  입자의 개수를 특정한 비율로 하는 강판.

**대표도**



(52) CPC특허분류

- C22C 38/02 (2013.01)
- C22C 38/06 (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 38/54 (2013.01)
- C22C 38/58 (2013.01)

(72) 발명자

**마츠이 요이치로**

일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방  
3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 지테크자이산  
부 나이

**가네코 신지로**

일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방  
3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 지테크자이산  
부 나이

**요코타 다케시**

일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방  
3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 지테크자이산  
부 나이

**오조노 슈토**

일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방  
3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 지테크자이산  
부 나이

## 명세서

### 청구범위

#### 청구항 1

질량% 로,

C : 0.10 ~ 0.24 % ,

Si : 0.4 % 이상 1.60 % 미만,

Mn : 2.0 ~ 3.6 % ,

P : 0.02 % 이하,

S : 0.01 % 이하,

sol.Al : 1.0 % 미만,

N : 0.015 % 미만을 함유하고,

또한 이하의 식 (1) 을 만족하고,

잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성을 갖고,

폴리고날 페라이트의 면적률 : 5 % 이상 25 % 이하이고,

상부 베이나이트의 면적률 : 5 % 이상 50 % 이하이고,

잔류 오스테나이트의 체적률 : 3 % 이상 20 % 이하이고,

프레스 마텐자이트의 면적률 : 12 % 이하 (0 % 를 포함한다) 이고,

템퍼드 마텐자이트 및 하부 베이나이트의 면적률의 합계 : 10 % 이상 50 % 이하이고, 또한

잔부 조직의 면적률 : 5 % 이하인 조직을 갖고,

원 상당 직경 : 0.8  $\mu\text{m}$  미만인 프레스 마텐자이트 입자 및 잔류 오스테나이트 입자의 합계의 개수의 프레스 마텐자이트 입자 및 잔류 오스테나이트 입자의 전체 입자의 개수에 대한 비율이 50 % 이상이고,

또한 에스펙트비가 2.0 이상이고 원 상당 직경 : 0.8  $\mu\text{m}$  이상인 프레스 마텐자이트 입자 및 잔류 오스테나이트 입자가 원 상당 직경 : 0.8  $\mu\text{m}$  이상인 프레스 마텐자이트 입자 및 잔류 오스테나이트 입자의 개수에 대한 비율이 30 % 이상인, 강판.

$$\text{Si}/\text{Mn} < 0.50 \cdots \text{식 (1)}$$

여기서, 식 (1) 중, Si, Mn 은 각각, Si 함유량 (질량%), Mn 함유량 (질량%) 을 나타낸다.

#### 청구항 2

제 1 항에 있어서,

상기 성분 조성으로서, 추가로, 질량% 로,

Nb : 0.2 % 이하,

Ti : 0.2 % 이하,

V : 0.2 % 이하,

B : 0.01 % 이하,

Cu : 0.2 % 이하,

Ni : 0.2 % 이하,

Cr : 0.4 % 이하,

Mo : 0.15 % 이하 중에서 선택되는 1 종 또는 2 종 이상을 함유하는, 강판.

### 청구항 3

제 1 항 또는 제 2 항에 있어서,

상기 성분 조성은, 추가로, 질량% 로,

Mg : 0.0050 % 이하,

Ca : 0.0050 % 이하,

Sn : 0.10 % 이하,

Sb : 0.10 % 이하,

REM : 0.0050 % 이하 중에서 선택되는 1 종 또는 2 종 이상을 함유하는, 강판.

### 청구항 4

제 1 항 내지 제 3 항 중 어느 한 항에 기재된 강판을 사용하여 이루어지는 부재.

### 청구항 5

제 1 항 내지 제 3 항 중 어느 한 항에 기재된 성분 조성을 갖는 강 슬래브에 대해 열간 압연 및 산세를 실시한 후, 얻어진 열연 강판에 대해 냉간 압연 처리를 실시함으로써 냉연 강판을 얻는 냉간 압연 공정과,

상기 냉연 강판에 대해 어닐링 처리를 실시함으로써 강판을 얻는 어닐링 공정을 포함하고,

상기 냉간 압연 공정은,

누적 냉간 압연율 : 30 ~ 85 % 로 하고,

1 패스제의 압하율을 5 % 이상 25 % 미만으로 함으로써, {111}<0-11> 방위, {111}<11-2> 방위, {211}<0-11> 방위, 및 {100}<011> 방위를 갖는 조직의 합계가, bcc 상의 전체 조직에 대해, 면적률로 35 % 이상 75 % 이하 인 상기 냉연 강판을 얻는 상기 냉간 압연 처리를 포함하고,

상기 어닐링 공정은,

상기 냉연 강판에 대해, 500 °C 이상 Ac1 이하의 온도 범위를 평균 가열 속도 : 0.5 ~ 15 °C/sec 로 하고, 840 °C 이하, 또한  $0.6 \leq (T - Ac1)/(Ac3 - Ac1) < 1.0$  이 되는 어닐링 온도 T 까지 가열을 실시하고,

그 가열 후, 노점 Td 가 -50 °C 이상 -30 °C 이하인 노 내 분위기에 있어서 상기 어닐링 온도 T 에서 균열 유지를 실시함으로써, 침상 오스테나이트 조직이 수밀도로 5 개/1000  $\mu\text{m}^2$  이상인 강판을 얻고,

이어서, 750 ~ 550 °C 의 온도 범위를 평균 냉각 속도 : 6.0 °C/sec 이상으로 하고, 550 °C 이하 400 °C 이상의 제 1 냉각 정지 온도 Tc1 까지 냉각시키는 제 1 냉각을 실시하고,

그 제 1 냉각 후, 상기 제 1 냉각 정지 온도 Tc1 에 있어서 25 초 이상 유지하는 제 1 유지를 실시하고,

그 제 1 유지 후, 350 °C 이하 200 °C 이상의 온도 범위를 평균 냉각 속도 : 3.0 ~ 80 °C/s 로 냉각시키고, 320 °C 이하 150 °C 이상의 제 2 냉각 정지 온도 Tc2 까지 냉각시키는 제 2 냉각을 실시하고,

상기 제 2 냉각 정지 온도 Tc2 에 있어서 2 ~ 20 초 유지하는 제 2 유지를 실시하고,

그 제 2 유지 후, 350 ~ 500 °C 의 온도 범위에서 20 ~ 3000 초 과시효 유지를 실시하고, 그 과시효 유지 후, 냉각시키는 제 3 냉각을 실시하는 상기 어닐링 처리를 포함하는, 강판의 제조 방법.

### 청구항 6

제 1 항 내지 제 3 항 중 어느 한 항에 기재된 강판에, 성형 가공, 접합 가공의 적어도 일방을 실시하여 부재로 하는 공정을 포함하는, 부재의 제조 방법.

**발명의 설명**

**기술 분야**

[0001] 본 발명은, 자동차, 가전 등에 있어서 프레스 성형 공정을 거쳐 사용되는 복잡한 형상을 갖는 프레스 성형품용에 적합하고, 또한 화성 처리성이 우수한 강판, 그 강판을 사용한 부재 및 그들의 제조 방법에 관한 것이다.

**배경 기술**

[0002] 세계적인 CO<sub>2</sub> 배출 규제와 고조를 배경으로, 자동차용 강판의 고강도화에 의한 차체 중량의 경량화가 한층 요구되어, 보디나 시트 부품에 대해서도 980 MPa 급 이상의 고강도 강판의 적용이 진행되고 있다. 일반적으로, 강판을 고강도화하면, 연성이나 신장 플랜지성 등의 프레스 성형성이 저하되고, 프레스 성형시의 균열이 발생하기 쉬워져, 형상의 자유도가 저하되기 때문에, 단순한 형상의 부품에 대한 적용에 한정된다. 따라서, 고강도 강판을 복잡 형상 부품에 적용하기 위해서는 성형성을 유지 혹은 향상시키면서 강판의 고강도화를 진행시키는 것이 중요해진다.

[0003] 이와 같은 배경으로부터, 강판의 연성을 향상시키는 기술로서, 강판의 마이크로 조직 중에 잔류 오스테나이트(잔류  $\gamma$ )를 분산시킨 TRIP 강이 개발되어 있다.

[0004] 예를 들어, 특허문헌 1 에는, 오스템퍼 처리(단상역 어닐링 온도 혹은 2 상역 어닐링 온도로부터 베이나이트 변태 온도까지 냉각시키고, 등은 유지함으로써 등은 유지 중 혹은 냉각 중의 베이나이트 변태를 활용하여 잔류  $\gamma$ 를 형성시키는 처리)에 의한 제조 방법이 개시되어 있고, C : 0.10 ~ 0.45 %, Si : 0.5 ~ 1.8 %, Mn : 0.5 ~ 3.0 % 를 포함하는 강판을 어닐링 후에 350 ~ 500 °C 의 온도역에서 1 ~ 30 min 시효 처리함으로써 잔류  $\gamma$ 를 형성하고, TS : 80 kgf/mm<sup>2</sup> 이상이고 TS × EL : 2500 kgf/mm<sup>2</sup> · % 이상의 높은 연성을 갖는 강판이 얻어지는 것이 개시되어 있다.

[0005] 특허문헌 2 에는, C : 0.10 ~ 0.25 %, Si : 1.0 ~ 2.0 %, Mn : 1.5 ~ 3.0 % 를 함유하는 강판을 어닐링 후에 10 °C/s 이상으로 450 ~ 300 °C 까지 냉각시키고, 180 ~ 600 sec 유지하고, 체적률로 5 % 이상의 잔류  $\gamma$ , 면적률로 60 % 이상의 베이나이트 페라이트와 20 % 이하의 폴리고날 페라이트가 되도록 마이크로 조직을 제어함으로써, 연성 : EL 과 신장 플랜지성 :  $\lambda$  가 모두 우수한 강판이 얻어지는 것이 개시되어 있다.

[0006] 특허문헌 3 에는, Q & P 처리(단상역 어닐링 온도 혹은 2 상역 어닐링 온도로부터 마텐자이트 개시 온도 : Ms ~ 마텐자이트 종료 온도 : Mf 까지의 온도까지 냉각시켜, 마텐자이트 조직을 형성하고, 그 후 재가열함으로써 마텐자이트 조직으로부터 미변태  $\gamma$ 로 탄소 분배를 발생시킴으로써 잔류  $\gamma$ 를 형성하는 처리)에 의한 제조 방법이 기재되고, 특성의 성분 조성을 갖는 강판을 어닐링 후에 150 ~ 350 °C 의 온도역까지 냉각시키고, 그 후 350 ~ 600 °C 로 재가열하여 유지함으로써, 페라이트, 템퍼드 마텐자이트, 잔류  $\gamma$ 를 포함하는 조직이 얻어지고, 연성 및 신장 플랜지성이 모두 우수한 강판이 얻어지는 것을 개시하고 있다.

[0007] 특허문헌 1, 2 에 기재된 오스템퍼 처리와 특허문헌 3 에 기재된 Q & P 처리는, 모두 TRIP 강판을 제조하기 위한 열처리이지만, 고강도화에 기여하는 템퍼드 마텐자이트가 얻어지는 만큼, 보다 고강도인 강판의 제조에서는 Q & P 처리가 바람직하다.

[0008] 특허문헌 4 에는, 상기의 Q & P 처리를 개량하여, 어닐링 후의 냉각시에 470 ~ 405 °C 의 온도에 있어서 14 ~ 200 sec 유지함으로써, 상부 베이나이트 변태를 활용함으로써 탄소를 미변태  $\gamma$  중에 농화시키고, 그 후 Ms - 90 ~ Ms - 180 (°C) 까지 냉각시켜 마텐자이트 변태시키고, 그 후 재가열에 의해 마텐자이트 조직으로부터 미변태  $\gamma$ 로 탄소 분배함으로써 잔류  $\gamma$ 를 얻는 제조 방법을 개시하고, 높은 연성과 우수한 신장 플랜지성을 양립하는 강판을 얻고 있다.

[0009] 이상의 기술에서는, 미변태  $\gamma$ 로의 효율적인 탄소 농화를 촉진하기 위해, 강판에 함유하는 Si 량이 많다. 한편으로, 프레스 성형 부재에 사용되는 박강판은, 그 후 도장되어 자동차 등에 장착되기 때문에, 강판에 양호한 도장성을 부여할 목적으로 화성 처리를 실시하고 있다. 화성 처리는 강판 표층부의 산화막이 있는 경우, 화성 처리에 의해 부착되는 결정 입자에 불균일이 발생하여, 도장성 악화의 요인이 된다. 그 때문에, 통상, 박강판의 제조에서 사용되는 연속 어닐링로에서는 화성 처리성을 높이는 전처리로서 산세 처리가 실시되지만, 강판의 성분, 특히 Si 함유량이 높은 강판에서는 산세로는 완전히 제거되지 않는 Si 함유 표면 산화층에 의해, 화성 처리성이 현저하게 악화된다는 문제가 발생한다.

[0010] 이와 같은 과제를 해결하기 위해, 예를 들어, 특허문헌 5 에서는, 산화성의 제 1 산과 비산화성의 제 2 산을 포함하는 혼산액에 연속적으로 침지시켜 산세한 후, 비산화성의 제 3 산을 포함하는 산액에 연속적으로 침지시켜 재산세하는 공정에 의해, 높은 Si 함유량의 강판에 대해서도, 우수한 화성 처리성을 구비시킬 수 있는 것을 개시하고 있다.

**선행기술문헌**

**특허문헌**

- [0011] (특허문헌 0001) 일본 특허공보 평6-35619호
- (특허문헌 0002) 일본 특허공보 제4411221호
- (특허문헌 0003) 일본 특허공보 제5463685호
- (특허문헌 0004) 일본 특허공보 제6439903호
- (특허문헌 0005) 일본 특허공보 제6041079호

**발명의 내용**

**해결하려는 과제**

- [0012] 그러나, 특허문헌 1 에 기재된 종래의 TRIP 강은, E1 은 우수하지만, 신장 플랜지 성형성이 매우 낮다는 문제를 가지고 있었다.
- [0013] 특허문헌 2 에 기재된 기술에서는, 마이크로 조직으로서 주로 베이나이트 페라이트를 활용하고 있고, 페라이트를 적게 억제하고 있으므로, 신장 플랜지 성형성은 우수하지만 연성은 반드시 높지 않다.
- [0014] 또, 특허문헌 3 에 기재된 기술에서는, 종래의 TRIP 강이나 베이나이트 페라이트를 활용한 강과 비교하면, 비교적 높은 연성과 높은 신장 플랜지 성형성을 실현하고 있지만, 센터 필러 등의 난성형 부품에서의 성형에 있어서는 충분하지 않아, 추가적인 연성의 향상이 필요해지고 있었다. 이 때문에, 난성형 부품에 대한 적응을 생각하면, 추가적인 연성, 특히 균일 연신과 국부 연신을 동시에 개선하는 것이 요구된다. 이 균일 연신은, 연성의 지표가 되는 E1 중에서도 네킹이 발생하기 시작할 때까지의 연신량을 나타내는 U.E1 로 나타내고, 국부 연신은, 전체 연신 : T.E1 로부터 균일 연신을 뺀 연신량이고, L.E1 로 나타내고, U.E1 을 유지하면서 또한 L.E1 을 증가시킬 필요가 있다.
- [0015] 특허문헌 4 에 기재된 기술은, 어닐링 후의 냉각 도중에 상부 베이나이트 변태를 활용하는 유지와, 그 후의 Q & P 처리 및 재가열 후의 베이나이트 변태에 의해 높은 연성과 우수한 신장 플랜지성을 갖는 강판은 얻어지지만, 난성형 부품에서 동시에 필요하게 되는 굽힘 성형성, 장출 성형성을 양립하는 국부 연신의 개선까지는 관찰되지 않는다. 또, Q & P 처리로 형성되는 마텐자이트로부터 미변태  $\gamma$  로의 탄소 분배를 촉진하게 되어, 다량의 Si 를 함유하기 때문에, 특허문헌 5 에 기재된 바와 같은 특정한 산세 기술을 필요로 한다.
- [0016] 특허문헌 5 에 기재된 산세는 우수한 화성 처리성을 강판에 부여하는 기술이지만, 러닝 코스트가 높아, 동일한 연속 어닐링로에서 다양한 강판 전부를 당해 기술로 산세하는 것은 비용면에서 과제가 남는 점에서, 다른 기술의 확립이 희구(希求)되고 있었다.
- [0017] 이와 같이, 종래 기술에서는, 높은 연성과 우수한 신장 플랜지 성형성을 확보하면서, 동시에 우수한 화성 처리성을 구비하는 강판의 기술로는 아직 충분하다고는 할 수 없었다.
- [0018] 본 발명은, 이와 같은 문제를 해결하기 위해서 이루어진 것으로, 980 MPa 이상의 인장 강도를 갖고, 높은 연성과 우수한 신장 플랜지 성형성과 우수한 화성 처리성을 실현하는 강판, 부재 및 그들의 제조 방법을 제공하는 것을 목적으로 한다.
- [0019] 여기서, 인장 강도가 980 MPa 이상이라는 것은, 압연 방향에 대해 수직 방향으로 인장 방향을 갖는 JIS5 호 인장 시험편에 대해, 크로스 헤드 스피드를 10 mm/min 으로 하여, JIS Z 2241(2011) 의 규정에 준거한 인장 시험에 의해, 인장 강도가 980 MPa 이상인 것을 가리킨다.

[0020] 또, 높은 연성이란, 압연 방향에 대해 수직 방향으로 인장 방향을 갖는 JIS5 호 인장 시험편에 대해, 크로스 헤드 스피드를 10 mm/min 으로 하여, JIS Z 2241(2011) 의 규정에 준거한 인장 시험에 의해, 인장 강도 (TS) × 전체 연신 (T.E1) ≥ 18000 MPa·% 이상인 것을 가리킨다.

[0021] 또, 우수한 신장 플랜지 성형성이란, JFST 1001 (일본 철강 연맹 규격) 에 준거한 구멍 확장 시험에 의해, 구멍 확장률 λ 가 45 % 이상이다.

[0022] 또, 양호한 화성 처리성이란, 강관에 대해, 20 ~ 35 A/dm<sup>2</sup> 의 전류 밀도로 2 초간의 황산 전해 산세를 실시하고, 탈지 (처리 온도 40 °C, 처리 시간 120 초, 스프레이 탈지), 표면 조정 (pH 9.5, 처리 온도 실온, 처리 시간 20 초) 을 실시하고, 그 후에 인산아연 화성 처리액을 사용하여 화성 처리 (화성 처리액의 온도 35 °C, 처리 시간 120 초) 를 실시하여, 화성 피막 조직이 형성되어 있지 않은 면이 존재하지 않는 것을 가리킨다.

### 과제의 해결 수단

[0023] 본 발명자들은, 높은 연성과 우수한 신장 플랜지 성형성을 구비시키는 수단에 대해 예의 검토를 실시하고, 이하의 결론을 얻었다.

[0024] 오스템퍼 처리에서는, 400 °C 부근의 베이나이트 변태에 의해, fcc 상과 bcc 상의 자유 에너지가 동일해지는 T<sub>0</sub> 조성까지 미변태 오스테나이트로의 탄소 분배가 발생하고, 그 후 베이나이트 변태는 정류 (停留) 된다. 그 때문에, 조대 (粗大) 하고 열적으로 불안정한 미변태 오스테나이트는, 최종 냉각시에 경질인 마텐자이트 조직 혹은 기계적으로 불안정한 잔류 γ 가 되어, 신장 플랜지성이 악화된다. 이와 같이, 오스템퍼 처리에서는, 연성과 신장 플랜지성을 양립하는 것은 어렵다.

[0025] 한편, Q & P 처리 (예를 들어, 어닐링 후의 냉각 도중에 유지를 실시하는 Q & P 처리) 에서는, Ms ~ Mf 의 냉각 정지 온도에서 열적으로 불안정한 미변태 γ 가 마텐자이트 변태되고, 그 후의 재가열 중에 템퍼링되기 때문에, 경질상과 연질상의 이상간 경도차가 감소하여, 신장 플랜지성이 우수하고, 동시에 연성도 향상시킬 수 있다. 그 때문에, Q & P 처리 (예를 들어, 어닐링 후의 냉각 도중에 유지를 실시하는 Q & P 처리) 가 바람직한 것을 알 수 있다.

[0026] 그러나, Q & P 처리 (예를 들어, 어닐링 후의 냉각 도중에 유지를 실시하는 Q & P 처리) 에 있어서도 잔류 γ 를 형성시키기 위해서 C 와 Si 를 많이 함유할 필요가 있어, 화성 처리성을 부여하기 위해서는 비용이 높은 산세 공정으로 처리할 필요가 있다. 그 때문에, 특히 Si 량을 저하시키는 합금 설계가 필요해진다. 그러나, Si 량의 저감은 연성의 저감이 되기 때문에, Si 량이 적은 강관에 있어서도 높은 연성을 얻을 수 있는 프로세스가 필요해진다. 또한, 여기서 기재한 화성 처리성이란, 일반적인 산세 공정이면 부착량 및 불균일 모두 도장성을 만족할 수 있는 특성으로서 정의하고, 예를 들어, 일반적인 산세 공정이란, 황산 산세 등이지만, 산세 방법은 한정되지 않는다.

[0027] 본 발명자들은, 어닐링 전의 승온 과정을 예의 검토한 결과, 특성 성분 및 특성의 승온 속도로 가열함으로써, 연질인 페라이트 조직이 형성되는 것과 인접하는 침상 γ 가 형성되는 것을 알아내고, 이 침상 γ 가 냉각 과정에서의 조직 형성에서의 탄소 분배, 잔류 γ 의 형성에 기여하여, Si 량이 낮은 강관에 있어서도, 우수한 연성을 발현하는 것을 알아내었다. 그것은 이하의 골자에 의한다. 여기서, Si 함유량이 적다는 것은, 특별히 한정되지 않지만, Si 함유량이 1.60 질량% 미만인 경우를 가리킨다.

[0028] (i) 냉간 압연 공정에 있어서, 1 패스째의 냉압율 (압하율) 5 % 이상 25 % 미만의 전단 집합 조직의 발달을 억제한 냉간 압연에 의해 압연 우선 방위 (집합 조직) 및 Rotated Cube 방위를 발달시킨 냉간 압연 강관 ({111}<0-11> 방위, {111}<11-2> 방위, {211}<0-11> 방위, 및 {100}<011> 방위를 갖는 조직의 합계가, bcc 상의 전체 조직에 대해, 면적률로 35 % 이상 75 % 이하인 냉연 강관) 을 제조한다.

[0029] (ii) 어닐링 공정에 있어서, 균열 유지 전의 승온 과정에 있어서, 500 °C ~ Ac1 까지의 승온 속도 (평균 가열 속도) 를 15 °C/sec 이하로 함으로써, 냉연 강관 중의 30 % 이상의 압연율로 냉간 압연한 조직을 충분히 재결정시킨다.

[0030] (iii) 그 후 Ac1 이상의 온도에서 변태되는 오스테나이트 (γ) 는 재결정한 bcc 상의 결정립계, 혹은 잔존하는 탄화물로부터 핵 생성되지만, 주위의 bcc 상에 대해 특정한 결정 방위 관계를 갖는다. 그 때문에, 계면의 정합도가 높고, 계면 이동을 수반하는 입 성장이 지연되지만, 평형 상태에 가까워지기 위해서 일부의 계면이 우선적으로 이동하여, 침상 오스테나이트 (침상 γ) 가 형성된다. 이 침상 γ 를 활용하기 위해서, 어닐링 온

도는 2 상역 어닐링으로 하고, 또 화성 처리성의 관점에서,  $0.6 \leq (T - Ac1)/(Ac3 - Ac1) < 1.0$ , 또한 840 °C 이하가 되는 어닐링 온도 T 에서 어닐링을 실시한다.

[0031] (iv) 어닐링 공정에 있어서의 균열 유지 후의 냉각 중에 있어서, 마텐자이트 변태 전에 400 °C ~ 550 °C 의 온도 범위에서 등온 유지를 실시함으로써, 침상  $\gamma$  를 상부 베이나이트에 변태시키면 에스펙트비가 높은 미변태 오스테나이트 (미변태  $\gamma$ ) 가 형성된다. 또, 베이나이트 변태에 수반하는 탄소 분배에 의해, 기계적 안정성이 높은, 균일 연신에 기여하는 잔류  $\gamma$  가 얻어진다. 잔류  $\gamma$  는 에스펙트비가 높기 때문에, 국부 연신 특성이 우수하고, 예를 들어, 장축 성형과 신장 플랜지 성형이 공존하는 프레스 성형시에 있어서도 균열이 발생하지 않아, 복잡 성형품에 대한 적용이 가능해진다.

[0032] 이와 같이, 승온 과정에 의해 형성시킨 침상 오스테나이트와, 마텐자이트 변태 전의 상부 베이나이트 변태를 활용함으로써, 우수한 균일 연신과 국부 연신을 동시에 얻을 수 있다. 그 결과, Si 를 소량으로 억제한 성분강에 있어서도 높은 연성과 우수한 신장 플랜지 성형성을 양립한 강관을 얻을 수 있어, 화성 처리성도 개선된 강관이 얻어진다.

[0033] 본 발명은, 이상의 지건에 기초하여 이루어진 것으로, 구체적으로는 이하의 것을 제공한다.

[0034] [1] 질량% 로,

[0035] C : 0.10 ~ 0.24 %,

[0036] Si : 0.4 % 이상 1.60 % 미만,

[0037] Mn : 2.0 ~ 3.6 %,

[0038] P : 0.02 % 이하,

[0039] S : 0.01 % 이하,

[0040] sol.Al : 1.0 % 미만,

[0041] N : 0.015 % 미만을 함유하고,

[0042] 또한 이하의 식 (1) 을 만족하고,

[0043] 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성을 갖고,

[0044] 폴리고날 페라이트의 면적률 : 5 % 이상 25 % 이하이고,

[0045] 상부 베이나이트의 면적률 : 5 % 이상 50 % 이하이고,

[0046] 잔류 오스테나이트의 체적률 : 3 % 이상 20 % 이하이고,

[0047] 프레스 마텐자이트의 면적률 : 12 % 이하 (0 % 를 포함한다) 이고,

[0048] 템퍼드 마텐자이트 및 하부 베이나이트의 면적률의 합계 : 10 % 이상 50 % 이하이고, 또한

[0049] 잔부 조직의 면적률 : 5 % 이하인 조직을 갖고,

[0050] 원 상당 직경 : 0.8  $\mu$ m 미만인 프레스 마텐자이트 입자 및 잔류 오스테나이트 입자의 합계의 개수의 프레스 마텐자이트 입자 및 잔류 오스테나이트 입자의 전체 입자의 개수에 대한 비율이 50 % 이상이고,

[0051] 또한 에스펙트비가 2.0 이상이고 원 상당 직경 : 0.8  $\mu$ m 이상인 프레스 마텐자이트 입자 및 잔류 오스테나이트 입자가 원 상당 직경 : 0.8  $\mu$ m 이상인 프레스 마텐자이트 입자 및 잔류 오스테나이트 입자의 개수에 대한 비율이 30 % 이상인, 강관.

[0052]  $Si/Mn < 0.50 \cdot \cdot \cdot$  식 (1)

[0053] 여기서, 식 (1) 중, Si, Mn 은 각각, Si 함유량 (질량%), Mn 함유량 (질량%) 을 나타낸다.

[0054] [2] 상기 성분 조성으로서, 추가로, 질량% 로,

[0055] Nb : 0.2 % 이하,

[0056] Ti : 0.2 % 이하,

- [0057] V : 0.2 % 이하,
- [0058] B : 0.01 % 이하,
- [0059] Cu : 0.2 % 이하,
- [0060] Ni : 0.2 % 이하,
- [0061] Cr : 0.4 % 이하,
- [0062] Mo : 0.15 % 이하 중에서 선택되는 1 종 또는 2 종 이상을 함유하는, 상기 [1] 에 기재된 강판.
- [0063] [3] 상기 성분 조성은, 추가로, 질량% 로,
- [0064] Mg : 0.0050 % 이하,
- [0065] Ca : 0.0050 % 이하,
- [0066] Sn : 0.10 % 이하,
- [0067] Sb : 0.10 % 이하,
- [0068] REM : 0.0050 % 이하 중에서 선택되는 1 종 또는 2 종 이상을 함유하는, 상기 [1] 또는 [2] 에 기재된 강판.
- [0069] [4] 상기 [1] ~ [3] 중 어느 하나에 기재된 강판을 사용하여 이루어지는 부재.
- [0070] [5] 상기 [1] ~ [3] 중 어느 하나에 기재된 성분 조성을 갖는 강 슬래브에 대해 열간 압연 및 산세를 실시한 후, 얻어진 열연 강판에 대해 냉간 압연 처리를 실시함으로써 냉연 강판을 얻는 냉간 압연 공정과,
- [0071] 상기 냉연 강판에 대해 어닐링 처리를 실시함으로써 강판을 얻는 어닐링 공정을 포함하고,
- [0072] 상기 냉간 압연 공정은,
- [0073] 누적 냉간 압연율 : 30 ~ 85 % 로 하고,
- [0074] 1 패스제의 압하율을 5 % 이상 25 % 미만으로 함으로써, {111}<0-11> 방위, {111}<11-2> 방위, {211}<0-11> 방위, 및 {100}<011> 방위를 갖는 조직의 합계가, bcc 상의 전체 조직에 대해, 면적률로 35 % 이상 75 % 이하 인 상기 냉연 강판을 얻는 상기 냉간 압연 처리를 포함하고,
- [0075] 상기 어닐링 공정은,
- [0076] 상기 냉연 강판에 대해, 500 °C 이상 Ac1 이하의 온도 범위를 평균 가열 속도 : 0.5 ~ 15 °C/sec 로 하고, 840 °C 이하, 또한  $0.6 \leq (T - Ac1)/(Ac3 - Ac1) < 1.0$  이 되는 온도 T 까지 가열을 실시하고,
- [0077] 그 가열 후, 노점 Td 가 -50 °C 이상 -30 °C 이하인 노 내 분위기에 있어서 상기 어닐링 온도 T 에서 균열 유지를 실시함으로써, 침상 오스테나이트 조직이 수밀도로 5 개/1000  $\mu\text{m}^2$  이상인 강판을 얻고,
- [0078] 이어서, 750 ~ 550 °C 의 온도 범위를 평균 냉각 속도 : 6.0 °C/sec 이상으로 하고, 550 °C 이하 400 °C 이상의 제 1 냉각 정지 온도 Tc1 까지 냉각시키는 제 1 냉각을 실시하고,
- [0079] 그 제 1 냉각 후, 상기 제 1 냉각 정지 온도 Tc1 에 있어서 25 초 이상 유지하는 제 1 유지를 실시하고,
- [0080] 그 제 1 유지 후, 350 °C 이하 200 °C 이상의 온도 범위를 평균 냉각 속도 : 3.0 ~ 80 °C/s 로 냉각시키고, 320 °C 이하 150 °C 이상의 제 2 냉각 정지 온도 Tc2 까지 냉각시키는 제 2 냉각을 실시하고,
- [0081] 상기 제 2 냉각 정지 온도 Tc2 에 있어서 2 ~ 20 초 유지하는 제 2 유지를 실시하고,
- [0082] 그 제 2 유지 후, 350 ~ 500 °C 의 온도 범위에서 20 ~ 3000 초 과시효 유지를 실시하고, 그 과시효 유지 후, 냉각시키는 제 3 냉각을 실시하는 상기 어닐링 처리를 포함하는, 강판의 제조 방법.
- [0083] [6] 상기 [1] ~ [3] 중 어느 하나에 기재된 강판에, 성형 가공, 접합 가공의 적어도 일방을 실시하여 부재로 하는 공정을 포함하는, 부재의 제조 방법.

**발명의 효과**

- [0084] 본 발명에 의하면, 980 MPa 이상의 인장 강도를 갖고, 높은 연성과 우수한 신장 플랜지 성형성과 함께 양호한 화

성 처리성을 실현하는 강판, 부재 및 그들의 제조 방법이 제공된다.

[0085] 본 발명의 강판은, 자동차, 가전 등에 있어서 프레스 성형 공정을 거쳐 사용되는 복잡 형상의 프레스 성형품용에 바람직하다.

**도면의 간단한 설명**

[0086] 도 1 은, 본 발명에 있어서의 최종 냉각 후 (어닐링 공정에 있어서의 제 3 냉각 후) 의 조직 및 온도 T 에서 유지 후, 수행한 조직에서 관찰되는 침상 오스테나이트 (침상  $\gamma$ ) 의 조직의 SEM 사진을 나타내는 도면이다.

도 2 는, 침상 오스테나이트 (침상  $\gamma$ ) 의 모식도이고, 침상  $\gamma$  의 에스펙트비의 정의를 설명하는 도면이다.

**발명을 실시하기 위한 구체적인 내용**

[0087] 이하, 본 발명을 구체적으로 설명한다. 또한, 본 발명은 이하의 실시형태에 한정되지 않는다.

[0088] 본 발명의 강판은, 질량% 로, C : 0.10 ~ 0.24 %, Si : 0.4 % 이상 1.60 % 미만, Mn : 2.0 ~ 3.6 %, P : 0.02 % 이하, S : 0.01 % 이하, sol.Al : 1.0 % 미만, N : 0.015 % 미만을 함유하고, 또한 이하의 식 (1) 을 만족하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성을 갖고, 폴리고날 페라이트의 면적률 : 5 % 이상 25 % 이하이고, 상부 베이나이트의 면적률 : 5 % 이상 50 % 이하이고, 잔류 오스테나이트의 체적률 : 3 % 이상 20 % 이하이고, 프레스 마텐자이트의 면적률 : 12 % 이하 (0 % 를 포함한다) 이고, 템퍼드 마텐자이트 및 하부 베이나이트의 면적률의 합계 : 10 % 이상 50 % 이하이고, 또한 잔부 조직의 면적률 : 5 % 이하인 조직을 갖고, 원 상당 직경 : 0.8  $\mu\text{m}$  미만인 프레스 마텐자이트 입자 및 잔류 오스테나이트 입자의 합계의 개수의 프레스 마텐자이트 입자 및 잔류 오스테나이트 입자의 전체 입자의 개수에 대한 비율이 50 % 이상이고, 또한 에스펙트비가 2.0 이상이고 원 상당 직경 : 0.8  $\mu\text{m}$  이상인 프레스 마텐자이트 입자 및 잔류 오스테나이트 입자가 원 상당 직경 : 0.8  $\mu\text{m}$  이상인 프레스 마텐자이트 입자 및 잔류 오스테나이트 입자의 개수에 대한 비율이 30 % 이상인, 강판이다.

[0089]  $\text{Si}/\text{Mn} < 0.50 \cdots$  식 (1)

[0090] 여기서, 식 (1) 중, Si, Mn 은 각각, Si 함유량 (질량%), Mn 함유량 (질량%) 을 나타낸다.

[0091] 이하에서는, 성분 조성, 강 조직의 순서로 본 발명의 강판을 설명한다.

[0092] 본 발명의 강판은 하기의 성분을 포함한다. 하기의 설명에 있어서, 성분의 함유량의 단위인 「%」 는 「질량%」 를 의미한다.

[0093] C : 0.10 ~ 0.24 %

[0094] C 는, 강판의 퀴칭성과, 마텐자이트의 강도와, 잔류  $\gamma$  의 체적률을 원하는 범위로 하는 관점에서 함유한다. C 함유량이 0.10 % 미만에서는 강판의 강도, 강판의 연성을 충분히 확보할 수 없으므로, C 함유량은 0.10 % 이상으로 한다. C 함유량은, 바람직하게는 0.12 % 이상이고, 보다 바람직하게는 0.14 % 이상이고, 더욱 바람직하게는 0.16 % 이상이다. C 함유량이 0.24 % 를 초과하면 용접부의 인성이 열화된다. 그 때문에, C 함유량은 0.24 % 이하로 한다. 연성이나 스폿 용접부의 인성 향상의 관점에서, C 함유량은 0.22 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 스폿 용접부의 인성을 더욱 개선하는 관점에서, C 함유량은 0.20 % 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0095] Si : 0.4 % 이상 1.60 % 미만

[0096] Si 는, 페라이트 강도의 향상과, 마텐자이트나 베이나이트 중의 탄화물 생성 억제와, 잔류  $\gamma$  를 안정화시켜 연성을 향상시키는 효과를 얻는다는 관점에서 함유한다. 이들의 관점에서, Si 함유량은 0.4 % 이상으로 한다. 연성 향상의 관점에서, Si 함유량은 0.5 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. Si 함유량은, 보다 바람직하게는 0.6 % 이상이다. Si 함유량이 1.60 % 이상이 되면, 화성 처리성이 현저하게 열화된다. 그 때문에, Si 함유량은 1.60 % 미만으로 한다. 바람직하게는, Si 함유량은 1.30 % 이하이고, 보다 바람직하게는 1.20 % 이하이다. 더욱 바람직하게는, Si 함유량은 1.0 % 미만이다.

[0097] Mn : 2.0 ~ 3.6 %

[0098] Mn 은, 소정의 퀴칭성을 확보하여 페라이트 변태를 억제하고, 원하는 면적률의 템퍼드 마텐자이트 및/또는 베이나이트를 확보하여 강도를 확보한다. 또, Mn 은, 페라이트/ $\gamma$  의 2 상역 어닐링시에  $\gamma$  중에 농화하여 잔류

$\gamma$  의 Ms 점의 저하에 의해 잔류  $\gamma$  를 안정화시켜 연성을 개선한다. 또, Mn 은, Si 와 동일하게 베이나이트 중의 탄화물의 생성을 억제하여 연성을 향상시킨다. 또, Mn 은, 잔류  $\gamma$  의 체적률을 증가시켜 연성을 향상시킨다. 이러한 점에서, Mn 은 본 발명에 있어서 중요한 원소이다. 이들 효과를 얻기 위해서, Mn 함유량은 2.0 % 이상으로 한다. 켈칭성을 향상시키는 관점에서, Mn 함유량은 2.1 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. Mn 함유량은 2.2 % 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다. 한편, Mn 함유량이 3.6 % 를 초과하면 베이나이트 변태가 현저하게 지연되기 때문에, 높은 연성을 확보하는 것이 곤란해진다. 또, Mn 의 함유량이 3.6 % 를 초과하면, 과상의 조대  $\gamma$  나 과상의 조대 마텐자이트의 생성을 억제하는 것이 어려워져, 신장 플랜지 성형성도 열화된다. 따라서, Mn 함유량은 3.6 % 이하로 한다. 베이나이트 변태를 촉진하여 높은 연성을 확보하는 관점에서 Mn 함유량은 2.8 % 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0099] Si/Mn < 0.50 · · · 식 (1)

[0100] 화성 처리성을 현저하게 열화시키는 강관의 표면 산화물은 Si 계 산화물이다. 이 때문에, 산액에 대해 용해 용이성을 나타내는 Mn 함유 산화물을 형성시킬 목적으로 Si/Mn 을 0.50 미만으로 한다. 즉, 본 발명에서는, 식 (1) 로서, Si/Mn < 0.50 으로 한다. 여기서, 식 (1) 중, Si, Mn 은 각각, Si 함유량 (질량%), Mn 함유량 (질량%) 을 나타낸다. 이 범위를 벗어나면, -50 °C 이상 -30 °C 이하의 노점 범위에 있어서 화성 처리성을 구비할 수 있다. 바람직하게는, Si/Mn 은, 0.40 이하이고, 보다 바람직하게는 0.35 이하이다.

[0101] P : 0.02 % 이하

[0102] P 는 강을 강화시키는 원소이지만, 그 함유량이 많으면 스폿 용접성을 열화시킨다. 따라서, P 함유량은 0.02 % 이하로 한다. 스폿 용접성을 개선하는 관점에서는 P 는 0.01 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 또한, P 를 포함하지 않아도 되지만, P 함유량은 제조 비용의 관점에서 0.001 % 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0103] S : 0.01 % 이하

[0104] S 는, 열연에서의 스케일 박리성을 개선하는 효과, 어닐링시의 질화를 억제하는 효과가 있지만, 스폿 용접성에 더하여, 국부 연신을 열화시키는 원소이다. 이들 열화를 억제하기 위해서, S 함유량은 0.01 % 이하로 한다. 본 발명에서는, C, Si, Mn 의 함유량이 높기 때문에 스폿 용접성이 악화되기 쉽고, 스폿 용접성을 개선하는 관점에서, S 함유량은 0.0020 % 이하로 하는 것이 바람직하고, 0.0010 % 미만으로 하는 것이 보다 바람직하다. 또한, S 를 포함하지 않아도 되지만, S 함유량은 제조 비용의 관점에서 0.0001 % 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0105] sol.Al : 1.0 % 미만

[0106] Al 은 탈산의 목적으로, 혹은 Si 의 대체로서 잔류  $\gamma$  를 안정화시킬 목적으로 함유한다. sol.Al 의 하한은 특별히 규정하지 않지만, 안정적으로 탈산을 실시하기 위해서, 0.01 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. 한편, sol.Al 함유량이 1.0 % 이상이 되면, 소재의 강도가 극단적으로 저하되고, 화성 처리성도 열화된다. 그 때문에, sol.Al 함유량은 1.0 % 미만으로 한다. 높은 강도를 얻기 위해서 sol.Al 함유량은 0.20 % 미만으로 하는 것이 바람직하고, 0.10 % 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0107] N : 0.015 % 미만

[0108] N 은 강 중에서 BN, AlN, TiN 등의 질화물을 형성하는 원소이고, 강의 열간 연성을 저하시키고, 표면 품질을 저하시키는 원소이다. 또, B 를 함유하는 강에서는, BN 의 형성을 통해서 B 의 효과를 소실시키는 폐해가 있다. N 함유량이 0.015 % 이상이 되면 표면 품질이 현저하게 열화된다. 따라서, N 함유량은 0.015 % 미만으로 한다. 또한, N 을 포함하지 않아도 되지만, N 함유량은 제조 비용의 점에서 0.0001 % 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0109] 상기 이외의 잔부는, Fe 및 불가피적 불순물이다. 본 발명의 강관은 상기의 기본 성분을 함유하고, 잔부는 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성을 갖는 것이 바람직하다.

[0110] 본 발명의 강관의 성분 조성은, 상기의 Fe 및 불가피적 불순물의 일부 대신에, 상기 성분에 더하여, 임의 원소로서, 이하의 (A), (B) 에서 선택되는 1 종 또는 2 종을 적절히 함유할 수 있다.

[0111] (A) 질량% 로, Nb : 0.2 % 이하, Ti : 0.2 % 이하, V : 0.2 % 이하, B : 0.01 % 이하, Cu : 0.2 % 이하, Ni : 0.2 % 이하, Cr : 0.4 % 이하, Mo : 0.15 % 이하 중에서 선택되는 1 종 또는 2 종 이상

- [0112] (B) 질량% 로, Mg : 0.0050 % 이하, Ca : 0.0050 % 이하, Sn : 0.10 % 이하, Sb : 0.10 % 이하, REM : 0.0050 % 이하 중에서 선택되는 1 종 또는 2 종 이상
- [0113] Nb : 0.2 % 이하
- [0114] Nb 는, 마이크로 조직을 미세화하여 스폿 용접부의 내결함 특성을 향상시키는 관점에서 첨가하는 것이 바람직하다. 또, Nb 는 강 조직을 미세화하여 고강도화하는 효과, 세립화를 통해서 베이나이트 변태를 촉진하는 효과, 굽힘성을 개선하는 효과, 내지연 파괴 특성을 향상시키는 효과에서 함유할 수 있다. 이들 효과를 얻기 위해서, 하한은 특별히 규정하지 않지만, Nb 함유량은 0.002 % 이상인 것이 바람직하다. Nb 함유량은, 보다 바람직하게는 0.004 % 이상이고, 더욱 바람직하게는 0.010 % 이상이다. 단, Nb 를 다량으로 함유하면 석출 강화가 지나치게 강해져 연성이 저하된다. 또, 압연 하중의 증대, 주조성의 열화를 초래한다. 그 때문에, Nb 를 함유하는 경우, Nb 함유량은 0.2 % 이하로 한다. Nb 함유량은, 바람직하게는, 0.1 % 이하이고, 보다 바람직하게는 0.05 % 이하이고, 더욱 바람직하게는 0.03 % 이하이다.
- [0115] Ti : 0.2 % 이하
- [0116] Ti 는, 마이크로 조직을 미세화하여 스폿 용접부의 내결함 특성을 향상시키는 관점에서 첨가하는 것이 바람직하다. 또, 강 중의 N 을 TiN 으로서 고정시키고, 열간 연성을 향상시키는 효과나 B 의 퀴칭성 향상 효과를 발생시키는 작용이 있다. 이들 효과를 얻기 위해서, 하한은 특별히 규정하지 않지만, Ti 함유량을 0.002 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. N 을 충분히 고정시키는 관점에서, Ti 함유량은 0.008 % 이상인 것이 더욱 바람직하다. 보다 바람직하게는 0.010 % 이상이다. 한편, Ti 함유량이 0.2 % 를 초과하면 압연 부하의 증대, 석출 강화량의 증가에 의한 연성의 저하를 초래하므로, Ti 를 함유하는 경우, Ti 함유량은 0.2 % 이하로 한다. Ti 함유량은, 바람직하게는 0.1 % 이하이고, 보다 바람직하게는 0.05 % 이하이다. 높은 연성을 확보하기 위해서, Ti 함유량은 0.03 % 이하로 하는 것이 더욱 바람직하다.
- [0117] V : 0.2 % 이하
- [0118] V 는, 강의 퀴칭성을 향상시키는 효과, 마텐자이트나 상부/하부 베이나이트 중의 탄화물 생성을 억제하는 효과, 조직을 미세화하는 효과, 탄화물을 석출시켜 내지연 파괴 특성을 개선하는 효과에서 함유할 수 있다. 이들 효과를 얻기 위해서, 하한은 특별히 규정하지 않지만, V 함유량은 0.003 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. V 함유량은, 보다 바람직하게는 0.005 % 이상이고, 더욱 바람직하게는 0.010 % 이상이다. 한편, V 를 다량으로 함유하면 주조성이 현저하게 열화되므로, V 를 함유하는 경우에는, V 함유량은 0.2 % 이하로 한다. V 함유량은, 바람직하게는 0.1 % 이하이다. V 함유량은, 보다 바람직하게는 0.05 % 이하이다.
- [0119] B : 0.01 % 이하
- [0120] B 는, 소정의 면적률의 템퍼드 마텐자이트 및/또는 베이나이트를 생성시키기 쉬운 이점을 갖는다. 또, 고용 B 의 잔존에 의해 내지연 파괴 특성은 향상된다. 이와 같은 B 의 효과를 얻기 위해서, B 함유량을 0.0002 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. 또, B 함유량은 0.0005 % 이상인 것이 보다 바람직하다. B 함유량은, 더욱 바람직하게는 0.0010 % 이상이다. 한편, B 함유량이 0.01 % 를 초과하면, 그 효과가 포화될 뿐만 아니라, 열간 연성의 현저한 저하를 초래하여 표면 결함을 발생시킨다. 따라서, B 를 함유하는 경우, B 함유량은 0.01 % 이하로 한다. B 함유량은, 바람직하게는 0.0050 % 이하이다. B 함유량은, 더욱 바람직하게는 0.0030 % 이하이다.
- [0121] Cu : 0.2 % 이하
- [0122] Cu 는, 자동차의 사용 환경에서의 내식성을 향상시킨다. 또, Cu 의 부식 생성물이 강판 표면을 피복하여 강판으로의 수소 침입을 억제하는 효과가 있다. Cu 는, 스크랩을 원료로서 활용할 때에 혼입되는 원소이고, Cu 의 혼입을 허용함으로써 리사이클 자재를 원료 자재로서 활용할 수 있어, 제조 비용을 저감시킬 수 있다. 그 때문에, 하한은 특별히 규정하지 않지만, 또한 내지연 파괴 특성 향상의 관점에서는, Cu 는 0.05 % 이상 함유시키는 것이 바람직하다. Cu 함유량은, 보다 바람직하게는 0.10 % 이상이다. 한편, Cu 함유량이 지나치게 많아지면 표면 결함의 발생을 초래하므로, Cu 를 함유하는 경우, Cu 함유량은 0.2 % 이하로 한다.
- [0123] Ni : 0.2 % 이하
- [0124] Ni 도, Cu 와 동일하게, 내식성을 향상시키는 작용이 있는 원소이다. 또, Ni 는, Cu 를 함유시키는 경우에 발생하기 쉬운, 표면 결함의 발생을 억제하는 작용이 있다. 이와 같은 효과를 얻기 위해서, 하한은 특별히 규정하지 않지만, Ni 함유량은 0.01 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. Ni 함유량은, 보다 바람직하게는

0.04 % 이상이고, 더욱 바람직하게는 0.06 % 이상이다. 한편, Ni 함유량이 지나치게 많아지면, 가열로 내에서의 스케일 생성이 불균일해져, 오히려 표면 결함을 발생시키는 원인이 된다. 또, 비용 증가도 초래한다. 그 때문에, Ni 를 함유하는 경우, Ni 함유량은 0.2 % 이하로 한다.

[0125] Cr : 0.4 % 이하

[0126] Cr 은 강의 퀴칭성을 향상시키는 효과, 마텐자이트나 상부/하부 베이나이트 중의 탄화물 생성을 억제하는 효과에서 함유할 수 있다. 이와 같은 효과를 얻기 위해서, 하한은 특별히 규정하지 않지만, Cr 함유량은 0.01 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. Cr 함유량은, 보다 바람직하게는 0.03 % 이상이고, 더욱 바람직하게는 0.06 % 이상이다. 한편, Cr 을 과잉으로 함유하면 내공식성(耐孔食性)이 열화되므로, Cr 을 함유하는 경우, Cr 함유량은 0.4 % 이하로 한다.

[0127] Mo : 0.15 % 이하

[0128] Mo 는, 강의 퀴칭성을 향상시키는 효과, 마텐자이트나 상부/하부 베이나이트 중의 탄화물 생성을 억제하는 효과에서 함유할 수 있다. 이와 같은 효과를 얻기 위해서, Mo 함유량은 0.01 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. Mo 함유량은, 보다 바람직하게는 0.03 % 이상이고, 더욱 바람직하게는 0.06 % 이상이다. 한편, Mo 는 냉연 강관의 화성 처리성을 현저하게 열화시키므로, Mo 를 함유하는 경우, Mo 함유량은 0.15 % 이하로 한다.

[0129] Mg : 0.0050 % 이하

[0130] Mg 는 MgO 로서 O 를 고정시키고, 내지연 파괴 특성의 개선에 기여한다. 이 때문에, Mg 함유량은 0.0002 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. Mg 함유량은, 보다 바람직하게는 0.0004 % 이상이고, 더욱 바람직하게는 0.0006 % 이상이다. 한편, Mg 를 다량으로 첨가하면 표면 품질이나 굽힘성이 열화되므로, Mg 를 함유하는 경우, Mg 함유량은 0.0050 % 이하로 한다. Mg 함유량은, 바람직하게는 0.0025 % 이하이고, 보다 바람직하게는 0.0010 % 이하이다.

[0131] Ca : 0.0050 % 이하

[0132] Ca 는, S 를 CaS 로서 고정시키고, 굽힘성의 개선이나 내지연 파괴 특성의 개선에 기여한다. 이 때문에, Ca 함유량은 0.0002 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. Ca 함유량은, 보다 바람직하게는 0.0005 % 이상이고, 더욱 바람직하게는 0.0010 % 이상이다. 한편, Ca 는 다량으로 첨가하면 표면 품질이나 굽힘성을 열화시키므로, Ca 를 함유하는 경우, Ca 함유량은 0.0050 % 이하로 한다. Ca 함유량은, 바람직하게는 0.0035 % 이하이고, 보다 바람직하게는 0.0020 % 이하이다.

[0133] Sn : 0.10 % 이하

[0134] Sn 은, 강판 표층부의 산화나 질화를 억제하여, 그것에 의한 C 나 B 의 표층에 있어서의 함유량의 저감을 억제한다. 또, C 나 B 의 함유량의 상기 저감이 억제됨으로써, 강판 표층부의 페라이트 생성을 억제하여, 고강도화됨과 함께, 내피로 특성이 개선된다. 이와 같은 관점에서, Sn 함유량은 0.002 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. Sn 함유량은, 보다 바람직하게는 0.004 % 이상이고, 더욱 바람직하게는 0.006 % 이상이다.

[0135] Sn 함유량은, 보다 바람직하게는 0.008 % 이상이다.

[0136] 한편, Sn 함유량이 0.10 % 를 초과하면, 주조성이 열화된다. 또, 구 y 입계에 Sn 이 편석되어, 내지연 파괴 특성이 열화된다. 그 때문에, Sn 을 함유하는 경우, Sn 함유량은 0.10 % 이하로 한다. Sn 함유량은, 바람직하게는 0.04 % 이하이고, 보다 바람직하게는 0.03 % 이하이다.

[0137] Sb : 0.10 % 이하

[0138] Sb 는, 강판 표층부의 산화나 질화를 억제하고, 그것에 의한 C 나 B 의 표층에 있어서의 함유량의 저감을 억제한다. 또, C 나 B 의 함유량의 상기 저감이 억제됨으로써, 강판 표층부의 페라이트 생성을 억제하여, 고강도화됨과 함께, 내피로 특성이 개선된다. 이와 같은 관점에서, Sb 함유량은 0.002 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. Sb 함유량은, 보다 바람직하게는 0.004 % 이상이고, 더욱 바람직하게는 0.006 % 이상이다.

한편, Sb 함유량이 0.10 % 를 초과하면, 주조성이 열화되고, 또, 구 y 입계에 편석되고, 내지연 파괴 특성이 열화된다. 그 때문에, Sb 를 함유하는 경우, Sb 함유량은 0.10 % 이하로 한다. Sb 함유량은, 바람직하게는 0.04 % 이하이고, 보다 바람직하게는 0.03 % 이하이다.

- [0139] REM : 0.0050 % 이하
- [0140] REM 은, 황화물의 형상을 구상화함으로써, 신장 플랜지 성형성에 미치는 황화물의 악영향을 억제하여, 신장 플랜지 성형성을 개선하는 원소이다. 이들 효과를 얻기 위해서, REM 함유량을 0.0005 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. REM 함유량은, 보다 바람직하게는 0.0010 % 이상이고, 더욱 바람직하게는 0.0020 % 이상이다.
- [0141] 한편, REM 함유량이 0.0050 % 를 초과하면, 신장 플랜지 성형성의 개선 효과가 포화되기 때문에, REM 을 함유하는 경우, REM 함유량은 0.0050 % 이하로 한다.
- [0142] 또한, 본 발명에서 말하는 REM 이란, 원자 번호 21 번의 스칸듐 (Sc) 과 원자 번호 39 번의 이트륨 (Y), 및 원자 번호 57 번의 란타넘 (La) 으로부터 71 번의 루테튬 (Lu) 까지의 란타노이드의 원소를 가리킨다. 본 발명에 있어서의 REM 농도란, 상기 서술한 REM 에서 선택된 1 종 또는 2 종 이상의 원소의 총함유량이다.
- [0143] 상기 임의 성분을 하한값 미만으로 포함하는 경우, 하한값 미만으로 포함되는 임의 원소는 본 발명의 효과를 저해하지 않는다. 그래서, 상기 임의 원소를 하한값 미만으로 포함하는 경우, 상기 임의 원소는, 불가피적 불순물로서 포함되는 것으로 한다.
- [0144] 다음으로, 본 발명의 강관의 강 조직에 대해 설명한다.
- [0145] 폴리고날 페라이트의 면적률 : 5 % 이상 25 % 이하
- [0146] 높은 연성을 확보하기 위해서, 폴리고날 페라이트는 면적률로 5 % 이상으로 한다. 폴리고날 페라이트는, 바람직하게는 8 % 이상이고, 보다 바람직하게는 11 % 이상이다. 한편, 소정의 강도를 얻기 위해서, 폴리고날 페라이트는 면적률로 25 % 이하로 한다. 폴리고날 페라이트는, 보다 바람직하게는 23 % 이하이다.
- [0147] 상부 베이나이트 : 5 % 이상 50 % 이하
- [0148] 상부 베이나이트는 탄화물 석출이 적은 베이나이트이고, 주위의 미변태  $\gamma$  중에 C 를 분배하기 때문에, 가공 안정성이 높은 잔류  $\gamma$  를 형성시키기 위해서 활용할 수 있다. 게다가, 상부 베이나이트는 페라이트와 마텐자이트의 중간적인 경도를 갖고, 이들 중간적인 경도의 조직을 형성시킴으로써, 국부 연신은 향상된다. 또한, 어닐링에 의해 형성하는 침상  $\gamma$  로 상부 베이나이트가 형성되면, 에스펙트비가 높은 잔류  $\gamma$  의 형성을 촉진한다. 따라서, 인장 강도 (TS) 가 980 MPa 이상인 강도 레벨에 있어서는 5 % 이상의 상부 베이나이트가 필요해진다. 그 때문에, 상부 베이나이트는, 면적률로 5 % 이상으로 한다. 바람직하게는, 상부 베이나이트의 면적률은, 6.0 % 이상이고, 보다 바람직하게는 7.0 % 이상이다.
- [0149] 한편, 상부 베이나이트는, 과도하게 형성하면 강도가 얻어지지 않게 되기 때문에, 면적률로 50 % 이하로 한다. 바람직하게는, 상부 베이나이트의 면적률은, 45 % 이하이고, 보다 바람직하게는 40 % 이하이다.
- [0150] 잔류 오스테나이트 (잔류  $\gamma$ ) 의 체적률 : 3 % 이상 20 % 이하
- [0151] 높은 연성을 확보하기 위해서, 강 조직 전체에 대해 잔류  $\gamma$  는 체적률로 3 % 이상으로 한다. 잔류  $\gamma$  의 체적률 (잔류  $\gamma$  량) 은, 바람직하게는 3.0 % 이상이고, 보다 바람직하게는 5 % 이상이고, 더욱 바람직하게는 7 % 이상이다. 이 잔류  $\gamma$  량에는, 상부 베이나이트에 인접하여 생성되는 잔류  $\gamma$  와 마텐자이트나 하부 베이나이트에 인접하여 생성되는 잔류  $\gamma$  의 양자를 포함한다. 잔류  $\gamma$  량이 지나치게 증가하면 강도 저하나 현저한 신장 플랜지 성형성의 저하를 초래한다. 따라서, 잔류  $\gamma$  의 체적률은 20 % 이하로 한다. 잔류  $\gamma$  의 체적률은, 바람직하게는 15 % 이하이고, 보다 바람직하게는 13 % 이하이다. 또, 「체적률」 은 「면적률」 로 간주할 수 있다.
- [0152] 프레스시 마텐자이트의 면적률 : 12 % 이하 (0 % 를 포함한다)
- [0153] 프레스시 마텐자이트는 국부 연신을 저감시키는 조직이지만, 굽힘성이나 구멍 확장성을 열화시키지 않는 범위에서 형성시킴으로써, 강도를 향상시키는 것이 가능하다. 이 관점에서, 프레스시 마텐자이트의 면적률은 상한을 12 % 로 하고, 0 % 를 포함한다. 프레스시 마텐자이트의 면적률은 12.0 % 이하로 해도 된다.
- [0154] 템퍼드 마텐자이트 및 하부 베이나이트의 면적률의 합계 : 10 % 이상 50 % 이하
- [0155] 본 발명에 있어서, 500 °C 이하 350 °C 이상의 과시효 유지로 발생하는 하부 베이나이트, 320 °C 이하 150 °C 이상의 제 2 냉각 정지 온도 Tc2 까지 냉각시킴으로써 형성되는 마텐자이트 조직이, 그 후, 350 ~ 550 °C 의 온도 범위에서 20 ~ 3000 초의 과시효 유지에 의해 템퍼링됨으로써 발생하는 템퍼드 마텐자이트가 있다.

- [0156] 탄화물의 석출이 적은 상부 베이나이트에 비하면, 조직 중에 탄화물을 석출하는 템퍼드 마텐자이트나 하부 베이나이트에서는, 미변태  $\gamma$  로의 탄소 분배가 억제된다. 그러나, 템퍼드 마텐자이트나 하부 베이나이트는, 저온에 있어서의  $T_0$  조성의 확대에 의한 미변태  $\gamma$  로의 탄소 농화를 초래하기 위해, 혹은 또한 최종 냉각시의 프레스 마텐자이트량을 저감시키기 위해, 이들 조직을 제어하여, 가공 안정성이 높은 잔류  $\gamma$  를 얻을 필요가 있다.
- [0157] 템퍼드 마텐자이트 및 하부 베이나이트의 면적률의 합계가 50 % 를 상회하면, 탄화물 석출이 촉진되어, 필요한 잔류  $\gamma$  량이 얻어지지 않고, 원하는 연성이 얻어지지 않는다. 그 때문에, 본 발명에서는, 템퍼드 마텐자이트 및 하부 베이나이트의 면적률의 합계를 50 % 이하로 한다.
- [0158] 바람직하게는, 이들 면적률의 합계는, 45 % 이하이고, 보다 바람직하게는 40 % 이하이다.
- [0159] 한편, 템퍼드 마텐자이트 및 하부 베이나이트의 면적률의 합계가 10 % 미만이면, 강도가 부족하고, 또 최종 냉각시에 형성하는 프레스 마텐자이트가 증가하여, 구멍 확장성이 열화된다. 그 때문에, 본 발명에서는, 템퍼드 마텐자이트 및 하부 베이나이트의 면적률의 합계는 10 % 이상으로 한다. 바람직하게는, 이들 면적률의 합계는, 13 % 이상이고, 보다 바람직하게는 16 % 이상이다.
- [0160] 잔부 조직의 면적률 : 5 % 이하
- [0161] 잔부 조직은 폴리고날 페라이트, 상부 베이나이트, 잔류 오스테나이트, 프레스 마텐자이트, 템퍼드 마텐자이트, 하부 베이나이트 이외의 조직이고, 예를 들어, 펄라이트를 들 수 있다. 펄라이트 조직이 형성되면, 효율적인 탄소 분배가 저해되어, 잔류  $\gamma$  의 형성이 억제되기 때문에, 연성이 저해된다. 본 발명에서는, 잔부 조직의 면적률이 5 % 이하이면, 재질에 대한 영향은 무시할 수 있기 때문에, 잔부 조직의 면적률은, 상한을 5 % 로 한다. 잔부 조직의 면적률은 0 % 여도 된다.
- [0162] 원 상당 직경 : 0.8  $\mu\text{m}$  미만인 프레스 마텐자이트 입자 및 잔류  $\gamma$  입자의 합계의 개수의 프레스 마텐자이트 입자 및 잔류 오스테나이트 입자의 전체 입자의 개수에 대한 비율 : 50 % 이상
- [0163] 원 상당 직경이 0.8  $\mu\text{m}$  미만인 프레스 마텐자이트 입자 및 잔류 오스테나이트 입자는, 국부 변형시에 응력 집중이 일어나기 어려워, 보이드의 형성에 기여하지 않기 때문에, 국부 연성 및 구멍 확장성을 열화시키지 않는 조직이다.
- [0164] 원 상당 직경이 0.8  $\mu\text{m}$  미만인 프레스 마텐자이트 입자 및 잔류 오스테나이트 입자의 합계의 개수가 프레스 마텐자이트 입자 및 잔류 오스테나이트 입자의 전체 입자의 개수에 대해 50 % 이상이면, 본 발명에서는, 우수한 국부 연성 및 구멍 확장성을 얻을 수 있다.
- [0165] 따라서, 본 발명에서는, 원 상당 직경 : 0.8  $\mu\text{m}$  미만인 프레스 마텐자이트 입자 및 잔류  $\gamma$  입자의 합계의 개수의 프레스 마텐자이트 입자 및 잔류 오스테나이트 입자의 전체 입자의 개수에 대한 비율을 50 % 이상으로 한다. 즉, 이하의 식 (A) 를 만족하도록 한다.
- [0166]  $100 \times (\text{원 상당 직경 : } 0.8 \mu\text{m} \text{ 미만인 프레스 마텐자이트 입자 및 잔류 } \gamma \text{ 입자의 합계의 개수}) / (\text{프레스 마텐자이트 입자 및 잔류 } \gamma \text{ 입자의 전체 입자의 개수}) \geq 50 (\%) \cdots \text{식 (A)}$
- [0167] 바람직하게는, 상기의 식 (A) 에서 규정하는 좌변의 비율은 55 % 이상이다.
- [0168] 또한, 상기의 조직을 얻기 위해서는, 템퍼드 마텐자이트, 하부 베이나이트 중의 1 종 또는 2 종을 조직 중에 형성시키면 되고, 템퍼드 마텐자이트는 320  $^{\circ}\text{C}$  이하 150  $^{\circ}\text{C}$  이상의 제 2 냉각 정지 온도  $T_{c2}$  까지 냉각시킴으로써 충분히 얻을 수 있고, 하부 베이나이트는 350 ~ 550  $^{\circ}\text{C}$  의 온도 범위에서 20 ~ 3000 초 과시효 유지함으로써 충분히 얻을 수 있다.
- [0169] 에스펙트비가 2.0 이상이며 원 상당 직경 : 0.8  $\mu\text{m}$  이상인 프레스 마텐자이트 입자 및 잔류  $\gamma$  입자의 합계의 개수의 원 상당 직경 0.8  $\mu\text{m}$  이상인 프레스 마텐자이트 입자 및 잔류  $\gamma$  입자의 개수에 대한 비율 : 30 % 이상
- [0170] 원 상당 직경이 0.8  $\mu\text{m}$  이상인 프레스 마텐자이트 입자 및/또는 잔류 오스테나이트 입자에 있어서, 프레스 마텐자이트 입자 및/또는 잔류 오스테나이트 입자의 에스펙트비를 높게 함으로써, 국부 변형시의 응력 집중을 저감시키고, 보이드 형성을 억제하여 국부 연성 및 구멍 확장성을 향상시킬 수 있다.
- [0171] 이와 같은 프레스 마텐자이트 입자 및/또는 잔류 오스테나이트 입자에 대해서는, 가열 과정에 있어서 형성되는 연질인 페라이트 조직에 둘러싸인 침상 오스테나이트를, 그 후의 냉각 과정에 있어서 베이나이트 변태시킴으로

써 면적률을 증가시킬 수 있다. 본 발명에서는, 원 상당 직경이 0.8  $\mu\text{m}$  이상이고, 또한 에스펙트비가 2.0 이상인 입자가, 원 상당 직경이 0.8  $\mu\text{m}$  이상인 프레스시 마텐자이트 입자 및 잔류 오스테나이트 입자의 총수에 대해 30 % 이상임으로써, 원하는 성형성을 구비할 수 있다.

- [0172] 따라서, 본 발명에서는, 에스펙트비가 2.0 이상이며 원 상당 직경 : 0.8  $\mu\text{m}$  이상인 프레스시 마텐자이트 입자 및 잔류 오스테나이트 입자의 합계의 개수의 원 상당 직경 : 0.8  $\mu\text{m}$  이상인 프레스시 마텐자이트 입자 및 잔류 오스테나이트 입자의 개수에 대한 비율을 30 % 이상으로 한다. 즉, 전술한 식 (A) 와 함께, 추가로 이하의 식 (B) 를 만족하도록 한다. 바람직하게는, 이하의 식 (B) 에서 규정하는 좌변의 비율은 35 % 이상이다.
- [0173]  $100 \times (\text{에스펙트비가 } 2.0 \text{ 이상이며 원 상당 직경 : } 0.8 \mu\text{m} \text{ 이상인 프레스시 마텐자이트 입자 및 잔류 } \gamma \text{ 입자의 합계의 개수}) / (\text{원 상당 직경 : } 0.8 \mu\text{m} \text{ 이상인 프레스시 마텐자이트 입자 및 잔류 } \gamma \text{ 입자의 개수}) \geq 30 (\%) \cdots \text{식 (B)}$
- [0174] 얻어진 강관의 조직의 측정은 이하의 수법으로 실시한다.
- [0175] 강 조직의 면적률의 측정
- [0176] 강관으로부터, 강관 표면에 수직이고, 압연 방향에 평행한 단면이 관찰면이 되도록 관찰 시료를 잘라내고, 판두께 단면을 1 체적 % 나이탈로 부식 현출 (現出) 하고, 주사 전자 현미경 (SEM) 으로 2000 배로 확대하여 판두께 t/4 부에서 3000  $\mu\text{m}^2$  이상의 영역에서 조직 사진을 촬영한다. 그리고, 이하의 항목 (i) ~ (iv) 를 각각 측정한다. 또한, t 는 판두께, w 는 판폭을 나타낸다.
- [0177] (i) 폴리고날 페라이트와 상부 베이나이트
- [0178] 폴리고날 페라이트 (재결정 F) 와 상부 베이나이트 (UB) 는 모두 SEM 사진에서 회색을 나타내지만, 형상에 따라 식별하는 것이 가능하다. SEM 사진의 일례를 온도 T 에서 유지 후에 수행한 조직의 SEM 사진과 합하여 도 1 에 나타낸다. 도 1(a) 에 파선으로 나타내는 영역이, 어닐링 공정에서 본 발명 범위 내의 어닐링 온도 T 에서의 균열 유지까지의 처리에 의해 형성된 침상  $\gamma$  조직이고, 그 내부에 상부 베이나이트 (UB) 가 생성되어 있고, 그 주위에 에스펙트비가 높은 잔류  $\gamma$  혹은 프레스시 마텐자이트 (M) 가 형성되어 있다. 동일한 조직은 어닐링 온도 T 에서의 균열 유지까지의 처리로 형성된 괴상  $\gamma$  조직 중에도 관찰된다. 폴리고날 페라이트와 상부 베이나이트의 면적률은, ASTM E562-11(2014) 에 준거하여 점산법에 의해 측정하였다. 폴리고날 페라이트의 면적률과 상부 베이나이트의 면적률의 각각은, 5 개 지점에서의 측정값의 평균값으로 한다.
- [0179] (ii) 프레스시 마텐자이트와 잔류  $\gamma$
- [0180] 프레스시 마텐자이트와 잔류  $\gamma$  는 모두, SEM 사진에서 백색을 나타내어, 구별할 수 없다. 그래서, 잔류  $\gamma$  는, 후술하는 방법으로 별도로 측정하였다. 또, 프레스시 마텐자이트와 잔류  $\gamma$  의 합계 면적률을 SEM 사진으로부터 ASTM E562-11(2014) 에 준거하여 점산법에 의해 측정하고, 당해 합계 면적률로부터 후술하는 방법으로 측정된 잔류  $\gamma$  의 면적률을 뺀으로써 프레스시 마텐자이트의 면적률을 측정한다. 프레스시 마텐자이트와 잔류  $\gamma$  의 합계 면적률은 점산법에 의해 측정하고, 5 개 지점에서의 측정값을 평균한 값으로부터 후술하는 방법으로 측정된 잔류  $\gamma$  의 체적률을 뺀 값을, 프레스시 마텐자이트의 면적률로 한다.
- [0181] (iii) 템퍼드 마텐자이트 및/또는 하부 베이나이트
- [0182] 템퍼드 마텐자이트와 하부 베이나이트는 SEM 사진에서 백색의 미세한 조직에서 관찰되는 탄화물을 포함하는 조직이다. 보다 미시적인 관찰에서는 양자를 구별하는 것은 가능하지만, SEM 사진에서는 판별이 어렵다. 따라서, 본 발명에서는 템퍼드 마텐자이트와 하부 베이나이트를 동일한 조직으로서 정의하고, 템퍼드 마텐자이트와 하부 베이나이트의 합계의 면적률을 ASTM E562-11(2014) 에 준거하여 점산법에 의해 측정한다. 5 개 지점에서의 측정값을 평균한 값을, 템퍼드 마텐자이트와 하부 베이나이트의 합계의 면적률로 한다.
- [0183] (iv) 잔부 조직
- [0184] 상기의 방법으로 측정된 폴리고날 페라이트와, 상부 베이나이트와, 프레스시 마텐자이트와, 잔류  $\gamma$  와, 템퍼드 마텐자이트와, 하부 베이나이트의 면적률을 100 % 로부터 뺀으로써 잔부 조직의 면적률로 정의한다.
- [0185] 잔류  $\gamma$  의 체적률의 측정
- [0186] 강관을 판두께 1/4 위치까지 연마 후, 화학 연마에 의해 추가로 0.1 mm 연마한 면에 대해, X 선 회절 장치로 Mo 의 K $\alpha$  선을 사용하여, FCC 철 ( $\gamma$ ) 의 (200) 면, (220) 면, (311) 면과, BCC 철 (페라이트) 의 (200) 면,

(211) 면, (220) 면의 적분 반사 강도를 측정하고, BCC 철 (페라이트) 각 면으로부터의 적분 반사 강도에 대한 FCC 철 ( $\gamma$ ) 각 면으로부터의 적분 반사 강도의 강도비로부터 구한 잔류  $\gamma$  의 체적률을 측정한다. 본 발명에서는, 당해 잔류  $\gamma$  의 체적률은, 잔류  $\gamma$  의 면적률로 할 수 있다.

[0187] 프레시 마텐자이트 입자 및/또는 잔류  $\gamma$  입자의 원 상당 직경 및 애스펙트비

[0188] 강판으로부터, 압연 방향에 평행한 단면이 관찰면이 되도록 관찰 시료를 잘라내고, 판두께 단면의 조직을 레페라 부식액으로 부식 현출하고, 레이저 현미경 (LM) 으로 1000 배로 확대하여 판두께 t/4 부에서 10000  $\mu\text{m}^2$  이상의 영역에서 조직 사진을 촬영한다.

[0189] 레페라 부식은 컬러 에칭이고, 프레시 마텐자이트 및/또는 잔류  $\gamma$  를 백색의 콘트라스트로 나타냄으로써, 프레시 마텐자이트 입자 및/또는 잔류  $\gamma$  입자를 추출하고, 화상 해석함으로써 프레시 마텐자이트 입자 및/또는 잔류  $\gamma$  입자의 원 상당 직경 및 애스펙트비를 측정한다.

[0190] 얻어진 전체 입자 중, 원 상당 직경이 0.8  $\mu\text{m}$  미만인 입자를 대상으로 하여, 입자수를 측정하고, 전체 입자의 입자수에 대한 비율을 산출한다.

[0191] 또, 얻어진 전체 입자 중, 원 상당 직경이 0.8  $\mu\text{m}$  이상인 입자를 대상으로 하여, 이 중 애스펙트비가 2.0 이상인 입자수를 측정하고, 원 상당 직경이 0.8  $\mu\text{m}$  이상인 전체 입자에 대한 애스펙트비가 2.0 이상이고, 또한 원 상당 직경이 0.8  $\mu\text{m}$  이상인 입자의 비율을 산출한다.

[0192] 다음으로, 본 발명의 강판의 제조 방법의 일 실시형태를 상세하게 설명한다. 또한, 이하에 나타내는 강 슬래브 (강 소재), 강판 등을 가열 또는 냉각시킬 때의 온도는, 특별히 설명이 없는 한, 강 슬래브 (강 소재), 강판 등의 표면 온도를 의미한다.

[0193] 본 발명의 강판의 제조 방법에서는, 전술한 성분 조성을 갖는 강 슬래브에 대해 열간 압연 및 산세를 실시한 후, 얻어진 열연 강판에 대해 냉간 압연 처리를 실시함으로써 냉연 강판을 얻는 냉간 압연 공정과, 냉연 강판에 대해 어닐링 처리를 실시함으로써 강판을 얻는 어닐링 공정을 포함하고, 냉간 압연 공정은, 누적 냉간 압연율 : 30 ~ 85 % 로 하고, 1 패스째의 압하율을 5 % 이상 25 % 미만으로 함으로써, {111}<0-11> 방위, {111}<11-2> 방위, {211}<0-11> 방위, 및 {100}<011> 방위를 갖는 조직의 합계가, bcc 상의 전체 조직에 대해, 면적률로 35 % 이상 75 % 이하인 냉연 강판을 얻는 냉간 압연 처리를 포함하고, 어닐링 공정은, 냉연 강판에 대해, 500  $^{\circ}\text{C}$  이상 Ac1 이하의 온도 범위를 평균 가열 속도 : 0.5 ~ 15  $^{\circ}\text{C}/\text{sec}$  이하로 하고, 840  $^{\circ}\text{C}$  이하, 또한  $0.6 \leq (T - \text{Ac1})/(\text{Ac3} - \text{Ac1}) < 1.0$  이 되는 어닐링 온도 T 까지 가열을 실시하고, 그 가열 후, 노점 Td 가 -50  $^{\circ}\text{C}$  이상 -30  $^{\circ}\text{C}$  이하인 노 내 분위기에 있어서 어닐링 온도 T 에서 균열 유지를 실시함으로써, 침상 오스테나이트 조직이 수밀도로 5 개/1000  $\mu\text{m}^2$  이상인 강판을 얻고, 이어서, 750 ~ 550  $^{\circ}\text{C}$  의 온도 범위를 평균 냉각 속도 : 6.0  $^{\circ}\text{C}/\text{sec}$  이상으로 하고, 550  $^{\circ}\text{C}$  이하 400  $^{\circ}\text{C}$  이상의 제 1 냉각 정지 온도 Tc1 까지 냉각시키는 제 1 냉각을 실시하고, 그 제 1 냉각 후, 제 1 냉각 정지 온도 Tc1 에 있어서 25 초 이상 유지하는 제 1 유지를 실시하고, 그 제 1 유지 후, 350  $^{\circ}\text{C}$  이하 200  $^{\circ}\text{C}$  이상의 온도 범위를 평균 냉각 속도 : 3.0 ~ 80  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  로 냉각시키고, 320  $^{\circ}\text{C}$  이하 150  $^{\circ}\text{C}$  이상의 제 2 냉각 정지 온도 Tc2 까지 냉각시키는 제 2 냉각을 실시하고, 제 2 냉각 정지 온도 Tc2 에 있어서 2 ~ 20 초 유지하는 제 2 유지를 실시하고, 그 제 2 유지 후, 350 ~ 500  $^{\circ}\text{C}$  의 온도 범위에서 20 ~ 3000 초 과시효 유지를 실시하고, 그 과시효 유지 후, 냉각시키는 제 3 냉각을 실시하는 어닐링 처리를 포함한다.

[0194] 이하, 각 공정에 대해 설명한다.

[0195] 열간 압연 공정

[0196] 본 발명에 있어서, 열간 압연 공정에 있어서의 열간 압연으로는, 전술한 성분 조성을 갖는 강 슬래브를 재가열 후 압연하는 방법, 연속 주조 후의 강 슬래브를 가열하는 일 없이 직접 압연하는 방법, 연속 주조 후의 강 슬래브에 단시간 가열 처리를 실시하여 압연하는 방법 등이 있다. 열간 압연은 통상적인 방법에 따라 실시하면 되고, 예를 들어, 슬래브 가열 온도를 1100  $^{\circ}\text{C}$  이상 1300  $^{\circ}\text{C}$  이하로 하고, 균열 시간을 20 ~ 30 분으로 하고, 마무리 압연 온도를 Ar3 변태점 ( $^{\circ}\text{C}$ ) 이상, Ar3 변태점 ( $^{\circ}\text{C}$ ) + 200  $^{\circ}\text{C}$  이하, 권취 온도를 400 ~ 720  $^{\circ}\text{C}$  로 하면 된다. 권취 온도는 판두께 변동을 억제하여, 높은 강도를 안정적으로 확보하는 관점에서 430 ~ 530  $^{\circ}\text{C}$  로 하는 것이 바람직하다.

[0197] 상기 강 슬래브 (강 소재) 의 제조를 위한, 용제 방법은 특별히 한정되지 않고, 전로, 전기로 등, 공지된 용제

방법을 채용할 수 있다. 또, 진공 탈가스로에서 2 차 정련을 실시해도 된다.

- [0198] 산세 처리 공정
- [0199] 산세 처리 공정이란, 열간 압연 공정 후의 열연 강판에 산세 처리를 실시하는 공정이다. 산세 처리 조건은 특별히 한정되지 않고, 공지된 제조 방법에 있어서의 산세 처리 조건을 채용하면 된다.
- [0200] 냉간 압연 공정
- [0201] 누적 냉간 압연율 : 30 ~ 85 %
- [0202] 냉간 압연 처리에 있어서의 압하율 (누적 냉간 압연율) 이 30 % 미만이면, 재결정이 충분히 촉진되지 않아, 본 발명에서 언급하는 침상  $\gamma$  의 형성이 충분히 실시되지 않는다. 또, 원하는 냉간 압연의 집합 조직이 발달하지 않아, 후술하는 바와 같은,  $\{111\}<0-11>$  방위,  $\{111\}<11-2>$  방위,  $\{211\}<0-11>$  방위, 및  $\{100\}<011>$  방위를 갖는 조직의 합계가 bcc 상의 전체 조직에 대해 35 % 이상이 되지 않는다. 따라서, 냉간 압연의 압하율은 30 % 이상으로 한다. 압하율 (누적 냉간 압연율) 은, 바람직하게는, 40 % 이상이고, 보다 바람직하게는 50 % 이상이다. 한편, 냉간 압연 부하의 관점, 혹은 또한 재질의 관점에서, 압하율 (누적 냉간 압연율) 은 85 % 이하이다.
- [0203] 냉간 압연 공정에서는, 패스수는 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어, 5 패스로 해도 된다. 누적 냉간 압연율 (판두께 감소율) 은,  $(1 - (\text{냉간 압연 후 (최종 패스 후) 의 판두께} / \text{냉간 압연 전의 판두께})) \times 100$  을 가리킨다.
- [0204] 1 패스째의 압하율 : 5 % 이상 25 % 미만
- [0205] 1 패스째의 압하율은, 조업성의 관점에서 5 % 이상으로 한다. 한편, 1 패스째의 압하율이 25 % 이상이 되면, 1 패스째의 냉간 압연시의 판온이 낮기 때문에, 냉간 압연재에 전단 성분의 변형이 부여되어, 원하는 집합 조직이 발달하지 않고, 침상  $\gamma$  가 형성되지 않는다. 그 때문에, 1 패스째의 압하율은 5 % 이상 25 % 미만으로 한다.
- [0206] 또한, 1 패스째의 압하율 (판두께 감소율) 은,  $(1 - (1 \text{ 패스째의 냉간 압연 후의 판두께}) / (\text{냉간 압연 전의 판두께})) \times 100$  을 가리킨다.
- [0207] 1 패스째의 압연 온도 (판온) 로는, 20 °C 이상 40 °C 이하인 것이 바람직하다. 또한, 상기의 1 패스째의 압연 온도는, 1 패스 후의 강판 표면의 윤활유가 부착되어 있지 않은 지점을 방사 온도계에 의해 측정함으로써 구해진다. 1 패스째의 압연 온도가 20 °C 미만이면, 또는 1 패스째의 압연 온도가 40 °C 초과이면, 상기한 원하는 집합 조직이 발달하지 않아, 침상  $\gamma$  가 형성되지 않는 경우가 있다. 이 때문에, 1 패스째의 압연 온도는, 20 °C 이상 40 °C 이하인 것이 바람직하다.
- [0208] 냉간 압연 후의 냉연 강판의 조직 :  $\{111\}<0-11>$  방위,  $\{111\}<11-2>$  방위,  $\{211\}<0-11>$  방위, 및  $\{100\}<011>$  방위를 갖는 조직의 합계가 bcc 상의 전체 조직에 대해, 면적률로 35 % 이상 75 % 이하
- [0209] 침상  $\gamma$  는 그 핵 생성 사이트의 주위에 있는 페라이트와 특정한 결정 방위 관계 (Near Kurdjumov-Sachs 관계) 를 갖는다.
- [0210] 냉연 압연 후의 냉연 강판의 조직에 있어서,  $\{111\}<0-11>$  방위,  $\{111\}<11-2>$  방위,  $\{211\}<0-11>$  방위, 및  $\{100\}<011>$  방위와 같은 규정 방위를 갖는 조직의 합계가 bcc 상의 전체 조직에 대해, 면적률로 일정량 이상임으로써, 상기의 규정 방위를 갖는 역변태  $\gamma$  가, 주위의 페라이트립 사이에 형성되기 쉽고, 그 결과, 침상  $\gamma$  가 많이 형성된다. 원하는 양의 침상  $\gamma$  를 형성시키기 위해서,  $\{111\}<0-11>$  방위,  $\{111\}<11-2>$  방위,  $\{211\}<0-11>$  방위, 및  $\{100\}<011>$  방위를 갖는 조직의 합계가, bcc 상의 전체 조직에 대해, 면적률로 35 % 이상인 것이 필요해진다. 바람직하게는, 40 % 이상이다. 한편,  $\{111\}<0-11>$  방위,  $\{111\}<11-2>$  방위,  $\{211\}<0-11>$  방위, 및  $\{100\}<011>$  방위를 갖는 조직의 합계가, bcc 상의 전체 조직에 대해, 면적률로 75 % 보다 많아지면 강판의 재질 이방성이 발생한다. 그 때문에, 상기의 규정 방위를 갖는 조직의 합계는, bcc 상의 전체 조직에 대해, 면적률로 75 % 이하로 한다. 바람직하게는 68 % 이하이고, 보다 바람직하게는 65 % 이하이다.
- [0211] 본 발명에서는, 전술한 성분 조성을 갖는 열연 강판에 대해, 냉간 압연율 : 30 ~ 85 % 로 냉간 압연 처리를 실시하고, 1 패스째의 압하율을 5 % 이상 25 % 미만으로 함으로써, 상기의 규정 방위를 갖는 조직의 합계의 면적률의 bcc 상의 전체 조직에 대한 면적률의 비율을 원하는 범위로 조정할 수 있다.

- [0212] 냉연 조직의 집합 조직의 측정 방법
- [0213] 냉간 압연 공정 후의 냉연 강관으로부터, 압연 방향에 평행한 단면이 측정면이 되는 측정 시료를 잘라내고, 측정면을 기계 연마 혹은 전해 연마한 후, SEM-EBSD 법 (측정 조건 : WD : 20 mm, 가속 전압 : 20 kV) 에 의해  $80000 \mu\text{m}^2$  이상의 영역을 측정한다. 압연의 {ND 면}<RD 방향> 방위가 {111}<0-11> 방위, {111}<11-2> 방위, {211}<0-11> 방위, 및 {100}<011> 방위가 되는 bcc 상의 조직 면적률을 정량화하고, 모든 방위의 bcc 상의 면적률과의 비를 산출함으로써 냉연 강관의 집합 조직을 평가한다.
- [0214] 어닐링 공정
- [0215] 본 발명의 어닐링 공정은, 상기 냉간 압연 공정 후의 냉연 강관에 대해, 500 °C 이상 Ac1 이하의 온도 범위를 평균 가열 속도 (HR1) : 0.5 ~ 15 °C/sec 로 하고, 840 °C 이하, 또한  $0.6 \leq (T - \text{Ac1})/(\text{Ac3} - \text{Ac1}) < 1.0$  이 되는 어닐링 온도 T 까지 가열을 실시하고, 그 가열 후, 노점 Td 가 -50 °C 이상 -30 °C 이하인 노 내 분위기에 있어서 상기 온도 T 에서 균열 유지를 실시함으로써, 침상  $\gamma$  조직이 수밀도로 5 개/1000  $\mu\text{m}^2$  이상인 강관을 얻고, 이어서, 750 ~ 550 °C 의 온도 범위를 평균 냉각 속도 : 6.0 °C/sec 이상으로 550 °C 이하 400 °C 이상의 제 1 냉각 정지 온도 Tc1 까지 냉각시키는 제 1 냉각을 실시하고, 그 제 1 냉각 후, 상기 제 1 냉각 정지 온도 Tc1 에 있어서 25 초 이상 유지하는 제 1 유지를 실시하고, 그 제 1 유지 후, 350 °C 이하 200 °C 이상의 온도 범위를 평균 냉각 속도 : 3.0 ~ 80 °C/s 로 냉각시키고, 320 °C 이하 150 °C 이상의 제 2 냉각 정지 온도 Tc2 까지 냉각시키는 제 2 냉각을 실시하고, 제 2 냉각 정지 온도 Tc2 에 있어서 2 ~ 20 초 유지하는 제 2 유지를 실시하고, 그 제 2 유지 후, 350 ~ 500 °C 의 온도 범위에서 20 ~ 3000 초 과시효 유지를 실시하고, 그 과시효 유지 후, 냉각시키는 제 3 냉각을 실시하는 공정이다.
- [0216] 500 °C 이상 Ac1 이하의 온도 범위의 평균 가열 속도 (HR1) : 0.5 ~ 15 °C/sec
- [0217] 본 발명에서는, 전술한 냉간 압연 공정 후의 조직을 갖는 냉간 압연관을 적절한 승온 속도로 가열함으로써 재결정을 충분히 촉진하고, 그 후, 온도 T 까지의 가열, 혹은 온도 T 에서의 유지에 의해 침상 오스테나이트를 형성시킨다. 그 때문에, 500 °C 이상에서 오스테나이트 변태가 발생하지 않는 Ac1 이하의 온도 범위에 있어서, 15 °C/sec 이하의 평균 가열 속도로 한다. 평균 가열 속도는, 바람직하게는 10 °C/sec 이하이다.
- [0218] 또, 조업상의 관점에서 평균 가열 속도의 하한은 0.5 °C/sec 이상으로 한다. 평균 가열 속도는, 바람직하게는 1.0 °C/sec 이상이고, 보다 바람직하게는 1.5 °C/sec 이상이다.
- [0219] 여기서, 평균 가열 속도 (°C/s) 는,  $((\text{Ac1} (\text{°C}) - 500 \text{ °C}) / (500 \text{ °C} \text{ 로부터 } \text{Ac1} (\text{°C}) \text{ 까지의 가열 시간 (sec))$  으로부터 산출된다.
- [0220] 840 °C 이하, 또한  $0.6 \leq (T - \text{Ac1})/(\text{Ac3} - \text{Ac1}) < 1.0$  이 되는 어닐링 온도 T 까지 가열
- [0221] 그 가열 후, 노점 Td 가 -50 °C 이상 -30 °C 이하인 노 내 분위기에 있어서 어닐링 온도 T 에서 어닐링
- [0222] 본 발명에서는, 후술하는 온도 T (어닐링 온도 T) 까지의 가열, 혹은 또한 어닐링 온도 T 에서의 유지에 의해, 후술하는 바와 같은 침상 오스테나이트를 형성시킬 수 있다. 이 점에서, Ac3 (°C) 이상의 오스테나이트 단상역까지 가열하면 침상 오스테나이트가 인접하는 오스테나이트와 합체하여, 오스테나이트의 형태는 등축이 된다. 그 때문에, 본 발명에서는, 2 상역 어닐링을 실시할 필요가 있다.
- [0223] 또, 어닐링 온도 T 에 관해서,  $(T - \text{Ac1})/(\text{Ac3} - \text{Ac1})$  이 0.6 을 하회하면, 오스테나이트로의 역변태가 충분히 일어나지 않아, 침상 오스테나이트가 형성되지 않고, 재결정 페라이트 입계를 따라 등축의 오스테나이트만이 형성된다. 또, 페라이트 조직이 많기 때문에, 980 MPa 이상의 강도가 얻어지지 않는 경우가 있다.
- [0224] 그 때문에, 어닐링 온도 T 에 관해,  $0.6 \leq (T - \text{Ac1})/(\text{Ac3} - \text{Ac1}) < 1$  로 한다. 또, 온도 T 가 840 °C 보다 높으면 양호한 화성 처리성이 얻어지지 않는다. 그 때문에, 온도 T 는, 840 °C 이하로 한다.
- [0225] 또, 노점 Td 가 -50 °C 미만이면 양호한 화성 처리성이 얻어지지 않는다. 또, 노점 Td 는, -30 °C 초과이면, 양호한 화성 처리성이 얻어지지 않는다. 그 때문에, 노점 Td 는 -50 °C 이상 -30 °C 이하로 한다. 노점 Td 는, 바람직하게는 -48 °C 이상이고, 보다 바람직하게는 -45 °C 이상이다. 또, 노점 Td 는, 바람직하게는 -32 °C 이하이고, 보다 바람직하게는 -34 °C 이하이다.
- [0226] 어닐링 온도 T 에서의 균열 시간은, 특별히 한정되지 않지만, 2 상역 어닐링 중의 원소 분배의 관점에서, 25 ~ 350 초로 하는 것이 바람직하고, 보다 바람직하게는, 50 ~ 300 초이다.

- [0227] 또한, Ac1 (°C) 은, 경험칙에 기초하는, 다음 식에 의해 산출하면 된다.
- [0228]  $Ac1 (°C) = 723 + 22 \times [Si \text{ \%}] - 18 \times [Mn \text{ \%}] + 17 \times [Cr \text{ \%}] + 4.5 [Mo \text{ \%}] + 16 \times [V \text{ \%}]$
- [0229] Ac3 (°C) 은, 경험칙에 기초하는, 다음 식에 의해 산출하면 된다.
- [0230]  $Ac3 (°C) = 910 - 203 \times [C \text{ \%}]^{1/2} + 44.7 \times [Si \text{ \%}] - 30 \times [Mn \text{ \%}] + 700 \times [P \text{ \%}] + 400 \times [sol.Al \text{ \%}] - 20 \times [Cu \text{ \%}] + 31.5 \times [Mo \text{ \%}] + 104 \times [V \text{ \%}] + 400 \times [Ti \text{ \%}]$
- [0231] 또한, 상기 식 중의 [X %] 는, 강판의 성분 원소 X 의 함유량 (질량%) 이고, 함유하지 않을 때에는 "0" 으로 한다.
- [0232] 상기의 균열 유지 처리를 실시함으로써 형성되는 침상  $\gamma$  조직이 수밀도로 5 개/1000  $\mu\text{m}^2$  이상
- [0233] 본 발명에서는, 원하는 성형성을 구비시키기 위해서 침상  $\gamma$  를 활용한다. 침상 오스테나이트 (침상  $\gamma$ ) 가 많이 형성되면 애스펙트비가 높은 잔류  $\gamma$  를 다량으로 형성하기 쉽다. 본 발명에서, 원하는 성형성을 구비시키기 위해서는, 어닐링 온도 T 까지의 승온, 균열 유지에 의해 형성되는 침상  $\gamma$  조직이 수밀도로 5 개/1000  $\mu\text{m}^2$  이상인 것이 필요해진다. 침상  $\gamma$  의 성질상, 상한은 없고, 침상  $\gamma$  의 입자수는 많은 것이 바람직하다.
- [0234] 본 발명에서는, 전술한 성분 조성과 조직을 갖는 냉연 강판에 대해, 500 °C 이상 Ac1 이하의 온도 범위를 0.5 ~ 15 °C/sec 이하의 평균 가열 속도로 하고, 어닐링 온도 T 까지 가열을 실시하고, 노점 Td 의 노 내 분위기에 있어서 어닐링 온도 T 에서 균열 유지를 실시함으로써, 침상  $\gamma$  조직의 수밀도를 원하는 범위로 조절할 수 있다.
- [0235] 침상  $\gamma$  조직의 수밀도
- [0236] 고온에서 형성되는 조직을 평가할 때, 수행함으로써 조직을 동결시켜 형성된 조직을 평가하는 것은 일반적이다. 본 발명에서는, 어닐링 공정에 있어서, 어닐링 온도 T 에서의 균열 유지까지의 처리로 형성되는 침상  $\gamma$  가, 그 후의 냉각 과정에서 애스펙트비가 높고, 가공 안정성이 높은 잔류  $\gamma$  의 형성에 기여하는 것이 중요한 점이고, 이 침상  $\gamma$  조직의 수밀도를 측정한다. 강판으로부터, 압연 방향에 평행한 단면이 관찰면이 되도록 관찰 시료를 잘라내고, 관두께 단면을 1 체적% 나이탈로 부식 현출하고, 주사 전자 현미경 (SEM) 으로 2000 배로 확대하여 관두께 t/4 부에서 3000  $\mu\text{m}^2$  이상의 영역에서 조직 사진을 촬영한다. 도 1(b) 에 나타내는 SEM 사진은, 어닐링 공정에 있어서 본 발명 범위 내의 온도 T 에서 유지한 후에 수행한 조직의 사진이고, 침상  $\gamma$  와 괴상  $\gamma$ , 페라이트 조직이 형성되어 있다. 도 2 에, 침상  $\gamma$  의 애스펙트비의 측정 방법의 모식도를 나타낸다. 여기서, 동일한 방위를 갖는 재결정 페라이트에 의해 둘러싸인 애스펙트비가 3.0 이상인 오스테나이트를 침상  $\gamma$  로 정의한다. 또한, 침상 오스테나이트의 선단은 다른 오스테나이트립과 접하고 있어도 상관없지만, 그 경우, 전자선 후방 산란 회절법 (EBSD) 에 의해, 인접하는 페라이트립이 동일 방위인 것을 확인하면 된다. 이 정의에 따라, 어닐링 공정에 있어서, 어닐링 온도 T 에서의 균열 유지까지의 처리가 실시된 강판에 있어서의 침상  $\gamma$  의 수를 5 시야에서 실시하고, 침상  $\gamma$  의 수를 관찰한 전체 면적으로 나눔으로써 침상  $\gamma$  의 수밀도 (개/1000  $\mu\text{m}^2$ ) 를 측정한다.
- [0237] 제 1 냉각 : 750 ~ 550 °C 의 온도 범위의 평균 냉각 속도를 6.0 °C/sec 이상으로 하고, 550 °C 이하 400 °C 이상의 제 1 냉각 정지 온도 Tc1 까지 냉각
- [0238] 제 1 유지 : 제 1 냉각 후, 제 1 냉각 정지 온도 Tc1 에 있어서 25 초 이상 유지
- [0239] 제 1 냉각에 있어서, 750 ~ 550 °C 의 온도 범위에서는, 페라이트 변태가 지배적으로 발생한다. 페라이트 변태가 과도하게 발생하면, 침상  $\gamma$  가 페라이트 변태되기 때문에, 750 ~ 550 °C 의 온도 범위를 평균 냉각 속도 : 6.0 °C/sec 이상으로 하여, 페라이트 변태를 억제한다. 평균 냉각 속도는, 바람직하게는 8.0 °C/sec 이상이고, 보다 바람직하게는 10.0 °C/sec 이상이다.
- [0240] 여기서, 평균 냉각 속도 (°C/sec) 는, (750 °C (냉각 개시 온도) - 550 °C (냉각 정지 온도))/(냉각 개시 온도로부터 냉각 정지 온도까지의 냉각 시간 (sec)) 으로부터 산출된다.
- [0241] 제 1 냉각에 있어서의 제 1 냉각 정지 온도 Tc1 은, 상부 베이나이트 변태가 발생하기 위한 온도이다. 제 1 냉각 정지 온도 Tc1 이 550 °C 초과이면, 미변태의 오스테나이트가 페라이트 및/혹은 펄라이트 변태되기

때문에, 잔류 오스테나이트의 형성이 억제되어, 원하는 연성을 확보할 수 없다. 한편, 제 1 냉각 정지 온도 Tc1 이 400 °C 미만이면, 미변태의 오스테나이트가 마텐자이트 변태되고, 미변태 오스테나이트에 효율적으로 C (탄소)를 분배시킬 수 없어, 연성이 저하된다. 따라서, 제 1 냉각 정지 온도 Tc1 은 550 °C 이하 400 °C 이상으로 한다. 제 1 냉각 정지 온도 Tc1 은, 바람직하게는 500 °C 이하이다. 또, 제 1 냉각 정지 온도 Tc1 은, 바람직하게는 420 °C 이상이다.

[0242] 또, 제 1 냉각 후의 제 1 유지로서, 제 1 냉각 정지 온도 Tc1 에 있어서의 유지 시간은 베이나이트 변태를 충분히 실시하기 위해서, 25 초 이상으로 한다. 제 1 유지에서의 유지 시간은, 바람직하게는 30 초 이상이고, 보다 바람직하게는 35 초 이상이다. 또, 제 1 유지에서의 유지 시간은, 바람직하게는 60 초 이하이고, 보다 바람직하게는 55 초 이하이다.

[0243] 또한, 제 1 냉각 후의 제 1 유지로서, 제 1 냉각 정지 온도 Tc1 에 있어서의 온도 변조는, 550 °C 이하 400 °C 이상의 범위 내이면 허용된다.

[0244] 제 2 냉각 : 350 °C 이하 200 °C 이상의 온도 범위를 평균 냉각 속도 : 3.0 ~ 80 °C/s 로 하고, 320 °C 이하 150 °C 이상의 제 2 냉각 정지 온도 Tc2 까지 냉각

[0245] 상기의 제 1 유지 후, 제 2 냉각으로서, 먼저, 350 °C 이하 200 °C 이상의 온도 범위의 평균 냉각 속도를 3.0 ~ 80 °C/s 로 한다. 350 °C 이하 200 °C 이상의 온도 범위의 평균 냉각 속도가 80 °C/s 초과이면, 과도한 급속 냉각이 되기 때문에, 판 형상이 열화된다. 한편, 이 평균 냉각 속도가 3.0 °C/s 미만이면, 마텐자이트 변태와 탄소 분배가 경합하여 발생하기 때문에, 미변태  $\gamma$  가 안정화됨으로써 최종 냉각 후에 프레스 마텐자이트가 많이 형성된다. 따라서, 본 발명에서는, 350 °C 이하 200 °C 이상의 온도 범위의 평균 냉각 속도를 3.0 ~ 80 °C/s 로 한다. 이 평균 냉각 속도는, 바람직하게는, 60 °C/sec 이하이고, 보다 바람직하게는 50 °C/sec 이하이다. 또, 이 평균 냉각 속도는, 바람직하게는, 5.0 °C/sec 이상이고, 보다 바람직하게는 10.0 °C/sec 이상이다.

[0246] 여기서, 평균 냉각 속도 (°C/sec) 는, (350 °C (냉각 개시 온도) - 200 °C (냉각 정지 온도))/(냉각 개시 온도로부터 냉각 정지 온도까지의 냉각 시간 (sec)) 으로부터 산출된다.

[0247] 또, 강판을 320 °C 이하 150 °C 이상의 제 2 냉각 정지 온도 Tc2 까지 냉각시키면 마텐자이트 변태가 발생한다. 제 2 냉각 정지 온도 Tc2 가 320 °C 를 상회하면, 마텐자이트 변태가 발생하지 않고, 최종 냉각시에 조대한 프레스 마텐자이트 입자 및/혹은 잔류 오스테나이트가 형성되기 때문에, 국부 연신, 구멍 확장성이 열화되어, 원하는 성형성을 확보할 수 없다. 그 때문에, 제 2 냉각 정지 온도 Tc2 의 상한은 320 °C 로 한다. 제 2 냉각 정지 온도 Tc2 는, 바람직하게는 300 °C 이하이고, 보다 바람직하게는 280 °C 이하이다. 한편, 제 2 냉각 정지 온도 Tc2 가 150 °C 를 하회하면, 미변태의 오스테나이트의 대부분이 마텐자이트 변태되기 때문에, 잔류 오스테나이트가 형성되지 않아, 연성이 열화된다. 따라서, 제 2 냉각 정지 온도 Tc2 의 하한은 150 °C 로 한다. 제 2 냉각 정지 온도 Tc2 는, 바람직하게는 170 °C 이상이고, 보다 바람직하게는 190 °C 이상이다.

[0248] 제 2 유지 : 제 2 냉각 정지 온도 Tc2 에 있어서 2 ~ 20 초 이하 유지

[0249] 제 2 냉각 후의 제 2 유지로서, 제 2 냉각 정지 온도 Tc2 에서의 유지 시간을 2 초 이상으로 함으로써, 제 2 냉각 정지 온도 Tc2 까지의 냉각에 의해 마텐자이트 변태가 충분히 발생하여, 판폭 방향, 판두께 방향에서 균일한 마텐자이트 조직이 얻어져, 재질의 불균일을 저감시킬 수 있다. 한편, 제 2 유지에 있어서의 유지 시간은, 조업상의 관점에서 20 초 이하로 한다. 제 2 유지에서의 유지 시간은, 바람직하게는 4 초 이상이고, 보다 바람직하게는 6 초 이상이다. 또, 제 2 유지에서의 유지 시간은, 바람직하게는 17 초 이하이고, 보다 바람직하게는 14 초 이하이다.

[0250] 또한, 제 2 냉각 후의 제 2 유지로서, 제 2 냉각 정지 온도 Tc2 에 있어서의 온도 변조는, 320 °C 이하 150 °C 이상의 범위 내이면 허용된다.

[0251] 과시효 유지 : 350 ~ 500 °C 의 온도 범위에서 20 ~ 3000 초 유지

[0252] 350 ~ 500 °C 의 온도 범위에서의 과시효 유지는, 미변태의 오스테나이트를 베이나이트 변태시키고, 게다가 제 2 냉각 정지 온도 Tc2 까지의 냉각에 의해 발생한 마텐자이트 조직을 템퍼링함으로써, 미변태 오스테나이트로의 탄소 분배를 촉진할 목적으로 실시한다. 과시효 유지의 온도가 500 °C 를 상회하면, 잔류 오스테나이트의 분해가 발생하여, 시멘타이트의 석출, 혹은 또한 일부 조직에 펄라이트 변태가 발생하여, 연성이 저하된다.

한편, 과시효 유지의 온도가 350 °C 를 하회하면, 미변태의 오스테나이트가 변태되지 않고, 게다가, 제 2 냉각 정지 온도 Tc2 에서 형성된 마텐자이트로부터의 탄소 분배가 일어나지 않아, 기계적 안정성이 낮은 잔류 오스테나이트가 최종 냉각시에 형성된다. 따라서, 과시효 유지를 실시하는 온도 범위는 350 ~ 500 °C 로 한다.

또, 과시효 유지에서의 유지 시간은 20 초 이상 있으면, 미변태의 오스테나이트의 베이나이트 변태 및 제 2 냉각 정지 온도 Tc2 에서 형성된 마텐자이트로부터의 탄소 분배가 발생하여, 원하는 성형성을 확보할 수 있다.

한편, 과시효 유지에서의 유지 시간은, 조업성을 감안하여, 3000 초 이하로 한다.

[0253] 제 3 냉각 : 과시효 유지 후, 냉각

[0254] 상기의 과시효 유지 후는, 실온 (10 ~ 30 °C) 까지 냉각시켜, 본 발명의 강관을 얻는다.

[0255] 상기의 어닐링 공정 후는, 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어, 신장률 0.05 ~ 0.5 % 의 조질 압연을 실시할 수 있다.

[0256] 본 발명의 강관의 제조 방법에 의해 얻어지는 본 발명의 강관은, 관두께는 0.5 mm 이상으로 하는 것이 바람직하다. 또, 관두께는 2.0 mm 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0257] 다음으로, 본 발명의 부재 및 그 제조 방법에 대해 설명한다.

[0258] 본 발명의 부재는, 본 발명의 강관에 대해, 성형 가공, 접합 가공의 적어도 일방을 실시하여 이루어지는 것이다. 또, 본 발명의 부재의 제조 방법은, 본 발명의 강관에 대해, 성형 가공, 접합 가공의 적어도 일방을 실시하여 부재로 하는 공정을 포함한다.

[0259] 본 발명의 강관은, 인장 강도가 590 MPa 이상이고, 높은 연성, 우수한 신장 플랜지 성형성, 및 양호한 화성 처리성을 가지고 있다. 그 때문에, 본 발명의 강관을 사용하여 얻은 부재도 고강도이고, 종래의 고강도 부재에 비해 우수한 높은 연성, 우수한 신장 플랜지 성형성, 및 양호한 화성 처리성을 가지고 있다. 또, 본 발명의 부재를 사용하면, 경량화 가능하다. 따라서, 본 발명의 부재는, 예를 들어, 차체 골격 부품에 바람직하게 사용할 수 있다. 본 발명의 부재는, 용접 이음매도 포함한다.

[0260] 성형 가공은, 프레스 가공 등의 일반적인 가공 방법을 제한 없이 사용할 수 있다. 또, 접합 가공은, 스폿 용접, 아크 용접 등의 일반적인 용접이나, 리벳 접합, 코킹 접합 등을 제한 없이 사용할 수 있다.

[0261] 실시예

[0262] 이하, 본 발명의 실시예를 설명한다.

[0263] 표 1 에 나타내는 성분 조성을 갖는 두께 250 mm 의 강 슬래브에 대해 열간 압연 (슬래브 가열 온도 : 1250 °C, 균열 시간 : 30 분으로 하고, 마무리 압연 온도 : Ar3 + 50 °C, 권취 온도 : 550 °C) 과 산세 처리를 실시하고, 얻어진 열연 강관에 표 2 에 나타내는 조건으로 냉간 압연을 실시하여 냉연 강관을 제조하였다.

[0264] 다음으로, 당해 냉연 강관을, 연속 어닐링 라인으로 표 2 에 나타내는 조건으로 어닐링한 후, 신장률 0.2 ~ 0.4 % 의 조질 압연을 실시하여, 평가에 제공하는 강관을 제조하였다. 또한, 과시효 유지 (등온 유지) 후에는, 제 3 냉각으로서 실온 (20 °C) 까지 냉각시켰다.

표 1

강번	성분 조성 (질량%)											비고
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	others	식(1)*1			
A	0.143	1.02	2.75	0.013	0.0003	0.035	0.0030	-	0.37	적합강		
B	0.172	0.84	2.56	0.011	0.0070	0.032	0.0028	B:0.0011, Ti:0.021	0.33	적합강		
C	0.212	1.59	3.55	0.018	0.0005	0.029	0.0019	Cr:0.11, Sn:0.017, Ca: 0.0018	0.45	적합강		
D	0.203	0.75	2.75	0.011	0.0009	0.301	0.0018	Ti:0.013, Sb:0.019	0.27	적합강		
E	0.131	0.49	2.05	0.003	0.0008	0.033	0.0024	Ni:0.15, V:0.017, Sb:0.011	0.24	적합강		
F	0.193	1.41	2.86	0.006	0.0004	0.029	0.0035	REM:0.0021	0.49	적합강		
G	0.165	1.55	3.52	0.011	0.0005	0.041	0.0035	Nb:0.017, Mg:0.0009	0.44	적합강		
H	0.123	1.33	3.12	0.007	0.0002	0.030	0.0044	Cr:0.11, Mo:0.08	0.43	적합강		
I	0.193	0.86	1.71	0.014	0.0011	0.027	0.0031	-	0.50	비교강		
J	0.185	1.01	3.72	0.013	0.0010	0.022	0.0027	-	0.27	비교강		
K	0.255	1.32	2.74	0.011	0.0022	0.029	0.0033	B:0.0019, Ti:0.012	0.48	비교강		
L	0.185	1.62	3.48	0.015	0.0032	0.042	0.0029	-	0.47	비교강		
M	0.089	1.22	2.99	0.015	0.0041	0.033	0.0018	-	0.41	비교강		
N	0.135	1.42	2.56	0.016	0.0005	0.021	0.0022	-	0.55	비교강		

\* 상기 이외의 잔부는 Fe 및 불가피적 불순물이다.

※ 밑줄은 본 발명 범위 외를 의미한다.

\*1: 식 (1) ; Si/Mn (식 (1) 중, Si, Mn 은 각각, Si 함유량 (질량%), Mn 함유량 (질량%) 을 나타낸다.)



식별하는 것이 가능하다. SEM 사진의 일례를 온도 T 에서 유지 후에 수행한 조직의 SEM 사진과 함께 도 1 에 나타낸다. 도 1(a) 에 과선으로 나타내는 영역이, 어닐링 공정에서 본 발명 범위 내의 어닐링 온도 T 에서의 균열 유지까지의 처리에 의해 형성된 침상  $\gamma$  조직이고, 그 내부에 상부 베이나이트 (UB) 가 생성되어 있고, 그 주위에 에스펙트비가 높은 잔류  $\gamma$  혹은 프레스시 마텐자이트 (M) 가 형성되어 있다. 동일한 조직은 어닐링 온도 T 에서의 균열 유지까지의 처리로 형성된 괴상  $\gamma$  조직 중에도 관찰된다. 폴리고날 페라이트와 상부 베이나이트의 면적률은, ASTM E562-11(2014) 에 준거하여 점산법에 의해 측정하였다. 폴리고날 페라이트의 면적률과 상부 베이나이트의 면적률의 각각은, 5 개 지점에서의 측정값의 평균값으로 하였다.

[0272] (ii) 프레스시 마텐자이트와 잔류  $\gamma$

[0273] 프레스시 마텐자이트와 잔류  $\gamma$  는 모두, SEM 사진에서 백색을 나타내어, 구별할 수 없다. 그래서, 잔류  $\gamma$  는, 후술하는 방법으로 별도로 측정하였다. 또, 프레스시 마텐자이트와 잔류  $\gamma$  의 합계 면적률을 SEM 사진으로부터 ASTM E562-11(2014) 에 준거하여 점산법에 의해 측정하고, 당해 합계 면적률로부터 후술하는 방법으로 측정된 잔류  $\gamma$  의 면적률을 뺀으로써 프레스시 마텐자이트의 면적률을 측정하였다. 프레스시 마텐자이트와 잔류  $\gamma$  의 합계 면적률은 점산법에 의해 측정하고, 5 개 지점에서의 측정값을 평균한 값으로부터 후술하는 방법으로 측정된 잔류  $\gamma$  의 체적률을 뺀 값을, 프레스시 마텐자이트의 면적률로 하였다.

[0274] (iii) 템퍼드 마텐자이트 및/또는 하부 베이나이트

[0275] 템퍼드 마텐자이트와 하부 베이나이트는 SEM 사진에서 백색의 미세한 조직으로 관찰되는 탄화물을 포함하는 조직이다. 보다 미시적인 관찰에서는 양자를 구별하는 것은 가능하지만, SEM 사진에서는 판별이 어렵다. 따라서, 본 발명에서는 템퍼드 마텐자이트와 하부 베이나이트를 동일한 조직으로서 정의하고, 템퍼드 마텐자이트와 하부 베이나이트의 합계의 면적률을 ASTM E562-11(2014) 에 준거하여 점산법에 의해 측정하였다. 5 개 지점에서의 측정값을 평균한 값을, 템퍼드 마텐자이트와 하부 베이나이트의 합계의 면적률로 하였다.

[0276] (iv) 잔부 조직

[0277] 상기의 방법으로 측정된 폴리고날 페라이트와, 상부 베이나이트와, 프레스시 마텐자이트와, 잔류  $\gamma$  와, 템퍼드 마텐자이트와, 하부 베이나이트의 면적률을 100 % 로부터 뺀으로써 잔부 조직의 면적률로 정의하였다.

[0278] (2) 잔류  $\gamma$  의 체적률의 측정

[0279] 강관을 관두께 1/4 위치까지 연마 후, 화학 연마에 의해 추가로 0.1 mm 연마한 면에 대해, X 선 회절 장치로 Mo 의  $K\alpha$  선을 사용하여, FCC 철 ( $\gamma$ ) 의 (200) 면, (220) 면, (311) 면과, BCC 철 (페라이트) 의 (200) 면, (211) 면, (220) 면의 적분 반사 강도를 측정하고, BCC 철 (페라이트) 각 면으로부터의 적분 반사 강도에 대한 FCC 철 ( $\gamma$ ) 각 면으로부터의 적분 반사 강도의 강도비로부터 구한 잔류  $\gamma$  의 체적률을 측정하였다. 본 발명에서는, 당해 잔류  $\gamma$  의 체적률을, 잔류  $\gamma$  의 면적률로 할 수 있다.

[0280] (3) 침상  $\gamma$  조직의 수밀도

[0281] 고온에서 형성되는 조직을 평가할 때, 수행함으로써 조직을 동결시켜 형성된 조직을 평가하는 것은 일반적이다. 본 발명에서는, 어닐링 공정에 있어서, 온도 T 에서의 유지 처리까지 형성되는 침상  $\gamma$  가, 그 후의 냉각 과정에서 에스펙트비가 높고, 가공 안정성이 높은 잔류  $\gamma$  의 형성에 기여하는 것이 중요한 점이고, 이 침상  $\gamma$  조직의 수밀도를 측정하였다. 강관으로부터, 압연 방향에 평행한 단면이 관찰면이 되도록 관찰 시료를 잘라내고, 관두께 단면을 1 체적% 나이탈로 부식 현출하고, 주사 전자 현미경 (SEM) 으로 2000 배로 확대하여 관두께 t/4 부에서  $3000 \mu\text{m}^2$  이상의 영역에서 조직 사진을 촬영하였다. 도 1(b) 에 나타내는 SEM 사진은, 어닐링 공정에 있어서 본 발명 범위 내의 온도 T 에서 유지한 후에 수행한 조직의 사진이고, 침상  $\gamma$  와 괴상  $\gamma$ , 페라이트 조직이 형성되어 있다. 도 2 에, 침상  $\gamma$  의 에스펙트비의 측정 방법의 모식도를 나타낸다. 여기서, 동일한 방위를 갖는 재결정 페라이트에 의해 둘러싸인 에스펙트비가 3.0 이상인 오스테나이트를 침상 오스테나이트로 정의한다. 또한, 침상 오스테나이트의 선단은 다른 오스테나이트립과 접해 있어도 상관없지만, 그 경우, 전자선 후방 산란 회절법 (EBSD) 에 의해, 인접하는 페라이트립이 동일 방위인 것을 확인하면 된다. 이 정의에 따라, 어닐링 온도 T 에서의 균열 유지까지의 처리가 실시된 강관에 있어서의 침상  $\gamma$  의 수를 5 시야에서 실시하고, 침상  $\gamma$  의 수를 관찰한 전체 면적으로 나눔으로써 침상  $\gamma$  의 수밀도 (개/1000  $\mu\text{m}^2$ ) 를 측정하였다. 결과를 표 3 에 나타낸다.

[0282] (4) 프레스시 마텐자이트 입자 및/또는 잔류  $\gamma$  입자의 원 상당 직경 및 에스펙트비

- [0283] 강관으로부터, 압연 방향에 평행한 단면이 관찰면이 되도록 관찰 시료를 잘라내고, 관두께 단면의 조직을 레페라 부식액으로 부식 현출하고, 레이저 현미경 (LM) 으로 1000 배로 확대하여 관두께 t/4 부에서 10000  $\mu\text{m}^2$  이상의 영역에서 조직 사진을 촬영하였다.
- [0284] 레페라 부식은 컬러 에칭이고, 프레시 마텐자이트 및/또는 잔류  $\gamma$  를 백색의 콘트라스트로 나타냄으로써, 프레시 마텐자이트 입자 및/또는 잔류  $\gamma$  입자를 추출하고, 화상 해석함으로써 프레시 마텐자이트 입자 및/또는 잔류  $\gamma$  입자의 원 상당 직경 및 애스펙트비를 측정하였다.
- [0285] 얻어진 전체 입자 중, 원 상당 직경이 0.8  $\mu\text{m}$  미만인 입자를 대상으로 하여, 입자수를 측정하고, 전체 입자의 입자수에 대한 비율을 산출하였다.
- [0286] 또, 얻어진 전체 입자 중, 원 상당 직경이 0.8  $\mu\text{m}$  이상인 입자를 대상으로 하여, 이 중 애스펙트비가 2.0 이상인 입자수를 측정하고, 원 상당 직경이 0.8  $\mu\text{m}$  이상인 전체 입자에 대한 애스펙트비가 2.0 이상이고, 또한 원 상당 직경이 0.8  $\mu\text{m}$  이상인 입자의 비율을 산출한다. 결과를 표 3 에 나타낸다.
- [0287] (5) 냉연 조직의 집합 조직
- [0288] 냉간 압연 공정 후의 냉연 강관으로부터, 압연 방향에 평행한 단면이 측정면이 되는 측정 시료를 잘라내고, 측정면을 기계 연마 혹은 전해 연마한 후, SEM-EBSD 법 (측정 조건 : WD : 20 mm, 가속 전압 : 20 kV) 에 의해 80000  $\mu\text{m}^2$  이상의 영역을 측정하였다. 압연의 {ND 면}<RD 방향> 방위가 {111}<0-11> 방위, {111}<11-2> 방위, {211}<0-11> 방위, 및 {100}<011> 방위가 되는 bcc 상의 조직 면적률을 정량화하고, 모든 방위의 bcc 상의 면적률과의 비를 산출함으로써 냉연 강관의 집합 조직을 평가하였다.
- [0289] (6) 인장 시험
- [0290] 얻어진 강관으로부터 압연 방향에 대해 수직 방향으로 인장 방향을 갖는 JIS5 호 인장 시험편을 제조하였다. 각 시험편에 대해, JIS Z 2241(2011) 의 규정에 준거한 인장 시험을 실시하였다. 인장 시험의 크로스 헤드 스피드는 10 mm/min 으로 하였다. 또한, 측정은 2 회 실시하고, 평균함으로써 측정값을 구하고, 각 강관의 인장 강도 (TS) 로 하였다.
- [0291] (7) 구멍 확장 시험
- [0292] 100 mm  $\times$  100 mm 의 시험편을 채취하고, JFST 1001 (일본 철강 연맹 규격) 에 준거한 구멍 확장 시험을 각 채취 위치에서 3 회 실시하고, 3 회의 평균값 (3 회의 합계값 (%) / 3) 을 구멍 확장률  $\lambda$  (%) 로 하였다.
- [0293] (8) 평가
- [0294] 본 발명에서는, 인장 강도 (TS) 가 980 MPa 이상인 강관을 고강도인 것으로 평가하였다.
- [0295] 인장 강도 (TS)  $\times$  전체 연신 (T.E1)  $\geq$  18000 MPa  $\cdot$  % 이상인 경우, 연성 E1 이 우수하다고 평가하고, 구멍 확장률  $\lambda$  (%)  $\geq$  45 % 를, 신장 플랜지 성형성  $\lambda$  가 우수하다고 평가하였다.
- [0296] (9) 화성 처리성
- [0297] 어닐링 후의 강관에 대해, 20 ~ 35 A/dm<sup>2</sup> 의 전류 밀도로 2 초간의 황산 전해 산세를 실시하고, 탈지, 표면 조정을 실시하고, 그 후에 인산아연 화성 처리액을 사용하여 화성 처리를 실시하였다. 탈지 공정 : 처리 온도 40  $^{\circ}\text{C}$ , 처리 시간 120 초, 스프레이 탈지, 표면 조정 공정 : pH 9.5, 처리 온도 실온, 처리 시간 20 초, 화성 처리 공정 : 화성 처리액의 온도 35  $^{\circ}\text{C}$ , 처리 시간 120 초로 화성 처리로 하였다. 또한, 탈지 공정, 표면 조정 공정, 화성 처리 공정 각각에 있어서의, 처리제로서, 순서대로, 일본 파커라이징사 제조의 탈지제 : FC-E2011, 표면 조정제 : PL-X, 및 화성 처리액 : 팔본드 PB-L3065 를 사용하였다. 배율 : 2000 배로 10000  $\mu\text{m}^2$  이상의 영역에서 SEM 관찰함으로써 표면 화성 조직을 관찰하고, 화성 피막 조직이 전체면에서 관찰된 것을 ○, 육안으로 일부라도 화성 피막 조직이 형성되어 있지 않은 것을 × 로 하여 평가하였다. 그 결과를 표 3 에 나타낸다.

표 3

No.	강판	조직										특성				비고
		폴리코나 페라이트 면적률 (%)	상부 베이나이트 면적률 (%)	잔류 $\gamma$ 체적률 (%)	프레스 마르자이트 면적률 (%)	마르자이트 및 하부 베이나이트 합계 면적률 (%)	전부 조직 면적률 (%)	0.8 $\mu$ m미만의 입자의 비율*7 (%)	에스펙트비 2.0 이상의 입자의 비율*8 (%)	TS (MPa)	TS*TEL (MPa*%)	구멍 확장률 $\lambda$ (%)	화성 처리성도 (반정)			
1	A	8.4	28.8	13.8	10.1	38.9	0.0	56	35	1025	19783	48	O	발명예		
2	A	0.0	38.5	2.7	4.2	54.6	0.0	78	22	1036	14815	41	X	비교예		
3	A	13.2	39.3	6.1	21.2	20.2	0.0	24	18	1103	18641	32	O	비교예		
4	A	12.7	31.7	13.7	9.9	32.0	0.0	59	40	1102	19946	51	O	발명예		
5	B	22.3	28.8	2.1	10.9	24.5	11.4	54	39	966	14683	49	O	비교예		
6	B	11.8	28.7	17.3	6.9	35.3	0.0	52	24	1064	17450	40	O	비교예		
7	B	12.1	23.9	4.9	24.6	34.5	0.0	51	17	921	18788	34	O	비교예		
8	B	13.2	27.3	13.2	11.1	35.2	0.0	59	38	1094	19294	52	O	발명예		
9	C	16.2	30.1	11.0	7.7	35.0	0.0	60	42	1037	18770	53	O	발명예		
10	C	12.1	25.4	13.4	11.2	37.9	0.0	63	38	1032	19402	50	O	발명예		
11	C	15.5	1.2	1.7	5.5	76.1	0.0	61	32	1032	15790	61	O	비교예		
12	C	11.3	29.3	12.9	9.8	36.7	0.0	55	33	1108	18725	46	O	발명예		
13	D	11.2	13.2	13.3	22.7	39.6	0.0	55	36	1146	19367	57	X	비교예		
14	D	19.2	19.1	15.2	8.8	37.7	0.0	58	31	1084	20813	49	O	발명예		
15	D	22.3	25.3	8.7	18.3	19.4	6.0	24	39	992	20634	29	O	비교예		
16	D	14.2	25.3	3.8	3.6	53.1	0.0	67	42	1211	14774	66	O	비교예		
17	E	10.9	32.8	9.8	9.6	36.9	0.0	55	36	1021	18480	51	O	발명예		
18	E	11.0	41.1	6.4	5.3	36.2	0.0	54	34	1223	18834	46	O	발명예		
19	E	27.2	28.2	5.7	7.3	31.6	0.0	56	12	1286	18647	24	O	비교예		
20	E	19.5	39.0	6.9	10.1	24.5	0.0	67	24	1185	17657	24	O	비교예		
21	E	18.3	32.4	7.1	8.3	33.9	0.0	63	26	1010	15655	33	O	비교예		
22	F	15.4	26.2	13.4	7.9	37.1	0.0	61	41	1032	18989	54	O	발명예		
23	F	16.7	28.6	13.5	7.6	33.6	0.0	66	40	1056	20275	62	O	발명예		
24	F	14.3	29.4	10.4	8.6	37.3	0.0	69	34	1068	18263	71	O	발명예		
25	G	21.1	14.6	11.3	16.7	36.3	0.0	63	41	1032	20950	21	X	비교예		
26	G	16.1	26.3	10.9	11.4	33.3	0.0	61	22	1203	18000	41	X	비교예		
27	G	16.2	27.9	9.4	8.3	38.2	0.0	62	36	1199	22062	47	O	발명예		
28	H	15.6	19.3	16.3	9.2	39.6	0.0	54	32	1293	20042	52	O	발명예		
29	H	15.6	24.3	11.3	10.0	38.8	0.0	53	37	1202	19593	46	O	발명예		
30	I	33.6	16.9	10.3	25.7	13.5	0.0	55	32	1239	19576	32	O	비교예		
31	J	22.4	3.4	2.3	32.0	39.9	0.0	60	41	1242	21487	33	O	비교예		
32	K	20.1	27.4	10.3	33.6	8.6	0.0	72	5	1193	20997	29	O	비교예		
33	L	14.9	33.7	6.7	12.2	32.5	0.0	53	33	1276	22458	49	X	비교예		
34	M	15.5	43.3	8.9	5.6	26.7	0.0	54	34	889	18758	48	O	비교예		
35	N	7.8	51.6	16.7	8.0	15.9	0.0	55	36	1103	19744	61	X	비교예		
36	A	21.3	29.8	11.2	8.5	29.2	0.0	22	31	1055	18252	28	O	비교예		

※ 발명예는 본 발명 범위 외를 의미한다.  
 \*7: 원 상압 적층 0.8 mm 미만의 프레스 마르자이트 입자 및/또는 잔류  $\gamma$  입자의 전체 입자에 대한 비율  
 \*8: 에스펙트비가 2.0 이상이고 원 상압 적층 0.8 mm 이상을 갖는 프레스 마르자이트 입자 및/또는 잔류  $\gamma$  입자의 전체에 대한 비율  
 잔류  $\gamma$  입자가 원 상압 적층 0.8 mm 이상을 갖는 프레스 마르자이트 입자 및/또는 잔류  $\gamma$  입자의 전체에 대한 비율

[0298]

[0299]

[0300]

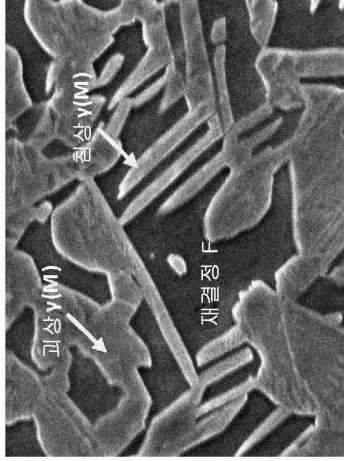
표 3 에 나타내는 바와 같이, 본 발명의 강관은, 980 MPa 이상의 인장 강도를 갖고, 높은 연성과 우수한 신장 플랜지 성형성을 갖고, 화성 처리성도 우수한 것을 알 수 있었다.

또, 본 발명예의 강관을 사용하여, 성형 가공을 실시하여 얻은 부재, 접합 가공을 실시하여 얻은 부재, 또한 성형 가공 및 접합 가공을 실시하여 얻은 부재는, 본 발명예의 강관이 고강도이고, 높은 연성, 우수한 신장 플랜지 성형성, 및 양호한 화성 처리성을 가지고 있으므로, 본 발명예의 강관과 동일하게, 고강도이고, 높은 연성, 우수한 신장 플랜지 성형성, 및 양호한 화성 처리성을 갖는 것을 알 수 있었다.

도면

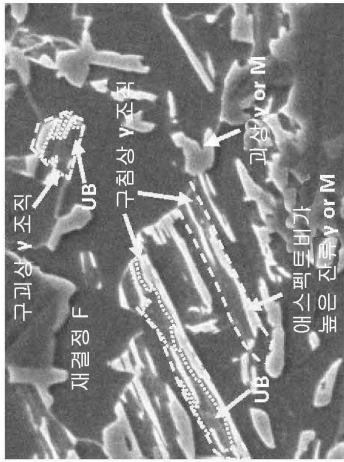
도면1

온도 T 에서 유지 후, 수랭한 조직



(b)

최종 냉각 후의 조직



(a)

도면2

