



(19) 대한민국특허청(KR)  
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2025-0011693  
(43) 공개일자 2025년01월21일

- (51) 국제특허분류(Int. Cl.)  
C22C 38/04 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)  
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/00 (2006.01)  
C22C 38/02 (2006.01) C22C 38/06 (2006.01)  
C22C 38/14 (2006.01)
- (52) CPC특허분류  
C22C 38/04 (2013.01)  
C21D 8/0226 (2013.01)
- (21) 출원번호 10-2024-7042752
- (22) 출원일자(국제) 2023년06월27일  
심사청구일자 2024년12월24일
- (85) 번역문제출일자 2024년12월24일
- (86) 국제출원번호 PCT/JP2023/023875
- (87) 국제공개번호 WO 2024/038684  
국제공개일자 2024년02월22일
- (30) 우선권주장  
PCT/JP2022/031459 2022년08월19일 일본(JP)

- (71) 출원인  
제이에프이 스틸 가부시키키가이샤  
일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고
- (72) 발명자  
유가 마사오  
일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 지테크자이 산부 나이  
사토 유야  
일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 지테크자이 산부 나이  
(뒷면에 계속)
- (74) 대리인  
특허법인코리아나

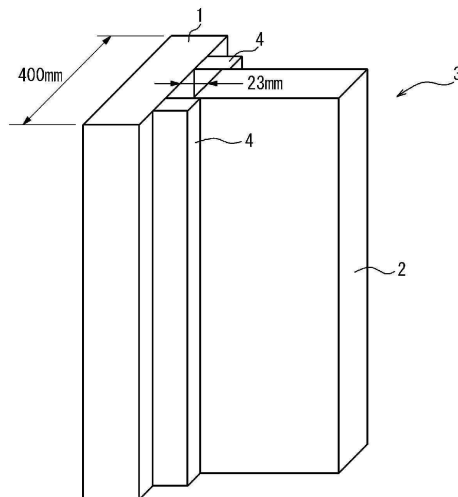
전체 청구항 수 : 총 5 항

(54) 발명의 명칭 후강판 및 그 제조 방법

(57) 요약

고강도, 저항복비, 및 고인성을 겸비함과 함께, 용접 입열량이 40 kJ/mm 를 초과하는 대입열 용접이어도 이음매 본드부의 인성이 우수한 후강판을 제공한다. 소정의 성분 조성으로 마이크로 조직을 갖고, 평균 Mn 함유량 (질량%) 의 0.9 배 ~ 1.1 배의 Mn 농도를 갖는 영역으로 정의되는 Mn 의 평균 농도 영역의 면적분율이 90 % 미만, 평균 Mn 함유량 (질량%) 의 1.15 배 이상의 Mn 농도를 갖는 영역으로 정의되는 Mn 의 농화 영역의 면적분율이 1.0 % 이상, 또한 상기 Mn 의 농화 영역의 평균 원 상당 직경이 7.0 μm 이하인 Mn 농도 분포를 갖고, 0 °C 에 있어서의 샤르피 흡수 에너지 : vE<sub>0</sub> 이 70 J 이상인, 후강판.

대표도 - 도1



(52) CPC특허분류

*C21D 8/0263* (2013.01)

*C21D 9/46* (2013.01)

*C22C 38/001* (2013.01)

*C22C 38/004* (2013.01)

*C22C 38/02* (2013.01)

*C22C 38/06* (2013.01)

*C22C 38/14* (2013.01)

*C21D 2211/002* (2013.01)

*C21D 2211/008* (2013.01)

(72) 발명자

**무라카미 슌이치**

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

**무라카미 요시아키**

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

**스에요시 히토시**

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

**효도 요시히로**

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

## 명세서

### 청구범위

#### 청구항 1

질량% 로,

C : 0.010 ~ 0.14 % ,

Si : 0.01 ~ 0.50 % ,

Mn : 0.9 ~ 3.0 % ,

P : 0.015 % 이하,

S : 0.0050 % 이하,

Al : 0.002 ~ 0.080 % ,

Ti : 0.003 ~ 0.030 % , 및

N : 0.0015 ~ 0.0080 % 를 함유하고,

잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지고, 또한

C 함유량 (질량%) 과 Mn 함유량 (질량%) 으로 나타내는  $4.83C + Mn$  이 1.4 ~ 3.3 질량% 이고,

N 함유량 (질량%) 에 대한 Ti 함유량 (질량%) 의 비  $Ti/N$  이 2.0 ~ 4.3 이고,

하기 (1) 식으로 나타내는  $P_{CM}$  이 0.30 질량% 이하인 성분 조성을 갖고,

베이나이트 및 도상 마텐자이트를 포함하고, 또한

베이나이트의 면적분율이 80.0 % 이상,

도상 마텐자이트의 면적분율이 5.0 % 미만인 마이크로 조직을 갖고,

평균 Mn 함유량 (질량%) 의 0.9 배 ~ 1.1 배의 Mn 농도를 갖는 영역으로 정의되는 Mn 의 평균 농도 영역의 면적분율이 90 % 미만,

평균 Mn 함유량 (질량%) 의 1.15 배 이상의 Mn 농도를 갖는 영역으로 정의되는 Mn 의 농화 영역의 면적분율이 1.0 % 이상, 또한

상기 Mn 의 농화 영역의 평균 원 상당 직경이  $7.0 \mu m$  이하인 Mn 농도 분포를 갖고,

$0^\circ C$  에 있어서의 샤르피 흡수 에너지 :  $vE_0$  이 70 J 이상인, 후강판.

$$P_{CM} = [C] + [Si]/30 + [Mn]/20 + [Cu]/20 + [Ni]/60 + [Cr]/20 + [Mo]/15 + [V]/10 + 5[B] \dots (1)$$

단, 상기 식에 있어서의 괄호는, 그 괄호 내의 원소의 함유량 (질량%) 을 나타내고, 당해 원소가 함유되어 있지 않은 경우에는 0 으로 한다.

#### 청구항 2

제 1 항에 있어서,

상기 성분 조성이, 질량% 로,

Cu : 3.0 % 이하,

Ni : 3.0 % 이하,

Cr : 3.0 % 이하,

Mo : 1.5 % 이하,  
 W : 3.0 % 이하,  
 Nb : 0.10 % 이하,  
 V : 0.10 % 이하,  
 B : 0.0050 % 이하,  
 Ca : 0.005 % 이하,  
 REM : 0.020 % 이하,  
 Mg : 0.005 % 이하, 및  
 Zr : 0.020 % 이하로 이루어지는 군에서 선택되는 적어도 1 개를 추가로 함유하는, 후강판.

**청구항 3**

제 1 항 또는 제 2 항에 있어서,  
 상기 마이크로 조직에 있어서,  
 상기 도상 마텐자이트의 면적분율이 1.0 % 이상, 5.0 % 미만, 또한  
 상기 도상 마텐자이트의 평균 원 상당 직경이 5.0 μm 이하인, 후강판.

**청구항 4**

제 1 항 또는 제 2 항에 기재된 성분 조성을 갖는 강 소재를 열간 압연하여 후강판으로 하는 열연 공정과,  
 상기 열연 공정 후의 후강판을 냉각시키는 제 1 냉각 공정과,

상기 제 1 냉각 공정 후의 후강판을, 판두께 1/4 위치에 있어서의, Ac1 점에서 Ac3 점까지의 온도역에 있어서의 평균 승온 속도 : 2.0 °C/s 이하, Ac3 점 - 100 °C 에서 Ac3 점까지의 온도역에 있어서의 체재 시간 : 60 초 이상의 조건에서, Ac3 점 이상, Ac3 점 + 60 °C 이하의 재가열 온도까지 승온시키고, 이어서, 상기 재가열 온도에서 10 분 이상의 유지 시간 동안 유지하는 재가열 공정과,

상기 재가열 공정 후의 후강판을,

판두께 1/4 위치에 있어서의 평균 냉각 속도 : 1.0 ~ 200.0 °C/s 로, 100 °C ~ 600 °C 의 가속 냉각 정지 온도까지 가속 냉각시키고, 이어서, 100 °C 이하의 온도까지 공랭시키는 제 2 냉각 공정을 포함하는, 후강판의 제조 방법.

**청구항 5**

제 4 항에 있어서,  
 추가로, 상기 제 1 냉각 공정 후, 상기 재가열 공정 전에 열처리 공정을 포함하고,

상기 열처리 공정에서는,

상기 제 1 냉각 공정 후의 후강판을 Ac3 점 이상, 1050 °C 이하의 열처리 온도까지 승온시키고,

상기 열처리 온도로 5 분 이상의 유지 시간 동안 유지하고,

이어서, 500 °C 이하의 냉각 정지 온도까지 냉각시키는, 후강판의 제조 방법.

**발명의 설명**

**기술 분야**

본 발명은, 후강판에 관한 것이며, 특히, 고강도, 저항복비, 및 고인성을 겸비함과 함께, 용접 입열량이 40 kJ/mm 를 초과하는 대입열 용접이어도 용접 이음매의 본드부의 인성이 우수한 후강판에 관한 것이다. 본 발명의 후강판은, 상기 우수한 특성을 구비하는 것에 추가하여, 공업적인 생산에도 적합하며, 건축용 강재로서 매우

[0001]

바람직하게 사용할 수 있다. 또, 본 발명은, 상기 후강관의 제조 방법에 관한 것이다.

### 배경 기술

- [0002] 최근, 건축 구조물의 고층화 및 대 (大) 스패화에 수반하여, 사용되는 강재의 후욕화가 진행되고 있다. 그리고, 그러한 강재로서 사용되는 후강관에는, 우수한 기계적 특성을 구비할 것, 구체적으로는, 높은 인장 강도, 항복 응력, 및 인성을 겸비할 것이 요구되고 있다.
- [0003] 또, 강 구조물의 안전성의 관점에서는, 사용되는 후강관에는 항복비 (인장 강도에 대한 항복 응력의 비) 가 낮을 것도 요구되고 있다. 항복비가 낮을수록 소성 변형능이 향상되기 때문에, 구조물의 내진 안전성의 향상에 기여한다.
- [0004] 항복비가 저감된 후강관의 제조 프로세스로는, 다단 열처리를 사용한 프로세스가 실용화되어 있다. 상기 다단 열처리에서는, 열간 압연 후의 후강관을, 페라이트 + 오스테나이트 2 상역으로 재가열하고, 퀴칭한 후, 템퍼링이 실시된다. 그러나, 상기 다단 열처리에서는, 템퍼링에 의한 조직의 회복에 의해 항복점이 상승하기 때문에, 고강도와 저항복비를 양립시키는 것이 곤란하였다.
- [0005] 또한, 강 구조물을 건조 (建造) 할 때에는 강재끼리를 용접에 의해 접합하는 것이 일반적이다. 그 때문에, 사용되는 후강관에는, 후강관 자체의 인성 (모재 인성) 뿐만 아니라, 용접 열 영향부 (Heat-Affected Zone) 의 인성이 우수할 것이 요구된다. 특히, 건축 구조물의 내진성 향상의 관점에서는, 용접 이음매의 인성, 특히 용접 이음매의 본드부의 인성이 우수할 것이 요구된다.
- [0006] 또, 사용되는 강재의 후욕화가 진행되고 있는 점에서, 시공 능력 향상과 시공 비용 저감을 위해 대입열 용접 (용접시의 입열량이 큰 용접) 의 적용 범위가 확대되고 있다. 특히, 최근에는, 서브머지드 아크 용접이나 일렉트로슬래그 용접 등, 용접 입열량이 40 kJ/mm 를 초과하는 대입열 용접의 적용이 일반화되어 있다. 그 때문에, 후강관에는, 용접 입열량이 40 kJ/mm 를 초과하는 대입열 용접을 실시한 경우에도, 용접 열 영향부의 인성이 우수할 것이 요구된다.
- [0007] 일반적으로, 강재에 대입열 용접을 적용하였을 때에 가장 문제가 되는 것은, 용접 이음매의 본드부의 인성의 열화이다. 용접 열 영향부 중에서도 본드부에서는, 대입열 용접시에 용융점 바로 아래의 고온에 노출되기 때문에, 오스테나이트 결정립의 조대화가 가장 현저하다. 그리고, 조대화된 오스테나이트 결정립은, 용접 후의 온도 저하에 의해, 취약한 상부 베이나이트 조직으로 변태되고, 또한, 취화 조직인 조대한 도상 마텐자이트 (Martensite-Austenite constituent, MA) 가 생성되어 인성이 저하된다. 따라서, 대입열 용접에 있어서의 용접 이음매의 본드부의 인성을 향상시킬 수 있으면, 강 구조물의 안전성을 현격히 향상시킬 수 있다.
- [0008] 이와 같이, 후강관에는, 강도, 항복비, 인성 등의 기계적 특성이 우수할 것에 추가하여, 용접 열 영향부의 인성도 우수할 것이 요구되고 있다. 그리고, 이와 같은 요구에 부응하기 위해 다양한 기술이 제안되어 있다.
- [0009] 예를 들어, 특허문헌 1 에서는, 열간 압연 후의 강관을 퀴칭한 후, 다시 페라이트 + 오스테나이트의 2 상역까지 가열하여 퀴칭한 후, 템퍼링 처리를 실시함으로써 고장력 강을 제조하는 기술이 제안되어 있다.
- [0010] 특허문헌 2 에서는, 소정의 성분 조성을 구비하고, 잔류 오스테나이트량이 1.0 % 이상인 저항복비 고장력 강관이 제안되어 있다.
- [0011] 특허문헌 3 에서는, 소정의 성분 조성을 구비하고, 베이나이트와 도상 마텐자이트를 포함하는 마이크로 조직을 갖고, 또한 구 오스테나이트립의 원 상당 직경과 평균 에스펙트비가 제어된 저항복비 고장력 후강관이 제안되어 있다.

### 선행기술문헌

#### 특허문헌

- [0012] (특허문헌 0001) 일본 공개특허공보 평06-248337호
- (특허문헌 0002) 일본 공개특허공보 2001-226740호
- (특허문헌 0003) 일본 공개특허공보 2018-090872호

**발명의 내용**

**해결하려는 과제**

- [0013] 그러나, 특허문헌 1 에서 제안되어 있는 기술에서는, 소입열 용접에 있어서의 균열의 발생을 방지하는 것을 목적으로 하고 있으며, 대입열 용접에 있어서의 용접 열 영향부의 인성에는 주의를 기울이지 않았다.
- [0014] 한편, 특허문헌 2 에 제안되어 있는 기술에서는, 용접부의 인성이 고려되어 있었다. 그러나, 5 kJ/mm 또는 15 kJ/mm 라는 비교적 낮은 입열량으로만 평가가 실시되고 있으며, 용접 입열량이 40 kJ/mm 를 초과하는 대입열 용접에 있어서의 용접 열 영향부의 인성은 고려되어 있지 않았다. 또, 특허문헌 2 에 개시되어 있는 제조 프로세스에서는, 제조 조건이나 강판 내 위치에 따라 페라이트와 마텐자이트의 체적분율이 변화하기 쉽다. 그 때문에, 원하는 제품을 얻기 위해서는 제조 조건을 엄밀하게 조정할 필요가 있어, 높은 조업 부하에서 공업적 생산에는 적합하지 않다.
- [0015] 또, 특허문헌 3 에서 제안되어 있는 기술에서는, 저항복비 및 고강도에 추가하여, 용접 입열량이 40 kJ/mm 를 초과하는 대입열 용접에 있어서의 높은 본드부 인성이 실현되고 있다. 그러나, 특허문헌 3 에서는, 상기 특성을 실현하기 위해, 도상 마텐자이트의 면적분율을 5 % 이상으로 하는 것이 필수로 되어 있다. 그리고, 특허문헌 3 에 있어서의 제조 프로세스에서는, 도상 마텐자이트의 면적분율을 5 % 이상으로 하기 위해, 열연 강판을 재가열한 후, 제어된 온도 조건하에서 제 1 수랭 공정, 공랭 공정, 및 제 2 수랭 공정을 실시하여 도상 마텐자이트의 생성을 제어할 필요가 있다. 냉각시에는, 강판의 길이 방향 및 폭 방향으로 온도의 편차가 발생하기 쉽기 때문에, 이와 같은 냉각 과정에 있어서의 조직 제어를 위해서는, 매우 엄격한 제조 조건의 조정이 필요하여, 조업 부하가 높다.
- [0016] 본 발명은, 상기 실상을 감안하여 이루어진 것이다. 본 발명은, 고강도, 저항복비, 및 고인성을 겸비함과 함께, 용접 입열량이 40 kJ/mm 를 초과하는 대입열 용접이어도 용접 이음매의 본드부의 인성이 우수하고, 또한 공업적인 생산에 적합한 후강판을 제공하는 것을 목적으로 한다.

**과제의 해결 수단**

- [0017] 본 발명자들은, 상기 과제를 달성하기 위해 예의 연구를 실시하여, 이하의 지건을 얻었다.
- [0018] (1) 베이나이트와 도상 마텐자이트를 포함하고, 베이나이트의 면적분율이 80.0 % 이상인 후강판에 있어서, 소정의 Mn 농도 분포를 형성함으로써, 도상 마텐자이트의 면적분율이 5.0 % 미만으로 비교적 낮음에도 불구하고, 고강도, 저항복비, 및 고인성을 실현할 수 있다.
- [0019] (2) 성분 조성, 특히 C 및 Mn 의 함유량을 특정한 범위로 제어함과 함께, 열간 압연 후의 재가열 공정에 있어서의 승온 조건을 적절히 제어함으로써, 상기 Mn 농도 분포를 얻을 수 있다.
- [0020] 본 발명은, 상기 지건에 기초하여 완성된 것이다. 본 발명의 요지는 다음과 같다.
- [0021] 1. 질량% 로,
- [0022] C : 0.010 ~ 0.14 % ,
- [0023] Si : 0.01 ~ 0.50 % ,
- [0024] Mn : 0.9 ~ 3.0 % ,
- [0025] P : 0.015 % 이하,
- [0026] S : 0.0050 % 이하,
- [0027] Al : 0.002 ~ 0.080 % ,
- [0028] Ti : 0.003 ~ 0.030 % , 및
- [0029] N : 0.0015 ~ 0.0080 % 를 함유하고,
- [0030] 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지고, 또한
- [0031] C 함유량 (질량%) 과 Mn 함유량 (질량%) 으로 나타내는  $4.83C + Mn$  이 1.4 ~ 3.3 질량% 이고,

- [0032] N 함유량 (질량%) 에 대한 Ti 함유량 (질량%) 의 비 Ti/N 이 2.0 ~ 4.3 이고,
- [0033] 하기 (1) 식으로 나타내는  $P_{CM}$  이 0.30 질량% 이하인 성분 조성을 갖고,
- [0034] 베이나이트 및 도상 마텐자이트를 포함하고, 또한
- [0035] 베이나이트의 면적분율이 80.0 % 이상,
- [0036] 도상 마텐자이트의 면적분율이 5.0 % 미만인 마이크로 조직을 갖고,
- [0037] 평균 Mn 함유량 (질량%) 의 0.9 배 ~ 1.1 배의 Mn 농도를 갖는 영역으로 정의되는 Mn 의 평균 농도 영역의 면적분율이 90 % 미만,
- [0038] 평균 Mn 함유량 (질량%) 의 1.15 배 이상의 Mn 농도를 갖는 영역으로 정의되는 Mn 의 농화 영역의 면적분율이 1.0 % 이상, 또한
- [0039] 상기 Mn 의 농화 영역의 평균 원 상당 직경이 7.0  $\mu\text{m}$  이하인 Mn 농도 분포를 갖고,
- [0040] 0 °C 에 있어서의 샤르피 흡수 에너지 :  $vE_0$  이 70 J 이상인, 후강판.
- [0041] 
$$P_{CM} = [C] + [Si]/30 + [Mn]/20 + [Cu]/20 + [Ni]/60 + [Cr]/20 + [Mo]/15 + [V]/10 + 5[B] \dots (1)$$
- [0042] 단, 상기 식에 있어서의 괄호는, 그 괄호 내의 원소의 함유량 (질량%) 을 나타내고, 당해 원소가 함유되어 있지 않은 경우에는 0 으로 한다.
- [0043] 2. 상기 성분 조성이, 질량% 로,
- [0044] Cu : 3.0 % 이하,
- [0045] Ni : 3.0 % 이하,
- [0046] Cr : 3.0 % 이하,
- [0047] Mo : 1.5 % 이하,
- [0048] W : 3.0 % 이하,
- [0049] Nb : 0.10 % 이하,
- [0050] V : 0.10 % 이하,
- [0051] B : 0.0050 % 이하,
- [0052] Ca : 0.005 % 이하,
- [0053] REM : 0.020 % 이하,
- [0054] Mg : 0.005 % 이하, 및
- [0055] Zr : 0.020 % 이하로 이루어지는 군에서 선택되는 적어도 1 개를 추가로 함유하는, 상기 1 에 기재된 후강판.
- [0056] 3. 상기 마이크로 조직에 있어서,
- [0057] 상기 도상 마텐자이트의 면적분율이 1.0 % 이상, 5.0 % 미만, 또한
- [0058] 상기 도상 마텐자이트의 평균 원 상당 직경이 5.0  $\mu\text{m}$  이하인, 상기 1 또는 2 에 기재된 후강판.
- [0059] 4. 상기 1 또는 2 에 기재된 성분 조성을 갖는 강 소재를 열간 압연하여 후강판으로 하는 열연 공정과,
- [0060] 상기 열연 공정 후의 후강판을 냉각시키는 제 1 냉각 공정과,
- [0061] 상기 제 1 냉각 공정 후의 후강판을, 관두께 1/4 위치에 있어서의, Ac1 점에서 Ac3 점까지의 온도역에 있어서의 평균 승온 속도 : 2.0 °C/s 이하, Ac3 점 - 100 °C 에서 Ac3 점까지의 온도역에 있어서의 체재 (滯在) 시간 : 60 초 이상의 조건에서, Ac3 점 이상, Ac3 점 + 60 °C 이하의 재가열 온도까지 승온시키고, 이어서, 상기 재가열 온도에서 10 분 이상의 유지 시간 동안 유지하는 재가열 공정과,
- [0062] 상기 재가열 공정 후의 후강판을,

- [0063] 판두께 1/4 위치에 있어서의 평균 냉각 속도 : 1.0 ~ 200.0 °C/s 로, 100 °C ~ 600 °C 의 가속 냉각 정지 온도까지 가속 냉각시키고, 이어서, 100 °C 이하의 온도까지 공랭시키는 제 2 냉각 공정을 포함하는, 후강판의 제조 방법.
- [0064] 5. 추가로, 상기 제 1 냉각 공정 후, 상기 재가열 공정 전에 열처리 공정을 포함하고,
- [0065] 상기 열처리 공정에서는,
- [0066] 상기 제 1 냉각 공정 후의 후강판을 Ac3 점 이상, 1050 °C 이하의 열처리 온도까지 승온시키고,
- [0067] 상기 열처리 온도로 5 분 이상의 유지 시간 동안 유지하고,
- [0068] 이어서, 500 °C 이하의 냉각 정지 온도까지 냉각시키는, 상기 4 에 기재된 후강판의 제조 방법.

**발명의 효과**

- [0069] 본 발명에 의하면, 고강도, 저항복비, 및 고인성을 겸비함과 함께, 용접 입열량이 40 kJ/mm 를 초과하는 대입열 용접이어도 용접 이음매의 본드부의 인성이 우수한 후강판을 얻을 수 있다. 본 발명의 후강판은, 건축용 강재로서 매우 바람직하게 사용할 수 있고, 강 구조물의 대형화 및 내진성의 향상에 이바지한다. 또, 본 발명의 후강판은, 조업 부하가 낮은 프로세스로 제조 가능하여, 상업적인 생산에 적합하다.

**도면의 간단한 설명**

- [0070] 도 1 은, 본드부 인성의 평가를 위해 실시한 일렉트로슬래그 용접에 있어서의 개선 (開先) 형상을 나타내는 모식도이다.
- 도 2 는, 일렉트로슬래그 용접부로부터의 샤르피 충격 시험편의 채취 위치를 나타내는 모식도이다.

**발명을 실시하기 위한 구체적인 내용**

- [0071] 이하, 본 발명의 실시형태에 대해 설명한다. 또한, 이하의 설명은, 본 발명의 바람직한 일 실시양태를 나타내는 것이며, 본 발명은, 이하의 설명에 의해 전혀 한정되는 것은 아니다. 또, 본 명세서에서는, 용접 후의 본드부 인성과 구별하기 위해, 용접되어 있지 않은 후강판 자체의 인성을 「모재 인성」이라고 하는 경우가 있다.

[성분 조성]

- [0073] 본 발명의 후강판, 및 후강판의 제조에 사용하는 강 소재는, 상기 서술한 성분 조성을 가질 필요가 있다. 이하, 상기 성분 조성에 포함되는 각 성분에 대해 설명한다. 또한, 특별히 언급하지 않는 한, 각 성분의 함유량을 나타내는 「%」는, 「질량%」를 의미한다.

[0074] C : 0.010 ~ 0.14 %

- [0075] C 는, 후강판의 강도를 증가시키는 효과를 갖는 원소이다. C 함유량이 0.010 % 미만이면 원하는 인장 강도를 얻을 수 없다. 그 때문에, C 함유량은 0.010 % 이상, 바람직하게는 0.020 % 이상, 보다 바람직하게는 0.030 % 이상으로 한다. 한편, C 함유량이 0.14 % 를 초과하면, 조대한 도상 마텐자이트나 시멘타이트의 생성이 촉진되어, 모재 인성이 저하됨과 함께, 본드부의 인성도 현저하게 열화된다. 그 때문에, C 함유량을 0.14 % 이하, 바람직하게는 0.10 % 이하, 보다 바람직하게는 0.08 % 이하로 한다.

[0076] Si : 0.01 ~ 0.50 %

- [0077] Si 는, 탈산제로서 기능함과 함께, 후강판의 강도를 높이는 효과를 갖는 원소이다. 상기 효과를 얻기 위해, Si 함유량을 0.01 % 이상으로 한다. 한편, Si 함유량이 0.50 % 를 초과하면, 조대한 도상 마텐자이트의 생성이 촉진되어, 모재 인성 및 본드부의 인성의 저하가 현재화된다. 그 때문에, Si 함유량을 0.50 % 이하, 바람직하게는 0.35 % 이하로 한다.

[0078] Mn : 0.9 ~ 3.0 %

- [0079] Mn 은, 후강판의 강도를 증가시키는 효과를 갖는 원소이다. 또, 후술하는 바와 같이 Mn 농도 분포를 제어함으로써, 고강도, 저항복비, 및 고인성을 실현할 수 있다. Mn 함유량이 0.9 % 미만이면 상기 효과를 얻을 수 없다. 그 때문에, Mn 함유량을 0.9 % 이상, 바람직하게는 1.2 % 이상으로 한다. 한편, Mn 함유량

이 3.0 % 를 초과하면, Mn 농화부의 면적분율이 증가하고, 조대한 MA 가 생성되기 때문에, 모재 인성이 저하된다. 또, 용접 열 영향부가 경화되고, 본드부 인성이 현저하게 저하된다. 그 때문에, Mn 함유량은 3.0 % 이하, 바람직하게는 2.6 % 이하로 한다.

[0080] 또한, 여기서 설명하는 성분 조성은, 후강판의 평균 조성이다. 따라서, 후술하는 Mn 농도 분포의 규정에 있어서의 「평균 Mn 함유량」으로는, 상기 Mn 함유량의 값을 사용한다.

[0081] P : 0.015 % 이하

[0082] P 는, 모재 인성 및 본드부 인성을 열화시키는 원소로서, 가능한 한 저감시키는 것이 바람직하다. P 함유량이 0.015 % 를 초과하면, 모재 인성 및 본드부 인성의 저하가 현저해진다. 이것은, P 함유량이 높으면 Mn 농화부에 P 가 편석되고, 조직이 경화되기 때문인 것으로 생각된다. 그 때문에, P 함유량은 0.015 % 이하로 한다. 한편, P 함유량의 하한은 특별히 한정되지 않고, 0 % 여도 된다. 그러나, 과도한 저감은 비용의 상승을 초래한다. 그 때문에, 제조 비용의 관점에서는, P 함유량을 0.001 % 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0083] S : 0.0050 % 이하

[0084] S 는, 모재의 인성을 열화시키는 원소로서, 가능한 한 저감시키는 것이 바람직하다. S 함유량이 0.0050 % 보다 높으면, 원하는 모재 인성 및 본드부 인성을 얻을 수 없다. 그 때문에, S 함유량은 0.0050 % 이하로 한다. 한편, S 함유량의 하한은 특별히 한정되지 않고, 0 % 여도 된다. 그러나, 과도한 저감은 비용의 상승을 초래한다. 그 때문에, 제조 비용의 관점에서는, S 함유량을 0.0003 % 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0085] Al : 0.002 ~ 0.080 %

[0086] Al 은, 탈산제로서 작용하는 원소이다. 또, Al 은, 강 중의 N 을 AlN 으로서 고정시키고, 모재 인성의 향상에 기여한다. 상기 효과를 얻기 위해, Al 함유량을 0.002 % 이상, 바람직하게는 0.010 % 이상으로 한다. 한편, Al 함유량이 0.080 % 를 초과하면, 모재 인성이 저하된다. 그 때문에, Al 함유량은 0.080 % 이하, 바람직하게는 0.060 % 이하로 한다.

[0087] Ti : 0.003 ~ 0.030 %

[0088] Ti 는, 탈산제로서 기능함과 함께, 후강판의 강도 향상에 기여하는 원소이다. 또, Ti 는, N 과 결합하여 고온에서도 안정적인 질화물인 TiN 으로서 석출된다. 그 때문에, TiN 의 피닝 효과에 의해, 가열되었을 때의 오스테나이트립의 조대화가 방지되고, 모재 인성 및 본드부 인성이 향상된다. 상기 효과를 얻기 위해, Ti 함유량을 0.003 % 이상, 바람직하게는 0.005 % 이상으로 한다. 한편, Ti 함유량이 0.030 % 를 초과하면, 모재 인성 및 본드부 인성이 열화되기 때문에, Ti 함유량은 0.030 % 이하, 바람직하게는 0.025 % 이하, 보다 바람직하게는 0.020 % 이하로 한다.

[0089] N : 0.0015 ~ 0.0080 %

[0090] N 은, Al 이나 Ti 와 결합하여 질화물을 석출시킨다. 상기 질화물은, 오스테나이트립의 조대화를 억제하여 모재 및 본드부의 인성을 향상시킨다. 상기 효과를 얻기 위해, N 함유량은 0.0015 % 이상, 바람직하게는 0.0025 % 이상으로 한다. 한편, N 함유량이 0.0080 % 를 초과하면, 고용 N 량의 증가에 의해, 모재 및 본드부의 인성이 오히려 저하된다. 그 때문에, N 함유량은 0.0080 % 이하, 바람직하게는 0.0065 % 이하, 보다 바람직하게는 0.0060 % 이하로 한다.

[0091] 본 발명의 일 실시형태에 있어서의 성분 조성은, 상기 원소와, 잔부의 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성을 갖는 것으로 할 수 있다. 단, 본 발명의 작용 효과를 해치지 않는 한, 다른 미량 원소의 함유도 무방하다. 또한, 상기 불가피적 불순물로는, 예를 들어, 산소 (O) 를 들 수 있다. 불가피적 불순물로서 포함되는 산소의 함유량은, 0.0030 % 이하인 것이 바람직하다.

[0092] 4.83C + Mn : 1.4 ~ 3.3 질량%

[0093] 본 발명의 후강판에서는, 후술하는 바와 같이 소정의 Mn 농도 분포를 형성함으로써 우수한 기계적 특성을 실현하고 있다. 그리고, 상기 Mn 농도 분포를 실현하기 위해서는, 상기 성분 조성에 있어서의 C 함유량 및 Mn 함유량으로부터 구해지는 「4.83C + Mn」의 값이 1.4 질량% 이상일 필요가 있다. 그 이유에 대해, 이하, 설명한다.

- [0094] 최종적으로 얻어지는 후강판에 상기 Mn 농도 분포를 형성하기 위해서는, 그 후강판의 제조 과정에 있어서, 후강판의 내부에 Mn 농도의 미시적인 편차를 발생시킬 필요가 있다. 그러기 위해서는, 4.83C + Mn 을 1.4 질량% 이상으로 하고, 후술하는 바와 같이 재가열 공정에 있어서의 승온 조건을 제어할 필요가 있다. 4.83C + Mn 이 1.4 질량% 이상인 강판에 대하여, 소정의 조건에서 재가열을 실시함으로써, 역변태 오스테나이트 중으로의 Mn 의 분배가 촉진되어, Mn 농도의 미시적인 편차를 형성할 수 있다. 4.83C + Mn 의 값이 1.4 질량% 미만이면, 역변태 오스테나이트 중으로의 Mn 의 분배가 불충분해지기 때문에, 원하는 Mn 농도 분포를 얻을 수 없다. 그리고 그 결과, 후강판 강도가 저하되고, 항복비가 상승한다. 그 때문에, 4.83C + Mn 은 1.4 질량% 이상, 바람직하게는 1.7 질량% 이상으로 한다. 한편, 4.83C + Mn 이 3.3 질량% 를 초과하면 효과가 포화된다. 그 때문에, 4.83C + Mn 은 3.3 질량% 이하로 한다.
- [0095] Ti/N : 2.0 ~ 4.3
- [0096] TiN 은 피닝 효과에 의해 용접 열 영향부에서의 오스테나이트립의 성장을 억제하여, 본드부 인성을 향상시키는 효과를 갖고 있다. Ti/N 이 2.0 미만에서는, 상기 효과를 얻기 위해 필요한 TiN 량을 확보할 수 없어, 본드부 인성이 열화된다. 그 때문에, Ti/N 을 2.0 이상, 바람직하게는 2.4 이상으로 한다. 한편, Ti/N 이 4.3 을 초과하면, TiC 입자의 생성 및 TiN 의 조대화 때문에, 모재 인성 및 본드부 인성이 열화된다. 그 때문에, Ti/N 을 4.3 이하, 바람직하게는 4.0 이하로 한다.
- [0097]  $P_{CM}$  : 0.30 질량% 이하
- [0098] 하기 식 (1) 로 정의되는  $P_{CM}$  이 0.30 질량% 보다 높으면, 양호한 본드부 인성을 얻을 수 없다. 그 때문에,  $P_{CM}$  을 0.30 질량% 이하, 바람직하게는 0.28 질량% 이하, 보다 바람직하게는 0.26 질량% 이하로 한다.
- [0099] 
$$P_{CM} = [C] + [Si]/30 + [Mn]/20 + [Cu]/20 + [Ni]/60 + [Cr]/20 + [Mo]/15 + [V]/10 + 5[B] \cdots (1)$$
- [0100] 단, 상기 식에 있어서의 괄호는, 그 괄호 내의 원소의 함유량 (질량%) 을 나타내고, 당해 원소가 함유되어 있지 않은 경우에는 0 으로 한다.
- [0101] 한편,  $P_{CM}$  의 하한은 특별히 한정되지 않지만,  $P_{CM}$  이 과도하게 낮으면 후강판의 강도가 저하된다. 그 때문에,  $P_{CM}$  은 0.15 질량% 이상으로 하는 것이 바람직하고, 0.17 질량% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하고, 0.19 질량% 이상으로 하는 것이 더욱 바람직하다.
- [0102] 또, 본 발명의 다른 실시형태에 있어서는, 상기 성분 조성이, 임의로, Cu, Ni, Cr, Mo, W, Nb, V, B, Ca, REM, Mg, 및 Zr 로 이루어지는 군에서 선택되는 적어도 1 개를 추가로 함유할 수 있다.
- [0103] Cu : 3.0 % 이하
- [0104] Cu 는, 후강판의 고인성을 유지하면서 강도를 더욱 향상시키는 원소로서, 요구되는 강도에 따라 임의로 함유할 수 있다. 그러나, Cu 함유량이 3.0 % 를 초과하면 열간 취성을 발생시켜 강판의 표면 성상이 나빠진다. 그 때문에, Cu 를 함유하는 경우, Cu 함유량은 3.0 % 이하로 한다. Cu 함유량은 2.0 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 한편, Cu 함유량의 하한은 특별히 한정되지 않지만, 상기 효과를 충분히 얻기 위해서는, Cu 함유량을 0.01 % 이상으로 하는 것이 바람직하고, 0.05 % 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.
- [0105] Ni : 3.0 % 이하
- [0106] Ni 는, Cu 와 동일하게, 후강판의 고인성을 유지하면서 강도를 더욱 향상시키는 원소로서, 요구되는 강도에 따라 임의로 함유할 수 있다. 그러나, Ni 함유량이 3.0 % 를 초과하면, 첨가 효과가 포화되기 때문에, 경제적으로 불리해진다. 그 때문에, Ni 를 함유하는 경우, Ni 함유량을 3.0 % 이하로 한다. Ni 함유량은 2.0 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 한편, Ni 함유량의 하한은 특별히 한정되지 않지만, 상기 효과를 충분히 얻기 위해서는, Ni 함유량을 0.01 % 이상으로 하는 것이 바람직하고, 0.10 % 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.
- [0107] Cr : 3.0 % 이하
- [0108] Cr 은, 후강판의 강도를 더욱 향상시키는 원소로서, 요구되는 강도에 따라 임의로 함유할 수 있다. 그러나, Cr 함유량이 3.0 % 를 초과하면 모재 및 본드부의 인성이 열화되기 때문에, Cr 을 함유하는 경우, Cr 함유량을 3.0 % 이하로 한다. Cr 함유량은 2.0 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 한편, Cr 함유량의 하한은 특

별히 한정되지 않지만, Cr 에 의한 강도 향상 효과를 충분히 얻는다는 관점에서는, Cr 함유량을 0.01 % 이상으로 하는 것이 바람직하고, 0.10 % 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0109] Mo : 1.5 % 이하

[0110] Mo 는, Cr 과 동일하게, 후강관의 강도를 더욱 향상시키는 원소로서, 요구되는 강도에 따라 임의로 함유할 수 있다. 그러나, Mo 함유량이 1.5 % 를 초과하면 모재 및 본드부의 인성이 열화된다. 또, 후강관의 제조 과정에 있어서 퀴칭 균열이 발생하기 쉬워져, 제조성이 저하된다. 그 때문에, Mo 를 함유하는 경우, Mo 함유량을 1.5 % 이하, 바람직하게는 1.0 % 이하로 한다. 한편, Mo 함유량의 하한은 특별히 한정되지 않지만, Mo 에 의한 강도 향상 효과를 충분히 얻는다는 관점에서는, Mo 함유량을 0.01 % 이상으로 하는 것이 바람직하고, 0.10 % 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0111] W : 3.0 % 이하

[0112] W 는, Cr, Mo 와 동일하게, 후강관의 강도를 더욱 향상시키는 원소로서, 요구되는 강도에 따라 임의로 함유할 수 있다. 그러나, W 함유량이 3.0 % 를 초과하면 모재 및 본드부의 인성이 열화된다. 그 때문에, W 를 함유하는 경우, W 함유량을 3.0 % 이하, 바람직하게는 2.0 % 이하로 한다. 한편, W 함유량의 하한은 특별히 한정되지 않지만, W 에 의한 강도 향상 효과를 충분히 얻는다는 관점에서는, W 함유량을 0.01 % 이상으로 하는 것이 바람직하고, 0.10 % 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0113] Nb : 0.10 % 이하

[0114] Nb 는, Cr, Mo, W 와 동일하게, 후강관의 강도를 더욱 향상시키는 원소로서, 요구되는 강도에 따라 임의로 함유할 수 있다. 그러나, Nb 함유량이 0.10 % 를 초과하면 모재 및 본드부의 인성이 저하되기 때문에, Nb 를 함유하는 경우, Nb 함유량을 0.10 % 이하, 바람직하게는 0.05 % 이하로 한다. 한편, Nb 함유량의 하한은 특별히 한정되지 않지만, Nb 에 의한 강도 향상 효과를 충분히 얻는다는 관점에서는, Nb 함유량을 0.005 % 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0115] V : 0.10 % 이하

[0116] V 는, Cr, Mo, W, Nb 와 동일하게, 후강관의 강도를 더욱 향상시키는 원소로서, 요구되는 강도에 따라 임의로 함유할 수 있다. 그러나, V 함유량이 0.10 % 를 초과하면 모재 및 본드부의 인성이 저하되기 때문에, V 를 함유하는 경우, V 함유량을 0.10 % 이하, 바람직하게는 0.05 % 이하로 한다. 한편, V 함유량의 하한은 특별히 한정되지 않지만, V 에 의한 강도 향상 효과를 충분히 얻는다는 관점에서는, V 함유량을 0.005 % 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0117] B : 0.0050 % 이하

[0118] B 는, 퀴칭성을 향상시킴으로써, 후강관의 강도를 더욱 향상시키는 작용을 갖는 원소이다. 또, B 는, 대입 열 용접시에는, 용접 열 영향부에 있어서 고용 질소를 질화물로서 고착시킴으로써, 본드부 인성을 더욱 향상시키는 효과를 갖고 있다. 그러나, B 함유량이 0.0050 % 를 초과하면, 퀴칭성이 과도하게 높아져, 모재 및 본드부의 인성이 오히려 저하된다. 그 때문에, B 를 함유하는 경우, B 함유량을 0.0050 % 이하, 바람직하게는 0.0020 % 이하로 한다. 한편, B 함유량의 하한은 특별히 한정되지 않지만, B 의 첨가 효과를 충분히 얻는다는 관점에서는, B 함유량을 0.0003 % 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0119] Ca : 0.005 % 이하

[0120] Ca 는, 결정립을 미세화함으로써 모재 인성을 더욱 향상시키는 효과를 갖는 원소로서, 요구되는 모재 인성에 따라 임의로 함유할 수 있다. 그러나, Ca 함유량이 0.005 % 를 초과하면, 첨가 효과가 포화되기 때문에, Ca 를 함유하는 경우, Ca 함유량을 0.005 % 이하로 한다. 한편, Ca 함유량의 하한은 특별히 한정되지 않지만, Ca 에 의한 인성 향상 효과를 충분히 얻는다는 관점에서는, Ca 함유량을 0.001 % 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0121] REM : 0.020 % 이하

[0122] REM (희토류 금속) 은, Ca 와 동일하게, 결정립을 미세화함으로써 모재 인성을 더욱 향상시키는 효과를 갖는 원소로서, 요구되는 모재 인성에 따라 임의로 함유할 수 있다. 그러나, REM 함유량이 0.020 % 를 초과하면, 첨가 효과가 포화되기 때문에, REM 을 함유하는 경우, REM 함유량을 0.020 % 이하로 한다. 한편, REM 함유량의 하한은 특별히 한정되지 않지만, REM 에 의한 인성 향상 효과를 충분히 얻는다는 관점에서는, REM 함유량

을 0.002 % 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0123]

Mg : 0.005 % 이하

[0124]

Mg 는, Ca, REM 과 동일하게, 결정립을 미세화함으로써 모재 인성을 더욱 향상시키는 효과를 갖는 원소로서, 요구되는 모재 인성에 따라 임의로 함유할 수 있다. 그러나, Mg 함유량이 0.005 % 를 초과하면, 첨가 효과가 포화되기 때문에, Mg 를 함유하는 경우, Mg 함유량을 0.005 % 이하로 한다. 한편, Mg 함유량의 하한은 특별히 한정되지 않지만, Mg 에 의한 인성 향상 효과를 충분히 얻는다는 관점에서는, Mg 함유량을 0.001 % 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0125]

Zr : 0.020 % 이하

[0126]

Zr 은, Ca, REM, Mg 와 동일하게, 결정립을 미세화함으로써 모재 인성을 더욱 향상시키는 효과를 갖는 원소로서, 요구되는 모재 인성에 따라 임의로 함유할 수 있다. 그러나, Zr 함유량이 0.020 % 를 초과하면, 첨가 효과가 포화되기 때문에, Zr 을 함유하는 경우, Zr 함유량을 0.020 % 이하로 한다. 한편, Zr 함유량의 하한은 특별히 한정되지 않지만, Zr 에 의한 인성 향상 효과를 충분히 얻는다는 관점에서는, Zr 함유량을 0.002 % 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0127]

[마이크로 조직]

[0128]

본 발명의 후강판은, 베이나이트 및 도상 마텐자이트를 포함하고, 또한 베이나이트의 면적분율이 80.0 % 이상인 마이크로 조직을 갖는다. 이하, 마이크로 조직을 상기 범위로 한정하는 이유에 대해 설명한다. 또한, 이하의 설명에 있어서의 「면적분율」이란, 특별히 언급하지 않는 한, 마이크로 조직 전체에 대한 면적분율을 가리키는 것으로 한다. 또, 상기 마이크로 조직은, 강판의 관두께 1/4 위치에 있어서의 마이크로 조직을 가리키는 것으로 한다.

[0129]

베이나이트 및 도상 마텐자이트를 포함하는 마이크로 조직

[0130]

베이나이트는, 후술하는 바와 같이 후강판의 강도와 인성을 향상시키기 위해 필요한 조직이다. 한편, 도상 마텐자이트(MA)는, C 가 농축되어 있기 때문에 베이나이트보다 더욱 경도가 높은 조직이다. 그 때문에, MA 를 형성함으로써, 인장 강도를 향상시킬 수 있다. 추가로, MA 의 주위에는 가동 전위가 다량으로 도입되기 때문에, 항복 응력의 상승이 억제된다. 따라서, 고강도와 저항복비를 양립시키기 위해서는, 베이나이트 및 도상 마텐자이트를 포함하는 마이크로 조직으로 할 필요가 있다.

[0131]

베이나이트의 면적분율 : 80.0 % 이상

[0132]

베이나이트의 면적분율이 80.0 % 미만이면, 충분한 강도와 모재 인성을 얻을 수 없다. 그 때문에, 베이나이트의 면적분율을 80.0 % 이상, 바람직하게는 85.0 % 이상, 보다 바람직하게는 90.0 % 이상으로 한다. 한편, 베이나이트의 면적분율의 상한은 특별히 한정되지 않지만, 과도하게 높으면, 상대적으로 도상 마텐자이트의 면적분율이 낮아지기 때문에, 항복비를 충분히 저감시키는 것이 곤란해진다. 그 때문에, 베이나이트 면적분율은, 99.0 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 또한, 베이나이트의 면적분율은, 실시예에 기재된 방법으로 측정할 수 있다.

[0133]

도상 마텐자이트의 면적분율

[0134]

본 발명자들의 검토 결과, 모재의 MA 여도, 면적분율이 5.0 % 이상이면, 본드부 인성이 저하되는 것을 알 수 있었다. 이것은, 다음과 같은 이유에 의한 것으로 생각된다. 즉, 용접시, 본드부는 용점에 가까운 고온까지 가열되기 때문에, 후강판에 포함되는 MA 는 상기 가열에 의해 일단 분해된다. 그러나, 용접 후의 냉각 과정에 있어서, 본드부에 MA 가 재생성된다. 이 때, 재생성되는 MA 의 양은, 용접 전의 후강판에 포함되어 있던 MA 가 많을수록 증가한다. 그리고, 본드부에 재생성되는 MA 의 양이 많으면, 본드부 인성이 저하된다. 그래서, 본 발명에서는, 본드부 인성을 향상시키기 위해 후강판의 마이크로 조직에 있어서의 도상 마텐자이트의 면적분율을 5.0 % 미만, 바람직하게는 4.9 % 이하, 보다 바람직하게는 4.7 % 이하, 더욱 바람직하게는 4.5 % 이하로 한다.

[0135]

한편, MA 의 면적분율의 하한에 대해서는 특별히 한정되지 않지만, 상기 서술한 바와 같이, MA 는, 인장 강도를 향상시키는 효과와, 항복 응력의 상승을 억제하는 효과를 갖고 있다. 이들 효과를 충분히 발휘시킨다는 관점에서는, 상기 마이크로 조직에 있어서의 MA 의 면적분율을 1.0 % 이상으로 하는 것이 바람직하고, 2.0 % 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.

- [0136] 또한, 특허문헌 3 에서는, MA 의 면적분율을 높게 함으로써 원하는 기계적 특성을 실현하고 있기 때문에, MA 의 면적분율을 5 % 이상으로 하는 것이 필수로 되어 있다. 이에 대하여 본 발명에서는, 후술하는 바와 같이, Mn 농도 분포를 제어함으로써 원하는 기계적 특성을 실현하고 있다. 그 때문에, MA 의 면적분율이 5.0 % 미만임에도 불구하고 우수한 기계적 특성을 얻을 수 있다. 또, 모재에 있어서의 MA 의 면적분율이 5.0 % 미만으로 낮은 점에서, 특허문헌 3 에 비해 본드부 인성이 우수하다. 이 점에서도, 본 발명의 후강판과 특허문헌 3 에 개시된 후강판의 차이는 분명하다. 또한, 특허문헌 3 과 같이, 제 1 수랭 공정, 공랭 공정, 및 제 2 수랭 공정으로 이루어지는 복잡한 냉각 제어를 실시하여 MA 의 생성을 제어할 필요도 없다.
- [0137] 도상 마텐자이트의 평균 원 상당 직경
- [0138] MA 의 사이즈는 특별히 한정되지 않고, 임의의 사이즈여도 된다. 그러나, MA 가 과도하게 조대하면, 후강판의 인성이 저하된다. 그 때문에, 인성을 더욱 향상시킨다는 관점에서는, MA 의 평균 원 상당 직경을 5.0  $\mu\text{m}$  이하로 하는 것이 바람직하고, 4.0  $\mu\text{m}$  이하로 하는 것이 바람직하다. 한편, MA 의 평균 원 상당 직경의 하한은 특별히 한정되지 않지만, 통상적으로는, 0.8  $\mu\text{m}$  이상이어도 되고, 1.0  $\mu\text{m}$  이상이어도 된다.
- [0139] MA 의 면적분율 및 평균 원 상당 직경은, 시료로서의 강판에 레페라 부식 (Journal of Metals, March, 1980, p.38-39) 을 실시한 후, 주사 전자 현미경 (SEM) 을 사용하여 배율 1000 배로 관찰을 실시하고, 촬영한 화상을, 화상 해석 장치를 사용하여 해석함으로써 구할 수 있다.
- [0140] 그 밖의 조직
- [0141] 본 발명의 일 실시형태에 있어서의 마이크로 조직은, 베이나이트 및 도상 마텐자이트로 이루어지는 것이어도 된다. 또, 본 발명의 다른 실시형태에 있어서의 마이크로 조직은, 베이나이트와 도상 마텐자이트에 추가하여, 그 밖의 조직을 함유하고 있어도 된다. 상기 그 밖의 조직은, 특별히 한정되지 않고 임의의 조직이어도 된다. 예를 들어, 상기 그 밖의 조직은, 페라이트, 펄라이트, 마텐자이트, 및 잔류 오스테나이트로 이루어지는 군에서 선택되는 적어도 1 개여도 된다. 마이크로 조직에 그 밖의 조직이 포함되는 경우, 상기 그 밖의 조직의 합계 면적분율은, 19 % 이하인 것이 바람직하고, 15 % 이하인 것이 보다 바람직하고, 10 % 이하인 것이 더욱 바람직하다.
- [0142] 본 발명의 일 실시형태에 있어서의 후강판은, 면적분율로,
- [0143] 80 ~ 99.0 % 의 베이나이트,
- [0144] 1.0 ~ 15.0 % 의 도상 마텐자이트,
- [0145] 및 잔부 조직으로 이루어지고,
- [0146] 상기 잔부 조직이, 페라이트, 펄라이트, 마텐자이트, 및 잔류 오스테나이트로 이루어지는 군에서 선택되는 적어도 1 개여도 된다.
- [0147] [Mn 농도 분포]
- [0148] 본 발명자들은, C 및 Mn 의 함유량과, 열간 압연 후의 재가열 공정에 있어서의 승온 조건을 제어함으로써, 후강판의 내부에 의도적으로 Mn 농도의 미시적인 편차를 형성할 수 있는 것을 알아냈다. 그리고, 상기 Mn 농도의 미시적인 편차, 즉 Mn 농도 분포를 적절히 제어함으로써, 고강도, 저항복비, 및 고인성을 겸비한 후강판이 얻어지는 것을 알 수 있었다. 이것은, 상기 Mn 농도 분포에 의해, MA 의 분포나 사이즈가 영향을 받기 때문인 것으로 생각된다. 예를 들어, Mn 이 농화된 영역에는 MA 가 형성되는 경향이 있다. 앞서도 서술한 바와 같이, MA 는 베이나이트보다 경질의 조직이기 때문에 강도를 향상시키는 효과를 갖고 있다. 추가로, MA 는 가동 전위의 도입을 통하여 항복비를 저하시키는 작용을 갖고 있다. 따라서, Mn 농도 분포를 제어함으로써, MA 의 분포가 제어되고, 그 결과로서, 고강도와 저항복비를 양립시킬 수 있다.
- [0149] 본 발명은, 상기 기술적 사상에 입각하는 것으로서, 구체적으로는, 본 발명의 후강판은 하기 (1) ~ (3) 의 조건을 만족하는 Mn 농도 분포를 갖고 있다. 또한, 본 발명에 있어서의 Mn 농도 분포는, 강판의 판두께 1/4 위치에 있어서의 Mn 농도 분포를 가리키는 것으로 한다.
- [0150] (1) Mn 의 평균 농도 영역의 면적분율이 90 % 미만
- [0151] (2) Mn 의 농화 영역의 면적분율이 1.0 % 이상
- [0152] (3) Mn 의 농화 영역의 평균 원 상당 직경이 7.0  $\mu\text{m}$  이하

- [0153] (1) Mn 의 평균 농도 영역의 면적분율 : 90 % 미만
- [0154] Mn 의 평균 농도 영역의 면적분율이 90 % 이상이면, MA 를 포함하는 경질의 조직이 불충분해져, 원하는 강도를 얻을 수 없다. 또, Mn 의 농화 영역으로의 Mn 의 농화가 불충분해져, MA 의 형성에 의한 항복 응력의 저감 효과가 불충분해진다. 그리고 그 결과, 항복비도 높아지기 쉽다. 그 때문에, Mn 의 평균 농도 영역의 면적분율은, 90 % 미만, 바람직하게는 85 % 이하, 보다 바람직하게는 80 % 이하로 한다. 한편, Mn 의 평균 농도 영역의 면적분율의 하한은 특별히 한정되지 않는다. 그러나, Mn 의 평균 농도 영역의 면적분율이 지나치게 낮으면, Mn 의 농화 영역의 사이즈가 커지고, 그 결과, 농화 영역에 형성되는 MA 가 조대해진다. 그 때문에, Mn 의 평균 농도 영역의 면적분율은, 50 % 이상인 것이 바람직하고, 60 % 이상인 것이 보다 바람직하다. 또한, 여기서 「Mn 의 평균 농도 영역」이란, 평균 Mn 함유량 (질량%) 의 0.9 배 ~ 1.1 배의 Mn 농도를 갖는 영역으로 정의된다.
- [0155] (2) Mn 의 농화 영역의 면적분율 : 1.0 % 이상
- [0156] Mn 의 농화 영역의 면적분율이 1.0 % 미만이면, MA 의 형성이 불충분해져, 고강도와 저항복비를 양립시킬 수 없다. 그 때문에, Mn 의 농화 영역의 면적분율은, 1.0 % 이상, 바람직하게는 1.5 % 이상, 보다 바람직하게는 2.0 % 이상, 더욱 바람직하게는 6.2 % 이상으로 한다. 한편, Mn 의 농화 영역의 면적분율의 상한은 특별히 한정되지 않지만, Mn 의 농화 영역의 면적분율이 지나치게 높으면, 그 농화 영역의 사이즈가 커져, 농화 영역에 형성되는 MA 가 조대해지기 쉽다. 그 때문에, Mn 의 농화 영역의 면적분율은 50 % 미만으로 하는 것이 바람직하고, 40 % 미만으로 하는 것이 보다 바람직하고, 20 % 이하로 하는 것이 더욱 바람직하다. 또한, 상기 Mn 의 농화 영역은, 용접시의 가열에 의해 소멸되기 때문에, 그 농화 영역의 존재가 용접 후의 본드부 인성에 악영향을 미치지 않는다. 그 때문에, 본 발명에 의하면, 우수한 후강관의 기계적 특성과, 높은 본드부 인성을 양립시킬 수 있다.
- [0157] Mn 의 농화 영역의 평균 원 상당 직경 : 7.0  $\mu\text{m}$  이하
- [0158] Mn 의 농화 영역의 평균 원 상당 직경이 7.0  $\mu\text{m}$  보다 크면, Mn 의 농화 영역 내에 형성되는 MA 도 조대화되기 때문에, 후강관의 인성이 저하된다. 그 때문에, Mn 의 농화 영역의 평균 원 상당 직경은 7.0  $\mu\text{m}$  이하, 바람직하게는 4.0  $\mu\text{m}$  이하로 한다. 한편, Mn 의 농화 영역의 평균 원 상당 직경의 하한은 특별히 한정되지 않지만, 일반적으로는, 1.0  $\mu\text{m}$  이상이어도 되고, 1.5  $\mu\text{m}$  이상이어도 된다.
- [0159] 상기 Mn 농도 분포는, 전자선 마이크로애널라이저 (EPMA) 를 사용하여 측정할 수 있다. 구체적으로는, 후강관으로부터, 관두께 1/4 위치가 관찰 위치가 되도록 시험편을 채취한다. 상기 시험편에 있어서의 Mn 농도 분포를, EPMA 로 측정하고, Mn 의 평균 농도 영역의 면적분율, Mn 의 농화 영역의 면적분율, 및 Mn 의 농화 영역의 평균 원 상당 직경을 산출한다. 상기 EPMA 에 의한 Mn 농도 분포의 측정은, 무작위로 선택한 2 시야 이상에서 실시하고, 1 개의 시야의 사이즈는 50  $\mu\text{m}$   $\times$  50  $\mu\text{m}$ , 1 시야당의 측정점은 250  $\times$  250 점으로 한다.
- [0160] [기계적 특성]
- [0161] · 인성
- [0162] 본 발명의 후강관은, 0  $^{\circ}\text{C}$  에 있어서의 샤르피 흡수 에너지 :  $vE_0$  이 70 J 이상이다. 샤르피 흡수 에너지는 인성의 지표 중 하나이며,  $vE_0$  이 70 J 이상인 본원발명의 후강관은, 고층의 건축물에 사용한 경우에도 우수한 내진 안전성을 발휘한다.  $vE_0$  은 80 J 이상인 것이 바람직하고, 100 J 이상인 것이 보다 바람직하다. 한편, 내진성의 관점에서는  $vE_0$  이 높으면 높을수록 좋기 때문에,  $vE_0$  의 상한은 특별히 한정되지 않는다. 그러나, 일반적으로는 250 J 이하여도 되고, 220 J 이하여도 되고, 210 J 이하여도 된다.
- [0163] 또한, 상기 후강관의 0  $^{\circ}\text{C}$  에 있어서의 샤르피 흡수 에너지는, 그 후강관의 관두께 1/4 위치로부터 JIS Z 2202 의 규정에 준거하여 채취한 V 노치 시험편을 사용해서, JIS Z 2242 의 규정에 준거하여 측정할 수 있다.
- [0164] · 항복 응력
- [0165] 본 발명의 후강관의 항복 응력 (YS) 은, 특별히 한정되지 않지만, 건축 구조물의 고층화에 수반되는 고강도화의 관점에서, 600 MPa 이상으로 하는 것이 바람직하고, 620 MPa 이상인 것이 바람직하다. 항복 응력의 상한도 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어, 900 MPa 이하여도 되고, 880 MPa 이하여도 되고, 850 MPa 이하여도 된다.
- [0166] · 인장 강도

- [0167] 본 발명의 후강관의 인장 강도 (TS) 는, 특별히 한정되지 않지만, 건축 구조물의 고충화에 수반되는 고강도화의 관점에서, 780 MPa 이상으로 하는 것이 바람직하고, 800 MPa 이상인 것이 보다 바람직하다. 인장 강도의 상한도 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어, 1100 MPa 이하여도 되고, 1000 MPa 이하여도 된다.
- [0168] · 항복비
- [0169] 본 발명의 후강관의 항복비 (YR) 는, 특별히 한정되지 않지만, 지진시의 파괴에 대한 허용 유도 (裕度) 를 고려한 건축 구조물의 변형 성능 향상의 관점에서, 85 % 이하인 것이 바람직하다. 한편, 항복비의 하한에 대해서도 한정되지 않지만, 예를 들어, 70 % 이상이어도 되고, 75 % 이상이어도 된다. 또한, 여기서 항복비란, 인장 강도 (TS) 에 대한 항복 응력 (YS) 의 비를 퍼센티지로 나타낸 값, 즉,  $YS/TS \times 100 (\%)$  으로 한다.
- [0170] 상기 항복 응력 및 인장 강도는, 후강관의 관두께 1/4 위치로부터 채취한 JIS 4 호 인장 시험편을 사용하여, JIS Z 2241 의 규정에 준거한 인장 시험에 의해 측정할 수 있다. 또, 상기 방법으로 측정된 항복 응력 및 인장 강도로부터, 항복비를 산출할 수 있다.
- [0171] · 본드부 인성
- [0172] 본 발명의 후강관의 본드부 인성은, 특별히 한정되지 않지만, 본드부의 0 ℃ 에 있어서의 샤르피 흡수 에너지 ( $vE_0$ ) 가 47 J 이상인 것이 바람직하다. 상기 본드부에 있어서의  $vE_0$  의 상한도 특별히 한정되지 않지만, 일반적으로는 150 J 이하여도 된다.
- [0173] 또한, 상기 본드부에 있어서의  $vE_0$  은, 용접 입열량이 40 kJ/mm 이상인 일렉트로슬래그 용접에 의해 용접 이음매를 제조하고, 그 용접 이음매로부터, 노치 위치가 본드부가 되도록 채취한 JIS 4 호 샤르피 충격 시험편을 사용하여 측정되는 값으로 한다. 보다 구체적으로는, 실시예에 기재한 방법으로 측정할 수 있다.
- [0174] · 관두께
- [0175] 상기 후강관의 관두께는 특별히 한정되지 않고, 임의의 두께로 할 수 있다. 상기 후강관의 관두께는, 6 mm 이상인 것이 바람직하고, 9 mm 이상인 것이 보다 바람직하고, 12 mm 이상인 것이 더욱 바람직하다. 건축 구조물의 고충화에 대한 대응의 관점에서는, 40 mm 이상으로 하는 것이 바람직하고, 60 mm 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다. 한편, 후강관의 관두께의 상한에 대해서도 특별히 한정되지 않지만, 100 mm 이하로 하는 것이 바람직하다.
- [0176] [제조 방법]
- [0177] 다음으로, 본 발명의 일 실시형태에 있어서의 후강관의 제조 방법에 대해 설명한다. 상기 후강관은, 상기 서술한 성분 조성을 갖는 강 소재에 대하여, (a) ~ (d) 의 공정을 순차적으로 실시함으로써 제조할 수 있다.
- [0178] (a) 열연 공정
- [0179] (b) 제 1 냉각 공정
- [0180] (c) 재가열 공정
- [0181] (d) 제 2 냉각 공정
- [0182] 이하, 각 공정에 있어서의 조건에 대해 구체적으로 설명한다. 또한, 이하의 설명에 있어서, 특별히 언급하지 않는 한, 온도는 관두께 중앙 (관두께 1/2 위치) 에 있어서의 온도를 의미하는 것으로 한다. 관두께 중앙에 있어서의 온도는, 방사 온도계로 측정된 강관 표면 온도로부터, 전열 계산에 의해 구할 수 있다. 또, 열연 공정 후의 승온 조건 및 냉각 조건에 있어서의 온도는, 관두께 1/4 위치에 있어서의 온도로 하고, 승온 속도 및 냉각 속도도, 각각 관두께 1/4 위치에 있어서의 온도에 기초하여 산출된 평균 승온 속도 또는 평균 냉각 속도를 의미한다.
- [0183] (강 소재)
- [0184] 상기 강 소재로는, 임의의 형태의 소재를 사용할 수 있다. 상기 강 소재는, 예를 들어, 강 슬래브여도 된다. 강 소재의 제조 방법은, 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어, 상기한 성분 조성을 갖는 강을 용제하고, 주조하여 제조할 수 있다. 상기 용제는, 전로, 전기로, 유도로 등, 임의의 방법에 의해 실시할 수 있다. 또, 상기 주조는, 생산성의 관점에서 연속 주조법으로 실시하는 것이 바람직하지만, 조괴-분해 압연

법에 의해 실시할 수도 있다.

[0185] (열연 공정)

[0186] 열연 공정에서는, 상기 강 소재를 열간 압연하여 후강판으로 한다. 상기 열간 압연의 조건은 특별히 한정되지 않고, 임의의 조건에서 실시할 수 있다. 전형적으로는, 강 소재를 소정의 가열 온도로 가열한 후, 압연한다. 상기 가열은, 주조 등의 방법에 의해 얻은 강 소재를 일단 냉각시킨 후에 실시해도 되고, 또, 얻어진 강 소재를 냉각시키지 않고 직접 상기 가열에 제공할 수도 있다.

[0187] 또한, 본 발명에 있어서는 열간 압연 후의 재가열 공정 및 제 2 냉각 공정에 있어서 후강판의 마이크로 조직이나 특성을 제어한다. 그 때문에, 상기 열연 공정에 있어서의 가열 온도는 특별히 한정되지 않고, 임의의 온도로 할 수 있다. 그러나, 상기 가열 온도가 1000 °C 미만이면, 강 소재의 변형 저항이 높기 때문에, 열간 압연에 있어서의 압연기에 대한 부하가 증대되어, 열간 압연을 실시하는 것이 곤란해지는 경우가 있다. 그 때문에, 상기 가열 온도는 1000 °C 이상으로 하는 것이 바람직하다. 한편, 상기 가열 온도가 1250 °C 보다 높으면, 강의 산화가 현저해져, 산화에 의한 로스가 증대되는 결과, 수율이 저하된다. 그 때문에, 상기 가열 온도는 1250 °C 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0188] 압연 종료 온도는 특별히 한정되지 않지만, 1000 °C 이하로 하는 것이 바람직하다. 또, 상기 압연 종료 온도는, 750 °C 이상인 것이 바람직하다.

[0189] (제 1 냉각 공정)

[0190] 이어서, 상기 열연 공정에서 얻어진 후강판을 냉각시킨다(제 1 냉각 공정). 본 발명에서는, 이 후의 재가열 공정 및 제 2 냉각 공정에 있어서 후강판의 마이크로 조직이나 특성을 제어하기 때문에, 이 제 1 냉각 공정에 있어서의 냉각은 특별히 한정되지 않고 임의의 조건에서 실시할 수 있다. 단, 다음의 재가열 공정에 있어서, Ac1 점에서 Ac3 점까지의 온도역에 있어서의 평균 승온 속도를 제어할 필요가 있기 때문에, 제 1 냉각 공정에 있어서의 냉각 정지 온도는 Ac1 점 이하이면 된다. 상기 냉각 정지 온도는 500 °C 이하인 것이 바람직하다. 상기 냉각 정지 온도는 500 °C 이하이면, 석출물의 조대화를 억제함과 함께, Mn의 농화 영역을 보다 균일하게 생성시킬 수 있다. 그리고 그 결과, 후강판의 강도 및 인성을 더욱 향상시키고, 또, 항복비를 더욱 저감시킬 수 있다. 상기 냉각 정지 온도는 250 °C 이하인 것이 보다 바람직하다. 한편, 상기 냉각 정지 온도의 하한에 대해서도 한정되지 않고, 임의의 온도까지 냉각시킬 수 있다. 그러나, 과도한 냉각은 생산성을 저하시키기 때문에, 상기 냉각 정지 온도는 0 °C 이상으로 하는 것이 바람직하고, 10 °C 이상으로 하는 것이 보다 바람직하고, 20 °C 이상으로 하는 것이 더욱 바람직하다. 전형적으로는, 상기 냉각 정지 온도를 실온 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0191] 상기 제 1 냉각 공정에 있어서의 냉각은, 특별히 한정되지 않고 임의의 방법으로 실시할 수 있다. 예를 들어, 상기 냉각은, 공랭 및 수랭 중 일방 또는 양방에 의해 실시할 수 있다. 후강판의 강도와 인성을 더욱 향상시킨다는 관점에서는, 상기 냉각을, 수랭으로 실시하는 것이 바람직하고, 그 수랭은, 스프레이 냉각, 미스트 냉각, 및 라미나 냉각으로 이루어지는 군에서 선택되는 적어도 1 개로 실시하는 것이 보다 바람직하다.

[0192] (재가열 공정)

[0193] 다음으로, 상기 제 1 냉각 공정 후의 후강판을, 소정의 승온 패턴으로 재가열 온도까지 승온시키고, 상기 재가열 온도에서 유지한다.

[0194] Ac1 점에서 Ac3 점까지의 온도역에 있어서의 평균 승온 속도 : 2.0 °C/s 이하

[0195] 승온 과정에서는, Ac1 점 이상 Ac3 점 이하의 온도역(2 상역)을 통과할 때에 베이나이트 및 마텐자이트로부터 역변태로 생성되는 오스테나이트 중에 Mn이 분배되고, 그 결과, Mn 농도의 미시적인 편차가 발생한다. 그러나, Ac1 점에서 Ac3 점까지의 온도역에 있어서의 평균 승온 속도가 2.0 °C/s 보다 높으면, Mn의 분배가 충분히 진행되지 않고, 그 결과, 원하는 Mn 농도 분포를 얻을 수 없다. 그 때문에, 상기 재가열 공정에 있어서는, 상기 제 1 냉각 공정 후의 후강판을, 판두께 1/4 위치에 있어서의, Ac1 점에서 Ac3 점까지의 온도역에 있어서의 평균 승온 속도 : 2.0 °C/s 이하로 승온시킨다. 한편, 상기 평균 승온 속도의 하한은 특별히 한정되지 않는다. 그러나, 승온 속도가 과도하게 느리면, 승온 속도를 제어하는 효과가 포화되는 것에 추가하여, 가열에 필요로 하는 시간이 길어져 생산성이 저하된다. 그 때문에, 상기 평균 승온 속도는 0.01 °C/s 이상인 것이 바람직하다.

- [0196] Ac3 점 - 100 ℃ 에서 Ac3 점까지의 온도역에 있어서의 체재 시간 : 60 초 이상
- [0197] 동일하게, Ac3 점 - 100 ℃ 에서 Ac3 점까지의 온도역에 있어서의 체재 시간이 60 초 미만이면, Mn 의 분배가 충분히 진행되지 않고, 그 결과, 원하는 Mn 농도 분포를 얻을 수 없다. 그 때문에, 상기 재가열 공정의 승온 과정에 있어서는, Ac3 점 - 100 ℃ 에서 Ac3 점까지의 온도역에 있어서의 체재 시간을 60 초 이상으로 한다. 한편, 상기 체재 시간이 과도하게 길면 생산성이 저하된다. 그 때문에, 상기 체재 시간은 60 분 이하인 것이 바람직하다.
- [0198] 또한, 상기 승온 과정에 있어서의 승온 패턴은, 상기 조건을 만족하고 있으면 되며, 그 이외의 조건은 특별히 한정되지 않는다. 예를 들어, 재가열 온도까지 연속적으로 승온시켜도 되고, 의도적으로 2 상역으로 유지해도 된다.
- [0199] 또한, Ac1 점 및 Ac3 점은 하기 (2) 식 및 (3) 식에 의해 구해진다.
- [0200]  $Ac1 (℃) = 751 - 26.6C + 17.6Si - 11.6Mn - 169Al - 23Cu - 23Ni + 24.1Cr + 22.5Mo + 233Nb - 39.7V - 5.7Ti - 895B \dots (2)$
- [0201]  $Ac3 (℃) = 937 - 476.5C + 56Si - 19.7Mn - 16.3Cu - 4.9Cr - 26.6Ni + 38.1Mo + 124.8V + 136.3Ti + 198Al + 3315B \dots (3)$
- [0202] 단, 상기 (2) 및 (3) 식 중의 원소 기호는 각 원소의 함유량 (질량%) 을 나타내고, 당해 원소가 함유되어 있지 않은 경우에는 0 으로 한다.
- [0203] 재가열 온도: Ac3 점 이상, Ac3 점 + 60 ℃ 이하
- [0204] 상기 재가열 공정에 있어서는, 후강판을 Ac3 점 이상, Ac3 점 + 60 ℃ 이하의 재가열 온도까지 승온시킨다. 이로써, 제 1 냉각 공정이 완료된 시점의 후강판에 포함되는 베이나이트나 마텐자이트 등의 조직이 오스테나이트로 역변태되고, 오스테나이트 단상으로 이루어지는 마이크로 조직이 된다.
- [0205] 상기 재가열 온도가 Ac3 점 미만이면, 마이크로 조직 중에 연질의 회복 조직이 생성되어, 모재의 강도가 저하된다. 또한, Mn 의 농화 영역에 조대한 MA 가 생성되어 모재의 인성이 저하된다. 그 때문에, 상기 재가열 온도는 Ac3 점 이상으로 한다. 한편, 상기 재가열 온도가 Ac3 점 + 60 ℃ 보다 높으면, 오스테나이트 결정립이 조대화됨과 함께, 조성의 균일화가 진행되는 결과, 원하는 Mn 농도의 분포를 얻을 수 없다. 그 때문에, 상기 재가열 온도는 Ac3 점 + 60 ℃ 이하, 보다 바람직하게는 Ac3 점 + 55 ℃ 이하, 더욱 바람직하게는 Ac3 점 + 50 ℃ 이하로 한다.
- [0206] 재가열 온도에서의 유지 시간 : 10 분 이상
- [0207] 상기 재가열 공정에서는, 후강판을 상기 재가열 온도까지 승온시킨 후, 그 재가열 온도에서 소정의 유지 시간 유지한다. 상기 유지 시간이 10 분 미만이면, 최종적으로 얻어지는 후강판에 있어서의 Mn 의 농화 영역의 평균 원 상당 직경을 7.0 μm 이하로 할 수 없다. 이것은, 유지 시간이 짧기 때문에 역변태 오스테나이트의 입경의 편차가 커지고, 그 결과, Mn 의 농화 영역의 크기가 불균일해졌기 때문인 것으로 생각된다. 그 때문에, 상기 유지 시간을 10 분 이상으로 한다. 한편, 상기 유지 시간의 상한은 특별히 한정되지 않지만, 과도하게 긴 시간 유지를 실시하면 생산성이 저하되기 때문에, 100 분 이하로 하는 것이 바람직하다.
- [0208] 상기 재가열 공정에서는, 임의의 가열 방법을 사용할 수 있다. 가열 방법의 일례로는, 노 가열을 들 수 있다. 상기 노 가열에는, 특별히 한정되지 않고, 일반적인 열처리로를 사용할 수 있다.
- [0209] (제 2 냉각 공정)
- [0210] 이어서, 재가열 공정 후의 후강판을 냉각시킨다. 구체적으로는, 상기 재가열 공정 후의 후강판을, 판두께 1/4 위치에 있어서의 평균 냉각 속도 : 1.0 ~ 200.0 ℃/s 로, 100 ℃ ~ 600 ℃ 의 가속 냉각 정지 온도까지 가속 냉각시키고, 이어서, 100 ℃ 이하의 온도까지 공랭시킨다.
- [0211] 평균 냉각 속도 : 1.0 ~ 200.0 ℃/s
- [0212] 상기 조건에서 가속 냉각을 실시함으로써, 역변태 오스테나이트를 베이나이트로 변태시켜, 베이나이트 주체의 마이크로 조직을 얻을 수 있다. 상기 평균 냉각 속도가 1.0 ℃/s 미만이면, 페라이트가 생성되기 때문에, 베이나이트의 면적분율을 80.0 % 이상으로 할 수 없다. 그 때문에, 상기 평균 냉각 속도는 1.0 ℃/s 이상, 바람직하게는 5.0 ℃/s 이상으로 한다. 한편, 상기 평균 냉각 속도가 200.0 ℃/s 보다 높으면, 강판 내의

각 위치에 있어서의 온도 제어가 곤란해져, 관폭 방향이나 압연 방향으로 재질의 편차가 나오기 쉬워지고, 그 결과, 강도 특성 등의 재질상의 편차가 발생한다. 그 때문에, 상기 평균 냉각 속도는 200.0 °C/s 이하, 바람직하게는 150.0 °C/s 이하, 보다 바람직하게는 100.0 °C/s 이하로 한다.

[0213] 상기 가속 냉각의 방법은 특별히 한정되지 않지만, 임의의 방법으로 냉각을 실시할 수 있다. 전형적으로는, 상기 가속 냉각은, 공랭 및 수랭 중 일방 또는 양방에 의해 실시하는 것이 바람직하고, 수랭에 의해 실시하는 것이 보다 바람직하다. 상기 수랭으로는, 물을 사용한 임의의 방법(예를 들어, 스프레이 냉각, 미스트 냉각, 라미나 냉각 등)을 사용할 수 있다. 상기 수랭의 방법으로는, 미스트 냉각을 사용하는 것이 바람직하다.

[0214] 가속 냉각 정지 온도 : 100 ~ 600 °C

[0215] 상기 제 2 냉각 공정에서는, 100 °C ~ 600 °C 의 가속 냉각 정지 온도까지 가속 냉각을 실시하고, 이어서, 공랭시킨다. 상기 가속 냉각 정지 온도가 100 °C 미만이면, 오스테나이트가 전부 베이나이트 변태되어 버리기 때문에, 도상 마텐자이트를 포함하는 마이크로 조직을 얻을 수 없다. 또, 템퍼링 효과를 얻을 수 없기 때문에, 후강판의 인성이 저하된다. 그 때문에, 상기 가속 냉각 정지 온도는 100 °C 이상, 바람직하게는 200 °C 이상으로 한다. 한편, 상기 가속 냉각 정지 온도가 600 °C 보다 높으면, 페라이트가 생성되기 쉬워져, 베이나이트의 면적분율을 80.0 % 이상으로 할 수 없다. 그 때문에, 상기 가속 냉각 정지 온도는 600 °C 이하, 바람직하게는 500 °C 이하로 한다.

[0216] 100 °C 이하의 온도까지 공랭

[0217] 상기 가속 냉각을 정지시킨 후, 추가로 100 °C 이하의 온도까지 후강판을 공랭시킨다. 상기 공랭은, 강제 냉각이 아니라, 방랭, 즉 자연 냉각이어도 된다. 상기 공랭에서는, 후강판을 100 °C 이하의 온도까지 냉각시키면 되는데, 특정한 온도에서 공랭을 정지시킬 필요는 없으며, 통상적으로는 실온(ambient temperature)까지 공랭시키면 된다.

[0218] 상기 공랭에 있어서의 그 밖의 조건은 후강판의 조직 등에 실질적인 영향을 주지 않기 때문에, 특별히 한정되지 않는다. 예를 들어, 상기 공랭에 있어서의 냉각 속도는 특별히 한정되지 않고, 임의의 속도로 냉각시킬 수 있다. 전형적으로는, 상기 공랭에 있어서의 냉각 속도는, 1.0 °C/s 미만이어도 되고, 0.5 °C/s 이하여도 된다. 또, 상기 공랭에 있어서의 냉각 속도의 하한도 특별히 한정되지 않지만, 0.001 °C/s 이상이어도 되고, 0.01 °C/s 이상이어도 되고, 0.07 °C/s 이상이어도 된다.

[0219] 동일하게, 상기 공랭에 필요로 하는 시간(공랭 시간)도 특별히 한정되지 않는다. 본 실시형태에서는, 상기 공랭 후에는 특별한 처리를 실시할 필요가 없기 때문에, 시간을 들여 공랭을 실시해도 문제없다. 전형적으로는, 상기 공랭 시간은 300 s 초과여도 되고, 310 s 이상이어도 되고, 320 s 이상이어도 된다. 한편, 공랭 시간의 상한에 대해서도 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어, 24 시간 이하여도 되고, 12 시간 이하여도 된다. 또한, 여기서는, 제 2 냉각 공정에 있어서, 공랭을 개시하고 나서 100 °C 에 도달할 때까지 걸린 시간을 공랭 시간으로 정의한다.

[0220] 이상과 같이, 본 발명의 후강판은, 성분 조성, 특히 C 및 Mn 의 함유량을 특정한 범위로 제어함과 함께, 열간 압연 후의 재가열 공정에 있어서의 승온 조건을 적절히 제어함으로써 제조할 수 있다. 그 때문에, 본 발명의 후강판은, 재가열 후의 냉각 과정에 있어서의 조건을 제어하여 MA 의 생성을 제어할 필요가 있는 특허문헌 3 의 후강판에 비해, 생산이 용이하여, 공업적 생산에 적합하다.

[0221] 또, 본 발명에서는, 상기 서술한 바와 같이 재가열 공정에 있어서의 승온 조건을 제어함으로써 의도적으로 Mn 농도의 미시적인 편차를 발생시키고 있다. 그리고, 그 결과, 최종적으로 얻어지는 후강판에는 상기 서술한 Mn 농도 분포가 형성된다. 이에 대하여 특허문헌 3 에서는, 본 발명과 같이 Mn 농도의 미시적인 편차를 발생시키기 위한 승온 조건의 제어를 실시하고 있지 않다. 그 때문에, 특허문헌 3 에 기재된 제조 프로세스에서는, 본 발명의 조건을 만족하는 Mn 농도 분포를 구비한 후강판을 얻을 수 없다. 특허문헌 3 의 후강판에는 MA 가 존재하고 있지만, 이 MA 의 주위의 Mn 농도는, 매트릭스 중의 Mn 농도와 동일한 평균적인 농도이며, 본 발명의 조건을 만족하는 농화 영역은 존재하지 않는 것으로 생각된다.

[0222] 본 발명의 다른 실시형태에 있어서, 후강판의 추가적인 고강도화 및 저항복비화를 위해, 상기 제 1 냉각 공정 후, 상기 재가열 공정 전에, 추가로 열처리를 실시할 수 있다. 즉, 상기 실시형태에 있어서, 상기 서술한 성분 조성을 갖는 강 소재에 대하여, (a) ~ (e) 의 공정을 순차적으로 실시함으로써 후강판을 제조할 수 있다.

- [0223] (a) 열연 공정
- [0224] (b) 제 1 냉각 공정
- [0225] (c) 열처리 공정
- [0226] (d) 재가열 공정
- [0227] (e) 제 2 냉각 공정
- [0228] (열처리 공정)
- [0229] 상기 열처리 공정에서는, 상기 제 1 냉각 공정 후의 후강판을 Ac3 점 이상, 1050 °C 이하의 열처리 온도까지 승온시키고, 상기 열처리 온도로 5 분 이상의 유지 시간 동안 유지하고, 이어서, 500 °C 이하의 냉각 정지 온도까지 냉각시킨다. 상기 열처리를 실시함으로써, 고강도와 저항복비를 더욱 높은 수준으로 양립시킬 수 있다. 그 이유는, 다음과 같이 생각된다. 상기 열처리 공정 후에 재가열 공정을 실시함으로써, Mn 농화부의 존재 위치가 균질화되고, 역변태 핵 생성 빈도가 높아진다. 그 결과, Mn 농도의 미시적인 편차의 형성이 촉진되어, 최종적인 Mn 의 농화 영역의 면적분율이 증가한다. 구체적으로는, 농화 영역의 면적분율을 6.2 % 이상으로 할 수 있다. 상기와 같이 Mn 의 농화 영역에는 MA 가 형성되기 때문에, 고강도화와 저항복비화의 양립으로 이어진다.
- [0230] 열처리 온도 : Ac3 점 이상, 1050 °C 이하
- [0231] 상기 열처리 온도를 Ac3 점 이상, 1050 °C 이하로 함으로써, 퀴칭성을 확보하여 원하는 베이나이트 및 마텐자이트 조직을 얻을 수 있다. 상기 열처리 온도가 Ac3 점 미만이면, 원하는 모재 인성을 얻을 수 없다. 이것은, 열처리시에 조대한 페라이트가 생성되는 결과, 최종적으로 얻어지는 마이크로 조직에 조대한 탄화물을 포함하는 상부 베이나이트 조직이 형성되기 때문인 것으로 생각된다. 한편, 상기 열처리 온도가 1050 °C 보다 높은 경우에도, 원하는 모재 인성을 얻을 수 없다. 이것은, 열처리시에 조대한 베이나이트 및 조대한 마텐자이트가 생성되는 결과, 최종적으로 얻어지는 마이크로 조직에 조대한 베이나이트 조직이 형성되기 때문인 것으로 생각된다.
- [0232] 유지 시간 : 5 분 이상
- [0233] 상기 열처리 온도에서의 유지 시간은, 오스테나이트 입경의 편차를 작게 하기 위해, 5 분 이상, 바람직하게는 10 분 이상으로 한다. 한편, 상기 유지 시간의 상한은 특별히 한정되지 않지만, 과도하게 길게 해도 효과가 포화되기 때문에, 생산성을 고려하면, 100 분 이하로 하는 것이 바람직하고, 60 분 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.
- [0234] 상기 열처리 공정에 있어서의 가열에는, 열처리 온도와 유지 시간을 상기와 같이 제어할 수 있는 것이면, 임의의 가열 방법을 사용할 수 있다. 사용할 수 있는 가열 방법의 일례로는, 노 가열을 들 수 있다. 상기 노 가열에는, 특별히 한정되지 않고, 일반적인 열처리로를 사용할 수 있다.
- [0235] 냉각 정지 온도 : 500 °C 이하
- [0236] 상기 열처리 온도에서의 유지 후, 후강판을 500 °C 이하의 냉각 정지 온도까지 냉각시킨다. 상기 냉각에 의해, 상기 열처리 공정에서 생성된 오스테나이트를 베이나이트 및 마텐자이트의 저온 변태상으로 하고, 그 후의 상기 재가열 공정에 있어서, 추가적인 고강도와 저항복비를 얻을 수 있다. 상기 냉각 정지 온도가 500 °C 보다 높으면, 원하는 강도 및 인성을 확보할 수 없다. 그 때문에, 상기 냉각 온도를 500 °C 이하, 바람직하게는 400 °C 이하, 보다 바람직하게는 200 °C 이하로 한다. 한편, 상기 냉각 정지 온도의 하한은 특별히 한정되지 않는다. 그러나, 과도한 냉각은 생산성을 저하시키기 때문에, 상기 냉각 정지 온도는 0 °C 이상으로 하는 것이 바람직하고, 10 °C 이상으로 하는 것이 보다 바람직하고, 20 °C 이상으로 하는 것이 더욱 바람직하다. 전형적으로는, 상기 냉각 정지 온도를 실온 이상으로 하는 것이 바람직하다.
- [0237] 상기 냉각을 실시하는 방법은 특별히 한정되지 않으며, 예를 들어, 공랭, 수랭 등, 임의의 방법으로 실시할 수 있다. 상기 수랭으로는, 물을 사용한 임의의 냉각 방법, 예를 들어, 스프레이 냉각, 미스트 냉각, 라미나 냉각 등을 사용할 수 있다.
- [0238] 상기 열처리 공정을 실시한 경우에는, 냉각 후의 후강판을, 다음의 재가열 공정에 제공하면 된다. 또한, 상기 열처리 공정을 실시하지 않는 경우에는, 제 1 냉각 공정 후의 후강판을, 열처리를 실시하지 않고 다음의 재

가열 공정에 제공하면 된다.

- [0239] 본 발명의 다른 실시형태에 있어서는, 후강관의 형상을 교정할 목적 등을 위해, 재가열 공정 후, 임의로, 추가로 템퍼링 공정을 실시할 수 있다. 또, 재가열 후의 냉각 공정의 냉각 정지 온도가 낮은 경우일수록, 템퍼링의 효과에 의해, 모재의 인성을 더욱 향상시키는 것을 기대할 수 있다. 템퍼링을 실시하는 경우의 가열 온도는 200 °C ~ 500 °C 로 하는 것이 바람직하다. 상기 템퍼링 공정 후의 강관의 냉각은, 그 냉각 속도에 따라 재질이 변화하지는 않기 때문에, 임의의 방법으로 실시할 수 있다.
- [0240] 실시예
- [0241] 이하에 서술하는 순서로 후강관을 제조하고, 그 특성을 평가하였다.
- [0242] 먼저, 표 1 에 나타내는 성분 조성을 갖는 용강을 전로에서 용제하고, 연속 주조법에 의해 강 소재로서의 강 슬래브 (두께 : 260 mm) 로 하였다. 또한, 상기 서술한 (1) 식에 의해 구한  $P_{CM}$  (질량%), (2) 식에 의해 구한 Ac1 점 (°C), 및 (3) 식에 의해 구한 Ac3 점 (°C) 을 표 1 에 병기한다.
- [0243] 상기 강 슬래브를 1150 °C 로 가열한 후, 열간 압연하여 표 2, 3 에 나타낸 관두께의 후강관으로 하였다 (열연 공정). 상기 열간 압연에 있어서의 압연 종료 온도를 표 2, 3 에 나타낸다.
- [0244] 얻어진 후강관을, 표 2, 3 에 나타낸 냉각 방법으로, 표 2, 3 에 나타낸 냉각 정지 온도까지 냉각시켰다 (제 1 냉각 공정).
- [0245] 이어서, 상기 제 1 냉각 공정 후의 후강관에 대하여, 표 2, 3 에 나타낸 조건에서 재가열을 실시하였다 (재가열 공정). 단, 일부의 실시예에 있어서는, 상기 제 1 냉각 공정 후의 후강관에 대하여, 표 2, 3 에 나타낸 조건에서 열처리를 실시하고 (열처리 공정), 그 후, 재가열을 실시하였다. 상기 재가열은, 열처리로를 사용하여 실시하였다.
- [0246] 마지막으로, 상기 재가열 후, 표 2, 3 에 나타낸 조건에서 가속 냉각을 실시하고, 상기 가속 냉각을 정지시킨 후, 실온까지 공랭 (방랭) 시켰다. 상기 가속 냉각은, 수랭으로 실시하였다. 또, 상기 공랭에 있어서의 공랭 시간 (100 °C 에 도달할 때까지 걸린 시간) 은 1 시간 이상이었다.
- [0247] 상기와 같이 하여 얻은 후강관의 각각에 대해, 마이크로 조직, Mn 농도 분포, 기계적 특성, 및 용접 후의 본드 부 인성을 평가하였다. 상기 평가는, 이하에 서술하는 방법으로 실시하였다.
- [0248] (마이크로 조직)
- [0249] 상기 후강관으로부터, 관두께 1/4 위치가 관찰 위치가 되도록, 조직 관찰용의 시험편을 채취하였다. 상기 시험편을, 압연 방향과 수직인 단면이 관찰면이 되도록 수지에 매립하고, 경면 연마하였다. 이어서, 레페라 부식을 실시한 후, 배율 1000 배의 주사 전자 현미경으로 관찰하여 조직의 화상을 촬영하고, 도상 마텐자이트 조직을 동정하였다. 촬영된 5 시야분의 화상을 화상 해석 장치에 의해 해석하여, 도상 마텐자이트 조직의 면적분율 및 평균 원 상당 직경을 구하였다.
- [0250] 또, 상기 후강관으로부터, 관두께 1/4 위치가 관찰 위치가 되도록, 조직 관찰용의 시험편을 채취하였다. 상기 시험편을, 압연 방향과 수직인 단면이 관찰면이 되도록 수지에 매립하고, 경면 연마하였다. 이어서, 나이트 부식을 실시한 후, 배율 200 배의 주사형 전자 현미경으로 관찰하여 조직의 화상을 촬영하고, 베이나이트 조직을 동정하였다. 촬영된 5 시야분의 화상을 화상 해석 장치에 의해 해석하여, 베이나이트 조직의 면적분율을 구하였다.
- [0251] (Mn 농도 분포)
- [0252] 상기 후강관으로부터, 관두께 1/4 위치가 관찰 위치가 되도록 시험편을 채취하였다. 상기 시험편에 있어서의 Mn 농도 분포를, EPMA 로 측정하고, Mn 의 평균 농도 영역의 면적분율, Mn 의 농화 영역의 면적분율, 및 Mn 의 농화 영역의 평균 원 상당 직경을 산출하였다. 상기 EPMA 에 의한 Mn 농도 분포의 측정은, 무작위로 선택한 2 시야 이상에서 실시하고, 1 개의 시야의 사이즈는 50  $\mu\text{m}$   $\times$  50  $\mu\text{m}$ , 1 시야당의 측정점은 250  $\times$  250 점으로 하였다.
- [0253] (기계적 특성)
- [0254] 상기 후강관의 관두께 1/4 위치로부터, JIS 4 호 인장 시험편을 채취하였다. 상기 인장 시험편을 사용해서, JIS Z 2241 의 규정에 준거하여 인장 시험을 실시하고, 후강관의 항복 응력, 인장 강도, 항복비를 측정하였다.

또, 상기 후강관의 관두께 1/4 위치로부터, JIS Z 2202 의 규정에 준거하여 V 노치 시험편을 채취하였다.  
 상기 V 노치 시험편을 사용해서, JIS Z 2242 의 규정에 준거하여 0 ℃ 에 있어서의 샤르피 충격 시험에 의한 샤르피 흡수 에너지 ( $vE_0$ ) 를 구하고, 모재 인성을 평가하였다.

- [0255] (본드부 인성)
- [0256] 상기 후강관의 용접 열 영향부의 인성을 평가하기 위해, 이하의 순서로 용접 이음매를 제조하고, 본드부에 있어서의 샤르피 흡수 에너지를 측정하였다.
- [0257] 먼저, 상기 후강관으로부터, 그 후강관과 동일한 관두께를 갖는 이음매용 시험편을 1 세트 채취하였다. 상기 이음매용 시험편 중 일방을 스킨 플레이트 (1), 타방을 다이어프램 (2) 으로서 사용하여, 도 1 에 나타내는 형상의 개선 (3) 을 준비하였다. 이어서, 40 kJ/mm 이상의 용접 입열량으로 일렉트로슬래그 용접을 실시하여, 용접 이음매 (5) 를 제조하였다.
- [0258] 다음으로, 도 2 에 나타내는 바와 같이, 용접 이음매 (5) 로부터, 노치 (9) 의 위치가 본드부가 되도록 JIS 4 호 샤르피 충격 시험편 (8) 을 채취하였다. 또한, 노치 (9) 의 위치는, 스킨 플레이트 (1) 의 표면으로부터 6 mm 의 위치를 통과하는 직선과 용접선의 교점으로 하였다. 또, 샤르피 충격 시험편 (8) 은, 그 시험편의 길이 방향이 용접선에 대하여 수직 방향이 되도록 채취하였다.
- [0259] 상기 샤르피 시험편을 사용하여, 0 ℃ 에 있어서의 샤르피 충격 시험에서의 용접 이음매의 본드부에 있어서의 흡수 에너지 ( $vE_0$ ) 를 측정하였다. 또한, 모재 특성이 목표를 만족하지 않는 일부의 후강관에 대해서는, 본드부 인성의 평가를 실시하지 않았다.
- [0260] 얻어진 결과를 표 4, 5 에 나타낸다. 또한, 항복 응력이 600 MPa 이상, 인장 강도가 780 MPa 이상, 항복비가 85 % 이하, 0 ℃ 에 있어서의 흡수 에너지 ( $vE_0$ ) 가 70 J 이상, 용접 이음매의 본드부의 0 ℃ 에 있어서의 흡수 에너지 ( $vE_0$ ) 가 47 J 이상을 합격으로 하였다.
- [0261] 본 발명의 조건을 만족하는 후강관은, 모두, 항복 응력이 600 MPa 이상, 인장 강도가 780 MPa 이상, 항복비 (YR) 가 85 % 이하, 0 ℃ 에서의 흡수 에너지  $vE_0$  이 70 J 이상으로서, 고강도, 또한 저항복비임과 함께, 모재 인성도 우수하였다. 또, 용접 입열량이 40 kJ/mm 를 초과하는 대입열 용접을 실시한 경우에도, 용접 이음매의 본드부에 있어서의  $vE_0$  이 47 J 이상으로, 우수한 용접 이음매의 본드부 인성을 갖고 있었다. 한편, 본 발명의 조건을 만족하지 않는 후강관은, 모재 강도, 항복비, 모재 인성 및 용접 이음매의 본드부 인성 중 적어도 1 개의 특성이 떨어졌다.

표 1

강종	성분 조성 (질량%) *											4.83C+Mn (질량%)	Ti/N	P <sub>OM</sub> (질량%)	Ac1 (°C)	Ac3 (°C)	비고
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N	기타								
A	0.032	0.11	2.5	0.003	0.0010	0.035	0.012	0.0035	-	-	-	2.8	3.43	0.181	717	878	발명강
B	0.022	0.21	2.6	0.004	0.0008	0.032	0.011	0.0040	Ni:2.3, Co:0.001	-	-	2.7	2.75	0.197	666	834	발명강
C	0.046	0.15	2.3	0.003	0.0009	0.010	0.021	0.0065	Cr:1.2, REM:0.0020	-	-	2.5	3.23	0.226	696	863	발명강
D	0.047	0.02	1.5	0.014	0.0022	0.037	0.014	0.0050	Cr:2.1, B:0.0020	-	-	1.7	2.80	0.238	775	892	발명강
E	0.049	0.16	1.8	0.002	0.0009	0.042	0.006	0.0027	Cr:1.2, Ni:2.5, B:0.0012	-	-	2.0	2.22	0.252	638	814	발명강
F	0.044	0.14	1.7	0.010	0.0020	0.030	0.014	0.0035	Ni:0.8, Mo:0.5, Nb:0.01, V:0.040, B:0.0005	-	-	1.9	4.00	0.187	721	902	발명강
G	0.096	0.02	1.2	0.001	0.0010	0.005	0.017	0.0065	Cr:1.2, Cr:0.6, W:0.5	-	-	1.7	3.09	0.247	721	850	발명강
H	0.035	0.06	2.1	0.005	0.0012	0.041	0.016	0.0039	Cu:0.6, Ni:1.3, Cr:1.7, B:0.0013, Co:0.0020	-	-	2.3	4.10	0.265	716	844	발명강
I	0.030	0.34	2.6	0.004	0.0040	0.043	0.015	0.0040	Ni:1.6, Nb:0.028, B:0.0009, REM:0.0030	-	-	2.7	3.75	0.203	688	861	발명강
J	0.042	0.20	1.6	0.005	0.0010	0.045	0.014	0.0034	Ni:1.4, Cr:0.7, Mo:0.6, Mg:0.002	-	-	1.8	4.12	0.227	725	890	발명강
K	0.061	0.10	1.3	0.002	0.0009	0.040	0.015	0.0043	Cr:1.4, Mo:1.3, Nb:0.024, V:0.022, Zr:0.003	-	-	1.6	3.49	0.288	797	943	발명강
L	0.148	0.22	2.3	0.012	0.0032	0.038	0.014	0.0047	-	-	-	3.0	2.98	0.270	718	843	비교강
M	0.009	0.25	2.5	0.006	0.0030	0.035	0.015	0.0050	Ni:2.0, Cr:0.8, B:0.0010	-	-	2.5	3.00	0.221	693	853	비교강
N	0.020	0.18	3.1	0.009	0.0015	0.032	0.013	0.0045	-	-	-	3.2	2.89	0.181	712	885	비교강
O	0.135	0.18	0.8	0.008	0.0021	0.040	0.013	0.0045	Cu:0.5, Ni:1.2, Mo:0.8	-	-	1.5	2.89	0.279	713	867	비교강
P	0.072	0.30	2.1	0.020	0.0035	0.038	0.010	0.0038	Mo:0.4, W:0.8	-	-	2.4	2.63	0.214	733	902	비교강
Q	0.060	0.25	2.7	0.014	0.0060	0.035	0.012	0.0032	Cu:1.0, Ni:0.5, Nb:0.025	-	-	3.0	3.75	0.262	688	848	비교강
R	0.051	0.26	2.5	0.010	0.0022	0.045	0.034	0.0079	Cu:0.8, Ni:1.3	-	-	2.7	4.30	0.246	669	844	비교강
S	0.032	0.12	1.7	0.005	0.0020	0.034	0.002	0.0017	Ni:1.5, Mo:1.4, B:0.0011	-	-	1.9	1.18	0.245	723	919	비교강
T	0.065	0.22	2.3	0.008	0.0018	0.031	0.022	0.0087	Cr:0.8	-	-	2.7	2.53	0.247	740	869	비교강
U	0.091	0.40	0.9	0.012	0.0015	0.037	0.011	0.0034	Cr:0.5, Mo:1.0	-	-	1.3	3.24	0.241	773	943	비교강
V	0.034	0.24	2.2	0.007	0.0010	0.022	0.009	0.0061	Ni:0.7, Cr:1.0, Nb:0.021, B:0.0014	-	-	2.4	1.48	0.221	737	877	비교강
W	0.046	0.25	2.4	0.008	0.0008	0.038	0.027	0.0057	Cr:0.7, Mo:0.8	-	-	2.6	4.74	0.263	755	920	비교강
X	0.110	0.20	1.0	0.005	0.0009	0.035	0.013	0.0034	Cu:0.2, Ni:0.9, Cr:0.6, Mo:1.3, V:0.055, B:0.0012	-	-	1.5	3.82	0.320	749	915	비교강

\* 잔부는 Fe 및 불가피적 불순물.

표 2

No.	제조 조건										제 2 냉각 공정		비고			
	강슬래브		열연공정		제 1 냉각 공정		열처리 공정		제가열 공정		유지 시간 (min)	평균 냉각 속도 (°C/s)				
	강종	Ac1 (°C)	Ac3 (°C)	판두께 (mm)	압연 온도 (°C)	냉각 방법	냉각 온도 (°C)	열처리 온도 (°C)	유지 시간 (min)	냉각 방법				냉각 온도 (°C)	체제 시간 (s) <sup>*2</sup>	제가열 온도 (°C)
1	A	717	882	50	950	공평	<250	-	-	-	210	930	20	7.5	360	발명에
2	A	717	882	50	950	수평	500	-	-	-	190	920	60	7.2	410	발명에
3	A	717	882	12	870	공평	<250	-	-	-	150	930	20	85.5	440	발명에
4	A	717	882	12	870	공평	<250	-	-	-	40	980	10	86.0	440	비교예
5	A	717	882	12	870	공평	<250	-	-	-	60	980	10	85.0	440	비교예
6	A	717	882	50	950	공평	<250	-	-	-	30	930	20	7.3	400	비교예
7	A	717	882	50	950	공평	<250	-	-	-	180	1030	20	7.4	410	비교예
8	A	717	882	50	950	공평	<250	-	-	-	190	880	30	7.5	410	비교예
9	A	717	882	50	950	공평	<250	-	-	-	180	930	3.5	7.7	410	비교예
10	A	717	882	50	950	공평	<250	-	-	-	180	930	30	0.5	420	비교예
11	A	717	882	50	950	공평	<250	-	-	-	180	930	30	7.4	630	비교예
12	A	717	882	40	950	공평	<250	-	-	-	120	920	30	9.5	상온	비교예
13	B	666	834	50	950	공평	350	-	-	-	260	870	60	7.5	360	발명에
14	B	666	834	50	950	공평	<250	-	-	-	200	870	60	7.5	360	발명에
15	B	666	834	12	870	수평	430	-	-	-	120	890	30	85.5	350	발명에
16	B	666	834	12	870	수평	450	-	-	-	45	890	20	86.0	420	비교예
17	B	666	834	12	870	수평	450	-	-	-	65	880	20	85.0	420	비교예
18	B	666	834	50	950	수평	400	-	-	-	30	900	30	7.3	400	비교예
19	B	666	834	50	950	수평	400	-	-	-	180	1030	30	7.5	400	비교예
20	B	666	834	50	950	수평	400	-	-	-	180	900	30	7.5	400	비교예
21	B	666	834	50	950	수평	400	-	-	-	150	900	3	7.6	430	비교예
22	B	666	834	50	950	수평	400	-	-	-	160	900	30	0.5	460	비교예
23	B	666	834	50	950	수평	400	-	-	-	160	900	30	8.4	630	비교예
24	B	666	834	40	950	수평	400	-	-	-	110	920	30	9.1	상온	비교예
25	C	698	863	50	950	수평	400	920	20	수평	200	885	30	7.5	400	발명에
26	C	698	863	85	900	공평	<250	920	40	수평	400	885	30	4	350	발명에
27	C	698	863	12	950	공평	<250	920	20	수평	55	885	30	85	460	비교예
28	C	698	863	50	950	공평	<250	920	20	수평	50	885	30	8	460	비교예
29	C	698	863	50	950	공평	<250	920	20	수평	260	1030	30	8.2	460	비교예

\*1 Ac1 점에서 Ac3 점까지의 온도역에 있어서의 평균 속도

\*2 Ac3 점 - 100 °C 에서 Ac3 점까지의 온도역에 있어서의 체제 시간

표 3

No.	제조 조건										제 1 냉각 공정				제 2 냉각 공정				비교
	강슬라브		열연 공정		열처리 공정		열처리 공정		제 1 냉각 공정		제 2 냉각 공정		제 1 냉각 공정		제 2 냉각 공정				
	강종	Ac1 (°C)	Ac3 (°C)	판두께 (mm)	압연 온도 (°C)	냉각 범위	냉각 속도 (°C/s)	열처리 온도 (°C)	유지 시간 (min.)	냉각 범위	냉각 속도 (°C/s)	체재 시간 *2 (s)	체재 온도 (°C)	유지 시간 (min.)	평균 냉각 속도 (°C/s)	기속 냉각 경지 온도 (°C)			
30	C	696	863	50	950	공랭	<250	920	20	수랭	상온	0.5	150	840	30	8.1	480	비교예	
31	C	696	863	50	950	공랭	<250	920	20	수랭	상온	0.5	290	895	4	8	450	비교예	
32	C	696	863	50	950	공랭	<250	920	20	수랭	상온	0.5	300	895	30	0.5	350	비교예	
33	C	696	863	50	950	공랭	<250	920	20	수랭	상온	0.5	280	895	30	7.5	650	비교예	
34	C	696	863	50	950	공랭	<250	920	20	수랭	상온	0.7	155	895	30	7.5	상온	비교예	
35	D	775	892	50	930	공랭	<250	950	20	수랭	상온	0.5	220	940	30	7.2	420	발명예	
36	E	838	814	50	930	공랭	<250	-	-	-	-	0.5	230	880	30	7.2	380	발명예	
37	F	721	902	50	930	공랭	<250	950	20	수랭	상온	0.5	290	930	30	7.3	400	발명예	
38	G	720	850	30	890	공랭	<250	-	-	-	-	0.4	260	860	20	22	410	발명예	
39	H	716	844	100	960	수랭	400	920	60	수랭	상온	0.1	1140	870	60	2.5	330	발명예	
40	I	688	861	50	940	수랭	400	-	-	-	-	0.6	245	880	30	7.5	450	발명예	
41	J	725	890	50	940	공랭	<250	950	20	수랭	상온	0.3	410	910	20	7.5	450	발명예	
42	K	797	943	50	940	공랭	<250	-	-	-	-	0.5	260	960	20	7.4	440	발명예	
43	L	718	843	50	930	수랭	300	-	-	-	-	0.5	200	860	30	7.7	400	비교예	
44	M	693	853	50	930	공랭	<250	920	30	수랭	상온	0.6	200	870	30	7.5	400	비교예	
45	N	712	865	50	930	공랭	<250	-	-	-	-	0.6	200	900	30	7.6	400	비교예	
46	O	713	867	50	930	공랭	<250	-	-	-	-	0.6	200	890	30	7.5	400	비교예	
47	P	733	902	50	930	공랭	<250	920	30	수랭	상온	0.6	200	920	30	7.3	400	비교예	
48	Q	688	846	50	930	수랭	350	-	-	-	-	0.6	200	870	30	7.5	400	비교예	
49	R	669	844	50	930	공랭	<250	-	-	-	-	0.6	200	865	30	7.7	400	비교예	
50	S	723	919	50	930	공랭	<250	920	30	수랭	상온	0.4	200	935	30	7.6	400	비교예	
51	T	740	869	50	930	공랭	<250	-	-	-	-	0.6	200	890	30	7.5	400	비교예	
52	U	775	945	50	930	공랭	<250	920	30	수랭	상온	0.6	200	960	30	7.4	400	비교예	
53	V	737	877	50	930	공랭	<250	-	-	-	-	0.6	200	900	30	7.5	400	비교예	
54	W	785	920	50	930	공랭	<250	-	-	-	-	0.6	200	935	30	7.3	400	비교예	
55	X	749	915	50	930	공랭	<250	-	-	-	-	0.6	200	930	30	7.5	400	비교예	
56	A	717	862	50	950	공랭	<250	-	-	-	-	0.3	-	720	20	7.5	380	비교예	
57	A	717	862	50	950	공랭	<250	-	-	-	-	5	30	980	60	7.5	500	비교예	
58	C	696	863	50	950	공랭	<250	880	5	수랭	480	0.6	250	875	1	7.5	550	비교예	

\* 1 Ac1 점에서 Ac3 점까지의 온도역에 있어서의 평균 증온 속도

\* 2 Ac3 점 - 100 °C 에서 Ac3 점까지의 온도역에 있어서의 체재 시간

표 4

No.	강종	베이나이트		마이프로 조직		Mn 농도 분포		기계적 특성				비고		
		도상 마텐자이트		농화 영역		평균 응력 (MPa)	인장 강도 (MPa)	항복비 (%)	VE <sub>0</sub> (J)	VE <sub>0</sub> (J)				
		면적 분율 (%)	평균 원형 크기 (μm)	면적 분율 (%)	평균 원형 크기 (μm)									
1	A	97.7	2.3	2.1	3.3	80	3.2	3.3	635	801	79.3	156	113	발명예
2	A	97.4	2.6	3.2	3.9	85	3.4	3.9	625	786	79.5	175	95	발명예
3	A	96.5	3.5	2.5	2.8	86	4.2	2.8	653	795	82.1	114	78	발명예
4	A	99.2	0.8	0.3	0.5	92	1.5	0.5	595	696	85.5	145	86	비교예
5	A	99.3	0.7	0.2	0.6	94	0.9	0.6	584	704	83.0	196	75	비교예
6	A	99.4	0.6	0.2	0.5	91	0.9	0.5	615	713	86.3	85	108	비교예
7	A	98.6	0.4	0.1	0.3	95	0.5	0.3	633	722	87.7	63	-	비교예
8	A	88.0	12.0	6.7	8.2	67	20	8.2	588	738	79.7	22	-	비교예
9	A	96.2	3.8	5.9	7.5	93	1.3	7.5	645	805	80.1	36	-	비교예
10	A	78.3	8.0	4.3	6.5	65	18	6.5	467	612	76.3	33	-	비교예
11	A	74.0	2.0	1.2	3.4	86	4.5	3.4	593	685	86.6	144	-	비교예
12	A	100.0	0.0	1.3	3.5	88	4.3	3.5	674	782	86.2	45	-	비교예
13	B	97.5	2.5	2.7	4.4	85	4.1	4.4	645	809	79.7	139	136	발명예
14	B	97.0	3.0	2.8	3.7	82	4.2	3.7	639	805	79.4	146	105	발명예
15	B	98.2	1.8	3.5	5.1	86	2.6	5.1	654	813	80.4	156	99	발명예
16	B	99.3	0.7	0.3	0.5	93	1.8	0.5	589	692	85.1	145	87	비교예
17	B	99.3	0.7	0.3	0.6	93	0.8	0.6	591	714	82.8	196	88	비교예
18	B	99.4	0.6	0.1	0.4	92	0.4	0.1	622	720	86.4	85	-	비교예
19	B	99.2	0.8	0.2	0.5	90	0.6	0.5	630	720	87.5	67	-	비교예
20	B	83.5	16.5	7.2	9.3	68	21	9.3	551	789	69.8	24	-	비교예
21	B	96.2	3.8	5.9	9.5	93	1.3	9.5	653	813	80.3	36	-	비교예
22	B	78.3	8.0	4.3	5.8	65	18	5.8	487	622	78.3	33	-	비교예
23	B	78.0	2.1	1.2	3.0	86	4.5	3.0	568	680	86.5	144	-	비교예
24	B	100.0	0.0	1.3	2.9	88	4.3	2.9	679	779	87.2	45	-	비교예
25	C	96.0	4.0	1.8	3.3	80	6.4	3.3	687	876	78.4	175	112	발명예
26	C	95.5	4.5	2.1	3.0	79	6.5	3.0	681	865	78.7	156	98	발명예
27	C	99.3	0.7	0.5	0.6	93	0.8	0.6	595	721	82.5	185	75	비교예
28	C	99.4	0.6	0.4	0.1	94	0.5	0.1	633	715	88.5	106	-	비교예
29	C	100.0	0.0	0.2	0.4	93	0.2	0.4	642	768	83.6	58	-	비교예

표 5

No.	강종	마이크로 조직			Mn 농도 분포			기계적 특성				비고	
		베이나이트		평균 원상당 직경 (μm)	평균 농도 영역		농화 영역	항복 응력 (MPa)	인장 강도 (MPa)	항복비 (%)	vE <sub>0</sub> (J)		vE <sub>0</sub> (J)
		면적 분율 (%)	면적 분율 (%)		면적 분율 (%)	면적 분율 (%)							
30	C	83.8	17.2	5.9	71	22	8.5	789	70.8	27	-	비교예	
31	C	95.9	4.1	6.1	94	5.9	9.2	821	81.9	45	-	비교예	
32	C	77.9	9.5	3.7	66	18.6	5.5	630	80.6	72	-	비교예	
33	C	73.3	1.8	1.5	88	4.3	3.5	602	88.5	144	-	비교예	
34	C	100.0	0.0	1.7	89	3.9	3.9	689	87.7	95	-	비교예	
35	D	95.1	3.3	1.6	81	9.5	3.2	656	82.7	154	95	발명예	
36	E	94.8	2.1	1.9	88	5.4	3.9	675	81.1	122	120	발명예	
37	F	93.2	4.5	1.3	78	11.0	2.9	652	82.6	149	77	발명예	
38	G	98.0	2.0	1.5	88	6.0	3.1	674	83.2	165	106	발명예	
39	H	96.4	3.4	1.1	80	10.0	1.5	675	84.0	125	132	발명예	
40	I	96.2	3.8	2.2	87	5.2	4.0	684	83.3	185	113	발명예	
41	J	96.0	4.0	2.3	61	15.8	6.3	691	86.9	202	121	발명예	
42	K	97.0	3.0	1.3	83	4.3	2.8	842	98.6	84	69	발명예	
43	L	95.5	4.5	5.2	85	6.0	8.8	702	89.7	78.3	72	비교예	
44	M	99.5	0.5	0.2	72	5.6	0.3	658	78.5	188	63	비교예	
45	N	89.6	10.4	6.8	78	12.0	9.7	815	98.5	82.7	83	비교예	
46	O	99.9	0.1	3.5	93	0.2	4.5	645	76.3	144	46	비교예	
47	P	95.0	5.0	2.5	80	9.6	4.0	655	82.2	79.7	41	비교예	
48	Q	96.2	3.8	5.7	82	5.3	6.5	626	78.2	80.1	34	비교예	
49	R	96.3	3.7	2.1	80	6.5	3.5	653	78.9	81.7	21	비교예	
50	S	96.6	3.4	1.2	84	5.9	1.9	654	82.5	79.3	23	비교예	
51	T	97.0	3.0	1.6	83	7.5	2.1	768	98.0	78.4	35	비교예	
52	U	99.5	0.5	0.2	94	2.2	0.4	564	65.6	85.7	125	비교예	
53	V	98.0	2.0	2.1	83	5.5	2.8	654	95.4	68.6	88	비교예	
54	W	97.5	2.5	2.2	84	4.5	2.9	666	81.4	81.8	69	비교예	
55	X	99.2	0.8	0.2	93	2.3	0.4	675	78.8	84.6	54	비교예	
56	A	98.7	5.8	4.7	81	7.5	3.2	635	73.7	86.2	59	비교예	
57	A	97.8	1.9	4.8	89	0.3	3.4	608	71.0	85.6	105	비교예	
58	C	88.5	6.8	4.9	92	3.3	7.2	623	78.5	79.4	30	비교예	

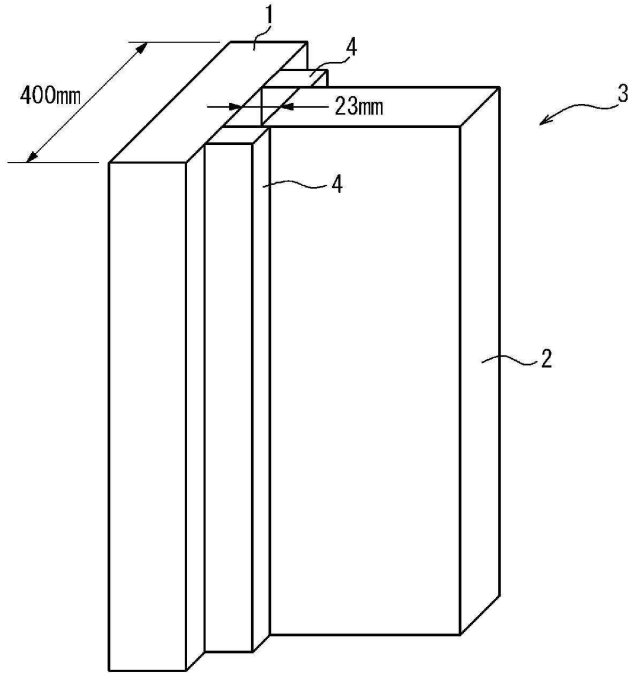
부호의 설명

- 1 : 스킨 플레이트
- 2 : 다이어프램
- 3 : 개선
- 4 : 백킹 금속
- 5 : 용접 이음매
- 6 : 용접 금속

- 7 : 열 영향부 (HAZ)
- 8 : 샤르피 충격 시험편
- 9 : 노치

도면

도면1



도면2

