

**(19) 대한민국특허청(KR)**
(12) 공개특허공보(A)**(11) 공개번호** 10-2022-0060551
(43) 공개일자 2022년05월11일

- (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 38/58 (2006.01) **C23C 2/06** (2006.01)
C23C 2/12 (2006.01)
- (52) CPC특허분류
C22C 38/04 (2013.01)
C21D 8/0226 (2013.01)
- (21) 출원번호 **10-2022-7011646**
(22) 출원일자(국제) **2020년09월25일**
심사청구일자 **2022년04월07일**
(85) 번역문제출일자 **2022년04월07일**
(86) 국제출원번호 **PCT/JP2020/036362**
(87) 국제공개번호 **WO 2021/070639**
국제공개일자 **2021년04월15일**
- (30) 우선권주장
JP-P-2019-187296 2019년10월11일 일본(JP)
- (71) 출원인
제이에프이 스틸 가부시카가이샤
일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방
3고
- (72) 발명자
가와사키 요시아스
일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방
3고 제이에프이 스틸 가부시카가이샤 지테크자이
산부 나이
도지 유키
일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방
3고 제이에프이 스틸 가부시카가이샤 지테크자이
산부 나이
(뒷면에 계속)
- (74) 대리인
특허법인코리아나

전체 청구항 수 : 총 14 항

(54) 발명의 명칭 **고강도 강판 및 충격 흡수 부재 그리고 고강도 강판의 제조 방법****(57) 요약**

항복 연신율 (YP-EL) 이 1 % 이상, 인장 강도 (TS) 가 980 MPa 이상을 갖고, 또한 우수한 균일 연성, 굽힘성 및 압괴 특성을 가진 고강도 강판 및 충돌 흡수 부재 그리고 고강도 강판의 제조 방법을 제공하는 것을 목적으로 한다. 소정의 성분 조성을 갖고, 강 조직은, 면적률로, 페라이트가 30.0 % 이상 80.0 % 미만, 마텐자이트가 3.0 % 이상 30.0 % 이하, 베이나이트가 0 % 이상 3.0 % 이하이고, 체적률로 잔류 오스테나이트가 12.0 % 이상이고, 또한, 잔류 오스테나이트의 전체 개수 중, 결정 방위가 상이한 잔류 오스테나이트와 인접하고 있는 비율이 0.60 이상이고, 추가로, 상기 페라이트의 평균 결정 입경이 5.0 μm 이하, 상기 잔류 오스테나이트의 평균 결정 입경이 2.0 μm 이하이고, 상기 잔류 오스테나이트 중의 Mn의 함유량 (질량%) 을 강 중의 Mn의 함유량 (질량%) 으로 나눈 값이 1.50 이상이고, 150 $^{\circ}\text{C}$ 에서의 온간 인장 시험 후의 인장 시험편의 파단부의 잔류 오스테나이트의 체적률 : $V_{\gamma a}$ 를, 150 $^{\circ}\text{C}$ 에서의 온간 인장 시험 전의 잔류 오스테나이트의 체적률 : $V_{\gamma b}$ 로 나눈 값이 0.40 이상인 항복 연신율 (YP-EL) 이 1 % 이상, 인장 강도 (TS) 가 980 MPa 이상을 갖는 고강도 강판.

(52) CPC특허분류

C21D 8/0236 (2013.01)

C21D 9/46 (2013.01)

C22C 38/001 (2013.01)

C22C 38/02 (2013.01)

C22C 38/06 (2013.01)

C22C 38/58 (2013.01)

C23C 2/06 (2013.01)

C23C 2/12 (2013.01)

C21D 2211/001 (2013.01)

(72) 발명자

이와사와 무네키

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

후타츠카 다카유키

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

사토 겐타로

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

명세서

청구범위

청구항 1

성분 조성은, 질량% 로, C : 0.030 % 이상 0.250 % 이하,

Si : 2.00 % 이하,

Mn : 3.10 % 이상 6.00 % 이하,

P : 0.100 % 이하,

S : 0.0200 % 이하,

N : 0.0100 % 이하,

Al : 1.200 % 이하를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지고,

강 조직은, 면적률로, 페라이트가 30.0 % 이상 80.0 % 미만, 마텐자이트가 3.0 % 이상 30.0 % 이하, 베이나이트가 0 % 이상 3.0 % 이하이고, 체적률로 잔류 오스테나이트가 12.0 % 이상이고, 또한, 잔류 오스테나이트의 전체 개수 중, 결정 방위가 상이한 잔류 오스테나이트와 인접하고 있는 비율이 0.60 이상이고, 추가로, 상기 페라이트의 평균 결정 입경이 5.0 μm 이하, 상기 잔류 오스테나이트의 평균 결정 입경이 2.0 μm 이하이고, 상기 잔류 오스테나이트 중의 Mn 의 함유량 (질량%) 을 강 중의 Mn 의 함유량 (질량%) 으로 나눈 값이 1.50 이상이고,

150 $^{\circ}\text{C}$ 에서의 온간 인장 시험 후의 인장 시험편의 과단부의 잔류 오스테나이트의 체적률 : $V_{\gamma a}$ 를, 150 $^{\circ}\text{C}$ 에서의 온간 인장 시험 전의 잔류 오스테나이트의 체적률 : $V_{\gamma b}$ 로 나눈 값이 0.40 이상인 항복 연신율 (YP-EL) 이 1 % 이상, 인장 강도 (TS) 가 980 MPa 이상을 갖는 고강도 강판.

청구항 2

제 1 항에 있어서,

성분 조성은, 질량% 로, C : 0.030 % 이상 0.250 % 이하,

Si : 0.01 % 이상 2.00 % 이하,

Mn : 3.10 % 이상 6.00 % 이하,

P : 0.001 % 이상 0.100 % 이하,

S : 0.0001 % 이상 0.0200 % 이하,

N : 0.0005 % 이상 0.0100 % 이하,

Al : 0.001 % 이상 1.200 % 이하를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지고,

강 조직은, 면적률로, 페라이트가 30.0 % 이상 80.0 % 미만, 마텐자이트가 3.0 % 이상 30.0 % 이하, 베이나이트가 0 % 이상 3.0 % 이하이고, 체적률로 잔류 오스테나이트가 12.0 % 이상이고, 또한, 잔류 오스테나이트의 전체 개수 중, 결정 방위가 상이한 잔류 오스테나이트와 인접하고 있는 비율이 0.60 이상이고, 추가로, 상기 페라이트의 평균 결정 입경이 5.0 μm 이하, 상기 잔류 오스테나이트의 평균 결정 입경이 2.0 μm 이하이고, 상기 잔류 오스테나이트 중의 Mn 의 함유량 (질량%) 을 강 중의 Mn 의 함유량 (질량%) 으로 나눈 값이 1.50 이상이고,

150 $^{\circ}\text{C}$ 에서의 온간 인장 시험 후의 인장 시험편의 과단부의 잔류 오스테나이트의 체적률 : $V_{\gamma a}$ 를, 150 $^{\circ}\text{C}$ 에서의 온간 인장 시험 전의 잔류 오스테나이트의 체적률 : $V_{\gamma b}$ 로 나눈 값이 0.40 이상인 항복 연신율 (YP-EL) 이 1 % 이상, 인장 강도 (TS) 가 980 MPa 이상을 갖는 고강도 강판.

청구항 3

제 1 항 또는 제 2 항에 있어서,

성분 조성이, 추가로, 질량% 로, Ti : 0.200 % 이하,

Nb : 0.200 % 이하,

V : 0.500 % 이하,

W : 0.500 % 이하,

B : 0.0050 % 이하,

Ni : 1.000 % 이하,

Cr : 1.000 % 이하,

Mo : 1.000 % 이하,

Cu : 1.000 % 이하,

Sn : 0.200 % 이하,

Sb : 0.200 % 이하,

Ta : 0.100 % 이하,

Zr : 0.0050 % 이하,

Ca : 0.0050 % 이하,

Mg : 0.0050 % 이하,

REM : 0.0050 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종의 원소를 함유하는 항복 연신율 (YP-EL) 이 1 % 이상, 인장 강도 (TS) 가 980 MPa 이상을 갖는 고강도 강판.

청구항 4

제 3 항에 있어서,

성분 조성이, 질량% 로, Ti : 0.002 % 이상 0.200 % 이하,

Nb : 0.005 % 이상 0.200 % 이하,

V : 0.005 % 이상 0.500 % 이하,

W : 0.0005 % 이상 0.500 % 이하,

B : 0.0003 % 이상 0.0050 % 이하,

Ni : 0.005 % 이상 1.000 % 이하,

Cr : 0.005 % 이상 1.000 % 이하,

Mo : 0.005 % 이상 1.000 % 이하,

Cu : 0.005 % 이상 1.000 % 이하,

Sn : 0.002 % 이상 0.200 % 이하,

Sb : 0.002 % 이상 0.200 % 이하,

Ta : 0.001 % 이상 0.100 % 이하,

Zr : 0.0005 % 이상 0.0050 % 이하,

Ca : 0.0005 % 이상 0.0050 % 이하,

Mg : 0.0005 % 이상 0.0050 % 이하,

REM : 0.0005 % 이상 0.0050 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종의 원소를 함유하는 항복 연신율 (YP-EL) 이 1 % 이상, 인장 강도 (TS) 가 980 MPa 이상을 갖는 고강도 강판.

청구항 5

제 1 항 내지 제 4 항 중 어느 한 항에 있어서,

강 중 확산성 수소량이 0.50 질량ppm 이하인 항복 연신율 (YP-EL) 이 1 % 이상, 인장 강도 (TS) 가 980 MPa 이상을 갖는 고강도 강판.

청구항 6

제 1 항 내지 제 5 항 중 어느 한 항에 따른 고강도 강판이, 강판의 표면에 아연 도금층을 갖는 항복 연신율 (YP-EL) 이 1 % 이상, 인장 강도 (TS) 가 980 MPa 이상을 갖는 고강도 강판.

청구항 7

제 1 항 내지 제 5 항 중 어느 한 항에 따른 고강도 강판이, 강판의 표면에 알루미늄 도금층을 갖는 항복 연신율 (YP-EL) 이 1 % 이상, 인장 강도 (TS) 가 980 MPa 이상을 갖는 고강도 강판.

청구항 8

굽힘 압괴되어 변형됨으로써 충격 에너지를 흡수하는 충격 흡수부를 갖는 충격 흡수 부재로서, 상기 충격 흡수 부가 제 1 항 내지 제 7 항 중 어느 한 항에 기재된 고강도 강판으로 이루어지는 충격 흡수 부재.

청구항 9

축 압괴되어 벨로즈상으로 변형됨으로써 충격 에너지를 흡수하는 충격 흡수부를 갖는 충격 흡수 부재로서, 상기 충격 흡수부가 제 1 항 내지 제 7 항 중 어느 한 항에 기재된 고강도 강판으로 이루어지는 충격 흡수 부재.

청구항 10

제 1 항 내지 제 4 항 중 어느 한 항에 기재된 고강도 강판의 제조 방법으로서, 열연 강판에 산세 처리를 실시하고, Ac₁ 변태점 이상 (Ac₁ 변태점 + 150 °C) 이하의 온도역 내에서 21600 초 초과 259200 초 이하 유지 후, 550 °C 에서 400 °C 까지의 온도역 내를 5 °C/시간 이상 200 °C/시간 이하의 평균 냉각 속도로 냉각시키고, 이어서, 냉간 압연하고, 얻어진 냉연 강판을, Ac₃ 변태점 이상의 온도역 내에서 20 초 이상 유지하고, 이어서, Ac₁ 변태점 이상 (Ac₁ 변태점 + 150 °C) 이하의 온도역 내에서 20 초 이상 900 초 이하 유지하는 고강도 강판의 제조 방법.

청구항 11

제 6 항에 기재된 고강도 강판의 제조 방법으로서, 열연 강판에 산세 처리를 실시하고, Ac₁ 변태점 이상 (Ac₁ 변태점 + 150 °C) 이하의 온도역 내에서 21600 초 초과 259200 초 이하 유지 후, 550 °C 에서 400 °C 까지의 온도역 내를 5 °C/시간 이상 200 °C/시간 이하의 평균 냉각 속도로 냉각시키고, 이어서, 냉간 압연하고, 얻어진 냉연 강판을, Ac₃ 변태점 이상의 온도역 내에서 20 초 이상 유지하고, 이어서, Ac₁ 변태점 이상 (Ac₁ 변태점 + 150 °C) 이하의 온도역 내에서 20 초 이상 900 초 이하 유지하고, 계속해서 용융 아연 도금 처리 혹은 전기 아연 도금 처리를 실시하는 고강도 강판의 제조 방법.

청구항 12

제 7 항에 기재된 고강도 강판의 제조 방법으로서, 열연 강판에 산세 처리를 실시하고, Ac₁ 변태점 이상 (Ac₁ 변태점 + 150 °C) 이하의 온도역 내에서 21600 초 초과 259200 초 이하 유지 후, 550 °C 에서 400 °C 까지의 온도역 내를 5 °C/시간 이상 200 °C/시간 이하의 평균 냉각 속도로 냉각시키고, 이어서, 냉간 압연하고, 얻어진 냉연 강판을, Ac₃ 변태점 이상의 온도역 내에서 20 초 이상 유지하고, 이어서, Ac₁ 변태점 이상 (Ac₁ 변태점 + 150 °C) 이하의 온도역 내에서 20 초 이상 900 초 이하 유지하고, 계속해서 용융 알루미늄 도금 처리를 실시하는 고강도 강판의 제조 방법.

청구항 13

제 10 항에 있어서,

상기 Ac₁ 변태점 이상 (Ac₁ 변태점 + 150 °C) 이하의 온도역 내에서 20 초 이상 900 초 이하 유지 후, 계속해서 50 °C 이상 300 °C 이하의 온도역 내에서 1800 초 이상 259200 초 이하 유지하는 고강도 강판의 제조 방법.

청구항 14

제 11 항 또는 제 12 항에 있어서,

상기 도금 처리 후, 50 °C 이상 300 °C 이하의 온도역 내에서 1800 초 이상 259200 초 이하 유지하는 고강도 강판의 제조 방법.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은, 자동차 분야에서 사용되는 충격 에너지 흡수 부재에 적용하기에 바람직한 고강도 강판 및 충돌 흡수 부재에 관한 것으로서, 특히, 항복 연신율 (YP-EL) 이 1 % 이상, 인장 강도 (TS) 가 980 MPa 이상을 갖고, 또한 우수한 균일 연성, 굽힘성 및 압괴 특성을 가진 고강도 강판 및 충돌 흡수 부재 그리고 고강도 강판의 제조 방법에 관한 것이다.

배경 기술

[0002] 최근, 지구 환경 보전의 견지로부터, 자동차의 연비 향상이 중요한 과제가 되고 있다. 이 때문에, 차체 재료의 고강도화에 의해 차체 재료의 박육화를 도모하여, 차체 그 자체를 경량화하고자 하는 움직임이 활발해졌다. 한편, 자동차의 충돌 안전성 향상에 대한 사회적 요구도 보다 한층 높아지고 있어, 강판의 고강도화 뿐만 아니라, 주행 중에 충돌한 경우의 내충격 특성 (압괴 특성) 이 우수한 강판 및 그 부재의 개발도 요망되고 있다. 그러나, 프론트 사이드 멤버나 리어 사이드 멤버로 대표되는 충격 에너지 흡수 부재는, 인장 강도 (TS) 가 850 MPa 미만인 강판의 적용에 그치고 있다. 이것은, 고강도화에 수반하여, 국부 연성이나 굽힘성 등의 성형성이 저하되기 때문에, 충돌 시험을 모의하는 굽힘 압괴 시험이나 축 압괴 시험에서 균열되어 버려, 충격 에너지를 충분히 흡수할 수 없기 때문이다.

[0003] 여기서, 고강도 또한 고연성의 강판으로서, 잔류 오스테나이트의 가공 야기 변태를 이용한 고강도 강판이 제안되어 있다. 이 고강도 강판은, 잔류 오스테나이트를 가진 조직을 나타내고, 성형시에는 잔류 오스테나이트에 의해 성형이 용이한 한편, 성형 후에는 잔류 오스테나이트가 마텐자이트로 변태되기 때문에, 고강도를 구비한 것이 된다. 예를 들어, 특허문헌 1 에는, 인장 강도가 1000 MPa 이상이고, 전체 연신율 (EL) 이 30 % 이상인 잔류 오스테나이트의 가공 야기 변태를 이용한 매우 높은 연성을 갖는 고강도 강판이 기재되어 있다. 또, 특허문헌 2 에는, 고 Mn 강을 사용하여, 페라이트와 오스테나이트의 2 상역에서의 열처리를 실시함으로써, 높은 강도-연성 밸런스를 실현하는 발명이 기재되어 있다. 또, 특허문헌 3 에는, 고 Mn 강으로 열간 압연 후 조직을 베이나이트나 마텐자이트를 포함하는 조직으로 하고, 어닐링과 템퍼링에 의해 미세한 잔류 오스테나이트를 형성시키고, 또한, 템퍼드 베이나이트 혹은 템퍼드 마텐자이트를 포함하는 조직으로 함으로써 국부 연성을 개선하는 발명이 기재되어 있다. 또한, 특허문헌 4 에는, 최대 인장 강도 (TS) 780 MPa 이상으로서 충돌시의 충격 흡수 부재에 적용 가능한 고강도 강판, 고강도 용융 아연 도금 강판, 그리고, 고강도 합금화 용융 아연 도금 강판이 기재되어 있다.

선행기술문헌

특허문헌

- [0004] (특허문헌 0001) 일본 공개특허공보 소61-157625호
- (특허문헌 0002) 일본 공개특허공보 평1-259120호
- (특허문헌 0003) 일본 공개특허공보 2003-138345호
- (특허문헌 0004) 일본 공개특허공보 2015-78394호

발명의 내용

해결하려는 과제

- [0005] 특허문헌 1 에 기재된 고강도 강관은, C, Si, Mn 을 기본 성분으로 하는 강관을 오스테나이트화한 후, 베이나이트 변태 온도역 내로 퀴칭하여 등은 유지하는, 이른바 오스템퍼 처리를 실시함으로써 제조된다. 이 오스템퍼 처리에 의한 오스테나이트에 대한 C 의 농화에 의해 잔류 오스테나이트가 생성되는데, 다량의 잔류 오스테나이트를 얻기 위해서는 함유량이 0.3 % 를 초과하는 다량의 C 첨가가 필요해진다. 그러나, 강 중의 C 량이 많아지면 스폿 용접성이 저하되고, 특히 함유량이 0.3 % 를 초과하는 C 량에서는 그 저하가 현저해진다. 이 때문에, 특허문헌 1 에 기재된 고강도 강관을 자동차용 강관으로서 실용화하는 것은 곤란하다. 또, 특허문헌 1 에 기재된 발명은, 고강도 강관의 연성을 향상시키는 것을 주목적으로 하고 있기 때문에, 굽힘성 및 압괴 특성에 대해서는 고려하고 있지 않다.
- [0006] 또, 특허문헌 2 에 기재된 발명은, 미변태 오스테나이트 중에 대한 Mn 농화에 의한 연성의 향상은 검토하고 있지 않아, 성형성에 개선의 여지가 있다. 또, 특허문헌 3 에 기재된 강관은, 고온에서 템퍼링된 베이나이트 혹은 마텐자이트를 많이 포함하는 조직이기 때문에, 강도 확보가 어렵고, 또, 국부 연성을 개선하기 위해 잔류 오스테나이트량이 제한되어, 전체 연신율도 불충분하다. 또한, 특허문헌 4 에 기재된 고강도 강관, 고강도 용융 아연 도금 강관, 그리고, 고강도 합금화 용융 아연 도금 강관은, 잔류 오스테나이트량이 기껏해야 2 % 정도여서, 연성, 특히, 균일 연성이 저위이다.
- [0007] 본 발명은, 상기 과제를 감안하여 이루어진 것으로서, 그 목적은, 항복 연신율 (YP-EL) 이 1 % 이상, 인장 강도 (TS) 가 980 MPa 이상을 갖고, 또한 우수한 균일 연성, 굽힘성 및 압괴 특성을 가진 고강도 강관 및 충돌 흡수 부재 그리고 고강도 강관의 제조 방법을 제공하는 것에 있다.

과제의 해결 수단

- [0008] 본 발명자들은, 항복 연신율 (YP-EL) 이 1 % 이상, 인장 강도 (TS) 가 980 MPa 이상을 갖고, 또한 우수한 균일 연성, 굽힘성 및 압괴 특성을 가진 고강도 강관 및 충돌 흡수 부재를 얻기 위해, 강관의 성분 조성 및 조직 제어의 관점에서 예의 연구를 거듭한 결과, 이하를 지견하였다.
- [0009] 즉, 소정의 성분 조성을 갖고, 특히 Mn 을 3.10 질량% 이상 6.00 질량% 이하로 제어함과 함께, 강 조직을, 면적률로, 페라이트가 30.0 % 이상 80.0 % 미만, 마텐자이트가 3.0 % 이상 30.0 % 이하, 베이나이트가 0 % 이상 3.0 % 이하이고, 체적률로 잔류 오스테나이트가 12.0 % 이상이고, 또한, 잔류 오스테나이트의 전체 개수 중, 결정 방위가 상이한 잔류 오스테나이트와 인접하고 있는 비율이 0.60 이상이고, 추가로, 페라이트의 평균 결정 입경이 5.0 μm 이하, 잔류 오스테나이트의 평균 결정 입경이 2.0 μm 이하이고, 잔류 오스테나이트 중의 Mn 의 함유량 (질량%) 을 강 중의 Mn 의 함유량 (질량%) 으로 나눈 값이 1.50 이상이 되는 강 조직의 제어에 의해, 항복 연신율 (YP-EL) 이 1 % 이상, 인장 강도 (TS) 가 980 MPa 이상을 갖고, 또한 우수한 균일 연성, 굽힘성 및 압괴 특성을 가진 및 충격 흡수부가 상기 고강도 강관으로 이루어지는 충돌 흡수 부재를 얻는 것이 가능해지는 것을 알 수 있었다.
- [0010] 본 발명은 이상의 지견에 기초하여 이루어진 것으로서, 그 요지는 이하와 같다.
- [0011] [1] 성분 조성은, 질량% 로, C : 0.030 % 이상 0.250 % 이하,
- [0012] Si : 2.00 % 이하,
- [0013] Mn : 3.10 % 이상 6.00 % 이하,
- [0014] P : 0.100 % 이하,
- [0015] S : 0.0200 % 이하,
- [0016] N : 0.0100 % 이하,
- [0017] Al : 1.200 % 이하를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지고,
- [0018] 강 조직은, 면적률로, 페라이트가 30.0 % 이상 80.0 % 미만, 마텐자이트가 3.0 % 이상 30.0 % 이하, 베이나이트가 0 % 이상 3.0 % 이하이고, 체적률로 잔류 오스테나이트가 12.0 % 이상이고, 또한, 잔류 오스테나이트의 전체 개수 중, 결정 방위가 상이한 잔류 오스테나이트와 인접하고 있는 비율이 0.60 이상이고, 추가로, 상기

페라이트의 평균 결정 입경이 5.0 μm 이하, 상기 잔류 오스테나이트의 평균 결정 입경이 2.0 μm 이하이고, 상기 잔류 오스테나이트 중의 Mn의 함유량(질량%)을 강 중의 Mn의 함유량(질량%)으로 나눈 값이 1.50 이상이고,

- [0019] 150 $^{\circ}\text{C}$ 에서의 온간 인장 시험 후의 인장 시험편의 과단부의 잔류 오스테나이트의 체적률 : $V_{\gamma a}$ 를, 150 $^{\circ}\text{C}$ 에서의 온간 인장 시험 전의 잔류 오스테나이트의 체적률 : $V_{\gamma b}$ 로 나눈 값이 0.40 이상인 항복 연신율 (YP-EL) 이 1 % 이상, 인장 강도 (TS) 가 980 MPa 이상을 갖는 고강도 강판.
- [0020] [2] [1] 에 기재된 고강도 강판에 있어서, 성분 조성은, 질량% 로, C : 0.030 % 이상 0.250 % 이하,
- [0021] Si : 0.01 % 이상 2.00 % 이하,
- [0022] Mn : 3.10 % 이상 6.00 % 이하,
- [0023] P : 0.001 % 이상 0.100 % 이하,
- [0024] S : 0.0001 % 이상 0.0200 % 이하,
- [0025] N : 0.0005 % 이상 0.0100 % 이하,
- [0026] Al : 0.001 % 이상 1.200 % 이하를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지고,
- [0027] 강 조직은, 면적률로, 페라이트가 30.0 % 이상 80.0 % 미만, 마텐자이트가 3.0 % 이상 30.0 % 이하, 베이나이트가 0 % 이상 3.0 % 이하이고, 체적률로 잔류 오스테나이트가 12.0 % 이상이고, 또한, 잔류 오스테나이트의 전체 개수 중, 결정 방위가 상이한 잔류 오스테나이트와 인접하고 있는 비율이 0.60 이상이고, 추가로, 상기 페라이트의 평균 결정 입경이 5.0 μm 이하, 상기 잔류 오스테나이트의 평균 결정 입경이 2.0 μm 이하이고, 상기 잔류 오스테나이트 중의 Mn의 함유량(질량%)을 강 중의 Mn의 함유량(질량%)으로 나눈 값이 1.50 이상이고,
- [0028] 150 $^{\circ}\text{C}$ 에서의 온간 인장 시험 후의 인장 시험편의 과단부의 잔류 오스테나이트의 체적률 : $V_{\gamma a}$ 를, 150 $^{\circ}\text{C}$ 에서의 온간 인장 시험 전의 잔류 오스테나이트의 체적률 : $V_{\gamma b}$ 로 나눈 값이 0.40 이상인 항복 연신율 (YP-EL) 이 1 % 이상, 인장 강도 (TS) 가 980 MPa 이상을 갖는 고강도 강판.
- [0029] [3] [1] 또는 [2] 에 기재된 고강도 강판에 있어서, 성분 조성은, 추가로, 질량% 로, Ti : 0.200 % 이하,
- [0030] Nb : 0.200 % 이하,
- [0031] V : 0.500 % 이하,
- [0032] W : 0.500 % 이하,
- [0033] B : 0.0050 % 이하,
- [0034] Ni : 1.000 % 이하,
- [0035] Cr : 1.000 % 이하,
- [0036] Mo : 1.000 % 이하,
- [0037] Cu : 1.000 % 이하,
- [0038] Sn : 0.200 % 이하,
- [0039] Sb : 0.200 % 이하,
- [0040] Ta : 0.100 % 이하,
- [0041] Zr : 0.0050 % 이하,
- [0042] Ca : 0.0050 % 이하,
- [0043] Mg : 0.0050 % 이하,
- [0044] REM : 0.0050 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종의 원소를 함유하는 항복 연신율 (YP-EL) 이 1 % 이상, 인장 강도 (TS) 가 980 MPa 이상을 갖는 고강도 강판.

- [0045] [4] [3] 에 기재된 고강도 강판에 있어서, 성분 조성이, 질량% 로, Ti : 0.002 % 이상 0.200 % 이하,
- [0046] Nb : 0.005 % 이상 0.200 % 이하,
- [0047] V : 0.005 % 이상 0.500 % 이하,
- [0048] W : 0.0005 % 이상 0.500 % 이하,
- [0049] B : 0.0003 % 이상 0.0050 % 이하,
- [0050] Ni : 0.005 % 이상 1.000 % 이하,
- [0051] Cr : 0.005 % 이상 1.000 % 이하,
- [0052] Mo : 0.005 % 이상 1.000 % 이하,
- [0053] Cu : 0.005 % 이상 1.000 % 이하,
- [0054] Sn : 0.002 % 이상 0.200 % 이하,
- [0055] Sb : 0.002 % 이상 0.200 % 이하,
- [0056] Ta : 0.001 % 이상 0.100 % 이하,
- [0057] Zr : 0.0005 % 이상 0.0050 % 이하,
- [0058] Ca : 0.0005 % 이상 0.0050 % 이하,
- [0059] Mg : 0.0005 % 이상 0.0050 % 이하,
- [0060] REM : 0.0005 % 이상 0.0050 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종의 원소를 함유하는 항복 연신율 (YP-EL) 이 1 % 이상, 인장 강도 (TS) 가 980 MPa 이상을 갖는 고강도 강판.
- [0061] [5] [1] ~ [4] 중 어느 하나에 기재된 고강도 강판에 있어서, 강 중 확산성 수소량이 0.50 질량ppm 이하인 항복 연신율 (YP-EL) 이 1 % 이상, 인장 강도 (TS) 가 980 MPa 이상을 갖는 고강도 강판.
- [0062] [6] [1] ~ [5] 중 어느 하나에 기재된 고강도 강판이, 강판의 표면에 아연 도금층을 갖는 항복 연신율 (YP-EL) 이 1 % 이상, 인장 강도 (TS) 가 980 MPa 이상을 갖는 고강도 강판.
- [0063] [7] [1] ~ [5] 중 어느 하나에 기재된 고강도 강판이, 강판의 표면에 알루미늄 도금층을 갖는 항복 연신율 (YP-EL) 이 1 % 이상, 인장 강도 (TS) 가 980 MPa 이상을 갖는 고강도 강판.
- [0064] [8] 굽힘 압피되어 변형됨으로써 충격 에너지를 흡수하는 충격 흡수부를 갖는 충격 흡수 부재로서, 상기 충격 흡수부가 [1] ~ [7] 중 어느 하나에 기재된 고강도 강판으로 이루어지는 충격 흡수 부재.
- [0065] [9] 축 압피되어 벨로즈상으로 변형됨으로써 충격 에너지를 흡수하는 충격 흡수부를 갖는 충격 흡수 부재로서, 상기 충격 흡수부가 [1] ~ [7] 중 어느 하나에 기재된 고강도 강판으로 이루어지는 충격 흡수 부재.
- [0066] [10] [1] ~ [4] 중 어느 하나에 기재된 고강도 강판의 제조 방법으로서, 열연 강판에 산세 처리를 실시하고, Ac_1 변태점 이상 (Ac_1 변태점 + 150 °C) 이하의 온도역 내에서 21600 초 초과 259200 초 이하 유지 후, 550 °C 에서 400 °C 까지의 온도역 내를 5 °C/시간 이상 200 °C/시간 이하의 평균 냉각 속도로 냉각시키고, 이어서, 냉간 압연하고, 얻어진 냉연 강판을, Ac_3 변태점 이상의 온도역 내에서 20 초 이상 유지하고, 이어서, Ac_1 변태점 이상 (Ac_1 변태점 + 150 °C) 이하의 온도역 내에서 20 초 이상 900 초 이하 유지하는 고강도 강판의 제조 방법.
- [0067] [11] [6] 에 기재된 고강도 강판의 제조 방법으로서, 열연 강판에 산세 처리를 실시하고, Ac_1 변태점 이상 (Ac_1 변태점 + 150 °C) 이하의 온도역 내에서 21600 초 초과 259200 초 이하 유지 후, 550 °C 에서 400 °C 까지의 온도역 내를 5 °C/시간 이상 200 °C/시간 이하의 평균 냉각 속도로 냉각시키고, 이어서, 냉간 압연하고, 얻어진 냉연 강판을, Ac_3 변태점 이상의 온도역 내에서 20 초 이상 유지하고, 이어서, Ac_1 변태점 이상 (Ac_1 변태점 + 150 °C) 이하의 온도역 내에서 20 초 이상 900 초 이하 유지하고, 계속해서 용융 아연 도금 처리 혹은 전기 아연 도금 처리를 실시하는 고강도 강판의 제조 방법.

[0068] [12] [7] 에 기재된 고강도 강관의 제조 방법으로서, 열연 강관에 산세 처리를 실시하고, Ac_1 변태점 이상 (Ac_1 변태점 + 150 °C) 이하의 온도역 내에서 21600 초 초과 259200 초 이하 유지 후, 550 °C 에서 400 °C 까지의 온도역 내를 5 °C/시간 이상 200 °C/시간 이하의 평균 냉각 속도로 냉각시키고, 이어서, 냉간 압연하고, 얻어진 냉연 강관을, Ac_3 변태점 이상의 온도역 내에서 20 초 이상 유지하고, 이어서, Ac_1 변태점 이상 (Ac_1 변태점 + 150 °C) 이하의 온도역 내에서 20 초 이상 900 초 이하 유지하고, 계속해서 용융 알루미늄 도금 처리를 실시하는 고강도 강관의 제조 방법.

[0069] [13] 상기 Ac_1 변태점 이상 (Ac_1 변태점 + 150 °C) 이하의 온도역 내에서 20 초 이상 900 초 이하 유지 후, 계속해서 50 °C 이상 300 °C 이하의 온도역 내에서 1800 초 이상 259200 초 이하 유지하는 [10] 에 기재된 고강도 강관의 제조 방법.

[0070] [14] 상기 도금 처리 후, 50 °C 이상 300 °C 이하의 온도역 내에서 1800 초 이상 259200 초 이하 유지하는 [11] 또는 [12] 에 기재된 고강도 강관의 제조 방법.

발명의 효과

[0071] 본 발명에 의하면, 항복 연신율 (YP-EL) 이 1 % 이상, 980 MPa 이상의 인장 강도 (TS) 를 갖고, 또한 우수한 균일 연성, 굽힘성 및 압괴 특성을 가진 고강도 강관 및 충돌 흡수 부재가 얻어진다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0072] 이하, 본 발명의 고강도 강관 및 충돌 흡수 부재 그리고 고강도 강관의 제조 방법에 대해 설명한다.

[0073] 먼저, 본 발명의 고강도 강관에 있어서의 강의 성분 조성을 한정하는 이유에 대해 설명한다.

[0074] C : 0.030 % 이상 0.250 % 이하

[0075] C 는, 마텐자이트 등의 저온 변태상을 생성시켜, 강관의 인장 강도를 상승시키기 위해 필요한 원소이다. 또, C 는, 잔류 오스테나이트의 안정성을 향상시켜, 강관의 연성, 특히, 균일 연성을 향상시키는 데에 유효한 원소이다. C 의 함유량이 0.030 % 미만인 경우, 페라이트의 체적률이 과대해지고, 또 원하는 마텐자이트의 면적률을 확보하는 것이 어려워, 원하는 인장 강도가 얻어지지 않는다. 또, 충분한 잔류 오스테나이트의 체적률을 확보하는 것이 어려워, 양호한 연성, 특히, 양호한 균일 연성이 얻어지지 않는다. 한편, 함유량 0.250 % 를 초과하여 C 를 과잉으로 함유하면, 경질의 마텐자이트의 면적률이 과대해져, 강관의 연성, 특히, 균일 연성이 저하될 뿐만 아니라, 각종 굽힘 변형시에 마텐자이트의 결정 입계에서의 마이크로 보이드가 증가한다. 또한, 균열의 전파가 진행되어 버려, 강관의 굽힘성이 저하된다. 또, 용접부 및 열 영향부의 경화가 현저하여, 용접부의 기계적 특성이 저하되기 때문에, 스폿 용접성이나 아크 용접성 등이 열화된다. 이러한 관점에서, C 의 함유량은, 0.030 % 이상 0.250 % 이하로 한다. 바람직하게는 0.080 % 이상이고, 바람직하게는 0.200 % 이하로 한다.

[0076] Si : 2.00 % 이하

[0077] Si 는, 페라이트의 고용 강화에 의해 강관의 인장 강도를 상승시키기 위해 필요한 원소이다. 또, Si 는, 페라이트의 가공 경화능을 향상시키기 때문에, 양호한 연성, 특히, 양호한 균일 연성의 확보에 유효하다. Si 의 함유량이 0.01 % 에 미치지 않으면 그 효과가 부족해지기 때문에, Si 의 함유량의 하한은 0.01 % 가 바람직하다. 한편, 함유량이 2.00 % 를 초과하는 Si 의 과잉 함유는, 1 % 이상의 항복 연신율 (YP-EL) 의 확보가 곤란해지고, 또, 강관이 취화되어, 연성, 균일 연성이나 굽힘성이 저하된다. 그 때문에, Si 의 함유량은, 2.00 % 이하로 한다. 바람직하게는 0.01 % 이상이고, 보다 바람직하게는 0.10 % 이상으로 한다. 바람직하게는 1.60 % 이하로 한다.

[0078] Mn : 3.10 % 이상 6.00 % 이하

[0079] Mn 은, 본 발명에 있어서 매우 중요한 첨가 원소이다. Mn 은, 잔류 오스테나이트를 안정화시키는 원소로서, 양호한 연성, 특히, 균일 연성의 확보에 유효하고, 또한, 고용 강화에 의해 강관의 인장 강도를 상승시키는 원소이다. 이와 같은 작용은, Mn 의 함유량이 3.10 % 이상에서 확인된다. 한편, 함유량이 6.00 % 초과인 Mn 의 과잉 함유는, 표면 품질의 저하를 일으킨다. 이러한 관점에서, Mn 의 함유량은, 3.10 % 이상 6.00 % 이하, 바람직하게는 3.40 % 이상이고, 바람직하게는 5.20 % 이하로 한다.

- [0080] P : 0.100 % 이하
- [0081] P 는, 고용 강화의 작용을 갖고, 원하는 인장 강도에 따라 함유할 수 있는 원소이다. 또, P 는, 페라이트 변태를 촉진시키기 때문에 복합 조직화에도 유효한 원소이다. 이러한 효과를 얻기 위해서는, P 의 함유량을 0.001 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. 한편, P 의 함유량이 0.100 % 를 초과하면, 용접성의 열화를 초래함과 함께, 용융 아연 도금을 합금화 처리하는 경우에는, 합금화 속도를 저하시켜, 용융 아연 도금의 품질을 저해한다. 따라서, P 의 함유량은, 0.100 % 이하로 한다. 바람직하게는 0.001 % 이상이고, 보다 바람직하게는 0.005 % 이상으로 한다. 바람직하게는 0.050 % 이하로 한다.
- [0082] S : 0.0200 % 이하
- [0083] S 는, 입계에 편석되어 열간 가공시에 강판을 취화시킴과 함께, 황화물로서 존재하여 강판의 굽힘성을 저하시킨다. 그 때문에, S 의 함유량은, 0.0200 % 이하, 바람직하게는 0.0100 % 이하, 보다 바람직하게는 0.0050 % 이하로 할 필요가 있다. 그러나, 생산 기술 상의 제약으로부터, S 의 함유량은 0.0001 % 이상이 바람직하다. 따라서, S 의 함유량은, 0.0200 % 이하로 한다. 바람직하게는 0.0001 % 이상이고, 바람직하게는 0.0100 % 이하이다. 보다 바람직하게는 0.0001 % 이상이고, 보다 바람직하게는 0.0050 % 이하로 한다.
- [0084] N : 0.0100 % 이하
- [0085] N 은, 강판의 내시효성을 열화시키는 원소이다. 특히, N 의 함유량이 0.0100 % 를 초과하면, 내시효성의 열화가 현저해진다. N 의 함유량은 적을수록 바람직하지만, 생산 기술 상의 제약으로부터, N 의 함유량은 0.0005 % 이상이 바람직하다. 따라서, N 의 함유량은, 0.0100 % 이하로 한다. 바람직하게는 0.0005 % 이상이고, 보다 바람직하게는 0.0010 % 이상이다. 바람직하게는 0.0070 % 이하로 한다.
- [0086] Al : 1.200 % 이하
- [0087] Al 은, 페라이트와 오스테나이트의 2 상역을 확대시켜, 기계적 특성의 어닐링 온도 의존성의 저감, 요컨대, 재질 안정성에 유효한 원소이다. Al 의 함유량이 0.001 % 에 미치지 않으면 그 첨가 효과가 부족해지므로, 하한을 0.001 % 로 하는 것이 바람직하다. 또, Al 은, 탈산제로서 작용하여, 강판의 청정도에 유효한 원소로서, 탈산 공정에서 함유시키는 것이 바람직하다. 그러나, Al 의 함유량이 1.200 % 를 초과하면, 연속 주조시의 강편 균열 발생의 위험성이 높아져, 제조성을 저하시킨다. 이러한 관점에서, Al 의 함유량은, 1.200 % 이하로 한다. 바람직하게는 0.001 % 이상이고, 보다 바람직하게는 0.020 % 이상이고, 더욱 바람직하게는 0.030 % 이상이다. 바람직하게는 1.000 % 이하, 보다 바람직하게는 0.800 % 이하로 한다.
- [0088] 또, 상기 성분에 추가하여, 질량% 로, Ti : 0.200 % 이하, Nb : 0.200 % 이하, V : 0.500 % 이하, W : 0.500 % 이하, B : 0.0050 % 이하, Ni : 1.000 % 이하, Cr : 1.000 % 이하, Mo : 1.000 % 이하, Cu : 1.000 % 이하, Sn : 0.200 % 이하, Sb : 0.200 % 이하, Ta : 0.100 % 이하, Zr : 0.0050 % 이하, Ca : 0.0050 % 이하, Mg : 0.0050 % 이하, REM : 0.0050 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종의 원소를 함유해도 된다.
- [0089] Ti : 0.200 % 이하
- [0090] Ti 는, 강판의 석출 강화에 유효하며, 페라이트의 강도를 향상시킴으로써 경질 제 2 상 (마텐자이트 혹은 잔류 오스테나이트) 과의 경도차를 저감시킬 수 있어, 양호한 굽힘성을 확보 가능하다. 또, 마텐자이트나 잔류 오스테나이트의 결정립을 미세화하여, 양호한 굽힘성이 얻어진다. 그 효과를 얻기 위해, 0.002 % 이상의 함유량이 바람직하다. 그러나, 함유량이 0.200 % 를 초과하면, 경질의 마텐자이트의 면적률이 과대해져, 각종 굽힘 시험시에 마텐자이트의 결정 입계에서의 마이크로 보이드가 증가하고, 또한, 균열의 전파가 진행되어 버려, 강판의 굽힘성이 저해된다. 따라서, Ti 를 함유하는 경우에는, Ti 의 함유량은, 0.200 % 이하로 한다. 바람직하게는 0.002 % 이상이고, 보다 바람직하게는 0.005 % 이상이다. 바람직하게는 0.100 % 이하로 한다.
- [0091] Nb : 0.200 % 이하, V : 0.500 % 이하, W : 0.500 % 이하
- [0092] Nb, V, W 는, 강판의 석출 강화에 유효하다. 또, 페라이트의 강도를 향상시킴으로써 경질 제 2 상 (마텐자이트 혹은 잔류 오스테나이트) 과의 경도차를 저감시킬 수 있어, 양호한 굽힘성을 확보 가능하다. 또, 마텐자이트나 잔류 오스테나이트의 결정립을 미세화하여, 양호한 굽힘성이 얻어진다. 이들 효과를 얻기 위해, Nb, W, V 모두 0.005 % 이상의 함유량이 바람직하다. 그러나, Nb 는 함유량 0.200 %, V, W 는 함유량이 각각

0.500 % 를 초과하면, 경질의 마텐자이트의 면적률이 과대해져, 굽힘성 시험시에 마텐자이트의 결정 입계에서의 마이크로 보이드가 증가하고, 또한, 균열의 전파가 진행되어 버려, 강관의 굽힘성이 저하된다. 따라서, Nb 를 함유하는 경우에는, Nb 의 함유량은 0.200 % 이하, 바람직하게는 0.005 % 이상이고, 보다 바람직하게는 0.010 % 이상이다. 바람직하게는 0.100 % 이하로 한다. 또, V, W 를 함유하는 경우에는, V, W 의 함유량은 모두 0.500 % 이하, 바람직하게는 0.005 % 이상이고, 보다 바람직하게는 0.010 % 이상이다. 바람직하게는 0.100 % 이하로 한다.

[0093] B : 0.0050 % 이하

[0094] B 는, 오스테나이트 입계로부터의 페라이트의 생성 및 성장을 억제하여, 각 상의 결정립 미세화 효과에 의해 강관의 굽힘성을 향상시킨다. 그 효과를 얻기 위해, 0.0003 % 이상의 함유량이 바람직하다. 그러나, B 의 함유량이 0.0050 % 를 초과하면 강관의 연성이 저하된다. 따라서, B 를 함유하는 경우, B 의 함유량은 0.0050 % 이하, 바람직하게는 0.0003 % 이상이고, 보다 바람직하게는 0.0005 % 이상이다. 바람직하게는 0.0030 % 이하로 한다.

[0095] Ni : 1.000 % 이하

[0096] Ni 는, 잔류 오스테나이트를 안정화시키는 원소로서, 양호한 연성, 특히, 균일 연성의 확보에 유효하고, 또한, 고용 강화에 의해 강관의 강도를 상승시키는 원소이다. 그 효과를 얻기 위해, 0.005 % 이상의 함유량이 바람직하다. 한편, Ni 의 함유량이 1.000 % 를 초과하면, 경질의 마텐자이트의 면적률이 과대해져, 굽힘성 시험시에 마텐자이트의 결정 입계에서의 마이크로 보이드가 증가하고, 또한, 균열의 전파가 진행되어 버려, 강관의 굽힘성이 저하된다. 따라서, Ni 를 함유하는 경우에는, Ni 의 함유량은, 1.000 % 이하로 한다.

[0097] Cr : 1.000 % 이하, Mo : 1.000 % 이하

[0098] Cr, Mo 는, 강관의 강도와 연성의 밸런스를 향상시키는 작용을 가지므로 필요에 따라 함유할 수 있다. 그 효과를 얻기 위해, 함유량이 각각 0.005 % 이상이 바람직하다. 그러나, V, W 의 함유량이 각각 1.000 % 를 초과하면, 경질의 마텐자이트의 면적률이 과대해져, 굽힘성 시험시에 마텐자이트의 결정 입계에서의 마이크로 보이드가 증가하고, 또한, 균열의 전파가 진행되어 버려, 강관의 굽힘성이 저하된다. 따라서, 이들 원소를 함유하는 경우에는, 함유량은 각각 1.000 % 이하로 한다.

[0099] Cu : 1.000 % 이하

[0100] Cu 는, 강관의 강화에 유효한 원소로서, 필요에 따라 함유할 수 있다. 그 효과를 얻기 위해, 0.005 % 이상의 함유량이 바람직하다. 한편, Cu 의 함유량이 1.000 % 를 초과하면, 경질의 마텐자이트의 면적률이 과대해져, 굽힘성 시험시에 마텐자이트의 결정 입계에서의 마이크로 보이드가 증가한다. 또한, 균열의 전파가 진행되어 버려, 강관의 굽힘성이 저하된다. 따라서, Cu 를 함유하는 경우에는, Cu 의 함유량은, 1.000 % 이하로 한다.

[0101] Sn : 0.200 % 이하, Sb : 0.200 % 이하

[0102] Sn 및 Sb 는, 강관 표면의 질화나 산화에 의해 발생하는 강관 표층의 수십 μm 정도의 영역의 탈탄을 억제하는 관점에서, 필요에 따라 함유할 수 있다. 이와 같은 질화나 산화를 억제함으로써, 강관 표면에 있어서 마텐자이트의 면적률이 감소하는 것을 억제할 수 있으므로, 강의 강도나 재질 안정성의 확보에 유효하다. 이 효과를 얻기 위해, 함유량은 각각 0.002 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. 한편으로, 이들 어느 원소에 대해서도, 함유량이 0.200 % 를 초과하면 강관의 인성의 저하를 초래한다. 따라서, 이들 원소를 함유하는 경우에는, 함유량은 각각 0.200 % 이하로 한다.

[0103] Ta : 0.100 % 이하

[0104] Ta 는, Ti 나 Nb 와 동일하게, 합금 탄화물이나 합금 탄질화물을 생성하여 강의 고강도화에 기여한다. 추가로, Ta 는, Nb 탄화물이나 Nb 탄질화물에 일부 고용되어, (Nb, Ta) (C, N) 과 같은 복합 석출물을 생성함으로써 석출물의 조대화를 현저하게 억제하여, 석출 강화에 의한 강관의 강도에 대한 기여를 안정화시키는 효과가 있는 것으로 생각된다. 이 석출물 안정화의 효과를 얻기 위해, Ta 의 함유량을 0.001 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. 한편으로, Ta 를 과잉으로 함유해도 석출물 안정화 효과가 포화되는 데다가, 합금 비용도 증가한다. 따라서, Ta 를 함유하는 경우에는, Ta 의 함유량은 0.100 % 이하로 한다.

[0105] Zr : 0.0050 % 이하, Ca : 0.0050 % 이하, Mg : 0.0050 % 이하, REM : 0.0050 % 이하

- [0106] Zr, Ca, Mg 및 REM 은, 황화물의 형상을 구상화하여, 강관의 굽힘성에 대한 황화물의 악영향을 개선하기 위해 유효한 원소이다. 이 효과를 얻기 위해서는, 각각 0.0005 % 이상의 함유량이 바람직하다. 그러나, 각각 함유량이 0.0050 % 를 초과하는 과잉의 함유는, 개재물 등의 증가를 일으켜, 표면 및 내부 결함 등을 일으킨다. 따라서, Zr, Ca, Mg 및 REM 을 함유하는 경우에는, 함유량은 각각 0.0050 % 이하로 한다.
- [0107] 또한, 잔부는 Fe 및 불가피적 불순물로 한다.
- [0108] 다음으로, 본 발명의 고강도 강관의 강 조직에 대해 설명한다.
- [0109] 페라이트의 면적률 : 30.0 % 이상 80.0 % 미만
- [0110] 양호한 연성, 특히, 양호한 균일 연성을 확보하기 위해, 또한, 양호한 굽힘성을 확보하기 위해, 페라이트의 면적률을 30.0 % 이상으로 할 필요가 있다. 또, 980 Mpa 이상의 인장 강도를 확보하기 위해, 연질의 페라이트의 면적률을 80.0 % 미만으로 할 필요가 있다. 페라이트의 면적률은, 바람직하게는 35.0 % 이상이고, 바람직하게는 75.0 % 이하로 한다.
- [0111] 마텐자이트의 면적률 : 3.0 % 이상 30.0 % 이하
- [0112] 980 Mpa 이상의 인장 강도를 확보하기 위해, 경질의 마텐자이트의 면적률을 3.0 % 이상으로 할 필요가 있다. 또, 양호한 연성, 특히, 양호한 균일 연성을 확보하기 위해, 또한, 양호한 굽힘성을 확보하기 위해, 경질의 마텐자이트의 면적률을 30.0 % 이하로 할 필요가 있다. 마텐자이트의 면적률은, 바람직하게는 5.0 % 이상이고, 바람직하게는 25.0 % 이하이다.
- [0113] 베이나이트의 면적률 : 0 % 이상 3.0 % 이하
- [0114] 충분한 면적률의 마텐자이트와 충분한 체적률의 잔류 오스테나이트의 확보가 곤란해져, 인장 강도가 저하되기 때문에, 베이나이트의 면적률은 3.0 % 이하로 할 필요가 있다. 따라서, 베이나이트의 면적률은 가능한 한 적은 편이 좋고, 0 % 여도 된다.
- [0115] 또한, 페라이트, 마텐자이트 및 베이나이트의 면적률은, 이하의 순서로 구할 수 있다. 강관의 압연 방향에 평행한 판두께 단면 (L 단면) 을 연마 후, 3 vol.% 나이탈로 부식시키고, 판두께 1/4 의 위치 (강관 표면으로부터 깊이 방향에서 판두께의 1/4 에 상당하는 위치) 에 대해, SEM (주사형 전자 현미경) 을 사용하여 2000 배의 배율로, 60 μm \times 45 μm 의 범위의 시야를 10 시야 관찰한다. 얻어진 조직 화상을 사용해서, Media Cybernetics 사의 Image-Pro 를 사용하여 각 조직 (페라이트, 마텐자이트 및 베이나이트) 의 면적률을 10 시야 분 산출하고, 그것들의 값을 평균하여 구한다. 또, 상기 조직 화상에 있어서, 페라이트는 회색의 조직 (하지 조직), 마텐자이트는 백색의 조직, 베이나이트는 회색을 하지로 하고, 내부 구조를 갖는 조직을 나타내고 있다.
- [0116] 잔류 오스테나이트의 체적률 : 12.0 % 이상
- [0117] 잔류 오스테나이트의 체적률은, 본 발명에 있어서 매우 중요한 구성 요건이다. 특히, 양호한 균일 연성을 확보하기 위해, 또한, 양호한 굽힘성을 확보하기 위해, 잔류 오스테나이트의 체적률을 12.0 % 로 할 필요가 있다. 또, 잔류 오스테나이트의 체적률은, 바람직하게는 15.0 % 이상, 보다 바람직하게는 18.0 % 이상이다.
- [0118] 또한, 잔류 오스테나이트의 체적률은, 이하의 순서로 구할 수 있다. 강관을 판두께 방향의 1/4 면 (강관 표면으로부터 깊이 방향에서 판두께의 1/4 에 상당하는 면) 까지 연마하고, 이 판두께 1/4 면의 회절 X 선 강도를 측정함으로써 구한다. 입사 X 선에는 MoK α 선을 사용하고, 잔류 오스테나이트의 {111}, {200}, {220}, {311} 면의 피크의 적분 강도의, 페라이트의 {110}, {200}, {211} 면의 피크의 적분 강도에 대한, 12 가지 모든 조합의 강도비를 산출하고, 이것들의 평균값에 의해 구할 수 있다.
- [0119] 잔류 오스테나이트의 전체 개수 중, 결정 방위가 상이한 잔류 오스테나이트와 인접하고 있는 비율 : 0.60 이상
- [0120] 잔류 오스테나이트의 전체 개수 중, 결정 방위가 상이한 잔류 오스테나이트와 인접하고 있는 비율 : 0.60 이상 인 것은, 본 발명에 있어서 매우 중요한 구성 요건이다. 결정 방위가 상이한 잔류 오스테나이트와 인접하고 있는 비율이 0.60 이상일 때, 강관의 연성, 특히, 균일 연성 그리고 각종 굽힘 특성, 굽힘 압괴 특성 및 축 압괴 특성의 향상에 기여한다. 이것은, 결정 방위가 상이한, 요컨대, 가공 안정성이 상이한 잔류 오스테나이트가 인접하고 있는 것을 의미한다. 이 때문에, 어느 인장 변형에 있어서, 어느 1 개의 잔류 오스테나이트에서 가공 야기 마텐자이트 변태를 발생시킨 경우, 인접하는 결정 방위가 상이한 잔류 오스테나이트도 유발된다. 그 결과, 연속적으로 가공 야기 마텐자이트 변태가 발생하여, 연성, 특히, 균일 연성이

향상된다. 또한, 각종 굽힘 시험이나 압괴 시험시, 페라이트 (연질) 와 가공 야기 마텐자이트 (경질) 의 경도차가 큰 경계에서 많은 보이드가 발생하고, 그 보이드가 연결되어, 균열이 되어 전파됨으로써 파괴에 이르는 경우가 많다. 본 발명에 있어서, 가공 야기 마텐자이트의 변태 전의 잔류 오스테나이트끼리가 인접하고 있기 때문에, 페라이트와 가공 야기 마텐자이트의 경계량이 감소하여, 각종 굽힘 특성, 굽힘 압괴 특성 및 축 압괴 특성도 향상된다. 또, 잔류 오스테나이트의 전체 개수 중, 결정 방위가 상이한 잔류 오스테나이트와 인접하고 있는 비율은, 바람직하게는 0.70 이상이다. 또한, 잔류 오스테나이트의 결정 방위의 식별에는, EBSD의 IPF (Inverse Pole Figure) 맵을 사용하였다. 관찰 시야는, 강관의 압연 방향에 평행한 관두께 1/4 단면의 100 μm \times 100 μm 의 단면 시야로 하였다. 또, 15° 이상의 방위차를 갖는 대각 입계를 결정 방위가 상이한 잔류 오스테나이트의 결정 입계로 판단하였다. 또한, 「잔류 오스테나이트의 전체 개수 중, 결정 방위가 상이한 잔류 오스테나이트와 인접하고 있는 비율」이란, 결정 방위가 상이한 잔류 오스테나이트의 수/잔류 오스테나이트의 전체 개수이다.

- [0121] 페라이트의 평균 결정 입경 : 5.0 μm 이하
- [0122] 페라이트의 평균 결정 입경은, 본 발명에 있어서 매우 중요한 구성 요건이다. 페라이트 결정립의 미세화는, 항복 연신율 (YP-EL) 의 발현과, 강관의 굽힘성의 향상에 기여한다. 그 때문에, 1 % 이상의 항복 연신율 (YP-EL) 과 양호한 굽힘성을 확보하기 위해, 페라이트의 평균 결정 입경을 5.0 μm 이하로 할 필요가 있다. 페라이트의 평균 결정 입경은, 바람직하게는 4.0 μm 이하이다.
- [0123] 잔류 오스테나이트의 평균 결정 입경 : 2.0 μm 이하
- [0124] 잔류 오스테나이트 결정립의 미세화는, 잔류 오스테나이트 자체의 안정성을 향상시킴으로써, 강관의 연성, 특히, 균일 연성의 향상에 기여한다. 또한, 굽힘성 시험시에, 굽힘 변형에 의해 잔류 오스테나이트로부터 변태된 가공 야기 마텐자이트의 결정 입계에서의 균열 전파를 억제하여, 강관의 굽힘성의 향상이나 굽힘 압괴 특성 및 축 압괴 특성의 향상으로 이어진다. 그 때문에, 양호한 연성, 특히, 균일 연성, 굽힘성이나 굽힘 압괴 특성 및 축 압괴 특성을 확보하기 위해서는, 잔류 오스테나이트의 평균 결정 입경을 2.0 μm 이하로 할 필요가 있다. 잔류 오스테나이트의 평균 결정 입경은, 바람직하게는 1.5 μm 이하이다.
- [0125] 또한, 페라이트 및 잔류 오스테나이트의 평균 결정 입경은, 상기 서술한 Image-Pro 를 사용하여, 페라이트립 및 잔류 오스테나이트립의 각각의 면적을 구하고, 원 상당 직경을 산출하고, 그것들의 값을 평균하여 구할 수 있다. 잔류 오스테나이트와 마텐자이트는, EBSD (Electron Back Scattered Diffraction) 의 Phase Map 에 의해 식별하였다.
- [0126] 잔류 오스테나이트 중의 Mn 의 함유량 (질량%) 을 강 중의 Mn 의 함유량 (질량%) 으로 나눈 값 : 1.50 이상
- [0127] 잔류 오스테나이트 중의 Mn 의 함유량 (질량%) 을 강 중의 Mn 의 함유량 (질량%) 으로 나눈 값이 1.50 이상인 것은, 본 발명에 있어서 매우 중요한 구성 요건이다. 양호한 연성, 특히, 균일 연성을 확보하기 위해서는, Mn 이 농화된 안정적인 잔류 오스테나이트의 체적률이 많을 필요가 있다. 또, 실온에서의 굽힘 압괴 시험이나 축 압괴 시험에서는, 고속 변형에 의한 발열에 추가하여, 일부, 잔류 오스테나이트에서 가공 야기 마텐자이트로의 변태 발열도 발생하여, 자기 발열만으로 150 °C 이상이 된다. 그 150 °C 에서의 오스테나이트는 가공 야기 마텐자이트로 변태되기 어려워지기 때문에, 굽힘 압괴 및 축 압괴의 변형 후기까지 균열되지 않고 찌부러지고, 특히, 축 압괴에서는 균열되지 않고 벨로즈상으로 찌부러지기 때문에, 높은 충격 흡수 에너지가 얻어진다. 또, 150 °C 에서의 온간 인장 시험 후의 인장 시험편의 파단부의 잔류 오스테나이트의 체적률 : $V_{\gamma a}$ 를, 150 °C 에서의 온간 인장 시험 전의 잔류 오스테나이트의 체적률 : $V_{\gamma b}$ 로 나눈 값도 커진다. 잔류 오스테나이트 중의 Mn 의 함유량 (질량%) 을 강 중의 Mn 의 함유량 (질량%) 으로 나눈 값은, 바람직하게는 1.70 이상이다. 또한, 잔류 오스테나이트 중의 Mn 의 함유량은, FE-EPMA (Field Emission-Electron Probe Micro Analyzer ; 전계 방출형 전자 프로브 마이크로 애널라이저) 를 사용하여, 관두께 1/4 의 위치에 있어서의 압연 방향 단면의 각 상에 대한 Mn 의 분포 상태를 정량화하고, 30 개의 잔류 오스테나이트립 및 30 개의 페라이트립의 Mn 량 분석 결과의 평균값에 의해 구할 수 있다.
- [0128] 150 °C 에서의 온간 인장 시험 후의 인장 시험편의 파단부의 잔류 오스테나이트의 체적률 : $V_{\gamma a}$ 를, 150 °C 에서의 온간 인장 시험 전의 잔류 오스테나이트의 체적률 : $V_{\gamma b}$ 로 나눈 값이 0.40 이상인 것
- [0129] 150 °C 에서의 온간 인장 시험 후의 인장 시험편의 파단부의 잔류 오스테나이트의 체적률 : $V_{\gamma a}$ 를, 150 °C 에서의 온간 인장 시험 전의 잔류 오스테나이트의 체적률 : $V_{\gamma b}$ 로 나눈 값이 0.40 이상인 것은, 본 발명에 있어서 매우 중요한 구성 요건이다. 150 °C 에서의 온간 인장 시험 후의 인장 시험편의 파단부의 잔류 오스테나

이트의 체적률 : $V_{\gamma a}$ 를, 150 °C 에서의 온간 인장 시험 전의 잔류 오스테나이트의 체적률 : $V_{\gamma b}$ 로 나눈 값을 0.40 이상으로 함으로써, 150 °C 에서의 온간 인장 시험을 실시한 경우, 오스테나이트는 가공 야기 마텐자이트로 변태되기 어려워진다. 이 때문에, 굽힘 압괴 및 축 압괴의 변형 후기까지 강관은 균열되지 않고 찌부러지고, 특히, 축 압괴에서는 강관은 균열되지 않고 벨로즈상으로 찌부러지기 때문에, 높은 충격 흡수 에너지가 얻어진다. 따라서, 150 °C 에서의 온간 인장 시험 후의 인장 시험편의 파단부의 잔류 오스테나이트의 체적률 : $V_{\gamma a}$ 를, 150 °C 에서의 온간 인장 시험 전의 잔류 오스테나이트의 체적률 : $V_{\gamma b}$ 로 나눈 값을 0.40 이상으로 한다. 바람직한 값은, 0.50 이상이다.

[0130] 또한, 150 °C 에서의 온간 인장 시험 후의 인장 시험편의 파단부는, 파단부로부터 0.1 mm 들어간 인장 시험편 길이 (강관의 압연 방향에 평행한 방향) 의 관두께 1/4 단면 위치를 말한다.

[0131] 강 중 확산성 수소량 : 0.50 질량ppm 이하

[0132] 양호한 굽힘성을 확보하기 위해서는, 강 중 확산성 수소량이 0.50 질량ppm 이하인 것이 바람직하다. 강 중 확산성 수소량은, 보다 바람직하게는 0.30 질량ppm 이하이다. 또, 강 중 확산성 수소량의 산출 방법은, 어닐링판으로부터 길이가 30 mm, 폭이 5 mm 인 시험편을 채취하고, 도금층을 연삭 제거 후, 강 중의 확산성 수소량 및 확산성 수소의 방출 피크를 측정하였다. 방출 피크는 승온 탈리 분석법 (Thermal Desorption Spectrometry ; TDS) 으로 측정하고, 승온 속도는 200 °C/hr 로 하였다. 또한, 300 °C 이하에서 검출된 수소를 강 중 확산성 수소량으로 하였다. 또, 강 중 확산성 수소량 산출에 사용하는 시험편은, 자동차 부품 등 가공 후의 제품, 조립 후의 자동차 차체 등으로부터 채취해도 상관없으며, 어닐링판에 한정되지 않는다.

[0133] 본 발명의 고강도 강관의 강 조직에는, 페라이트, 마텐자이트, 베이나이트, 잔류 오스테나이트 이외에, 템퍼드 마텐자이트, 템퍼드 베이나이트, 시멘타이트 등의 탄화물이, 면적률로 8 % 이하의 범위에서 포함되어도, 본 발명의 효과가 저해되지는 않는다.

[0134] 본 발명의 고강도 강관은, 강관의 표면에 아연 도금층이나 알루미늄 도금층을 구비해도 된다.

[0135] 다음으로, 본 발명의 고강도 강관의 바람직한 제조 조건에 대해 설명한다.

[0136] 강 슬래브의 가열 온도

[0137] 특별히 한정은 하지 않지만, 강 슬래브의 가열 온도는 1100 °C 이상 1300 °C 이하의 온도역 내로 하는 것이 바람직하다. 강 슬래브의 가열 단계에서 존재하고 있는 석출물은, 최종적으로 얻어지는 강관 내에서는 조대한 석출물로서 존재하고, 강의 강도에 기여하지 않기 때문에, 주조시에 석출된 Ti, Nb 계 석출물을 채용해시킬 필요가 있다. 강 슬래브의 가열 온도가 1100 °C 미만에서는, 탄화물의 충분한 고용이 곤란하여, 압연 하중의 증대에 의한 열간 압연시의 트러블 발생의 위험이 증대되는 등의 문제가 발생할 가능성이 있다. 그 때문에, 강 슬래브의 가열 온도는 1100 °C 이상으로 하는 것이 바람직하다. 또, 슬래브 표층의 기포, 편석 등의 결함을 스케일 오프하여, 강관 표면의 균열, 요철을 감소시켜, 평활한 강관 표면을 달성하는 관점에서도 강 슬래브의 가열 온도는 1100 °C 이상으로 하는 것이 바람직하다. 한편, 강 슬래브의 가열 온도가 1300 °C 초과에서는, 산화량의 증가에 수반하여 스케일 로스가 증대되기 때문에, 강 슬래브의 가열 온도는 1300 °C 이하로 하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는 1150 °C 이상이고, 보다 바람직하게는 1250 °C 이하이다.

[0138] 강 슬래브는, 매크로 편석을 방지하기 위해, 연속 주조법으로 제조하는 것이 바람직하지만, 조괴법이나 박슬래브 주조법 등에 의해 제조하는 것도 가능하다. 또, 강 슬래브를 제조한 후, 일단 실온까지 냉각시키고, 그 후 다시 가열하는 중재법에 추가하여, 실온까지 냉각시키지 않고, 온편인 채로 가열로에 장입하거나, 혹은 약간의 보열을 실시한 후에 즉시 압연하는 직송 압연이나 직접 압연 등의 에너지 절약 프로세스도 문제없이 적용할 수 있다. 또, 강 슬래브는 통상적인 조건에서 조 (粗) 압연에 의해 시트 바가 된다. 가열 온도가 낮은 경우에는, 열간 압연시의 트러블을 방지하는 관점에서, 마무리 압연 전에 바 히터 등을 사용하여 시트 바를 가열하는 것이 바람직하다.

[0139] 열간 압연의 마무리 압연 출측 온도

[0140] 가열 후의 강 슬래브는, 조압연 및 마무리 압연에 의해 열간 압연되어 열연 강관이 된다. 이 때, 마무리 압연 출측 온도가 1000 °C 를 초과하면, 산화물 (스케일) 의 생성량이 급격하게 증대되어, 지철과 산화물의 계면이 거칠어져, 산세, 냉간 압연 후의 표면 품질이 열화될 가능성이 있다. 또, 산세 후에 열연 스케일의 잔류물 등이 일부에 존재하면, 강관의 연성이나 굽힘성에 악영향을 미칠 가능성이 있다. 한편, 마무리 압연 출측 온도가 750 °C 미만인 경우, 오스테나이트가 미재결정 상태에서의 압하율이 높아져, 비정상적인 집합 조직이

발달하여, 최종 제품에 있어서의 면내 이방성이 현저해져, 재질의 균일성 (재질 안정성) 이 저해될 가능성이 있다. 따라서, 열간 압연의 마무리 압연 출측 온도는, 750 °C 이상 1000 °C 이하의 온도역 내로 하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는 800 °C 이상이고, 보다 바람직하게는 950 °C 이하이다.

[0141] 열간 압연 후의 권취 온도

[0142] 열간 압연 후의 권취 온도가 750 °C 를 초과하면, 열연 강판 조직의 페라이트의 결정 입경이 커져, 최종 어닐링 판의 양호한 굽힘성의 확보가 곤란해질 가능성이 있다. 또, 최종재의 표면 품질이 저하될 가능성이 있다.

한편, 열간 압연 후의 권취 온도가 300 °C 미만인 경우, 열연 강판 강도가 상승하여, 냉간 압연에 있어서의 압연 부하가 증대되거나, 판 형상의 불량 발생하거나 하기 때문에, 생산성이 저하될 가능성이 있다. 따라서, 열간 압연 후의 권취 온도는, 300 °C 이상 750 °C 이하의 온도역 내로 하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는 400 °C 이상이고, 보다 바람직하게는 650 °C 이하이다.

[0143] 또한, 열연시에 조압연 강판끼리를 접합하여 연속적으로 마무리 압연을 실시해도 된다. 또, 조압연 강판을 일단 권취해도 상관없다. 또, 열간 압연시의 압연 하중을 저감시키기 위해 마무리 압연의 일부 또는 전부를 윤활 압연으로 해도 된다. 윤활 압연을 실시하는 것은, 강판 형상 및 재질의 균일화의 관점에서도 유효하다. 또한, 윤활 압연시의 마찰 계수는, 0.10 이상 0.25 이하의 범위 내로 하는 것이 바람직하다. 이와 같이 하여 제조한 열연 강판에 산세를 실시한다. 산세는 강판 표면의 산화물의 제거가 가능한 점에서, 최종 제품의 고강도 강판의 양호한 화성 처리성이나 도금 품질의 확보를 위해 중요하다. 또, 1 회 의 산세를 실시해도 되고, 복수 회로 나눠 산세를 실시해도 된다.

[0144] 열연 강판의 어닐링 처리 : Ac_1 변태점 이상 (Ac_1 변태점 + 150 °C) 이하의 온도역 내에서 21600 초 초과 259200 초 이하 유지

[0145] Ac_1 변태점 미만의 온도역, (Ac_1 변태점 + 150 °C) 를 초과하는 온도역, 및 21600 초 이하로 유지하는 경우, 오스테나이트 중에 대한 Mn 의 농화가 충분히 진행되지 않아, 최종 어닐링 후에 충분한 잔류 오스테나이트의 체적률의 확보나, 잔류 오스테나이트의 평균 결정 입경을 2.0 μm 이하로 하는 것이나, 잔류 오스테나이트 중의 Mn 의 함유량 (질량%) 을 강 중의 Mn 의 함유량 (질량%) 으로 나눈 값을 1.50 이상으로 하는 것이 곤란해져, 강판의 연성, 특히, 균일 연성이나 굽힘성이 저하될 가능성이 있다. 또, 150 °C 에서의 온간 인장 시험 후의 인장 시험편의 파단부의 잔류 오스테나이트의 체적률 : $V_{\gamma a}$ 를, 150 °C 에서의 온간 인장 시험 전의 잔류 오스테나이트의 체적률 : $V_{\gamma b}$ 로 나눈 값을 0.40 이상으로 확보하기 어려워질 가능성이 있다. 보다 바람직하게는 (Ac_1 변태점 + 30 °C) 이상이고, 보다 바람직하게는 (Ac_1 변태점 + 130 °C) 이하로 한다. 또, 유지 시간은 259200 초 이하가 바람직하다. 259200 초를 초과하여 유지하는 경우, 오스테나이트 중에 대한 Mn 의 농화가 포화되어, 최종 어닐링 후의 연성, 특히, 균일 연성에 대한 효능이 작아질 뿐만 아니라, 비용 상승으로 이어질 가능성이 있다.

[0146] 열연 강판의 어닐링 처리 후의 550 °C 에서 400 °C 까지의 온도역 내의 평균 냉각 속도 : 5 °C/시간 이상 200 °C/시간 이하

[0147] 열연 강판의 어닐링 처리 중에 Mn 이 농화된 오스테나이트에 있어서도, 장시간 유지에 의해 조대화된 오스테나이트는 550 °C 에서 400 °C 까지의 온도역 내의 평균 냉각 속도가 200 °C/시간 초과인 경우, 펄라이트 변태를 억제해 버린다. 이 펄라이트의 적당량의 활용은, 냉간 압연 후의 어닐링 처리에서 미세한 페라이트 및 미세한 잔류 오스테나이트가 되기 때문에, 1 % 이상의 항복 연신율 (YP-EL) 의 확보나, 각종 굽힘성이나 굽힘 압괴 특성 및 축 압괴 특성의 확보에 유효하다. 또, 이 펄라이트의 적당량의 활용에 의해, 최종 조직의 잔류 오스테나이트의 전체 개수 중, 결정 방위가 상이한 잔류 오스테나이트와 인접하고 있는 비율이 0.60 이상의 확보가 용이해지기 때문에, 연성, 특히, 균일 연성 그리고 각종 굽힘성이나 굽힘 압괴 특성 및 축 압괴 특성을 향상시킨다. 따라서, 열연 강판의 어닐링 처리 후의 550 °C 에서 400 °C 까지의 온도역 내의 평균 냉각 속도는 200 °C/시간 이하로 하는 것이 바람직하다. 한편, 550 °C 에서 400 °C 까지의 온도역 내의 평균 냉각 속도가 5 °C/시간 미만인 경우, 최종 어닐링 후에 충분한 잔류 오스테나이트의 체적률의 확보가 곤란해지고, 또 페라이트 및 잔류 오스테나이트의 결정 입경이 커져, 1 % 이상의 항복 연신율 (YP-EL) 의 확보가 어렵다. 그 결과, 양호한 연성, 특히, 양호한 균일 연성, 각종 굽힘성이나 굽힘 압괴 특성 및 축 압괴 특성의 확보가 곤란해질 가능성이 있다. 보다 바람직하게는 10 °C/시간 이상이고, 보다 바람직하게는 170 °C/시간 이하이다. 또한, 열연 강판의 어닐링 처리 후의 550 °C 에서 400 °C 까지의 온도역 내의 평균 냉각 속도는, (550 °C - 400 °C)/(550 °C 에서 400 °C 까지 온도 강하시키는 데에 필요로 한 시간으로 하여 구하였다.

- [0148] 상기 열간 압연 후, 어닐링 처리한 강판은, 필요에 따라, 통상적인 방법에 따라, 산세 처리를 실시하고, 냉간 압연하여 냉연 강판으로 한다. 특별히 한정은 하지 않지만, 냉간 압연의 압하율은, 20 % 이상 85 % 이하의 범위 내에 있는 것이 바람직하다. 압하율이 20 % 미만에서는, 미세결정 페라이트가 잔존하여, 강판의 연성의 저하를 초래할 가능성이 있다. 한편, 압하율이 85 % 를 초과하면, 냉간 압연에 있어서의 부하가 증대되어, 통관 트러블이 발생할 가능성이 있다.
- [0149] 다음으로, 얻어진 냉연 강판에 대하여 2 ~ 3 회의 어닐링 처리를 실시한다. 본 발명의 고강도 강판을 얻으려면, 냉연 강판에 대하여 1 회째 또한 2 회째의 어닐링 처리를 실시하면 되고, 3 회째의 어닐링 처리는, 필요에 따라 실시하면 된다. 또, 후술하는 도금 처리를 실시하는 경우, 3 회째의 어닐링 처리는 도금 처리 후에 필요에 따라 실시하면 된다.
- [0150] 냉연 강판의 1 회째 어닐링 처리 : Ac_3 변태점 이상의 온도역 내에서 20 초 이상 유지
- [0151] Ac_3 변태점 미만의 온도역, 및 20 초 미만으로 유지하는 경우, 미용해의 펄라이트가 다량으로 잔존하여, 냉연 강판의 2 회째 어닐링 처리 후에 마텐자이트의 체적률이 과대해진다. 이 때문에, 양호한 연성, 특히, 균일 연성의 확보가 곤란해지고, 각종 굽힘성이나 굽힘 압괴 특성 및 축 압괴 특성의 확보가 곤란해진다. 또한, 유지 시간은 900 초 이하가 바람직하다.
- [0152] 냉연 강판의 1 회째 어닐링 처리 후, 실온까지 냉각시킨다. 또한, 실온까지 냉각 후, 필요에 따라 후술하는 산세 처리를 실시해도 된다.
- [0153] 냉연 강판의 2 회째 어닐링 처리 : Ac_1 변태점 이상 (Ac_1 변태점 + 150 °C) 이하의 온도역에서 20 초 이상 900 초 이하 유지
- [0154] Ac_1 변태점 미만의 온도역 및 20 초 미만으로 유지하는 경우, 승온 중에 형성되는 탄화물이 미용해되어, 충분한 체적률의 마텐자이트와 잔류 오스테나이트의 확보가 곤란해져, 강판의 인장 강도가 저하될 가능성이 있다. 또, (Ac_1 변태점 + 150 °C) 를 초과하는 온도역에서는, 마텐자이트의 체적률이 과대해지는 것에 추가하여, 페라이트 및 잔류 오스테나이트의 평균 결정 입경이 조대해져, 1 % 이상의 항복 연신율 (YP-EL) 이 얻어지지 않고, 양호한 연성, 특히, 균일 연성, 각종 굽힘성이나 굽힘 압괴 특성 및 축 압괴 특성의 확보가 곤란해질 가능성이 있다. 유지하는 온도역은, 바람직하게는 Ac_1 변태점 이상 Ac_1 변태점 + 130 °C 이하의 범위 내이다.
또한, 900 초를 초과하여 유지하는 경우, 페라이트 및 잔류 오스테나이트의 평균 결정 입경이 조대해져, 1 % 이상의 항복 연신율 (YP-EL) 이 얻어지지 않고, 양호한 연성, 특히, 균일 연성, 각종 굽힘성이나 굽힘 압괴 특성 및 축 압괴 특성의 확보가 곤란해질 가능성이 있다. 보다 바람직하게는 50 초 이상이고, 보다 바람직하게는 600 초 이하이다.
- [0155] 냉연 강판의 3 회째 어닐링 처리 : 50 °C 이상 300 °C 이하의 온도역 내에서 1800 초 이상 259200 초 이하 유지
- [0156] 50 °C 미만의 온도역 또는 1800 초 미만으로 유지하는 경우, 강 중 확산성 수소가 강판으로부터 방출되지 않기 때문에, 강판의 굽힘성이 저하될 가능성이 있다. 한편, 300 °C 초과와 온도역 또는 259200 초를 초과하여 유지하는 경우, 잔류 오스테나이트의 분해에 의해 충분한 체적률의 잔류 오스테나이트가 얻어지지 않아, 강판의 연성, 특히, 균일 연성이 저하될 가능성이 있다. 또한, 3 회째의 어닐링 처리 후에는, 실온까지 냉각시키면 된다. 또, 상기 서술한 바와 같이, 3 회째의 어닐링 처리는, 후술하는 도금 처리 후에 실시한다. 보다 바람직하게는, 70 °C 이상이고, 보다 바람직하게는 200 °C 이하이다. 또, 보다 바람직하게는 3600 초 이상이고, 보다 바람직하게는 216000 초 이하이다.
- [0157] 도금 처리를 실시하는 것
- [0158] 상기와 같이 하여 얻은 냉연판에, 용융 아연 도금 처리나 용융 알루미늄 도금 처리나 전기 아연 도금 처리와 같은 도금 처리를 실시함으로써, 강판 표면에 아연 도금층이나 알루미늄 도금층을 구비하는 고강도 강판을 얻을 수 있다. 또한, 「용융 아연 도금」에는, 합금화 용융 아연 도금도 포함하는 것으로 한다.
- [0159] 예를 들어, 용융 아연 도금 처리를 실시할 때에는, 어닐링 처리를 실시한 강판을 440 °C 이상 500 °C 이하의 온도역 내의 용융 아연 도금욕 중에 침지시켜, 용융 아연 도금 처리를 실시하고, 그 후, 가스 와이핑 등에 의해, 도금 부착량을 조정한다. 또한, 용융 아연 도금욕으로는, Al 의 함유량이 0.08 % 이상 0.18 % 이하의 범위 내에 있는 용융 아연 도금욕을 사용하는 것이 바람직하다. 용융 아연 도금의 합금화 처리를 실시할 때에

는, 용융 아연 도금 처리 후, 450 °C 이상 600 °C 이하의 온도역 내에서 용융 아연 도금의 합금화 처리를 실시한다. 600 °C 를 초과하는 온도에서 합금화 처리를 실시하면, 미변태 오스테나이트가 펄라이트로 변태되어, 원하는 잔류 오스테나이트의 체적률을 확보할 수 없어, 강관의 연성, 특히, 균일 연성이 저하되는 경우가 있다.

따라서, 용융 아연 도금의 합금화 처리를 실시할 때에는, 450 °C 이상 600 °C 이하의 온도역 내에서 용융 아연 도금의 합금화 처리를 실시하는 것이 바람직하다.

[0160] 또, 용융 알루미늄 도금 처리를 실시할 때에는, 냉연판 어닐링을 실시하여 얻은 냉연판을 660 ~ 730 °C 의 알루미늄 도금액 중에 침지시켜, 용융 알루미늄 도금 처리를 실시하고, 그 후, 가스 와이핑 등에 의해, 도금 부착량을 조정한다. 또, 알루미늄 도금액 온도가 Ac_1 변태점 이상 Ac_1 변태점 + 100 °C 이하의 온도역에 적합한 강은, 용융 알루미늄 도금 처리에 의해, 더욱 미세하고 안정적인 잔류 오스테나이트가 생성되기 때문에, 추가적인 연성, 특히, 균일 연성의 향상이 가능해진다.

[0161] 또, 전기 아연 도금 처리를 실시할 때에는, 특별히 한정하지 않지만, 피막 두께가 5 μm 내지 15 μm 의 범위로 하는 것이 바람직하다.

[0162] 또한, 고강도 용융 아연 도금 강판, 고강도 합금화 용융 아연 도금 강판, 고강도 용융 알루미늄 도금 강판 및 고강도 전기 아연 도금 처리를 제조할 때에는, 도금 직전의 어닐링 처리보다 전 (예를 들어 열간 압연 권취 후와 열연 강관의 어닐링 처리의 사이, 도금 직전의 어닐링 처리 (냉연 강관의 3 회째의 어닐링 처리) 와 그 1 개전의 어닐링 처리 (냉연 강관의 2 회째의 어닐링 처리) 의 사이) 에, 산세 처리를 실시함으로써, 최종적으로 양호한 도금 품질이 얻어진다. 이것은, 도금 처리 직전의 표면에 산화물이 존재하는 것이 억제되어, 그 산화물에 의한 불도금이 억제되기 때문이다. 더욱 상세하게 서술하면, 열연 강판, 냉연 강판의 1 회째 및 냉연 강판의 2 회째의 어닐링 처리시에 산화 용이 원소 (Mn, Cr, Si 등) 가 강판 표면에 산화물을 만들어 농화되기 때문에, 열연 강판, 냉연 강판의 1 회째 및 냉연 강판의 2 회째의 어닐링 처리 후의 강판 표면 (산화물 바로 아래) 에 산화 용이 원소의 결핍층이 형성된다. 그 후의 산세 처리로 산화 용이 원소에 의한 산화물을 제거하면, 강판 표면에는 산화 용이 원소의 결핍층이 나타나, 그 후의 냉연 강판의 3 회째의 어닐링 처리시에 산화 용이 원소의 표면 산화가 억제된다.

[0163] 그 밖의 제조 방법의 조건은, 특별히 한정하지 않지만, 생산성의 관점에서, 상기 어닐링은, 연속 어닐링 설비로 실시하는 것이 바람직하다. 또, 어닐링, 용융 아연 도금, 용융 아연 도금의 합금화 처리 등의 일련의 처리는, 용융 아연 도금 라인인 CGL (Continuous Galvanizing Line) 로 실시하는 것이 바람직하다. 또한, 상기 「고강도 용융 아연 도금 강판」 에, 형상 교정이나 표면 조도의 조정 등을 목적으로 스킨 패스 압연을 실시할 수 있다. 스킨 패스 압연의 압하율은, 0.1 % 이상이 바람직하고, 2.0 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 0.1 % 미만의 압하율에서는 효과가 작고, 제어도 곤란하다. 또, 압하율이 2.0 % 를 초과하면, 생산성이 현저하게 저해된다. 또한, 스킨 패스 압연은, 온 라인으로 실시해도 되고, 오프 라인으로 실시해도 된다. 또, 한 번에 목적으로 하는 압하율의 스킨 패스를 실시해도 되고, 수 회로 나눠 실시해도 상관없다. 또, 수지나 유지 코팅 등의 각종 도장 처리를 실시할 수도 있다.

[0164] 본 발명의 고강도 강판은, 자동차에 있어서의 충격 흡수 부재의 충격 흡수부로서 사용할 수 있다. 구체적으로는, 굽힘 압괴되어 변형됨으로써 충격 에너지를 흡수하는 충격 흡수부를 갖는 충격 흡수 부재나, 축 압괴되어 벨로즈상으로 변형됨으로써 충격 에너지를 흡수하는 충격 흡수부를 갖는 충격 흡수 부재에 있어서의 충격 흡수 부에, 본 발명의 고강도 강판을 사용할 수 있다. 본 발명의 고강도 강판으로 이루어지는 충격 흡수부를 갖는 충격 흡수 부재는, 항복 연신율 (YP-EL) 이 1 % 이상, 980 MPa 이상의 인장 강도 (TS) 를 갖고, 또한 우수한 균일 연성, 굽힘성 및 압괴 특성을 갖고 있어, 충격 흡수가 우수하다.

[0165] 실시예

[0166] 표 1 에 나타내는 성분 조성을 갖고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 강을 전로 (轉爐) 에서 용해하고, 연속 주조법으로 강 슬래브로 하였다. 얻어진 강 슬래브를 표 2-1, 2-2 에 나타내는 조건에서 열간 압연, 산세, 열연 강판의 어닐링 처리, 냉간 압연, 각 조건에서 어닐링한 후, 고강도 냉연 강판 (CR) 을 얻었다. 또, 일부의 것에 대해서는, 추가로 용융 아연 도금 처리 (용융 아연 도금 처리 후에 합금화 처리를 실시하는 것도 포함한다), 용융 알루미늄 도금 처리 또는 전기 아연 도금 처리를 실시하여, 용융 아연 도금 강판 (GI), 합금화 용융 아연 도금 강판 (GA), 용융 알루미늄 도금 강판 (AI), 전기 아연 도금 강판 (EG) 으로 하였다. 용융 아연 도금액은, 용융 아연 도금 강판 (GI) 에서는, Al : 0.19 질량% 함유 아연욕을 사용하였다. 합금화 용융 아연 도금 강판 (GA) 에서는, Al : 0.14 질량% 함유 아연욕을 사용하고, 욕온은 465 °C 로 하였다. 도금 부착량은 편면당 45 g/m² (양면 도금) 로 하고, GA 는, 도금층 중의 Fe 농도를 9

질량% 이상 12 질량% 이하의 범위 내가 되도록 조정하였다. 또한, 용융 알루미늄 도금 강판용의 용융 알루미늄 도금욕의 욕온은 680 ℃ 로 하였다. 얻어진 강판의 단면 마이크로 조직, 인장 특성, 각종 굽힘성, 굽힘 압괴 특성 및 추 압괴 특성을 평가하였다. 평가 결과를 이하의 표 3-1, 3-2 에 나타낸다.

[표 1]

강종	성분 조성 (질량%)																	Ac ₁ 변태점 (°C)	Ac ₃ 변태점 (°C)	비고							
	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Ti	Nb	V	W	B	Ni	Cr	Mo	Cu	Sn				Sb	Ta	Ca	Mg	Zr	REM	
A	0.141	0.60	4.74	0.009	0.0009	0.0032	0.034	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	623	746	본 발명간	
B	0.162	0.23	5.35	0.010	0.0008	0.0029	0.029	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	801	684	본 발명간
C	0.139	0.58	3.78	0.032	0.0011	0.0036	0.052	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	649	753	본 발명간
D	0.125	0.14	4.32	0.011	0.0042	0.0034	0.035	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	630	722	본 발명간
E	0.045	0.88	5.58	0.014	0.0013	0.0045	0.042	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	630	765	본 발명간
F	0.176	1.72	4.89	0.008	0.0013	0.0047	0.046	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	603	689	본 발명간
G	0.128	0.04	5.22	0.015	0.0011	0.0029	0.032	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	620	767	비교간
H	0.018	0.54	4.88	0.017	0.0023	0.0040	0.033	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	682	867	비교간
I	0.145	3.02	3.59	0.016	0.0017	0.0033	0.031	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	693	807	비교간
J	0.126	0.66	2.25	0.020	0.0021	0.0035	0.032	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	637	725	본 발명간
K	0.152	0.38	4.12	0.010	0.0006	0.0024	0.003	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	620	923	본 발명간
L	0.132	0.13	4.64	0.012	0.0007	0.0040	1.100	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	612	723	본 발명간
M	0.154	0.52	5.09	0.008	0.0007	0.0033	0.036	0.038	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	669	761	본 발명간
N	0.163	0.28	2.94	0.018	0.0012	0.0032	0.042	0.034	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	660	791	본 발명간
O	0.134	1.28	3.67	0.012	0.0024	0.0034	0.041	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	616	716	본 발명간
P	0.178	0.75	5.03	0.013	0.0014	0.0038	0.045	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	648	798	본 발명간
Q	0.102	1.05	4.03	0.031	0.0018	0.0049	0.032	0.050	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	654	794	본 발명간
R	0.108	1.22	3.89	0.022	0.0025	0.0035	0.031	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	633	732	본 발명간
S	0.135	0.46	4.45	0.016	0.0017	0.0021	0.045	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	608	701	본 발명간
T	0.186	0.48	5.23	0.014	0.0021	0.0052	0.033	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	651	723	본 발명간
V	0.089	0.66	5.58	0.009	0.0021	0.0043	0.035	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	801	719	본 발명간
U	0.207	0.07	3.45	0.012	0.0030	0.0025	0.027	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	624	720	본 발명간
W	0.133	0.29	4.59	0.018	0.0015	0.0065	0.044	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	609	699	본 발명간
X	0.161	0.38	5.13	0.015	0.0012	0.0042	0.036	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	619	712	본 발명간
Y	0.141	0.29	4.73	0.015	0.0014	0.0028	0.033	0.039	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	605	715	본 발명간
Z	0.120	0.59	5.39	0.021	0.0012	0.0048	0.050	0.044	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	636	739	본 발명간
AA	0.114	0.34	4.19	0.010	0.0015	0.0041	0.038	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	608	712	본 발명간
AB	0.146	0.71	5.31	0.032	0.0032	0.0041	0.035	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	632	726	본 발명간
AC	0.168	0.52	4.35	0.012	0.0022	0.0034	0.031	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	594	674	본 발명간
AD	0.162	0.15	5.56	0.013	0.0015	0.0032	0.052	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0020	0.0022	본 발명간

하선부는 본 발명 범위 외를 나타낸다. 「-」는 불가피적 불순물 레벨의 함유량을 나타낸다.

[0167]

[0168]

[0169] [표 2-1]

No.	강종	마무리 압입 속도 (°C)	권취 온도 (°C)	열연 강판의 어닐링 처리		열연 강판의 어닐링 처리 후의 550 °C 에서 400 °C 까지의 평균 냉각 속도 (°C/시간)	냉각 압연율 (%)	열연 강판의 1 회재 어닐링 처리		열연 강판의 2 회재 어닐링 처리		열연 강판의 3 회재 어닐링 처리		비고
				어닐링 온도 (°C)	유지 시간 (초)			어닐링 온도 (°C)	유지 시간 (초)	어닐링 온도 (°C)	유지 시간 (초)	어닐링 온도 (°C)	유지 시간 (초)	
1	A	920	490	690	80000	70	56.3	800	250	690	180	CR	본 발명에	
2	A	850	600	680	80000	60	60.0	780	300	720	280	GI	본 발명에	
3	A	830	620	700	90000	110	61.1	810	350	690	170	GI	본 발명에	
4	A	880	570	730	90000	80	66.7	820	250	690	210	GA	본 발명에	
5	A	900	510	700	70000	70	61.1	800	130	700	220	GA	본 발명에	
6	A	900	550	680	70000	80	61.1	780	150	720	250	AI	본 발명에	
7	A	870	590	720	80000	70	70.6	800	200	690	220	AI	본 발명에	
8	A	900	530	700	80000	40	66.7	810	180	700	150	EG	본 발명에	
9	A	850	610	690	80000	90	61.1	820	300	690	150	EG	본 발명에	
10	A	900	540	550	60000	100	60.0	800	250	700	200	CR	비교예	
11	A	880	500	800	50000	110	55.6	780	300	730	200	GI	비교예	
12	A	940	570	690	14400	40	66.7	810	350	710	160	GI	비교예	
13	A	910	600	690	120000	1	55.6	820	250	700	250	GA	비교예	
14	A	910	460	690	150000	300	55.6	800	130	720	160	GA	비교예	
15	A	920	530	710	60000	60	64.7	710	150	690	190	AI	비교예	
16	A	870	580	690	100000	100	66.7	800	5	710	240	AI	비교예	
17	A	860	550	730	140000	50	64.7	810	180	550	120	EG	비교예	
18	A	920	600	670	120000	70	61.1	820	300	850	180	EG	비교예	
19	A	900	550	650	130000	40	64.7	800	100	670	10	CR	비교예	
20	B	860	620	660	150000	110	58.8	770	200	670	160	CR	본 발명에	
21	B	900	520	650	80000	40	56.3	780	180	690	180	GA	본 발명에	
22	C	910	540	700	90000	30	60.0	790	150	720	160	CR	본 발명에	
23	D	920	530	650	100000	50	58.8	800	200	690	220	GA	본 발명에	
24	E	900	570	630	50000	20	58.8	800	200	670	210	GA	본 발명에	
25	F	880	580	660	60000	90	57.1	810	300	700	300	GI	본 발명에	
26	G	870	600	640	80000	30	50.0	810	180	660	180	CR	본 발명에	

하선부는 본 발명 범위 외를 나타낸다.

*CR: 냉연 강판, GI: 용융 아연 도금 강판 (아연 도금의 합금화 처리 없음), GA: 합금화 용융 아연 도금 강판, AI: 용융 알루미늄 도금 강판, EG: 전기 아연 도금 강판

[0170]

[0171] [표 2-2]

No.	강종	마무리 압연도 출속 온도 (°C)	권취 온도 (°C)	열연 강판의 아닐링 처리		열연 강판의 아닐링 처리 후의 550 °C 에서 400 °C 까지의 평균 냉각 속도 (T/시간)	냉간 압연율 (%)	냉연 강판의 1 회재 아닐링 처리		냉연 강판의 2 회재 아닐링 처리		냉연 강판의 3 회재 아닐링 처리		비고			
				아닐링 온도 (°C)	유지 시간 (초)			아닐링 온도 (°C)	유지 시간 (초)	아닐링 온도 (°C)	유지 시간 (초)	아닐링 온도 (°C)	유지 시간 (초)				
27	H	860	530	670	130000	60	46.2	800	280	690	280	/	/	CR	비교예		
28	I	900	500	710	190000	100	62.5	880	150	740	220	490	140	50000	GA	비교예	
29	J	910	520	730	110000	110	58.8	830	200	750	180	510	/	/	GA	비교예	
30	K	890	500	680	90000	130	61.1	800	180	710	150	/	/	/	OR	본 발명에	
31	L	880	530	650	140000	90	58.8	950	150	690	280	500	120	90000	GA	본 발명에	
32	M	870	580	640	80000	40	56.3	820	200	670	200	/	/	/	OR	본 발명에	
33	M	850	600	630	110000	80	57.1	780	500	680	170	/	/	100	70000	OR	본 발명에
34	M	900	610	650	80000	120	50.0	790	200	690	210	510	130	50000	GA	본 발명에	
35	M	920	630	640	140000	150	46.2	800	100	670	230	/	/	110	80000	AI	본 발명에
36	M	860	620	650	150000	80	64.7	820	150	680	230	/	/	90	100900	EG	본 발명에
37	N	870	560	700	90000	120	62.5	810	120	720	360	500	280	110000	GA	본 발명에	
38	O	830	570	690	60000	60	64.7	800	600	720	270	/	/	/	OR	본 발명에	
39	P	850	530	650	80000	60	50.0	770	180	690	250	/	/	/	OR	본 발명에	
40	Q	930	540	680	140000	50	53.8	830	250	700	180	540	180	50000	GA	본 발명에	
41	R	900	550	690	200000	50	52.9	840	150	710	200	550	/	/	GA	본 발명에	
42	S	920	560	680	90000	40	47.1	790	300	680	170	520	/	/	GA	본 발명에	
43	T	890	520	640	90000	20	55.6	800	120	670	140	510	210	30000	GA	본 발명에	
44	U	880	500	690	50000	40	56.3	800	200	710	150	/	/	/	AI	본 발명에	
45	V	870	590	650	80000	60	70.6	810	250	670	80	520	/	/	GA	본 발명에	
46	W	880	610	700	110000	50	64.7	820	200	690	110	/	90	120000	GI	본 발명에	
47	X	890	620	630	70000	60	50.0	760	150	690	140	/	/	/	EG	본 발명에	
48	Y	900	580	670	80000	30	56.3	750	170	680	200	/	/	/	OR	본 발명에	
49	Z	920	620	640	90000	70	52.6	770	200	660	180	490	/	/	GA	본 발명에	
50	AA	860	560	690	130000	50	28.1	800	220	700	200	/	230	30000	AI	본 발명에	
51	AB	850	570	650	180000	60	50.0	810	300	660	450	510	150	50000	GA	본 발명에	
52	AC	810	530	680	50000	30	56.3	820	180	690	150	/	/	/	OR	본 발명에	
53	AD	890	550	630	80000	120	57.1	800	150	650	180	500	110	70000	GA	본 발명에	

하선부는 본 발명 범위 외를 나타낸다.
* CR : 냉연 강판, GI : 용융 아연 도금 강판 (아연 도금의 합금화 처리 없음), GA : 합금화 용융 아연 도금 강판, AI : 용융 알루미늄 도금 강판, EG : 전기 아연 도금 강판

[0172]

- [0183] 강판의 강 조직에 대해서는, 상기 서술한 방법에 의해 관찰하여 구하였다.
- [0184] 인장 특성에 대해서는, 이하의 방법에 의해 구하였다.
- [0185] 실온에서의 인장 시험은, 인장 방향이 강판의 압연 방향과 직각 방향이 되도록 샘플을 채취한 JIS 5 호 시험편을 사용해서, JIS Z 2241 (2011년) 에 준거하여 실시하고, 실온에서의 TS (인장 강도), EL (전체 연신율), YP-EL (항복 연신율), U. EL (균일 연신율) 을 측정하였다. 또, 인장 특성은 하기의 경우를 양호로 판단하였다.
- [0186] $TS \geq 980 \text{ MPa}$, $YP-EL \geq 1 \%$, $EL \geq 22 \%$, $U. EL \geq 18 \%$
- [0187] 또, 150 °C 에서의 온간 인장 시험은, 인장 방향이 강판의 압연 방향과 직각 방향이 되도록 샘플을 채취한 JIS 5 호 시험편을 사용해서, JIS G 0567 (2012년) 에 준거하여 실시하였다. 150 °C 에서의 온간 인장 시험 후의 인장 시험편의 과단부의 잔류 오스테나이트의 체적률 : $V_{\gamma a}$ 와, 150 °C 에서의 온간 인장 시험 전의 잔류 오스테나이트의 체적률 : $V_{\gamma b}$ 는, 모두 X 선 회절에 의해 산출하였다.
- [0188] 종벽부 굽힘 균열을 평가하는 재료 시험으로서, U 굽힘 가공 후에 밀착 굽힘 가공을 실시하였다. 폭 양 단면을 연삭으로 마무리한 60 mmC (C 방향 : 강판의 압연 방향과 직각 방향을 따른 방향) × 30 mmL (L 방향 : 압연 방향을 따른 방향) 의 사이즈의 시험편을 사용하였다. U 굽힘 가공은, 유압식 굽힘 시험기를 사용하여, 어느 공시체에 있어서도 균열이 발생하지 않는 편치의 굽힘 반경을 $R = 5 \text{ mm}$, 스트로크 속도를 비교적 고속인 1500 mm/분으로, 길이 C 방향 굽힘 (굽힘 능선 길이 : 30 mmL) 으로 실시하였다. 이어서, U 굽힘 가공 후의 시험편에 대하여 밀착 굽힘 가공을 실시하였다. 밀착 굽힘 가공은, 유압식 굽힘 시험기를 사용하여, 사이에 놓는 스페이서의 판두께를 변화시키며, 스트로크 속도를 비교적 고속인 1500 mm/분으로, 가압 하중을 10 ton, 가압 시간을 3 초, U 굽힘 가공 후의 시험편의 굽힘 능선과 가압 방향이 직각으로 실시하였다. 또한, 스페이서는 그 판두께를 0.5 mm 피치로 변화시키며, 굽힘 능선을 따라 0.5 mm 이상의 균열이 발생하지 않는 균열 한계의 스페이서 판두께로 하였다. 균열 한계의 스페이서 판두께가 5.0 mm 이하를 양호로 판단하였다.
- [0189] 넷으로 접은 굽힘 균열을 평가하는 재료 시험으로서, 손수건 굽힘 가공을 실시하였다. 전체 단면을 연삭으로 마무리한 60 mmC × 100 mmL 의 사이즈의 시험편을 사용하였다. U 굽힘 가공은, 유압식 굽힘 시험기를 사용하여, 편치의 굽힘 반경이 어느 공시체에 있어서도 균열이 발생하지 않는 $R = 5 \text{ mm}$ 에서, 스트로크 속도를 비교적 고속인 1500 mm/분으로, 길이 L 방향 굽힘 (굽힘 능선 길이 : 60 mmC) 을 실시하였다. 이어서, U 굽힘 가공 후의 시험편에 대하여 밀착 굽힘 가공을 실시하였다. 밀착 굽힘 가공은, 유압식 굽힘 시험기를 사용하여, 어느 공시체에 있어서도 균열이 발생하지 않는 스페이서 두께 : 5 mm 에서, 스트로크 속도를 비교적 고속인 1500 mm/분으로, 가압 하중을 10 ton, 가압 시간을 3 초, U 굽힘 가공 후의 시험편의 굽힘 능선과 가압 방향이 직각이 되도록 실시하였다. 이어서, 넷으로 접기 위한 U 굽힘 가공은, 얻어진 둘로 접은 밀착 굽힘 가공 후의 샘플을 90° 회전시키고, 유압식 굽힘 시험기를 사용하여, 편치의 굽힘 반경 : R 을 변화시키며, 스트로크 속도를 비교적 고속인 1500 mm/min 으로, 길이 C 방향 굽힘 (굽힘 능선 길이 : 50 mmL) 으로 하고, 밀착 굽힘 가공 후의 시험편의 굽힘 능선과 넷으로 접기 위한 U 굽힘 가공의 능선이 직각이 되도록 실시하였다. 넷으로 접기 위한 U 굽힘 가공에 있어서, 굽힘 정점 내/외부에서 0.5 mm 이상의 균열이 발생하지 않는 균열 한계의 R/t (t : 판두께) 를 평가하고, $R/t \leq 5.0$ 을 양호로 판단하였다.
- [0190] 능선부 굽힘 균열을 평가하는 재료 시험으로서, V 굽힘 가공 후에 시험편을 90° 회전시켜, U 굽힘 가공을 실시하였다. 시험편에 대해서는, 전체 단면을 연삭으로 마무리한 75 mmC × 55 mmL 의 사이즈의 시험편을 사용하였다. V 굽힘 가공은, 시마즈 제작소사의 오토그래프를 사용하여, 어느 공시체에 있어서도 균열이 발생하지 않는 편치의 굽힘 반경을 $R = 5 \text{ mm}$, 편치의 굽힘 각도를 90°, 편치의 스트로크 속도를 20 mm/분으로 압입하고, 가압 하중을 10 ton, 가압 시간을 3 초로, 길이 L 방향 굽힘 (굽힘 능선 길이 : 75 mmC) 을 실시하였다. 이어서, V 굽힘 가공 후의 시험편을 굽힘 복원 가공에 의해 평탄화하였다. 이어서, V 굽힘 가공의 굽힘 능선과 U 굽힘 가공의 능선이 90° 가 되도록 U 굽힘 가공을 실시하였다. 90° 회전 U 굽힘 가공은, 유압식 굽힘 시험기를 사용하여, 편치의 굽힘 반경을 변화시키며, 스트로크 속도를 비교적 고속인 1500 mm/분으로, 길이 C 방향 굽힘 (굽힘 능선 길이 : 55 mmL) 으로 실시하였다.
- [0191] 능선부 굽힘 균열의 평가는, 산 굽힘 시험, 및 골 굽힘 시험의 2 종류의 굽힘 시험에 의해 실시하였다. 산 굽힘 시험은, 먼저 실시하는 V 굽힘 가공의 정점측과 나중에 실시하는 90° 회전 U 굽힘 가공의 정점측이 동일하고, 90° 회전 U 굽힘 시험편의 외측에 굽힘 능선 위치가 존재한다. 골 굽힘 시험은, 먼저 실시하는 V 굽힘 가공의 정점측과 나중에 실시하는 90° 회전 U 굽힘 가공의 정점측이 상이하고, 각각 90° 회전 U 굽힘 시험편의

내측과 외측에 굽힘 능선 위치가 존재한다.

- [0192] 90° 회전 U 굽힘 가공 후의 시험편에 있어서, 2 회 굽힘 가공이 가해지는 굽힘 능선 위치에서 굽힘 선단의 균열의 유무를 확인하였다. 구체적으로는, 산 굽힘 후의 시험편 및 골 굽힘 후의 시험편의 2 종류의 굽힘 시험의 균열 한계의 R/t 를 각각 구하였다. R/t 값이 동일한 경우에는, 그 R/t 를 능선부 굽힘 균열의 평가 결과로 하고, R/t 값이 상이한 경우에는, 어느 쪽인가 큰 값의 R/t 를 능선부 굽힘 균열의 평가 결과로 하였다. 0.5 mm 이상의 균열이 발생하지 않는 균열 한계의 R/t 를 평가하고, $R/t \leq 5.0$ 을 양호로 판단하였다.
- [0193] 압괴 특성에 대해, 이하에 나타내는 축 압괴 시험을 실시하고, 그 변형 형태로 판정하였다. 굽힘 가공에 의해 해트형의 단면 형상으로 성형하고, 동일한 종류의 강판을 배판(背板)으로 하여 스폿 용접에 의해 접합하였다. 다음으로, 축 방향으로 시속 36 km 상당의 속도로 300 kgf 의 중추(重錘)를 충돌시켜, 압괴하였다. 그 후, 부재의 변형 상황을 육안으로 관찰하여, 균열없이 찌부러진 경우를 ○, 균열이 발생한 경우를 × 로 판정하였다.
- [0194] 또, 이하에 나타내는 굽힘 압괴 시험을 실시하고, 그 변형 형태로 판정하였다. 굽힘 가공에 의해 해트형의 단면 형상으로 성형하고, 동일한 종류의 강판을 배판으로 하여 스폿 용접에 의해 접합하였다. 다음으로, 폭 방향으로 시속 36 km 상당의 속도로 100 kgf 의 중추를 충돌시켜, 압괴하였다. 그 후, 부재의 변형 상황을 육안으로 관찰하여, 균열없이 찌부러진 경우를 ○, 균열이 발생한 경우를 × 로 판정하였다.
- [0195] 본 발명예의 강판은, 모두 980 MPa 이상의 TS 를 갖고, 우수한 균일 연성, 굽힘성 및 압괴 특성도 우수하였다. 이에 대하여, 비교예에서는, TS, EL, YP-EL, U. EL, 각종 굽힘성, 압괴 형태 및 중 적어도 1 개의 특성이 떨어졌다.

산업상 이용가능성

- [0197] 본 발명에 의하면, 실온 인장 시험에 있어서, 항복 연신율 (YP-EL) 이 1 % 이상, 인장 강도 (TS) 가 980 MPa 이상을 갖고, 또한 우수한 균일 연성, 굽힘성 및 압괴 특성을 가진 고강도 강판 및 충돌 흡수 부재를 제공할 수 있다.