



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2014-0068207
(43) 공개일자 2014년06월05일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 38/06 (2006.01) **C22C 38/02** (2006.01)
C22C 38/38 (2006.01) **C22C 38/60** (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01) **C21D 9/46** (2006.01)
C23C 2/02 (2006.01) **C23C 2/40** (2006.01)
(21) 출원번호 10-2014-7010265
(22) 출원일자(국제) 2012년10월02일
 심사청구일자 2014년04월17일
(85) 번역문제출일자 2014년04월17일
(86) 국제출원번호 PCT/JP2012/006306
(87) 국제공개번호 WO 2013/051238
 국제공개일자 2013년04월11일
(30) 우선권주장
 JP-P-2011-220495 2011년10월04일 일본(JP)

(71) 출원인
제이에프이 스틸 가부시키키가이샤
 일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고
(72) 발명자
마츠다 히로시
 일본 도쿄도 지요다꾸 우치사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 지테크자이 산부 나이
후나카와 요시마사
 일본 도쿄도 지요다꾸 우치사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 지테크자이 산부 나이
 (뒷면에 계속)
(74) 대리인
특허법인코리아나

전체 청구항 수 : 총 12 항

(54) 발명의 명칭 **고강도 강판 및 그 제조 방법**

(57) 요약

본 발명에 따라, 소정의 강 성분을 함유하고, 강판조직을, 강판조직 전체에 대한 면적률로, 마텐자이트의 면적률을 5 ~ 70 %, 잔류 오스테나이트의 면적률을 5 ~ 40 %, 상부 베이나이트중의 베이나이트 페라이트의 면적률을 5 % 이상으로 하고, 또한 상기 마텐자이트의 면적률과 상기 잔류 오스테나이트의 면적률과 상기 베이나이트 페라이트의 면적률의 합계를 40 % 이상으로 하고, 상기 마텐자이트중 25 % 이상을 템퍼링 마텐자이트로 하고, 폴리고날 페라이트의 강판조직 전체에 대한 면적률을 10 % 초과 50 % 미만으로, 또한 그 평균 입경을 8 μ m 이하로 하여 인접하는 폴리고날 페라이트 입자로 이루어지는 한 그룹의 페라이트 입자를 폴리고날 페라이트 입자 그룹으로 했을 때, 그 평균 직경을 15 μ m 이하, 나아가 상기 잔류 오스테나이트중의 평균 C 량을 0.70 질량% 이상으로 하여 인장강도를 780 MPa 이상으로 함으로써, 연성 및 신장 플랜지성이 우수하고, 또한 인장강도가 780 ~ 1400 MPa 인 고강도 프레스 부재를 얻을 수 있다.

(72) 발명자

오쿠다 가네히루

일본 도쿄도 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2방
3고 제이에프이 스틸 가부시카가이샤 지테크자이산
부 나이

세토 가즈히로

일본 도쿄도 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2방
3고 제이에프이 스틸 가부시카가이샤 지테크자이산
부 나이

특허청구의 범위

청구항 1

질량% 로

C : 0.10 % 이상 0.59 % 이하,

Si : 3.0 % 이하,

Mn : 0.5 % 이상 3.0 % 이하,

P : 0.1 % 이하,

S : 0.07 % 이하,

Al : 3.0 % 이하 및

N : 0.010 % 이하

를 함유하고, 또한 [Si %] + [Al %] ([X %] 는 원소 X 의 질량%) 가 0.7 % 이상을 만족하고, 잔부는 Fe 및 불가피 불순물의 조성으로 이루어지고,

강판조직으로서

마텐자이트의 면적률이 강판조직 전체에 대한 면적률로 5 % 이상 70 % 이하,

잔류 오스테나이트량이 5 % 이상 40 % 이하,

상부 베이나이트중의 베이나이트 페라이트의 면적률이 강판조직 전체에 대한 면적률로 5 % 이상이고, 또한

상기 마텐자이트의 면적률과 상기 잔류 오스테나이트량과 상기 베이나이트 페라이트의 면적률의 합계가 40 % 이상으로서,

상기 마텐자이트중 25 % 이상이 템퍼링 마텐자이트이며,

폴리고날 페라이트의 강판조직 전체에 대한 면적률이 10 % 초과 50 % 미만이고, 또한 그 평균 입경이 8 μ m 이하로서,

인접하는 폴리고날 페라이트 입자로 이루어지는 한 그룹의 페라이트 입자를 폴리고날 페라이트 입자 그룹으로 했을 때, 그 평균 직경이 15 μ m 이하이며,

또한 상기 잔류 오스테나이트중의 평균 C 량이 0.70 질량% 이상으로서,

인장강도가 780 MPa 이상인 것을 특징으로 하는 고강도 강판.

청구항 2

제 1 항에 있어서,

상기 강판에 있어서,

상기 템퍼링 마텐자이트중에, 5 nm 이상 0.5 μ m 이하의 철계 탄화물이 1 mm² 당 5×10^4 개 이상 석출되어 있는 것을 특징으로 하는 고강도 강판.

청구항 3

제 1 항 또는 제 2 항에 있어서,

상기 강판이 추가로, 질량% 로,

Cr : 0.05 % 이상 5.0 % 이하,

V : 0.005 % 이상 1.0 % 이하 및

Mo : 0.005 % 이상 0.5 % 이하

중에서 선택된 1 종 또는 2 종 이상의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 고강도 강판.

청구항 4

제 1 항 내지 제 3 항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 강판이 추가로, 질량% 로,

Ti : 0.01 % 이상 0.1 % 이하 및

Nb : 0.01 % 이상 0.1 % 이하

중에서 선택된 1 종 또는 2 종의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 고강도 강판.

청구항 5

제 1 항 내지 제 4 항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 강판이 추가로, 질량% 로,

B : 0.0003 % 이상 0.0050 % 이하

를 함유하는 것을 특징으로 하는 고강도 강판.

청구항 6

제 1 항 내지 제 5 항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 강판이 추가로, 질량% 로,

Ni : 0.05 % 이상 2.0 % 이하 및

Cu : 0.05 % 이상 2.0 % 이하

중에서 선택된 1 종 또는 2 종의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 고강도 강판.

청구항 7

제 1 항 내지 제 6 항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 강판이 추가로, 질량% 로,

Ca : 0.001 % 이상 0.005 % 이하 및

REM : 0.001 % 이상 0.005 % 이하

중에서 선택된 1 종 또는 2 종의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 고강도 강판.

청구항 8

제 1 항 내지 제 7 항 중 어느 한 항에 기재된 강판이, 그 표면에, 용융 아연 도금층 또는 합금화 용융 아연 도금층을 가지고 있는 것을 특징으로 하는 고강도 강판.

청구항 9

제 1 항 내지 제 7 항 중 어느 한 항에 기재된 성분 조성으로 이루어지는 강편을, 열간 압연할 때에, 최종 마무리 온도를 Ar₃ 이상으로 하여 압연을 종료한 후, 적어도 720℃ 까지를 (1/ [C %]) °C / s 이상 ([C %] 는 탄소의 질량%) 의 속도로 냉각시키고, 이어서 권취 온도 : 200 °C 이상 720 °C 이하의 조건으로 권취하여 열연강판으로 하고, 이 열연강판을 그대로, 또는 필요에 따라 냉간압연을 실시하여 냉연강판으로 한 후, 페라이트-오스테나이트 2 상역 또는 오스테나이트 단상역에서 15 초 이상 600 초 이하의 어닐링을 실시한 후, 마텐자이트 변태 개시 온도 Ms 에 대해, (Ms-150℃) 이상 Ms 미만의 제 1 온도역까지, 평균 냉각 속도 : 8℃ / 초 이상으로 냉각시키고, 이어서 350 °C 이상 490 °C 이하의 제 2 온도역까지 승온시켜, 그 제 2 온도역에서 5 초 이상 2000 초 이하 유지하는 것을 특징으로 하는 고강도 강판의 제조 방법.

청구항 10

제 9 항에 있어서,

상기 권취 온도를 580 ℃ 이상 720 ℃ 이하의 범위로 하는 것을 특징으로 하는 고강도 강판의 제조 방법.

청구항 11

제 9 항에 있어서,

상기 권취 온도를 360 ℃ 이상 550 ℃ 이하의 범위로 하는 것을 특징으로 하는 고강도 강판의 제조 방법.

청구항 12

제 9 항 내지 제 11 항 중 어느 한 항에 있어서,

적어도 상기 제 1 온도역까지의 냉각을 종료한 강판에 대해, 용융 아연 도금 처리 또는 합금화 용융 아연 도금 처리를 실시하는 것을 특징으로 하는 고강도 강판의 제조 방법.

명세서

기술분야

[0001] 본 발명은 자동차, 전기 기기 등의 산업분야에서 사용되는 가공성, 특히 연성과 신장 플랜지성이 우수한 인장강도 (TS) 가 780 MPa 이상 1400 MPa 이하인 고강도 강판 및 그 제조 방법에 관한 것이다.

배경기술

[0002] 최근, 지구 환경 보전의 견지에서, 자동차의 연비 향상이 중요한 과제가 되고 있다. 이 때문에, 차체 재료의 고강도화에 의해 차체 부품의 박육화를 도모하여 차체 자체를 경량화하고자 하는 움직임이 활발하다.

[0003] 일반적으로, 강판의 고강도화를 도모하기 위해서는 강판의 조직 전체에 대해 마텐자이트나 베이나이트 등의 경질상의 비율을 증가시킬 필요가 있다. 그러나, 경질상의 비율을 증가시키는 것에 의한 강판의 고강도화는 가공성의 저하를 초래한다는 점에서, 고강도와 우수한 가공성을 겸비하는 강판의 개발이 요망되고 있다. 지금까지, 페라이트-마텐자이트 2 상강 (DP 강) 이나 잔류 오스테나이트의 변태 야기 소성을 이용한 TRIP 강 등, 다양한 복합 조직 강판이 개발되어 왔다.

[0004] 복합 조직 강판에 있어서 경질상의 비율을 증가시켰을 경우, 강판의 가공성은 경질상의 가공성 영향을 강하게 받게 된다. 이는 경질상의 비율이 적고 연질인 폴리고날 페라이트가 많은 경우에는 폴리고날 페라이트의 변형능이 강판의 가공성에 대해 지배적이어서, 경질상의 가공성이 충분하지 않은 경우에도 연성 등의 가공성은 확보되는 데 반해, 경질상의 비율이 많은 경우에는 폴리고날 페라이트의 변형능이 아닌 경질상의 변형능 자체가 강판의 성형성에 직접 영향을 미치게 되기 때문이다.

[0005] 이 때문에, 냉연강판의 경우에는 어닐링 및 그 후의 냉각 과정에서 생성되는 폴리고날 페라이트의 양을 조정하는 열처리를 실시한 후, 강판을 워터 퀴칭 (water quenching) 하여 마텐자이트를 생성시키고, 다시 강판을 승온시켜 고온 유지함으로써, 마텐자이트를 템퍼링하고, 경질상인 마텐자이트중에 탄화물을 생성시켜, 마텐자이트의 가공성을 향상시켜 왔다. 그러나, 이러한 마텐자이트의 퀴칭·템퍼링에는 예를 들어, 워터 퀴칭 기능을 갖는 연속 어닐링 설비와 같은 특별한 제조 설비가 필요하다. 따라서, 강판을 워터 퀴칭한 후, 다시 승온시켜 고온 유지할 수 없는 통상적인 제조 설비의 경우에는 강판을 고강도화할 수는 있으나 경질상인 마텐자이트의 가공성을 향상시킬 수는 없었다.

[0006] 또, 마텐자이트 이외를 경질상으로 하는 강판으로서 주상을 폴리고날 페라이트, 경질상을 베이나이트나 펄라이트로 하고, 또한 이들 경질상인 베이나이트나 펄라이트에 탄화물을 생성시킨 강판이 있다. 이 강판은 폴리고날 페라이트만으로 가공성을 향상시키는 것이 아니라, 경질상중에 탄화물을 생성시킴으로써 경질상 자체의 가공성도 향상시키고, 특히 신장 플랜지성의 향상을 도모하는 강판이다. 그러나, 주상을 폴리고날 페라이트로 하고 있는 이상, 인장강도 (TS) 로 780 MPa 이상의 고강도화와 가공성의 양립을 도모하기는 어렵다. 또, 경질상중에 탄화물을 생성시킴으로써 경질상 자체의 가공성을 향상시켜도, 폴리고날 페라이트의 좋은 가공성에 비해서는 떨어지기 때문에, 인장강도 (TS) 로 780 MPa 이상의 고강도화를 도모하기 위해 폴리고날 페라이트의 양을

저감한 경우에는 충분한 가공성을 얻을 수 없게 된다.

- [0007] 상기 문제에 대해, 예를 들어, 특허문헌 1 에는 합금 성분을 규정하고, 강 조직을, 잔류 오스테나이트를 갖는 미세하고 균일한 베이나이트로 함으로써, 굽힘 가공성 및 충격 특성이 우수한 고장력 강관이 제안되어 있다.
- [0008] 특허문헌 2 에는 소정의 합금 성분을 규정하고, 강 조직을, 잔류 오스테나이트를 갖는 베이나이트로 하고, 또한 베이나이트중의 잔류 오스테나이트량을 규정 함으로써, 베이킹 경화성이 우수한 복합 조직 강관이 제안되어 있다.
- [0009] 특허문헌 3 에는 소정의 합금 성분을 규정하고, 강 조직을, 잔류 오스테나이트를 갖는 베이나이트를 면적률로 90 % 이상, 베이나이트중의 잔류 오스테나이트량을 1 % 이상 15 % 이하로 하고, 또한 베이나이트의 경도 (HV) 를 규정함으로써, 내충격성이 우수한 복합 조직 강관이 제안되어 있다.
- [0010] 특허문헌 4 에는 소정의 합금 성분과 강 조직을 규정하고, 마텐자이트 조직에 의한 강도 확보와 상부 베이나이트 변태의 활용에 의한 안정된 잔류 오스테나이트의 확보, 나아가 마텐자이트 조직의 일부를 템퍼링 마텐자이트로 함으로써, 가공성이 우수한 고강도 강관이 제안되어 있다.

선행기술문헌

특허문헌

- [0011] (특허문헌 0001) 특허문헌 1 : 일본 공개특허공보 평4-235253호
- (특허문헌 0002) 특허문헌 2 : 일본 공개특허공보 2004-76114호
- (특허문헌 0003) 특허문헌 3 : 일본 공개특허공보 평11-256273호
- (특허문헌 0004) 특허문헌 4 : 일본 공개특허공보 2010-90475호

발명의 내용

해결하려는 과제

- [0012] 향후, 고강도 강관, 특히 780 MPa 급 이상의 강도를 갖는 강관의 적용 범위를 더욱 확대시키기 위해서는, 고강도화 시에 얼마나 신장 플랜지성의 절대치를 확보한 채로, 연성 등을 향상시키는지가 중요한 과제이다. 그러나, 이 과제에 대해, 상기 서술한 강관에는 이하에 서술하는 문제가 있다.
- [0013] 즉, 특허문헌 1 에 기재된 강에서는 우수한 굽힘성은 얻어지지만 신장 플랜지성이 충분히 얻어지지 않는 경우가 많아, 그 적용 범위가 한정된 것이 된다.
- [0014] 또, 특허문헌 2 및 특허문헌 3 에 기재된 강에서는 대충격 흡수능은 우수하지만 신장 플랜지성에 관해서는 아무런 고려가 되어 있지 않고, 그 결과, 성형시에 신장 플랜지성이 요구되는 부위에 대한 적용이 제한되어 그 적용 가능 범위가 한정된 것이 된다.
- [0015] 특허문헌 4 에 기재된 강관에서는 페라이트를 함유하지 않는 강 조직을 이용하여 상기 과제의 해결을 목표로 한 것인데, 특히 1400 MPa 이상의 고강도가 필요한 경우에는 그 강도 레벨에 따라 우수한 신장 플랜지성과 연성은 얻어지지만, 1400 MPa 이하의 강도 레벨에 있어서 재료에 요구되는 신장 플랜지성은 충분히 확보하고 있다고 할 수 없어, 그 적용 범위가 역시 한정된 것으로 되어 있었다.
- [0016] 본 발명은 상기 현 상황을 감안하여 개발된 것으로, 가공성, 특히 연성과 신장 플랜지성이 우수한 인장강도 (TS) 가 780 MPa 이상인 고강도 강관을 그 유리한 제조 방법과 함께 제공하는 것을 목적으로 한다.
- [0017] 또한, 본 발명의 고강도 강관에는 강관의 표면에 용융 아연 도금 또는 합금화 용융 아연 도금을 실시한 강관을 포함하는 것으로 한다.
- [0018] 또, 본 발명에 있어서 가공성이 우수하다는 것은 신장 플랜지성의 지표인 λ 의 값이 강관의 강도에 관계없이 25 % 이상이고, 또한 TS (인장강도) 와 T.EL (전체 신장) 의 곱, TS × T.EL 의 값이 27000 MPa·% 이상을 만족하는 것으로 한다.

과제의 해결 수단

- [0019] 발명자들은 상기의 과제를 해결하기 위하여, 강관의 성분 조성 및 마이크로 조직에 대해 예의 검토를 거듭했다. 그 결과, 인장강도가 780 ~ 1400 MPa 인 강도 레벨에서는 템퍼링 마텐자이트와 잔류 오스테나이트를 함유하는 상부 베이나이트의 경질 조직만을 복합화한 강보다, 어느 정도의 양의 폴리고날 페라이트를 복합시키는 편이, 필요한 신장 플랜지성을 확보하면서 연성의 향상을 도모할 수 있으므로, 강관의 적용 가능 범위의 대폭적인 확대가 가능해짐을 알아냈다.
- [0020] 구체적으로는 경질 조직을 주체로 하면서, 소정의 폴리고날 페라이트를 함유시키고, 또한 경질 조직의 복합화를 도모하는 차원에서, 마텐자이트 조직을 활용하여 고강도화를 도모함과 함께, 상부 베이나이트 변태를 활용함으로써, TRIP 효과를 얻는 데에 유리한 안정된 잔류 오스테나이트를 확보할 수 있고, 나아가 마텐자이트의 일부를 템퍼링 마텐자이트로 함으로써, 가공성, 특히 신장 플랜지성을 확보하면서 강도와 연성의 밸런스가 우수한 인장 강도가 780 MPa 이상 1400 MPa 이하인 고강도 강관을 얻을 수 있음을 알아냈다.
- [0021] 또, 발명자들은 상기의 과제를 해결하기 위하여, 페라이트와 경질 조직의 복합 조직화를 도모하는 데에 경질 조직의 구성에 주목하고, 특히 마텐자이트의 템퍼링 상태와 잔류 오스테나이트의 관계를 상세하게 연구했다. 그 결과, 베이나이트 변태에 의한 잔류 오스테나이트의 안정화 이전에, 마텐자이트 변태의 개시 : Ms 점 이하에서, 마텐자이트 변태의 종료 : Mf 점 이상의 온도역까지 냉각시켜 일부 마텐자이트를 생성시키는 경우에, Ms 점과 Ms 점으로부터의 과랭도를 제어함으로써, 고강도화시에 있어서의 연성과 신장 플랜지성의 양립에 관해서, 보다 연성을 향상시킬 수 있음을 알아냈다.
- [0022] 또한, 상기 이유가 명확하지는 않지만, Ms 점과 Ms 점으로부터의 과랭도를 최적 제어한 상태로 마텐자이트를 생성시키면, 그 후의 승온·유지에 의한 베이나이트 생성 온도역에 있어서, 마텐자이트의 템퍼링과 마텐자이트 변태에 의한 미변태 오스테나이트로의 압축 응력의 부여에 의해, 잔류 오스테나이트의 안정화가 더욱 진행되기 때문으로 생각된다.
- [0023] 본 발명은 상기 지견에 입각한 것으로, 그 요지 구성은 다음과 같다.
- [0024] 1. 질량% 로
- [0025] C : 0.10 % 이상 0.59 % 이하,
- [0026] Si : 3.0 % 이하,
- [0027] Mn : 0.5 % 이상 3.0 % 이하,
- [0028] P : 0.1 % 이하,
- [0029] S : 0.07 % 이하,
- [0030] Al : 3.0 % 이하 및
- [0031] N : 0.010 % 이하
- [0032] 를 함유하고, 또한 [Si %] + [Al %] ([X %] 는 원소 X 의 질량%) 가 0.7 % 이상을 만족하고, 잔부는 Fe 및 불가피 불순물의 조성으로 이루어지고,
- [0033] 강관조직으로서
- [0034] 마텐자이트의 면적률이 강관조직 전체에 대한 면적률로 5 % 이상 70 % 이하,
- [0035] 잔류 오스테나이트량이 5 % 이상 40 % 이하,
- [0036] 상부 베이나이트중의 베이나이틱 페라이트의 면적률이 강관조직 전체에 대한 면적률로 5 % 이상이고, 또한
- [0037] 상기 마텐자이트의 면적률과 상기 잔류 오스테나이트량과 상기 베이나이틱 페라이트의 면적률의 합계가 40 % 이상으로서,
- [0038] 상기 마텐자이트중 25 % 이상이 템퍼링 마텐자이트이며,
- [0039] 폴리고날 페라이트의 강관조직 전체에 대한 면적률이 10 % 초과 50 % 미만이고, 또한 그 평균 입경이 8 μ m 이하로서,

- [0040] 인접하는 폴리고날 페라이트 입자로 이루어지는 한 그룹의 페라이트 입자를 폴리고날 페라이트 입자 그룹으로 했을 때, 그 평균 직경이 15 μm 이하이며,
- [0041] 또한 상기 잔류 오스테나이트중의 평균 C 량이 0.70 질량% 이상으로서,
- [0042] 인장강도가 780 MPa 이상인 것을 특징으로 하는 고강도 강판.
- [0043] 2. 상기 강판에 있어서,
- [0044] 상기 템퍼링 마텐자이트중에, 5 nm 이상 0.5 μm 이하의 철계 탄화물이 1 mm³ 당 5×10^4 개 이상 석출되어 있는 것을 특징으로 하는 상기 1 에 기재된 고강도 강판.
- [0045] 3. 상기 강판이 추가로 질량% 로,
- [0046] Cr : 0.05 % 이상 5.0 % 이하,
- [0047] V : 0.005 % 이상 1.0 % 이하 및
- [0048] Mo : 0.005 % 이상 0.5 % 이하
- [0049] 중에서 선택된 1 종 또는 2 종 이상의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 상기 1 또는 2 에 기재된 고강도 강판.
- [0050] 4. 상기 강판이 추가로, 질량% 로,
- [0051] Ti : 0.01 % 이상 0.1 % 이하 및
- [0052] Nb : 0.01 % 이상 0.1 % 이하
- [0053] 중에서 선택된 1 종 또는 2 종의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 상기 1 내지 3 의 어느 1 항에 기재된 고강도 강판.
- [0054] 5. 상기 강판이 추가로, 질량% 로,
- [0055] B : 0.0003 % 이상 0.0050 % 이하
- [0056] 를 함유하는 것을 특징으로 하는 상기 1 내지 4 의 어느 1 항에 기재된 고강도 강판.
- [0057] 6. 상기 강판이 추가로, 질량% 로,
- [0058] Ni : 0.05 % 이상 2.0 % 이하 및
- [0059] Cu : 0.05 % 이상 2.0 % 이하
- [0060] 중에서 선택된 1 종 또는 2 종의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 상기 1 내지 5 의 어느 1 항에 기재된 고강도 강판.
- [0061] 7. 상기 강판이 추가로, 질량% 로,
- [0062] Ca : 0.001 % 이상 0.005 % 이하 및
- [0063] REM : 0.001 % 이상 0.005 % 이하
- [0064] 중에서 선택된 1 종 또는 2 종의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 상기 1 내지 6 의 어느 1 항에 기재된 고강도 강판.
- [0065] 8. 상기 1 내지 7 의 어느 1 항에 기재된 강판이, 그 표면에, 용융 아연 도금층 또는 합금화 용융 아연 도금층을 가지고 있는 것을 특징으로 하는 고강도 강판.
- [0066] 9. 상기 1 내지 7 의 어느 1 항에 기재된 성분 조성으로 이루어지는 강편을, 열간 압연할 때에, 최종 마무리 온도를 Ar₃ 이상으로 하여 압연을 종료한 후, 적어도 720°C 까지를 (1/ [C %]) °C/s 이상 ([C %] 는 탄소의 질량%) 의 속도로 냉각시키고, 이어서 권취 온도 : 200 °C 이상 720 °C 이하의 조건으로 권취하여 열연강판으로 하고, 이 열연강판을 그대로, 또는 필요에 따라 냉간압연을 실시하여 냉연강판으로 한 후, 페라이트-오스테나이트 2 상역 또는 오스테나이트 단상역에서 15 초 이상 600 초 이하의 어닐링을 실시한 후, 마텐자이트 변태 개시 온도 Ms 에 대해, (Ms-150°C) 이상 Ms 미만의 제 1 온도역까지, 평균 냉각 속도 : 8°C/초 이상으로 냉각

시키고, 이어서 350 °C 이상 490 °C 이하의 제 2 온도역까지 승온시켜, 그 제 2 온도역에서 5 초 이상 2000 초 이하 유지하는 것을 특징으로 하는 고강도 강관의 제조 방법.

- [0067] 10. 상기 권취 온도를 580 °C 이상 720 °C 이하의 범위로 하는 것을 특징으로 하는 상기 9 에 기재된 고강도 강관의 제조 방법.
- [0068] 11. 상기 권취 온도를 360 °C 이상 550 °C 이하의 범위로 하는 것을 특징으로 하는 상기 9 에 기재된 고강도 강관의 제조 방법.
- [0069] 12. 적어도 상기 제 1 온도역까지의 냉각을 종료한 강관에 대해, 용융 아연 도금 처리 또는 합금화 용융 아연 도금 처리를 실시하는 것을 특징으로 하는 상기 9 내지 11 의 어느 하나 1 항에 기재된 고강도 강관의 제조 방법.

발명의 효과

[0070] 본 발명에 의하면, 가공성, 특히 연성과 신장 플랜지성이 우수하고, 또한 인장강도 (TS) 가 780 ~ 1400 MPa 인 고강도 강관을 얻을 수 있으므로, 자동차, 전기 기기 등의 산업분야에서의 이용가치가 매우 크고, 특히 자동차 차체의 경량화에 대해 매우 유용하다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

- [0071] 이하, 본 발명을 구체적으로 설명한다.
- [0072] 먼저, 본 발명에 있어서, 강관조직을 상기와 같이 한정된 이유에 대해 서술한다. 이하, 면적률이란 특별한 언급이 없는 한 강관조직 전체에 대한 면적률을 의미한다.
- [0073] 마텐자이트의 면적률 : 5 % 이상 70 % 이하
- [0074] 마텐자이트는 경질상이며, 강관을 고강도화하기 위해서 필요한 조직이다. 마텐자이트의 면적률이 5 % 미만에서는 강관의 인장강도 (TS) 가 780 MPa 를 만족하지 않는다. 한편, 마텐자이트의 면적률이 70 % 를 초과하면, 상부 베이나이트가 적어지고, C 가 농화한 안정된 잔류 오스테나이트량을 확보할 수 없기 때문에 연성 등의 가공성이 저하되는 것이 문제가 된다. 따라서, 마텐자이트의 면적률은 5 % 이상 70 % 이하로 한다. 바람직하게는 60 % 이하, 보다 바람직하게는 45 % 이하이다.
- [0075] 마텐자이트 중에서 템퍼링 마텐자이트의 비율 : 25 % 이상
- [0076] 마텐자이트 중에서 템퍼링 마텐자이트의 비율이, 강관중에 존재하는 전체 마텐자이트에 대해 25 % 미만인 경우, 인장강도는 780 MPa 이상이 되지만 신장 플랜지성이 열등하다. 이에 비해, 상기 템퍼링 마텐자이트의 비율을 25 % 이상으로 한 경우에는 매우 경질이고 변형능이 낮은 권칭 상태 그대로의 마텐자이트를 템퍼링함으로써, 마텐자이트 자체의 변형능을 개선할 수 있고, 가공성 특히 신장 플랜지성을 향상시켜, 신장 플랜지성의 지표인 λ 의 값을 강관의 강도에 관계없이 25 % 이상으로 할 수 있다. 또, 권칭 상태 그대로의 마텐자이트와 상부 베이나이트의 정도차는 현저하게 크기 때문에, 템퍼링 마텐자이트의 양이 적고, 권칭 상태 그대로의 마텐자이트의 양이 많으면 권칭 상태 그대로의 마텐자이트와 상부 베이나이트의 계면이 많아져, 편칭 가공시 등에, 권칭 상태 그대로의 마텐자이트와 상부 베이나이트의 계면에 미소한 보이드가 발생하고, 편칭 가공후에 실시하는 신장 플랜지 성형시에, 보이드가 연결되어 균열이 진전되기 쉬워지기 때문에, 신장 플랜지성이 더욱 열화된다.
- [0077] 따라서, 마텐자이트중의 템퍼링 마텐자이트 비율은 강관중에 존재하는 전체 마텐자이트에 대해 25 % 이상으로 한다. 바람직하게는 35 % 이상이다. 또한, 여기서, 템퍼링 마텐자이트는 SEM 관찰 등에 의해 마텐자이트중에 미세한 탄화물이 석출된 조직으로서 관찰되어, 마텐자이트 내부에 이러한 탄화물이 확인되지 않는 권칭 상태 그대로의 마텐자이트와는 명료하게 구별할 수 있다.
- [0078] 또한, 상기 마텐자이트 비율의 상한은 100 % 이다. 바람직하게는 80 % 이다.
- [0079] 잔류 오스테나이트량 : 5 % 이상 40 % 이하
- [0080] 잔류 오스테나이트는 가공시에 TRIP 효과에 의해 마텐자이트 변태되고, 변형 분산능을 높임으로써 연성을 향상시킨다.
- [0081] 본 발명의 강관에서는 상부 베이나이트 변태를 활용하여, 특히 탄소 농화량을 높인 잔류 오스테나이트를 상부 베이나이트중에 형성시킨다. 그 결과, 가공시에 고변형역에서도 TRIP 효과를 발현할 수 있는 잔류 오스테나

이트를 얻을 수 있다. 이러한 잔류 오스테나이트와 마텐자이트를 병존시켜 활용함으로써, 인장강도 (이하, 간단히 TS 라고도 한다) 가 780 MPa 이상인 고강도 영역에서도 양호한 가공성이 얻어지고, 구체적으로는 TS 와 전체 신장 (이하, 간단히 T.EL 이라고도 한다) 의 곱, TS × T.EL 의 값을 27000 MPa·% 이상으로 할 수 있고, 강도와 연성의 밸런스가 우수한 강판을 얻을 수 있다.

[0082] 여기서, 상부 베이나이트중의 잔류 오스테나이트는 상부 베이나이트중의 베이나이트 페라이트의 라스 간에 형성되어 미세하게 분포하기 때문에, 조직 관찰에 의해 그 양 (면적률) 을 구하기 위해서는 고배율로 대량으로 측정할 필요가 있어, 정확하게 정량하기는 어렵다. 그러나, 베이나이트 페라이트의 라스 간에 형성되는 잔류 오스테나이트의 양은 형성되는 베이나이트 페라이트량에 어느 정도 알맞은 양이다. 그래서, 발명자들이 조사한 결과, 상부 베이나이트중의 베이나이트 페라이트의 면적률이 5 % 이상으로서, 또한 종래부터 행해지고 있는 잔류 오스테나이트량을 측정하는 수법인 X 선 회절 (XRD) 에 의한 강도 측정, 구체적으로는 페라이트와 오스테나이트의 X 선 회절 강도비로부터 구해지는 잔류 오스테나이트량이 5 % 이상이면, 충분한 TRIP 효과를 얻을 수 있어, 인장강도 (TS) 가 780 MPa 이상이고, TS × T.EL 이 27000 MPa·% 이상을 달성할 수 있음을 알 수 있었다.

또한, 종래부터 행해지고 있는 잔류 오스테나이트량의 측정 수법으로 얻어진 잔류 오스테나이트량은 잔류 오스테나이트의 강판조직 전체에 대한 면적률과 동등한 수치가 됨을 확인하였다.

[0083] 여기서, 잔류 오스테나이트량이 5 % 미만인 경우, 충분한 TRIP 효과가 얻어지지 않는다. 한편, 40 % 를 초과하면, TRIP 효과 발현 후에 생기는 경질인 마텐자이트가 과대가 되어, 인성 열화 등이 문제가 된다. 따라서, 잔류 오스테나이트의 양은 5 % 이상 40 % 이하의 범위로 한다. 바람직하게는 5 % 초과, 보다 바람직하게는 8 % 이상 35 % 이하의 범위이다. 더욱 바람직하게는 10 % 이상 30 % 이하의 범위이다.

[0084] 잔류 오스테나이트중의 평균 C 량 : 0.70 % 이상

[0085] TRIP 효과를 활용하여 우수한 가공성을 얻기 위해서는 인장강도 (TS) 가 780 ~ 1400 MPa 급인 고강도 강판에 있어서, 잔류 오스테나이트중의 C 량이 중요하다. 본 발명의 강판에서는 상부 베이나이트중의 베이나이트 페라이트의 라스 간에 형성되는 잔류 오스테나이트에 C 를 농화시키게 된다.

[0086] 상기 C 량을 정확하게 평가하기는 어렵지만, 발명자들이 조사한 결과, 본 발명의 강판에 있어서는 종래부터 행해지고 있는 잔류 오스테나이트중의 평균 C 량 (잔류 오스테나이트중의 C 량의 평균) 을 측정하는 방법인 X 선 회절 (XRD) 에서의 회절 피크의 시프트량으로부터 구해진 잔류 오스테나이트중의 평균 C 량으로 0.70 % 이상의 값이면 우수한 가공성이 얻어짐을 알 수 있었다.

[0087] 여기에, 잔류 오스테나이트중의 평균 C 량이 0.70 % 미만인 경우, 가공시에 있어서 저변형역에서 마텐자이트 변태가 일어나, 가공성을 향상시키는 고변형역에서의 TRIP 효과가 얻어지지 않는다. 따라서, 잔류 오스테나이트중의 평균 C 량은 0.70 % 이상으로 한다. 바람직하게는 0.90 % 이상이다. 한편, 잔류 오스테나이트중의 평균 C 량이 2.00 % 를 초과하면, 잔류 오스테나이트가 과잉되게 안정되어 가공중에 마텐자이트 변태가 일어나지 않고, TRIP 효과가 발현되지 않게 됨으로써 연성이 저하된다. 따라서, 잔류 오스테나이트중의 평균 C 량은 2.00 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는 1.50 % 이하이다.

[0088] 상부 베이나이트중의 베이나이트 페라이트의 면적률 : 5 % 이상

[0089] 상부 베이나이트 변태에 의한 베이나이트 페라이트의 생성은, 미변태 오스테나이트중의 C 를 농화시켜, 가공시에 고변형역에서 TRIP 효과를 발현하여 변형 분해능을 높이는 잔류 오스테나이트를 얻기 위해서 필요하다. 오스테나이트로부터 베이나이트로의 변태는 대략 150 ~ 550°C 의 넓은 온도 범위에 걸쳐서 일어나고, 이 온도 범위내에서 생성되는 베이나이트에는 여러 가지의 것이 존재한다. 종래 기술에서는 이러한 여러 가지의 베이나이트를 단순히 베이나이트라고 규정하는 경우가 많았지만, 본 발명에서 목표로 하는 가공성을 얻기 위해서는 베이나이트 조직을 명확하게 규정할 필요가 있다는 점에서, 상부 베이나이트 및 하부 베이나이트라는 조직을 규정한다.

[0090] 여기에, 상부 베이나이트 및 하부 베이나이트는 다음과 같이 정의한다. 상부 베이나이트는 라스상의 베이나이트 페라이트와 베이나이트 페라이트 사이에 존재하는 잔류 오스테나이트 및/또는 탄화물로 이루어지고, 라스상의 베이나이트 페라이트중에 규칙적으로 나열된 미세한 탄화물이 존재하지 않는 것이 특징이다. 한편, 하부 베이나이트는 라스상의 베이나이트 페라이트와 베이나이트 페라이트 사이에 존재하는 잔류 오스테나이트 및/또는 탄화물로 이루어지는 것은 상부 베이나이트와 공통이지만, 하부 베이나이트에서는 라스상의 베이나이트 페라이트중에 규칙적으로 나열된 미세한 탄화물이 존재하는 것이 특징이다.

[0091] 즉, 상부 베이나이트와 하부 베이나이트는 베이나이트 페라이트중에 있어서의 규칙적으로 나열된 미세한 탄화물

의 유무에 따라 구별된다. 이러한 베이나이트 페라이트중에 있어서의 탄화물의 생성 상태의 차이는 잔류 오스테나이트중으로의 C의 농화에 큰 영향을 준다.

- [0092] 본 발명에 있어서, 상부 베이나이트내의 베이나이트 페라이트의 면적률이 5% 미만인 경우에는 상부 베이나이트 변태에 의한 오스테나이트로의 C 농화가 충분히 진행되지 않기 때문에, 가공시에 고변형역에서 TRIP 효과를 발현하는 잔류 오스테나이트량이 감소하게 된다. 따라서, 상부 베이나이트중의 베이나이트 페라이트의 면적률은 강관조직 전체에 대한 면적률로 5% 이상이 필요하다. 한편, 상부 베이나이트내의 베이나이트 페라이트의 면적률이 75%를 초과하면, 강도의 확보가 곤란해질 우려가 있기 때문에, 75% 이하로 하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는 65% 이하이다.
- [0093] 마텐자이트의 면적률, 잔류 오스테나이트량 및 상부 베이나이트중의 베이나이트 페라이트의 면적률의 합계 : 40% 이상
- [0094] 본 발명에 있어서, 마텐자이트의 면적률이나, 잔류 오스테나이트량 및 상부 베이나이트중의 베이나이트 페라이트의 면적률, 각각을 상기 범위로 만족시키는 것 만으로는 불충분하고, 마텐자이트의 면적률, 잔류 오스테나이트량 및 상부 베이나이트중의 베이나이트 페라이트의 면적률의 합계를 40% 이상으로 할 필요가 있다. 상기 합계가 40% 미만인 경우, 강관의 강도 부족이나 가공성의 저하 또는 그 양방을 일으키는 문제가 있다. 바람직하게는 50% 이상, 보다 바람직하게는 60% 이상이다.
- [0095] 또한, 상기 면적률의 합계의 상한은 90%이다.
- [0096] 폴리고날 페라이트의 면적률 : 10% 초과 50% 미만
- [0097] 폴리고날 페라이트의 면적률이 10%를 초과하면, 가공시에, 경질 조직내에 혼재된 연질인 폴리고날 페라이트에 변형이 집중됨으로써, 강관에는 용이하게 균열이 발생하고, 결과적으로 원하는 가공성을 얻을 수 없는 경우가 있다. 그러나, 발명자들은 그 존재 형태를 제어함으로써, 가공성의 열화를 피할 수 있음을 알아냈다. 구체적으로는 폴리고날 페라이트가 존재해도, 경질상중에 고립 분산된 상태로 하면, 변형의 집중을 억제할 수 있고, 가공성의 열화를 피할 수 있다. 단, 50% 이상인 경우에는 그 존재 형태를 제어해도 가공성의 저하를 피할 수 없고, 또 충분한 강도를 확보할 수 없다. 또, 폴리고날 페라이트를 10% 이하로 하기 위해서는 어닐링시에 적어도, A₃ 근방 이상의 온도에서 어닐링할 필요가 생겨 설비상의 제약을 일으킨다. 따라서, 폴리고날 페라이트의 면적률은 10% 초과 50% 미만으로 한다. 바람직하게는 15% 초과 40% 이하, 더욱 바람직하게는 35% 이하이다.
- [0098] 폴리고날 페라이트의 평균 입경이 8 μ m 이하이고, 또한 인접하는 폴리고날 페라이트 입자로 이루어지는 한 그룹의 페라이트 입자를 폴리고날 페라이트 입자 그룹으로 했을 때, 그 평균 직경이 15 μ m 이하
- [0099] 상기 서술한 바와 같이, 폴리고날 페라이트와 경질 조직으로 이루어지는 복합 조직의 경우에는 원하는 가공성이 얻어지지 않는 경우가 있다. 그러나, 경질 조직내에 폴리고날 페라이트가 존재한다고 하여도, 폴리고날 페라이트 입자 개개의 평균 입경이 8 μ m 이하로서, 또한 폴리고날 페라이트 입자 그룹의 평균 직경이 15 μ m 이하인 경우에는 폴리고날 페라이트가 경질상중에 고립 분산된 상태가 되기 때문에, 폴리고날 페라이트로의 변형의 집중을 억제할 수 있어 강관의 가공성 열화를 피할 수 있다. 또한, 본 발명에 있어서의 폴리고날 페라이트 입자 그룹이란, 직접 인접하는 한 그룹의 페라이트 입자를 1 개로 본 조직을 의미한다.
- [0100] 또한, 상기 폴리고날 페라이트 입자 개개의 평균 입경의 하한은 특별히 한정되지 않지만, 본 발명의 어닐링 열이력에 있어서의 폴리고날 페라이트의 조직 생성, 성장을 감안하면 1 μ m 정도이다. 또, 상기 폴리고날 페라이트 입자 그룹의 평균 직경의 하한은 특별히 한정되지 않지만, 본 발명의 어닐링 열이력에 있어서의 폴리고날 페라이트의 조직 생성, 성장을 감안하면 2 μ m 정도이다.
- [0101] 템퍼링 마텐자이트중의 탄화물 : 5 nm 이상 0.5 μ m 이하의 철계 탄화물이 1 mm³ 당 5×10^4 개 이상
- [0102] 5 nm 이상 0.5 μ m 이하의 철계 탄화물이 1 mm³ 당 5×10^4 개 미만인 경우, 인장 강도는 780 MPa 이상이 되지만 신장 플랜지성이 열등한 경향이 인정된다. 5 nm 이상 0.5 μ m 이하의 철계 탄화물이 1 mm³ 당 5×10^4 개 이상 석출되지 않은 오토템퍼링이 불충분한 템퍼링 마텐자이트에서는 충분히 템퍼링된 마텐자이트에 비해 가공성이 열화되어 있는 경우가 있기 때문에, 템퍼링 마텐자이트중의 철계 탄화물을, 5 nm 이상 0.5 μ m 이하의 철계 탄화물로 1 mm³ 당 5×10^4 개 이상으로 하는 것이 바람직하다.

- [0103] 또한, 상기 철계 탄화물은 주로 Fe_3C 이지만, 그 외 ϵ 탄화물 등이 함유되는 경우도 있다. 또, 철계 탄화물의 크기가 5 nm 미만 및 0.5 μm 초과인 것을 판단 대상으로 하지 않는 이유는 본 발명의 강관의 경우, 그 가공성 향상에 거의 기여하지 않기 때문이다.
- [0104] 또한, 본 발명의 강관의 경우, 강관조직중에서 가장 경질인 조직의 경도는 $HV \leq 800$ 이다. 즉, 본 발명의 강관에 있어서, 퀴칭 상태 그대로의 마텐자이트가 존재하는 경우, 퀴칭 상태 그대로의 마텐자이트가 가장 경질인 조직이 되지만, 본 발명의 강관에 있어서는 퀴칭 상태 그대로의 마텐자이트이더라도 경도는 $HV \leq 800$ 이 되어, $HV > 800$ 이 되는 바와 같은 현저히 딱딱한 마텐자이트는 존재하지 않고, 양호한 신장 플랜지성을 확보할 수 있다. 또한, 퀴칭 상태 그대로의 마텐자이트가 존재하지 않는 경우, 템퍼링 마텐자이트, 상부 베이나이트 혹은 나아가 하부 베이나이트가 존재하는 경우에는 하부 베이나이트도 포함하는 어느 하나의 조직이 가장 경질인 상이 되는데, 이들 조직은 모두 $HV \leq 800$ 이 되는 상이다.
- [0105] 본 발명의 강관에는 잔부 조직으로서 펄라이트나 위드만스테텐 페라이트, 하부 베이나이트를 함유해도 된다. 그 경우, 잔부 조직의 허용 함유량은 면적률로 20 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는 10 % 이하이다.
- [0106] 다음으로, 본 발명에 있어서, 강관의 성분 조성을 상기와 같이 한정한 이유에 대해 서술한다. 또한, 이하의 강관이나 도금층의 성분 조성을 나타내는 % 는 질량% 를 의미하는 것으로 한다.
- [0107] C : 0.10 % 이상 0.59 % 이하
- [0108] C 는 강관의 고강도화 및 안정된 잔류 오스테나이트량을 확보하는 데에 필요 불가결한 원소이며, 마텐자이트량의 확보 및 실온에서 오스테나이트를 잔류시키기 위해서 필요한 원소이다. C 량이 0.10 % 미만에서는 강관의 강도와 가공성을 확보하기가 어렵다. 한편, C 량이 0.59 % 를 초과하면, 용접부 및 열 영향부의 경화가 현저하여 용접성이 열화된다. 따라서, C 량은 0.10 % 이상 0.59 % 이하의 범위로 한다. 바람직하게는 0.15 % 초과 0.48 % 이하의 범위이며, 더욱 바람직하게는 0.40 % 이하이다.
- [0109] Si : 3.0 % 이하 (0 % 포함)
- [0110] Si 는 고용강화에 의해 강의 강도 향상에 기여하는 유용한 원소이다. 그러나, Si 량이 3.0 % 를 초과하면, 폴리고날 페라이트 및 베이나이트 페라이트중 에 대한 고용량의 증가로 인한 가공성, 인성의 열화를 초래하고, 또 적색 스케일 등의 발생으로 인한 표면 성장의 열화나, 용융 도금을 실시하는 경우에는 도금 부착성 및 밀착성의 열화를 유발한다. 따라서, Si 량은 3.0 % 이하로 한다. 바람직하게는 2.6 % 이하이다. 보다 바람직하게는 2.2 % 이하이다.
- [0111] 또, Si 는 탄화물의 생성을 억제하고, 잔류 오스테나이트의 생성을 촉진하는 데에 유용한 원소라는 점에서, Si 량은 0.5 % 이상으로 하는 것이 바람직하지만, 탄화물의 생성을 Al 만으로 억제하는 경우에는 Si 는 첨가할 필요가 없고, Si 량은 0 % 이어도 된다.
- [0112] Mn : 0.5 % 이상 3.0 % 이하
- [0113] Mn 은 강의 강화에 유효한 원소이다. Mn 량이 0.5 % 미만에서는 어닐링 후의 냉각중에 베이나이트나 마텐자이트가 생성하는 온도보다 높은 온도역에서 탄화물이 석출되어 버리기 때문에, 강의 강화에 기여하는 경질상의 양을 확보할 수 없다. 한편, Mn 량이 3.0 % 를 초과하면, 주조성의 열화 등을 유발한다. 따라서, Mn 량은 0.5 % 이상 3.0 % 이하의 범위로 한다. 바람직하게는 1.0 % 이상 2.5 % 이하의 범위로 한다.
- [0114] P : 0.1 % 이하
- [0115] P 는 강의 강화에 유용한 원소이지만, P 량이 0.1 % 를 초과하면, 입계 편석에 의해 취화됨으로써 내충격성을 열화시킨다. 또, 강관에 합금화 용융 아연 도금을 실시하는 경우에는 합금화 속도를 대폭 지연시킨다. 따라서, P 량은 0.1 % 이하로 한다. 바람직하게는 0.05 % 이하이다. 또한, P 량은 저감하는 것이 바람직하지만, 0.005 % 미만으로 하기에는 대폭적인 비용 증가를 유발하기 때문에, 그 하한은 0.005 % 정도로 하는 것이 바람직하다.
- [0116] S : 0.07 % 이하
- [0117] S 는 MnS 를 생성하여 개재물이 되고, 내충격성의 열화나 용접부의 메탈 플로우를 따른 균열의 원인이 되기 때문에, S 량을 최대한 저감하는 것이 바람직하다. 그러나, S 량을 과도하게 저감하는 것은 제조 비용의 증가

를 초래하기 때문에 S 량은 0.07 % 이하로 한다. 바람직하게는 0.05 % 이하이며, 보다 바람직하게는 0.01 % 이하이다. 또한, S 를 0.0005 % 미만으로 하기에는 큰 제조 비용의 증가를 수반하기 때문에, 제조 비용 면에서 그 하한은 0.0005 % 정도이다.

- [0118] Al : 3.0 % 이하
- [0119] Al 은 제강 공정에서 탈산제로서 첨가되는 유용한 원소이다. 그러나, Al 량이 3.0 % 를 초과하면, 강판중의 개재물이 많아져 연성을 열화시킨다. 따라서, Al 량은 3.0 % 이하로 한다. 바람직하게는 2.0 % 이하이다.
- [0120] 한편, Al 은 탄화물의 생성을 억제하고, 잔류 오스테나이트의 생성을 촉진시키기에 유용한 원소이기 때문에, 0.001 % 이상으로 하는 것이 바람직하고, 보다 바람직하게는 0.005 % 이상이다. 또한, 본 발명에 있어서의 Al 량은 탈산 후에 강판중에 함유하는 Al 량으로 한다.
- [0121] N : 0.010 % 이하
- [0122] N 은 강의 내시효성을 가장 크게 열화시키는 원소이므로 최대한 저감하는 것이 바람직하다. N 량이 0.010 % 를 초과하면 내시효성의 열화가 현저해지기 때문에, N 량은 0.010 % 이하로 한다. 또한, N 을 0.001 % 미만으로 하기에는 큰 제조 비용의 증가를 초래하기 때문에 제조 비용 면에서 그 하한은 0.001 % 정도이다.
- [0123] 이상, 기본 성분에 대해 설명했지만, 본 발명에서는 상기 성분 범위를 만족시키는 것 만으로는 불충분하고, 다음 식을 만족시킬 필요가 있다.
- [0124] $[Si \ %] + [Al \ %]$ ($[X \ %]$ 는 원소 X 의 질량%) : 0.7 % 이상
- [0125] Si 및 Al 은 모두 상기한 바와 같이, 탄화물의 생성을 억제하고, 잔류 오스테나이트의 생성을 촉진하는 데에 유용한 원소이다. 탄화물 생성의 억제는 Si 또는 Al 를 단독으로 함유시켜도 효과가 있지만, Si 량과 Al 량의 합계로 0.7 % 이상을 만족할 필요가 있다. 또한, 상기 식에 있어서의 Al 량은 탈산 후에 강판중에 함유하는 Al 량으로 한다.
- [0126] 또한, 상기 Si 량과 Al 량의 합계의 상한은 특별히 한정되지 않지만, 도금성이나 연성의 이유로, $[Si \ %] + [Al \ %]$ 는 5.0 % 이하로 하는 것이 좋다. 바람직하게는 3.0 % 이하이다.
- [0127] 또, 본 발명에서는 상기 기본 성분 외에, 이하에 서술하는 성분을 적절히 함유시킬 수 있다.
- [0128] Cr : 0.05 % 이상 5.0 % 이하, V : 0.005 % 이상 1.0 % 이하, Mo : 0.005 % 이상 0.5 % 이하 중에서 선택되는 1 종 또는 2 종 이상
- [0129] Cr, V 및 Mo 는 어닐링 온도로부터의 냉각시에 펄라이트의 생성을 억제하는 작용을 갖는 원소이다. 그 효과는 각각, Cr : 0.05 % 이상, V : 0.005 % 이상 및 Mo : 0.005 % 이상의 첨가로 얻어진다. 한편, Cr : 5.0 %, V : 1.0 % 및 Mo : 0.5 % 를 초과하면, 경질인 마텐자이트의 양이 과대가 되어 필요 이상으로 고강도가 된다. 따라서, Cr, V 및 Mo 를 함유시키는 경우에는 Cr : 0.05 % 이상 5.0 % 이하, V : 0.005 % 이상 1.0 % 이하 및 Mo : 0.005 % 이상 0.5 % 이하의 범위로 한다.
- [0130] Ti : 0.01 % 이상 0.1 % 이하, Nb : 0.01 % 이상 0.1 % 이하 중에서 선택되는 1 종 또는 2 종
- [0131] Ti 및 Nb 는 강의 석출 강화에 유용하고, 그 효과는 각각의 함유량이 0.01 % 이상에서 얻어진다. 한편, 각각의 함유량이 0.1 % 를 초과하면 가공성 및 형상 동결성이 저하된다. 따라서, Ti 및 Nb 를 함유시키는 경우에는 Ti : 0.01 % 이상 0.1 % 이하 및 Nb : 0.01 % 이상 0.1 % 이하의 범위로 한다.
- [0132] B : 0.0003 % 이상 0.0050 % 이하
- [0133] B 는 오스테나이트 입계로부터 폴리고날 페라이트가 생성·성장하는 것을 억제하는 데에 유용한 원소이다. 그 효과는 0.0003 % 이상의 함유로 얻어진다. 한편, 함유량이 0.0050 % 를 초과하면 가공성이 저하된다. 따라서, B 를 함유시키는 경우에는 B : 0.0003 % 이상 0.0050 % 이하의 범위로 한다.
- [0134] Ni : 0.05 % 이상 2.0 % 이하 및 Cu : 0.05 % 이상 2.0 % 이하 중에서 선택되는 1 종 또는 2 종
- [0135] Ni 및 Cu 는 강의 강화에 유효한 원소이다. 또, 강판에 용융 아연 도금 또는 합금화 용융 아연 도금을 실시하는 경우에는 강판 표층부의 내부 산화를 촉진시켜 도금 밀착성을 향상시킨다. 이들의 효과는 각각의 함유량이 0.05 % 이상에서 얻어진다. 한편, 각각의 함유량이 2.0 % 를 초과하면 강판의 가공성을 저하시킨다.

따라서, Ni 및 Cu 를 함유시키는 경우에는 Ni : 0.05 % 이상 2.0 % 이하 및 Cu : 0.05 % 이상 2.0 % 이하의 범위로 한다.

- [0136] Ca : 0.001 % 이상 0.005 % 이하 및 REM : 0.001 % 이상 0.005 % 이하 중에서 선택되는 1 종 또는 2 종
- [0137] Ca 및 REM 은 황화물의 형상을 구상화하고, 신장 플랜지성에 대한 황화물의 악영향을 개선하기 위해서 유용하다. 그 효과는 각각의 함유량이 0.001 % 이상에서 얻어진다. 한편, 각각의 함유량이 0.005 % 를 초과하면, 개재물 등의 증가를 초래하고, 표면 결함 및 내부 결함 등을 유발한다. 따라서, Ca 및 REM 을 함유시키는 경우에는 Ca : 0.001 % 이상 0.005 % 이하 및 REM : 0.001 % 이상 0.005 % 이하의 범위로 한다.
- [0138] 본 발명의 강관에 있어서, 상기 이외의 성분은 Fe 및 불가피 불순물이다. 단, 본 발명의 효과를 해치지 않는 범위내라면 상기 이외 성분의 함유를 부정하는 것은 아니다.
- [0139] 다음으로, 본 발명의 고강도 강관의 제조 방법에 대해 설명한다.
- [0140] 상기 바람직한 성분 조성으로 조정된 강관을 제조 후, 열간 압연할 때에, 바람직하게는 1000 °C 이상 1300 °C 이하의 온도역으로 가열한 후, 최종 압연 온도를 적어도 Ar₃ 이상으로, 바람직하게는 950 °C 이하의 온도역으로 하여 열간 압연을 실시하고, 적어도 720°C 까지를 (1/ [C %]) °C /s 이상 ([C %] 는 탄소의 질량%) 의 속도로 냉각시키고, 200 °C 이상 720 °C 이하의 온도역에서 권취한다.
- [0141] 열간 압연의 최종 압연은 오스테나이트 단상역으로 하기 위해, 최종 압연 온도를 Ar₃ 이상으로 할 필요가 있다.
이어서 냉각을 실시하는데, 마무리 압연 후의 냉각중에, 다량의 폴리고날 페라이트가 생성되고, 결과적으로 나머지의 미변태 오스테나이트중에 탄소가 농화되어, 그 후의 마무리 압연시에 원하는 저온 변태 조직을 안정적으로 얻을 수 없고, 결과적으로, 강관의 폭 및 길이 방향에 강도적인 편차를 갖게 되어, 냉간압연성을 저해하는 경우가 있다. 또, 이러한 조직으로부터는 어닐링 후에 폴리고날 페라이트의 생성역에 불균일이 생겨, 상기 서술한 바와 같이, 폴리고날 페라이트가 경질 조직내에 균일하게 또한 고립되게 존재하기 어려워져, 결과적으로 원하는 특성이 얻어지지 않는 경우가 있다. 이러한 조직은 압연 후 720°C 까지의 냉각 속도를 (1/ [C %]) °C /s 이상으로 함으로써 제어할 수 있다.
- [0142] 여기서, 720°C 까지의 온도는 폴리고날 페라이트의 성장이 현저한 온도역이기 때문에, 압연 후 적어도 720°C 까지의 온도의 평균 냉각 속도를 (1/ [C %]) °C /s 이상으로 할 필요가 있다.
- [0143] 또, 권취 온도는 상기 서술한 바와 같이 200 °C 이상 720 °C 이하로 한다. 이는 마무리 온도를 200°C 미만으로 한 경우에는 권취 상태 그대로의 마텐자이트가 생성되는 비율이 증가하여, 과도한 압연 부하나 압연시에 균열이 생기거나 하기 때문이다. 한편, 720 °C 를 초과하는 경우에는 결정립이 과도하게 조대화되고, 또한 페라이트가 펄라이트 조직내에 락타이드 형태로 혼재하는 경우가 있어, 어닐링 후의 조직 형성을 불균일하게 하여 기계적 특성을 열화시키는 경우가 있기 때문이다.
- [0144] 또한, 권취 온도는 580 °C 이상 720 °C 이하 혹은 360 °C 이상 550 °C 이하로 하는 것이 특히 바람직하다.
- [0145] 여기에, 580 °C 이상 720 °C 이하의 온도역에서 권취함으로써 열연 후의 강 조직에 펄라이트를 석출시켜, 펄라이트 주체의 강 조직으로 할 수 있다. 또, 360 °C 이상 550 °C 이하의 온도역에서 권취함으로써 열연 후의 강 조직에 베이나이트를 석출시켜, 베이나이트 주체의 강 조직으로 할 수 있다.
- [0146] 또한, 상기의 펄라이트 주체의 강 조직이란, 면적률로 펄라이트가 가장 많은 분율을 차지하는 구성 조직이고, 또한 폴리고날 페라이트 이외의 조직의 50 % 이상을 차지하는 것이며, 베이나이트 주체의 강 조직이란, 면적률로 베이나이트가 가장 많은 분율을 차지하는 구성 조직이고, 또한 폴리고날 페라이트 이외의 조직의 50 % 이상을 차지하는 것이다.
- [0147] 상기의 열연조건으로 한 경우에는 냉간압연시의 압연 부하를 낮출 수 있게 되고, 또 어닐링 후의 폴리고날 페라이트도 펄라이트 콜로니 사이로부터 분산되어 핵생성되어, 성장시킬 수 있게 되고, 원하는 조직이 얻어지기 쉬워진다.
- [0148] 또한, 본 발명에서는 강관을 통상적인 제강, 주조, 열간 압연, 산세 및 냉간압연의 각 공정을 거쳐 제조하는 경우를 상정하고 있는데, 예를 들어 박 슬래브 주조나 스트립 주조 등에 의해 열간 압연 공정의 일부 또는 전부를 생략하여 제조해도 된다. 또, 열연강관을 산세 후, 필요에 따라, 25 % 이상 90 % 이하의 범위의 압하율로 냉간압연을 실시하여 냉연강관으로 하여 다음 공정에 제공한다. 또, 판두께 정밀도 등이 요구되지 않는 경우에는 열연강관 그대로 다음 공정으로 진행시켜도 된다.

- [0149] 얻어진 강관을, 페라이트-오스테나이트 2 상역 또는 오스테나이트 단상역에서 15 초 이상 600 초 이하의 조건으로 어닐링한 후 냉각시킨다.
- [0150] 본 발명의 강관은 상부 베이나이트나 마텐자이트와 같은 미변태 오스테나이트로부터 변태시켜 얻은 저온 변태상을 주상으로 하고, 소정량의 폴리고날 페라이트를 함유하는 것이다.
- [0151] 어닐링 온도에 관해서는 전술한 범위내이면 특별한 제한은 없지만, 어닐링 온도가 1000 °C 를 초과하면 오스테나이트 입자의 성장이 현저하여 이후의 냉각에 의해 일어나는 구성상의 조대화를 유발하고, 인성 등을 열화시키기 때문에, 1000 °C 이하로 하는 것이 바람직하다.
- [0152] 또, 어닐링 시간이 15 초 미만인 경우에는 오스테나이트에 대한 역변태가 충분히 진행되지 않는 경우나, 강관중의 탄화물이 충분히 용해되지 않는 경우가 있다. 한편, 어닐링 시간이 600 초를 초과하면, 다대한 에너지 소비에 수반되는 비용 증가를 초래한다. 따라서, 어닐링 시간은 15 초 이상 600 초 이하의 범위로 한다. 바람직하게는 60 초 이상 500 초 이하의 범위이다.
- [0153] 또한, 상기 어닐링에 있어서는 냉각 후에 원하는 조직을 얻기 위해, 페라이트 분율을 60 % 이하로 하고, 평균 오스테나이트 입경을 50 μ m 이하가 되도록 어닐링하는 것이 바람직하다.
- [0154] 여기서, A₃ 점은
- [0155]
$$A_3 \text{ 점 } (^{\circ}\text{C}) = 910 - 203 \times [\text{C } \%]^{1/2} + 44.7 \times [\text{Si } \%] - 30 \times [\text{Mn } \%] + 700 \times [\text{P } \%] + 130 \times [\text{Al } \%] - 15.2 \times [\text{Ni } \%] - 11 \times [\text{Cr } \%] - 20 \times [\text{Cu } \%] + 31.5 \times [\text{Mo } \%] + 104 \times [\text{V } \%] + 400 \times [\text{Ti } \%]$$
- [0156] 에 의해 근사적으로 산출할 수 있다. 또한, [X %] 는 강관의 성분 원소 X 의 질량% 로 한다.
- [0157] 어닐링 후의 냉연강관은 평균 8°C / 초 이상의 냉각 속도로, 마텐자이트 변태 개시 온도 Ms 에 대해, Ms-150 °C 이상, Ms 미만의 제 1 온도역까지 냉각된다. 이 냉각은 Ms 점 미만까지 냉각시킴으로써 오스테나이트의 일부를 마텐자이트 변태시키는 것이다. 여기서, 제 1 온도역의 하한이 Ms-150 °C 미만에서는 미변태 오스테나이트가, 이 시점에서 거의 모두 마텐자이트화되기 때문에, 상부 베이나이트 (베이나이트 페라이트나 잔류 오스테나이트) 량을 확보할 수 없다. 한편, 제 1 온도역의 상한이 Ms 이상이면, 템퍼링 마텐자이트량이 본 발명의 규정량을 확보할 수 없게 된다. 따라서, 제 1 온도역의 범위는 (Ms-150°C) 이상, Ms 미만으로 한다.
- [0158] 평균 냉각 속도가 8°C/초 미만인 경우, 폴리고날 페라이트의 과잉된 생성, 성장이나, 펄라이트 등의 석출이 생겨 원하는 강관조직을 얻을 수 없다. 따라서, 어닐링 온도로부터 제 1 온도역까지의 평균 냉각 속도는 8°C/초 이상으로 한다. 바람직하게는 10°C/초 이상이다. 평균 냉각 속도의 상한은 냉각 정지 온도에 편차가 생기지 않는 한 특별히 한정되지 않지만, 일반적인 설비에서는 평균 냉각 속도가 100°C/초를 초과하면, 강관의 길이 방향 및 관폭방향에서의 조직 편차가 현저하게 커지기 때문에, 100°C/초 이하가 바람직하다. 따라서, 평균 냉각 속도는 10°C/초 이상 100°C/초 이하의 범위가 바람직하다.
- [0159] 상기 서술한 Ms 점을 고정밀도로 판단하기 위해서는 포마스터 시험 등에 의한 실측이 필요하지만, 하기 (1) 식에서 정의되는 M 과 비교적 좋은 상관관계가 있어, 본 발명에서는 이 M 를 Ms 점으로서 사용할 수 있다.
- [0160]
$$M (^{\circ}\text{C}) = 540 - 361 \times \{[\text{C } \%]/(1-[\alpha \%]/100)\} - 6 \times [\text{Si } \%] - 40 \times [\text{Mn } \%] + 30 \times [\text{Al } \%] - 20 \times [\text{Cr } \%] - 35 \times [\text{V } \%] - 10 \times [\text{Mo } \%] - 17 \times [\text{Ni } \%] - 10 \times [\text{Cu } \%] \geq 100 \dots (1)$$
- [0161] 단, [X %] 는 합금 원소 X 의 질량%, [α %] 는 폴리고날 페라이트의 면적률 (%)
- [0162] 상기 제 1 온도역까지 냉각된 강관은 350 ~ 490°C 의 제 2 온도역까지 승온되고, 제 2 온도역에서 5 초 이상 2000 초 이하의 시간 유지된다. 제 2 온도역에서는 어닐링 온도로부터 제 1 온도역까지의 냉각에 의해 생성된 마텐자이트를 템퍼링하고, 미변태 오스테나이트를 상부 베이나이트로 변태시킨다. 제 2 온도역의 상한이 490 °C 를 초과하면, 미변태 오스테나이트로부터 탄화물이 석출되어 원하는 조직이 얻어지지 않는다. 한편, 제 2 온도역의 하한이 350 °C 에 미치지 못하면 상부 베이나이트가 아닌 하부 베이나이트가 생성되어, 오스테나이트중으로의 C 농화량이 적어지는 것이 문제가 된다. 따라서, 제 2 온도역의 범위는 350 °C 이상 490 °C 이하의 범위로 한다. 바람직하게는 370 °C 이상 460 °C 이하의 범위이다.
- [0163] 또, 제 2 온도역에서의 유지 시간이 5 초 미만인 경우, 마텐자이트의 템퍼링이나 상부 베이나이트 변태가 불충분해져, 원하는 강관조직으로 할 수 없다. 그 결과, 얻어진 강관의 가공성이 열등해진다. 한편, 제 2 온도역에서의 유지 시간이 2000 초를 초과하는 경우, 강관의 최종 조직으로서 잔류 오스테나이트가 되는 미변태

오스테나이트가 탄화물의 석출을 수반하여 분해되고, C 농화된 안정된 잔류 오스테나이트가 얻어지지 않고, 그 결과 원하는 강도와 연성 또는 그 양방이 얻어지지 않는다. 따라서, 유지 시간은 5 초 이상 2000 초 이하로 한다. 바람직하게는 15 초 이상 600 초 이하의 범위이다. 더욱 바람직하게는 40 초 이상 400 초 이하이다.

[0164] 또한, 본 발명에 있어서의 일련의 열처리에서는 상기 서술한 소정의 온도 범위내이면, 유지 온도가 일정할 필요는 없고, 소정의 온도 범위내에서 변동되어도 본 발명의 목적을 달성할 수 있다. 냉각 속도에 대해서도 동일하다. 또, 열이력만 만족시키면, 강관은 어떠한 설비로 열처리를 실시해도 된다. 또한 열처리 후에, 형상 교정을 위해서 강관의 표면에 조절압연을 실시하는 것이나 전기 도금 등의 표면 처리를 실시하는 것도 본 발명의 범위에 포함된다.

[0165] 본 발명의 고강도 강관의 제조 방법에는 나아가 용융 아연 도금, 또는 용융 아연 도금 후에 추가로 합금화 처리를 가한 합금화 용융 아연 도금을 더할 수 있다.

[0166] 용융 아연 도금이나 합금화 용융 아연 도금은 적어도 제 1 온도역까지의 냉각을 종료한 강관일 필요가 있다. 그 이후의 제 1 온도역으로부터 제 2 온도역으로의 승온중, 제 2 온도역 유지중, 제 2 온도역 유지후의 어느 타이밍에서나, 상기 도금을 더할 수 있지만, 제 2 온도역에서의 유지 조건이 본 발명의 규정을 만족시킬 필요가 있다.

[0167] 또, 제 2 온도역에서의 유지 시간은 용융 아연 도금 처리 혹은 합금화 아연 도금 처리를 실시하는 경우에는 그 처리 시간도 포함하여 5 초 이상 2000 초 이하로 하는 것이 바람직하다. 또한, 용융 아연 도금 처리 혹은 합금화 용융 아연 도금 처리는 연속 용융 아연 도금 라인에서 실시하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는 1000 초 이하이다.

[0168] 또, 본 발명의 고강도 강관의 제조 방법에서는 상기 본 발명의 제조 방법에 따라, 열처리까지 완료시킨 고강도 강관을 제조한 후, 재차 용융 아연 도금 처리, 혹은 합금화 처리를 추가로 실시할 수 있다.

[0169] 강관에 용융 아연 도금 처리 또는 합금화 용융 아연 도금 처리를 실시하는 방법을 예시하면 다음과 같다.

[0170] 강관을 도금욕중에 침입시키고, 가스 와이핑 등으로 부착량을 조정한다. 도금욕중의 용해 Al량은 용융 아연 도금 처리의 경우에는 0.12 % 이상 0.22 % 이하의 범위, 합금화 용융 아연 도금 처리의 경우에는 0.08 % 이상 0.18 % 이하의 범위로 하는 것이 바람직하다.

[0171] 처리 온도는 용융 아연 도금 처리의 경우, 도금욕의 온도는 통상적인 450 °C 이상 500 °C 이하의 범위이면 되고, 추가로 합금화 처리를 실시하는 경우, 합금화시의 온도는 550 °C 이하로 하는 것이 바람직하다. 합금화 온도가 550 °C 를 초과하는 경우, 미변태 오스테나이트로부터 탄화물이 석출되거나, 경우에 따라서는 펄라이트가 생성되거나 하기 때문에, 강도나 가공성 또는 그 양방이 얻어지지 않고, 또 도금층의 파우더링성도 열화된다. 한편, 합금화시의 온도가 450 °C 미만에서는 합금화가 진행되지 않는 경우가 있기 때문에, 450 °C 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0172] 도금 부착량은 편면 당 20 g/m² 이상 150 g/m² 이하의 범위로 하는 것이 바람직하다. 도금 부착량이 20 g/m² 미만에서는 내식성이 부족하고, 한편 150 g/m² 를 초과하여도 내식 효과는 포화되어 비용 상승을 초래할 뿐이다.

[0173] 도금층의 합금화도 (Fe % (Fe함유량 (질량%))) 는 7 % 이상 15 % 이하의 범위가 바람직하다. 도금층의 합금화도가 7 % 미만에서는 합금화 불균일이 생겨 외관 품질이 열화되거나 도금층중에 이른바 ζ상이 생성되어 강관의 슬라이딩성이 열화되거나 한다. 한편, 도금층의 합금화도가 15 % 를 초과하면, 경질이고 깨지기 쉬운 Γ상이 다량으로 형성되어 도금 밀착성이 열화된다.

[0174] 상기 서술한 바와 같은 도금 처리를 실시함으로써, 그 표면에, 용융 아연 도금층 또는 합금화 용융 아연 도금층을 가지고 있는 고강도 강관을 얻을 수 있다.

[0175] 실시예

[0176] 이하, 본 발명을 실시예에 의해 더욱 상세하게 설명하겠지만, 하기 실시예는 본 발명을 한정하는 것은 아니다. 또, 본 발명의 요지 구성의 범위내에서 구성을 변경하는 것은 본 발명의 범위에 포함되는 것으로 한다.

[0177] (실시예 1)

[0178] 표 1 에 나타내는 성분 조성의 강을 용융하여 얻은 주물편을, 1200℃ 로 가열하고, Ar₃ 이상의 온도인 870 ℃ 에서 마무리 열간 압연한 열연강판을 표 2 에 나타내는 조건으로 권취하고, 이어서 열연강판을 산세 후, 65 % 의 압연율 (압하율) 로 냉간압연하고, 판두께 : 1.2 mm 의 냉연강판으로 했다. 얻어진 냉연강판을, 표 2 에 나타내는 조건으로 페라이트-오스테나이트 2 상역 또는 오스테나이트 단상역에서 어닐링하는 열처리를 실시 하였다. 또한, 표 2 중의 냉각 정지 온도 : T 란, 어닐링 온도로부터 강판을 냉각시킬 때에, 강판의 냉각 을 정지시키는 온도로 한다.

[0179] 또, 일부의 냉연강판에 대해서는 합금화 용융 아연 도금 처리를 실시했다 (시료 No.15). 여기서, 용융 아연 도금 처리는 도금욕 온도 : 463 ℃, 단위 면적당 중량 (편면 당) : 50 g/m² 가 되도록 양면 도금을 실시하였 다. 또, 합금화 용융 아연 도금 처리는 동일하게 도금욕 온도 : 463 ℃, 단위 면적당 중량 (편면 당) : 50 g/m² 로 하여 합금화도 (Fe % (Fe함유량)) 가 9 % 가 되도록 합금화 온도 : 550 ℃ 이하로 합금화 조건을 조정하여 양면 도금을 실시하였다. 또한, 용융 아연 도금 처리 및 합금화 용융 아연 도금 처리는 표 2 중에 나타내는 T ℃ 까지 일단 냉각시킨 후에 실시했다.

[0180] 얻어진 강판에, 도금 처리를 실시하지 않는 경우에는 열처리 후에, 용융 아연 도금 처리 혹은 합금화 용융 아연 도금 처리를 실시하는 경우에는 이들 처리후에, 압연율 (신장률) : 0.3 % 의 조질압연을 실시하였다.

표 1

강종	강판 성분														(질량%)				비고
	C	Si	Mn	Al	P	S	N	Cr	V	Mo	Ti	Nb	B	Ni	Cu	Ca	REM	Si+Al	
A	0.15	1.51	2.3	0.042	0.044	0.0019	0.0029	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.55	직합강
B	0.19	1.78	1.5	0.036	0.013	0.0020	0.0029	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.82	직합강
C	0.20	1.43	2.2	0.044	0.015	0.0020	0.0029	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.47	직합강
D	0.29	1.92	1.4	0.320	0.015	0.0018	0.0029	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.24	직합강
E	0.08	1.46	2.0	0.036	0.018	0.0025	0.0041	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.50	비교강
F	0.30	1.49	2.3	0.040	0.040	0.0028	0.0042	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.53	직합강
G	0.45	1.95	1.5	0.041	0.006	0.0015	0.0036	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.99	직합강
H	0.31	1.51	2.4	0.041	0.015	0.0024	0.0042	-	-	-	-	-	-	-	-	0.002	-	1.55	직합강
I	0.28	0.51	2.3	1.0	0.012	0.0020	0.0025	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.002	1.51	직합강
J	0.15	1.53	2.2	0.042	0.011	0.0019	0.0038	-	-	-	0.04	-	-	-	-	-	-	1.57	직합강
K	0.12	1.04	2.3	0.040	0.022	0.0030	0.0041	-	0.12	-	0.021	-	0.0012	-	-	-	-	1.08	직합강
L	0.17	1.42	2.2	0.043	0.030	0.0030	0.0023	0.5	-	-	0.025	-	0.0010	-	-	-	-	1.46	직합강
M	0.15	1.28	2.8	0.044	0.020	0.0020	0.0029	-	-	-	0.023	-	0.0015	-	-	-	-	1.32	직합강
N	0.30	1.48	2.0	0.044	0.015	0.0020	0.0029	-	-	0.20	-	-	-	-	-	-	-	1.52	직합강
O	0.23	1.49	1.2	0.044	0.044	0.0020	0.0029	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.53	직합강
P	0.31	0.51	2.1	0.045	0.006	0.0019	0.0034	-	-	-	-	-	-	0.29	0.32	-	-	0.56	비교강
Q	0.28	0.89	0.4	0.042	0.024	0.0018	0.0037	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.93	비교강

[0181]

표 2

시료 No.	관종	도금 종류*	1/(C%) °C/s	700°C까지의 냉각속도 °C/s	권취온도 °C	이닐링 온도 °C	이닐링 시간 s	제 1 온도영역까지의 평균 냉각속도 °C/s	냉각 경지 온도 T °C	제 2 온도영역에 서의 유지온도 °C	제 2 온도영역에 서의 유지시간 s	M ₅ °C	M ₅ -150°C °C	냉각 경지 온도 및 M ₅ 의 온도차 °C	비고
1	A	CR	6.7	35	450	830	180	15	330	400	120	378	228	48	발명예
2	B	CR	5.3	15	600	810	180	9	245	420	60	338	188	83	발명예
3	C	CR	5.0	20	500	840	180	10	280	390	100	364	214	84	발명예
4	C	CR	5.0	20	510	960	320	3	240	400	520	284	134	44	비교예
5	C	CR	5.0	30	480	820	250	10	400	400	300	334	184	568	비교예
6	D	CR	3.4	20	610	820	180	8	200	410	90	305	155	105	발명예
7	E	OR	12.5	30	620	850	220	35	300	420	300	405	255	45	비교예
8	F	OR	3.3	20	610	800	180	15	240	380	300	308	158	88	발명예
9	F	OR	3.3	20	600	800	180	10	210	400	300	310	160	100	발명예
10	F	OR	3.3	20	650	800	220	12	210	380	230	310	160	100	비교예
11	F	OR	3.3	20	600	880	250	8	85	400	200	288	138	203	비교예
12	G	CR	2.2	25	710	800	400	9	250	420	550	287	137	37	발명예
13	G	CR	2.2	20	600	820	400	10	270	400	3	287	137	17	비교예
14	H	CR	3.2	20	600	800	180	25	220	380	300	301	151	81	발명예
15	I	GA	3.6	25	600	800	180	10	250	400	300	352	202	102	발명예
16	J	CR	6.7	20	600	850	180	30	270	420	80	338	188	88	발명예
17	K	CR	8.3	30	470	820	200	20	250	400	200	357	207	107	발명예
18	L	OR	5.9	25	500	820	250	10	250	450	100	346	196	86	발명예
19	M	OR	6.7	20	550	820	250	15	245	420	100	353	203	108	발명예
20	N	OR	3.3	20	610	780	500	10	200	350	300	329	179	129	발명예
21	O	CR	4.3	20	620	790	250	8	300	400	450	376	226	76	발명예
22	P	CR	3.2	20	610	800	250	15	270	400	120	324	174	54	비교예
23	Q	CR	3.0	20	600	800	300	10	140	400	80	159	9	19	비교예

* CR : 냉간관반 GA: 열간관반 OR : 열간관반 용융 아연 도금 관반

[0182]

[0183] 이렇게 하여 얻어진 강관의 제반 특성을 이하에 나타내는 방법으로 평가했다.

[0184] 각 강관으로부터 시료를 잘라내어 연마하고, 압연 방향으로 평행한 면을, 주사형 전자현미경 (SEM) 을 이용하여 3000 배로 10 시야 조직 관찰하고, 각 상의 면적률을 측정하고, 각 결정립의 상 구조를 동정했다.

[0185] 잔류 오스테나이트량은 강관을 관두께 방향으로 관두께의 1/4 까지 연삭·연마하고, X 선 회절 강도 측정에 의해 구했다. 입사 X 선에는 Co-Kα 를 이용하여 페라이트의 (200), (211), (220) 각 면의 회절 강도에 대한 오스테나이트의 (200), (220), (311) 각 면의 강도비로부터 잔류 오스테나이트량을 계산했다.

[0186] 잔류 오스테나이트중의 평균 C 량은 X 선 회절 강도 측정에서의 오스테나이트의 (200), (220), (311) 각 면의 강도 피크로부터 격자 상수를 구하고, 다음의 계산식으로부터 잔류 오스테나이트중의 평균 C 량 (%) 을 구했다.

[0187]
$$a_0 = 0.3580 + 0.0033 \times [C \text{ \%}] + 0.00095 \times [Mn \text{ \%}] + 0.0056 \times [Al \text{ \%}] + 0.022 \times [N \text{ \%}]$$

[0188] 단, a₀ : 격자 상수 (nm), [X %] : 원소 X 의 질량%. 또한, C 이외의 원소의 % 는 강관 전체에 대한 % 로 했다.

- [0189] 인장 시험은 강관의 압연 방향에 대해 수직인 방향으로부터 채취한 JIS5 호 시험편을 이용하여 JIS Z2241 에 준거하여 실시했다. TS (인장강도), T.EL (전체 신장) 을 측정하고, 인장강도와 전체 신장의 곱 (TS × T.EL) 을 산출하여 강도와 가공성 (연성) 의 밸런스를 평가했다. 또한, 본 발명에서는 $TS \times T.EL \geq 27000$ (MPa · %) 의 경우를 양호로 했다.
- [0190] 신장 플랜지성은 일본 철강 연맹 규격 JFST1001 에 준거하여 평가했다. 얻어진 각 강관을 100 mm × 100 mm 로 절단한 후, 클리어런스를 판두께의 12 % 로 직경 : 10 mm 의 구멍을 펀칭한 후, 내경 : 75 mm 의 다이스를 이용하여 블랭크 홀딩력 : 88.2 kN 으로 누른 상태에서, 60° 원추의 펀치를 구멍에 밀어넣어 균열 발생 한계에 있어서의 구멍 직경을 측정하고, 이하의 (1) 의 식으로부터 한계 구멍 확장률 λ (%) 을 구했다.
- [0191]
$$\lambda (\%) = \{ (D_f - D_0) / D_0 \} \times 100 \dots (1)$$
- [0192] 단, D_f 는 균열 발생시의 구멍 직경 (mm), D_0 는 초기 구멍 직경 (mm) 으로 한다.
- [0193] 또한, 본 발명에서는 $\lambda \geq 25$ (%) 의 경우, 신장 플랜지성을 양호로 했다.
- [0194] 또, 강관조직중에서 가장 경질인 조직의 경도를 다음에 서술하는 방법으로 판단했다. 즉, 조직 관찰의 결과, 퀴칭 상태 그대로의 마텐자이트가 관찰되는 경우에는 이들 퀴칭 상태 그대로의 마텐자이트를, 초마이크로 비커스에 의해, 하중 : 0.02 N 으로 10 점 측정하고, 그들의 평균치를 강관조직중에서 가장 경질인 조직의 경도로 했다. 또한, 퀴칭 상태 그대로의 마텐자이트가 확인되지 않는 경우에는 전술한 바와 같이, 템퍼링 마텐자이트, 상부 베이나이트 혹은 하부 베이나이트의 어느 것의 조직이, 본 발명의 강관에 있어서 가장 경질인 상이 된다. 이들의 가장 경질인 상은 본 발명의 강관의 경우, $HV \leq 800$ 이 되는 상이었다.
- [0195] 또한, 각 강관으로부터 잘라낸 시험편을, 템퍼링 마텐자이트중에서 5 nm 이상 0.5 μ m 이하의 철계 탄화물을, 10000 ~ 30000 배의 범위에서 SEM 관찰하여 석출 개수를 구했다.
- [0196] 이상의 평가 결과를 표 3 에 나타낸다.
- [0197] 또한, 표 3 에 있어서의 강 조직분율은 상부 베이나이트중의 베이나이트 페라이트 (ab), 마텐자이트 (M), 템퍼링 마텐자이트 (tM), 폴리고날 페라이트 (a) 는 강관조직 전체에 대한 면적률을 나타내고, 잔류 오스테나이트 (γ) 는 상기에 의해 구한 잔류 오스테나이트량을 나타낸다.

표 3

시료 No.	강종		강 조직분율 (%) *							tM/M %	진류 γ 중 C량 %	α 입경 μm	α 입자 그룹 직경 μm	TM 중의 철계 탄화물 개/mm ²	TS MPa	TEL %	λ %	TS × TEL MPa·%	비고
	αb	M	tM	α	γ	잔부	αb+M+γ												
1	A	70	10	8	13	7	0	87	80	0.99	3.2	4.3	1 × 10 ⁵	1009	27	33	27243	발명예	
2	B	29	13	9	48	9	1	51	69	1.02	6.3	11.2	7 × 10 ⁵	813	35	38	28455	발명예	
3	C	63	14	10	11	12	0	89	71	0.91	2.4	4.0	2 × 10 ⁶	1175	24	35	28200	발명예	
4	C	15	21	19	55	6	3	42	90	1.05	10.3	22.2	8 × 10 ⁵	742	31	32	23002	비교예	
5	C	41	12	2	35	12	0	65	17	0.91	4.1	5.8	2 × 10 ⁶	1021	24	13	24504	비교예	
6	D	32	15	11	41	10	2	57	73	0.93	4.6	6.3	5 × 10 ⁵	923	32	27	29536	발명예	
7	E	34	18	18	40	8	0	80	100	0.92	7.0	12.5	2 × 10 ⁶	698	30	52	20940	비교예	
8	F	45	25	21	18	12	0	82	84	0.79	2.6	4.3	4 × 10 ⁵	1246	23	26	28658	발명예	
9	F	53	18	13	17	12	0	83	72	1.05	3.4	5.1	2 × 10 ⁶	1311	21	27	27531	발명예	
10	F	22	16	14	15	3	44	41	88	1.08	3.5	5.1	3 × 10 ⁵	1023	16	32	16389	비교예	
11	F	5	64	63	29	2	0	71	98	0.90	5.0	6.3	3 × 10 ⁵	1296	15	26	19440	비교예	
12	G	28	42	40	12	15	3	85	95	1.21	2.0	2.9	4 × 10 ⁶	1375	23	28	31625	발명예	
13	G	7	74	15	12	7	0	88	20	0.77	2.3	3.4	1 × 10 ⁵	1927	8	0	15416	비교예	
14	H	53	15	13	17	15	0	83	87	0.85	3.1	5.4	3 × 10 ⁶	1336	23	25	30728	발명예	
15	I	45	25	21	18	12	0	82	84	0.96	3.8	4.9	5 × 10 ⁵	1214	23	27	27922	발명예	
16	J	30	13	8	49	8	0	51	62	0.99	7.2	13.4	2 × 10 ⁶	1012	27	35	27324	발명예	
17	K	20	21	19	47	10	2	51	90	0.97	5.8	8.0	2 × 10 ⁵	1125	26	32	29250	발명예	
18	L	25	29	20	31	15	0	69	69	0.88	4.9	6.2	8 × 10 ⁵	1243	26	31	32318	발명예	
19	M	30	32	28	21	17	0	79	88	0.84	2.9	3.9	2 × 10 ⁵	1185	28	28	33180	발명예	
20	N	10	69	65	11	10	0	89	94	0.93	2.1	4.1	3 × 10 ⁶	1393	20	26	27860	발명예	
21	O	52	16	14	19	13	0	81	88	0.85	3.0	4.8	1 × 10 ⁵	1322	22	31	29084	발명예	
22	P	38	45	28	14	3	0	86	62	0.88	2.2	4.5	4 × 10 ⁶	1286	12	26	15432	비교예	
23	Q	5	0	0	72	0	23	0	-	-	5.0	16.2	-	765	23	27	17895	비교예	

* αb: 상부 배이나이츠중의 배이나이츠 페라이트 M: 마틴사이트 tM: 템퍼링 마틴사이트 α: 풀리코브 페라이트 γ: 잔류 오스테나이트

[0198]

[0199] 동 표에서 알 수 있는 바와 같이, 본 발명의 강관은 모두, 인장강도가 780 MPa 이상, TS × T.EL 의 값이 27000 MPa·% 이상 및 λ 의 값이 25 % 이상을 만족하고, 고강도와 우수한 가공성을 겸비하고 있음을 확인할 수 있었다.

[0200] 이에 비해, 시료 No. 4 는 제 1 온도역까지의 평균 냉각 속도가 적정 범위 밖이기 때문에, 원하는 강관조직이 얻어지지 않고, λ 의 값은 25 % 이상을 만족시켜, 신장 플랜지성은 확보되어 있지만, 인장강도 (TS) 가 780 MPa 에 이르지 않고, TS × T.EL 의 값도 27000 MPa·% 미만이었다.

[0201] 시료 No. 5 및 11 은 냉각 정지 온도 : T 가 제 1 온도역의 범위 밖이기 때문에, 원하는 강관조직이 얻어지지 않고, 인장강도 (TS) 는 780 MPa 이상을 만족시키지만, TS × T.EL 의 값이 27000 MPa·% 이상 및 λ 의 값이 25 % 이상의 어느 것을 만족시키지 않았다.

[0202] 시료 No. 7 은 C 의 성분 조성이 본 발명의 적정 범위 밖이기 때문에, 원하는 강관조직이 얻어지지 않고, 인장강도 (TS) 의 값이 780 MPa 이상 및 TS × T.EL 의 값이 27000 MPa·% 이상의 어느 기준도 만족시키지 않았다.

[0203] 시료 No. 10 은 제 2 온도역에서의 유지 온도가 본 발명의 적정 범위 밖이기 때문에, 원하는 강관조직이 얻어지

지 않고, 인장강도 (TS) 그리고 신장 플랜지성은 확보되어 있지만, $TS \times T.EL$ 의 값은 27000 MPa·% 미만으로 기준을 만족시키지 않았다.

[0204] 시료 No. 13 은 제 2 온도역의 유지 시간이 적정 범위 밖이기 때문에, 원하는 강관조직이 얻어지지 않고, 인장강도 (TS) 의 값이 780 MPa 이상을 만족시키지만, $TS \times T.EL$ 의 값이 27000 MPa·% 이상 및 λ 의 값이 25 % 이상의 양방을 만족시키지 않았다.

[0205] 시료 No. 22 는 Si 와 Al 의 합계량이 본 발명의 적정 범위 밖이기 때문에, 원하는 강관조직이 얻어지지 않고, 인장강도 (TS) 그리고 신장 플랜지성은 확보되어 있지만, $TS \times T.EL$ 의 값은 27000 MPa·% 미만으로 기준을 만족시키지 않았다.

[0206] 시료 No. 23 은 Mn 량이 본 발명의 적정 범위 밖이기 때문에, 원하는 강관조직이 얻어지지 않고, 신장 플랜지성은 확보되어 있지만, 인장강도 (TS) 가 780 MPa 에 이르지 않고, $TS \times T.EL$ 의 값도 27000 MPa·% 미만이었다.