



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2014-0103340
(43) 공개일자 2014년08월26일

- (51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 38/04 (2006.01) C22C 38/14 (2006.01)
C22C 38/60 (2006.01) C23C 2/06 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01)
- (21) 출원번호 10-2014-7019785
- (22) 출원일자(국제) 2013년01월21일
심사청구일자 2014년07월16일
- (85) 번역문제출일자 2014년07월16일
- (86) 국제출원번호 PCT/JP2013/000257
- (87) 국제공개번호 WO 2013/111556
국제공개일자 2013년08월01일
- (30) 우선권주장
JP-P-2012-013592 2012년01월26일 일본(JP)

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

전체 청구항 수 : 총 14 항

(54) 발명의 명칭 **고강도 열연 강판 및 그 제조 방법**

(57) 요약

우수한 강도와 가공성 (특히 굽힘 가공성) 을 겸비한 고강도 열연 강판 및 그 제조 방법을 제공하는 것을 과제로 한다.

당해 과제를 해결하기 위하여, 본 발명은, 특정 조성으로 이루어지고, 페라이트상의 면적률이 95 % 이상, 그 페라이트상의 평균 결정 입경이 8 μm 이하이며, 그 페라이트상의 결정립 내의 탄화물의 평균 입자경이 10 nm 미만인 조직을 갖고, 인장 강도가 980 MPa 이상인 것을 특징으로 한다.

(72) 발명자

시게미 마사토

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

오오쿠보 히데카즈

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

가네무라 도쿠노리

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

특허청구의 범위

청구항 1

질량% 로,

C : 0.06 % 이상 0.1 % 이하,

Si : 0.09 % 이하,

Mn : 0.7 % 이상 1.3 % 이하,

P : 0.03 % 이하,

S : 0.01 % 이하,

Al : 0.1 % 이하,

N : 0.01 % 이하,

Ti : 0.14 % 이상 0.20 % 이하

V : 0.07 % 이상 0.14 % 이하

를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물인 조성으로 이루어지고,

페라이트상의 면적률이 95 % 이상, 그 페라이트상의 평균 결정 입경이 8 μm 이하, 그 페라이트상의 결정립 내의 탄화물의 평균 입자경이 10 nm 미만인 조직을 갖고, 인장 강도가 980 MPa 이상인 고강도 열연 강판.

청구항 2

제 1 항에 있어서,

상기 조성에 더하여 추가로, 질량% 로 Nb : 0.01 % 이상 0.05 % 이하를 함유하는 고강도 열연 강판.

청구항 3

제 1 항 또는 제 2 항에 있어서,

상기 조성에 더하여 추가로, Mo, W, Zr, Hf 중 어느 1 종 이상을 함유하고, 이들의 함유량을, Mo : 0.05 % 이하, W : 0.05 % 이하, Zr : 0.05 % 이하, Hf : 0.05 % 이하로 제한하여 이루어지는 고강도 열연 강판.

청구항 4

제 1 항 내지 제 3 항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 조성에 더하여 추가로, 질량% 로, O (산소), Se, Te, Po, As, Bi, Ge, Pb, Ga, In, Tl, Zn, Cd, Hg, Ag, Au, Pd, Pt, Co, Rh, Ir, Ru, Os, Tc, Re, Ta, Be, Sr, REM, B, Ni, Cr, Sb, Cu, Sn, Mg 및 Ca 중 1 종 이상을 합계로 0.2 % 이하 함유하는 고강도 열연 강판.

청구항 5

제 1 항 내지 제 4 항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 강판 표면에 도금층을 추가로 갖는 고강도 열연 강판.

청구항 6

제 5 항에 있어서,

상기 도금층이 아연 도금층인 고강도 열연 강판.

청구항 7

제 5 항에 있어서,

상기 도금층이 합금화 아연 도금층인 고강도 열연 강판.

청구항 8

강 소재를 가열하고, 조압연과 마무리 압연으로 이루어지는 열간 압연을 실시하고, 마무리 압연 종료 후, 냉각 시키고, 권취하여, 열연 강판으로 함에 있어서,

상기 강 소재를, 질량% 로,

C : 0.06 % 이상 0.1 % 이하,

Si : 0.09 % 이하,

Mn : 0.7 % 이상 1.3 % 이하,

P : 0.03 % 이하,

S : 0.01 % 이하,

Al : 0.1 % 이하,

N : 0.01 % 이하,

Ti : 0.14 % 이상 0.20 % 이하

V : 0.07 % 이상 0.14 % 이하

를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 조성으로 하고,

상기 강 소재의 가열 온도를 1100 °C 이상 1350 °C 이하로 하고, 상기 마무리 압연의 마무리 압연 온도를 850 °C 이상으로 하며, 상기 냉각을 마무리 압연 종료 후부터 3 초 이내에 개시하고, 상기 냉각의 평균 냉각 속도를 20 °C/s 이상으로 하고, 상기 권취의 권취 온도를 550 °C 이상 700 °C 이하로 하는 고강도 열연 강판의 제조 방법.

청구항 9

제 8 항에 있어서,

상기 조성에 더하여 추가로, 질량% 로 Nb : 0.01 % 이상 0.05 % 이하를 함유하는 고강도 열연 강판의 제조 방법.

청구항 10

제 8 항 또는 제 9 항에 있어서,

상기 조성에 더하여 추가로, Mo, W, Zr, Hf 중 어느 1 종 이상을 함유하고, 이들의 함유량을, Mo : 0.05 % 이하, W : 0.05 % 이하, Zr : 0.05 % 이하, Hf : 0.05 % 이하로 제한하여 이루어지는 고강도 열연 강판의 제조 방법.

청구항 11

제 8 항 내지 제 10 항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 조성에 더하여 추가로, 질량% 로, O (산소), Se, Te, Po, As, Bi, Ge, Pb, Ga, In, Tl, Zn, Cd, Hg, Ag, Au, Pd, Pt, Co, Rh, Ir, Ru, Os, Tc, Re, Ta, Be, Sr, REM, B, Ni, Cr, Sb, Cu, Sn, Mg 및 Ca 중 1 종 이상을 합계로 0.2 % 이하 함유하는 고강도 열연 강판의 제조 방법.

청구항 12

제 8 항 내지 제 11 항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 열연 강판의 표면에 도금층을 형성하는 고강도 열연 강판의 제조 방법.

청구항 13

제 12 항에 있어서,

상기 도금층이 아연 도금층인 고강도 열연 강판의 제조 방법.

청구항 14

제 12 항에 있어서,

상기 도금층이 합금화 아연 도금층인 고강도 열연 강판의 제조 방법.

명세서

기술분야

[0001] 본 발명은, 자동차용 부재의 용도에 유용한, 인장 강도 (TS) : 980 MPa 이상의 높은 강도와 우수한 가공성 (특히 굽힘 가공성) 을 겸비한 고강도 열연 강판 및 그 제조 방법에 관한 것이다.

배경기술

[0002] 최근 지구 환경 보전의 관점에서, CO₂ 배출량의 규제를 목적으로 하여 자동차 업계 전체에서 자동차의 연비 개선이 지향되고 있다. 자동차의 연비 개선에는, 사용 부재의 박육화에 의한 자동차의 경량화가 가장 유효하기 때문에, 최근, 자동차 부품용 소재로서의 고강도 열연 강판의 사용량이 계속 증가하고 있다. 한편, 강판을 소재로 하는 자동차 부재의 상당수는, 프레스 가공 등에 의해 성형되기 때문에, 자동차 부품용 강판에는 고강도에 더하여 우수한 굽힘성 (굽힘 가공성) 을 갖는 것도 요구된다.

[0003] 단, 일반적으로 철강 재료는 고강도화에 수반하여 연성이 저하되어 가공성이 열화되는 점에서, 인장 강도를 980 MPa 이상으로까지 고강도화한 강판은, 원하는 부품 형상으로 성형 가공할 때, 여러 가지 지장을 초래할 우려가 있다. 예를 들어, 인장 강도 : 980 MPa 이상의 강판에 프레스 가공을 실시하는 경우, 굽힘 가공부에서의 균열이나 네킹 등의 발생이 현저해지기 때문에, 부품의 성형이 곤란해진다.

[0004] 그러한 이유로부터, 고강도 강판을 자동차 부품 등에 적용함에 있어서, 원하는 강도와 우수한 굽힘 가공성을 겸비한 고강도 강판의 개발이 요망되고 있고, 현재까지 여러 기술이 제안되어 있다.

[0005] 예를 들어, 특허문헌 1 에서는, 강판 조성을, 질량% 로 C : 0.05 ~ 0.20 %, Nb : 0.1 ~ 1.0 % 를 함유하며, 또한, 고용 C 량이 0.03 % 이하인 조성으로 하는 기술이 제안되어 있다. 그리고, 특허문헌 1 에서 제안된 기술에 의하면, Nb 와 C 를 함유하는 성분계에서 고용 C 량을 제한함으로써, 매트릭스가 연질인 페라이트 상이며 또한 그 매트릭스 중에 경질 제 2 상인 NbC 가 분산된 강판 조직이 되어, 우수한 굽힘 가공성을 갖는 내마모 강판이 얻어진다고 되어 있다.

[0006] 또, 특허문헌 2 에서는, 강판 조성을 질량% 로, C : 0.02 ~ 0.2 %, Si : 0.01 ~ 1.0 %, Mn : 0.1 ~ 2.0 %, P : 0.2 % 이하, sol.Al : 0.001 ~ 0.5 %, Ti : 0.1 % 이하, Nb : 0.1 % 이하, V : 0.5 % 이하, Mo : 0.5 % 이하, 또한, Ti + Nb : 0.1 % 이하를 함유하는 조성으로 하고, 강판 조직을 페라이트 주상 조직으로 하고, 또한, 강판 표면으로부터 판두께 1/4 의 깊이에 있어서의 페라이트의 평균 결정 입경과, 그 평균 결정 입경의 700 °C 에 있어서의 증가 속도를 규정하는 기술이 제안되어 있다. 그리고, 특허문헌 2 에서 제안된 기술에 의하면, 가공성이 우수한 강판이 얻어진다고 되어 있다.

선행기술문헌

특허문헌

- [0007] (특허문헌 0001) 일본 공개특허공보 2007-262429호
- (특허문헌 0002) 일본 공개특허공보 2008-189978호

발명의 내용

해결하려는 과제

- [0008] 그러나, 특허문헌 1 에서 제안된 기술은, NbC 를 분산시킴으로써 실질적으로 강판을 강화하는 것으로, NbC 를 활용한 당해 기술로는 인장 강도 980 MPa 이상의 강판을 얻는 것이 곤란하다. 석출물을 분산시킴으로써 얻어지는 입자 분산 강화량은 탄화물 체적 분율의 증대에 수반하여 상승하지만, NbC 는 강 중에 대한 용해도적이 작고 원자 밀도가 큰 점에서, 탄화물 체적 분율을 크게 할 수 없기 때문이다.
- [0009] 또, 특허문헌 2 에서 제안된 기술에서는, 강에 석출 강화 원소로서 Ti 나 V 를 첨가하고 있는데, 탄화물을 형성하는 Ti 와 V 의 함유량이 적거나, 혹은 적절한 첨가가 이루어지지 않고 있기 때문에, 역시 강판의 인장 강도는 980 MPa 에 도달하지 않았다.
- [0010] 이상과 같이, 종래 기술로는 인장 강도가 980 MPa 이상인 고강도 강판을 얻는 것이 곤란하였다. 또한, 이와 같은 강판 강도를 유지하면서 우수한 굽힘 가공성을 부여할 수는 없었다.
- [0011] 본 발명은, 이러한 사정을 감안하여 이루어진 것으로, 980 MPa 이상의 인장 강도를 갖고, 굽힘 가공성도 우수한 고강도 열연 강판을 제공하는 것을 목적으로 한다.

과제의 해결 수단

- [0012] 상기 과제를 해결하기 위하여, 본 발명자들은, 가공성이 양호한 페라이트 단일 조직 강판에 미세한 탄화물을 분산시킴으로써 강화를 도모하는 기술에 주목하여, 그 강판의 고강도화와 가공성, 특히 굽힘 가공성에 미치는 각종 요인에 대해 예의 검토하였다.
- [0013] 그리고, 본 발명자들은, 본래에서는 연질인 페라이트상을 경질인 페라이트 단일 조직 강판으로 하기 위해서는, 페라이트상에 미세한 탄화물을 분산시키는 것이 매우 유효하고, 미세한 탄화물을 많이 석출할 수 있는 원소를 모색한 결과, Ti 가 가장 적합한 원소임을 지견하였다.
- [0014] 그러나, Ti 탄화물만으로는, 페라이트 단일 조직인 열연 강판의 인장 강도를 980 MPa 이상으로 하는 것이 곤란하였던 점에서, 본 발명자들은, Ti 탄화물에 의한 분산 석출 강화를 보장하는 수단에 대해 검토하였다.
- [0015] 그 결과, 보강 수단으로서 V 를 첨가하는 것에 상도하였다. V 는 강 중에서의 용해도가 크기 때문에, 단독 첨가로는 잘 석출되지 않지만, Ti 탄화물과 결합됨으로써 석출되기 쉬운 상태가 된다. 그 결과, 열연 강판의 강 소재에 적정량의 Ti 및 V 를 복합 첨가하면, Ti 또는 V 를 단독으로 첨가하는 경우에 비해 강판 강도가 비약적으로 높아져, 인장 강도 980 MPa 이상의 열연 강판이 얻어진다.
- [0016] 또, V 는, Ti 탄화물과 결합됨으로써 석출되기 쉬운 상태가 되는 점에서, Ti 함유량을 V 함유량 이상으로 하는 것도 중요하다는 것이 분명해졌다.
- [0017] 또, 본 발명자들은, 상기와 같이 Ti 및 V 를 복합 첨가한 인장 강도 980 MPa 이상의 고강도 열연 강판에 대해, 강판 강도를 유지하면서 우수한 굽힘 가공성을 부여하는 수단에 대해 검토하였다. 그 결과, 굽힘 가공성을 부여하려면, 강판의 표면 성상 (surface appearance quality) 을 개선하고, 나아가 강판의 가공성을 저하시키는 고용 원소량이나 보이드의 발생 기점이 되는 개재물을 최대한 저감시킬 필요가 있음을 지견하였다. 그리고, 더욱 검토를 진행시킨 결과, Si 함유량을 최대한 저감시킨 후, C, Mn, Ti 및 V 함유량의 최적화를 도모한 성분 조성으로 함으로써, 인장 강도가 980 MPa 이상이며 또한 우수한 굽힘 가공성을 갖는 열연 강판이 얻어지는 것을 알아냈다.
- [0018] 본 발명은 상기의 지견에 기초하여 완성된 것으로, 그 요지는 다음과 같다.
- [0019] [1] 질량% 로,
- [0020] C : 0.06 % 이상 0.1 % 이하,
- [0021] Si : 0.09 % 이하,
- [0022] Mn : 0.7 % 이상 1.3 % 이하,
- [0023] P : 0.03 % 이하,
- [0024] S : 0.01 % 이하,
- [0025] Al : 0.1 % 이하,
- [0026] N : 0.01 % 이하,

- [0027] Ti : 0.14 % 이상 0.20 % 이하
- [0028] V : 0.07 % 이상 0.14 % 이하
- [0029] 를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물인 조성으로 이루어지고,
- [0030] 페라이트상의 면적률이 95 % 이상, 그 페라이트상의 평균 결정 입경이 8 μm 이하, 그 페라이트상의 결정립 내의 탄화물의 평균 입자경이 10 nm 미만인 조직을 갖고, 인장 강도가 980 MPa 이상인 것을 특징으로 하는 고풍성이 우수한 고강도 열연 강판.
- [0031] [2] 상기 [1] 에 있어서, 상기 조성에 더하여 추가로, 질량% 로 Nb : 0.01 % 이상 0.05 % 이하를 함유하는 것을 특징으로 하는 고풍성이 우수한 고강도 열연 강판.
- [0032] [3] 상기 [1] 또는 [2] 에 있어서, 상기 조성에 더하여 추가로, Mo, W, Zr, Hf 중 어느 1 종 이상을 함유하고, 이들의 함유량을, Mo : 0.05 % 이하, W : 0.05 % 이하, Zr : 0.05 % 이하, Hf : 0.05 % 이하로 제한한 것을 특징으로 하는 고풍성이 우수한 고강도 열연 강판.
- [0033] [4] 상기 [1] ~ [3] 중 어느 한 항에 있어서, 상기 조성에 더하여 추가로, 질량% 로, O (산소), Se, Te, Po, As, Bi, Ge, Pb, Ga, In, Tl, Zn, Cd, Hg, Ag, Au, Pd, Pt, Co, Rh, Ir, Ru, Os, Tc, Re, Ta, Be, Sr, REM, B, Ni, Cr, Sb, Cu, Sn, Mg 및 Ca 중 1 종 이상을 합계로 0.2 % 이하 함유하는 것을 특징으로 하는 고풍성이 우수한 고강도 열연 강판.
- [0034] [5] 상기 [1] ~ [4] 중 어느 한 항에 있어서, 상기 강판 표면에 도금층을 추가로 갖는 것을 특징으로 하는 고풍성이 우수한 고강도 열연 강판.
- [0035] [6] 상기 [5] 에 있어서, 상기 도금층이 아연 도금층인 것을 특징으로 하는 고풍성이 우수한 고강도 열연 강판.
- [0036] [7] 상기 [5] 에 있어서, 상기 도금층이 합금화 아연 도금층인 것을 특징으로 하는 고풍성이 우수한 고강도 열연 강판.
- [0037] [8] 강 소재를 가열하고, 조 (粗) 압연과 마무리 압연 (finish rolling) 으로 이루어지는 열간 압연을 실시하고, 마무리 압연 종료 후, 냉각시키고, 권취하여, 열연 강판으로 함에 있어서,
- [0038] 상기 강 소재를, 질량% 로,
- [0039] C : 0.06 % 이상 0.1 % 이하,
- [0040] Si : 0.09 % 이하,
- [0041] Mn : 0.7 % 이상 1.3 % 이하,
- [0042] P : 0.03 % 이하,
- [0043] S : 0.01 % 이하,
- [0044] Al : 0.1 % 이하,
- [0045] N : 0.01 % 이하,
- [0046] Ti : 0.14 % 이상 0.20 % 이하
- [0047] V : 0.07 % 이상 0.14 % 이하
- [0048] 를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 조성으로 하고,
- [0049] 상기 강 소재의 가열 온도를 1100 $^{\circ}\text{C}$ 이상 1350 $^{\circ}\text{C}$ 이하로 하고, 상기 마무리 압연의 마무리 압연 온도를 850 $^{\circ}\text{C}$ 이상으로 하며, 상기 냉각을 마무리 압연 종료 후부터 3 초 이내에 개시하고, 상기 냉각의 평균 냉각 속도를 20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 이상으로 하고, 상기 권취의 권취 온도 (coiling temperature) 를 550 $^{\circ}\text{C}$ 이상 700 $^{\circ}\text{C}$ 이하로 하는 것을 특징으로 하는 고풍성이 우수한 고강도 열연 강판의 제조 방법.
- [0050] [9] 상기 [8] 에 있어서, 상기 조성에 더하여 추가로, 질량% 로 Nb : 0.01 % 이상 0.05 % 이하를 함유하는 것을 특징으로 하는 고풍성이 우수한 고강도 열연 강판의 제조 방법.
- [0051] [10] 상기 [8] 또는 [9] 에 있어서, 상기 조성에 더하여 추가로, Mo, W, Zr, Hf 중 어느 1 종 이상을 함유하고, 이들의 함유량을, Mo : 0.05 % 이하, W : 0.05 % 이하, Zr : 0.05 % 이하, Hf : 0.05 % 이하로 제한한 것

을 특징으로 하는 굽힘성이 우수한 고강도 열연 강판의 제조 방법.

- [0052] [11] 상기 [8] ~ [10] 중 어느 한 항에 있어서, 상기 조성에 더하여 추가로, 질량% 로, O (산소), Se, Te, Po, As, Bi, Ge, Pb, Ga, In, Tl, Zn, Cd, Hg, Ag, Au, Pd, Pt, Co, Rh, Ir, Ru, Os, Tc, Re, Ta, Be, Sr, REM, B, Ni, Cr, Sb, Cu, Sn, Mg 및 Ca 중 1 종 이상을 합계로 0.2 % 이하 함유하는 것을 특징으로 하는 굽힘성이 우수한 고강도 열연 강판의 제조 방법.
- [0053] [12] 상기 [8] ~ [11] 중 어느 한 항에 있어서, 상기 열연 강판의 표면에 도금층을 형성하는 것을 특징으로 하는 굽힘성이 우수한 고강도 열연 강판의 제조 방법.
- [0054] [13] 상기 [12] 에 있어서, 상기 도금층이 아연 도금층인 것을 특징으로 하는 굽힘성이 우수한 고강도 열연 강판의 제조 방법.
- [0055] [14] 상기 [12] 에 있어서, 상기 도금층이 합금화 아연 도금층인 것을 특징으로 하는 굽힘성이 우수한 고강도 열연 강판의 제조 방법.

발명의 효과

- [0056] 본 발명에 의하면, 자동차의 구조 부재 등의 용도에 바람직한, 인장 강도 : 980 MPa 이상이며 또한 굽힘 가공성이 우수한 고강도 열연 강판이 얻어지고, 자동차 부재의 경량화나 자동차 부재 성형을 가능하게 하는 등, 그 효과는 현저하고, 또, 고강도 열연 강판의 추가적인 용도 전개가 가능해져, 산업상 각별한 효과를 발휘한다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

- [0057] 이하, 본 발명에 대해 상세하게 설명한다.
- [0058] (고강도 열연 강판)
- [0059] 먼저, 본 발명 강판의 조직 및 탄화물의 한정 이유에 대해 설명한다. 본 발명의 열연 강판은, 페라이트상의 면적률이 95 % 이상, 그 페라이트상의 평균 결정 입경이 8 μm 이하, 그 페라이트상의 결정립 내의 탄화물의 평균 입자경이 10 nm 미만인 조직을 갖는다.
- [0060] 페라이트상의 면적률 : 95 % 이상
- [0061] 열연 강판의 매트릭스의 금속 조직은, 가공성이 우수한 페라이트 단상 조직으로 하는 것이 바람직하다. 베이나이트상이나 마텐자이트상, 세멘타이트, 펄라이트 등의 제 2 상 조직이 강판 조직에 혼입되면, 경도가 서로 상이한 페라이트상과 제 2 상 조직의 계면에서 보이드가 발생하여, 강판의 굽힘 가공성을 저하시킨다.
- [0062] 또, 본 발명에서는, 강판 중에 Ti 나 V 등의 탄화물을 석출시킴으로써 원하는 강판 강도를 확보하고자 하는 것인데, 이들 탄화물의 상당수는, 열연 강판 제조 공정에 있어서의 마무리 압연 종료 후의 냉각 과정에서, 오스테나이트로부터 페라이트로의 변태와 동시에 상 계면 석출되는 탄화물이다. 따라서, 탄화물을 보다 많이 얻어 원하는 강판 강도 (인장 강도 : 980 MPa 이상) 로 하려면 페라이트 변태를 촉진시킬 필요가 있고, 페라이트상의 면적률이 95 % 를 하회하면 인장 강도를 980 MPa 이상으로 하는 것이 곤란해진다.
- [0063] 이상의 이유에 의해, 본 발명에서는, 열연 강판의 금속 조직을 페라이트 단상 조직으로 하는 것이 바람직하지만, 완전히 페라이트 단상이 아니어도 페라이트 면적률이 95 % 이상이면, 원하는 강도 (인장 강도 : 980 MPa 이상) 가 얻어지기 때문에, 페라이트상의 면적률을 95 % 이상으로 한다. 바람직하게는 98 % 이상이다.
- [0064] 또한, 본 발명의 열연 강판에 있어서, 강판 중에 함유될 수 있는 페라이트상 이외의 조직으로는, 세멘타이트, 펄라이트, 베이나이트상, 마텐자이트상 등을 들 수 있다. 이들 조직이 강판 중에 다량으로 존재하면, 강판 특성 (굽힘 가공성 등) 이 저하된다. 그 때문에, 이들 조직은 최대한 저감시키는 것이 바람직하지만, 강판의 금속 조직 전체에 대한 합계 면적률이 5 % 이하이면 허용된다. 바람직하게는 2 % 이하이다.
- [0065] 페라이트상의 평균 결정 입경 : 8 μm 이하
- [0066] 페라이트 평균 결정 입경이 8 μm 를 상회하면 혼립 조직 (mixed grain size microstructure) 이 되기 쉽다. 그리고, 혼립 조직에서는, 굽힘 가공시에 조대한 페라이트 입자에 응력이 집중되기 쉬워지기 때문에, 강판의 굽힘 가공성이 현저하게 저하된다. 따라서, 페라이트상의 평균 결정 입경의 상한을 8 μm 로 한다. 바람직하게는 6 μm 이하이며, 더욱 바람직하게는 4.5 μm 이하이다.

- [0067] 페라이트 결정립 내의 탄화물
- [0068] 본 발명의 열연 강관은, 강도를 확보하는 점에서, 페라이트상의 결정립 내에 탄화물을 미세 석출시키는 것이 필수적이다. 본 발명에 있어서 페라이트상의 결정립 내에 미세 석출시키는 탄화물로는, Ti 탄화물 및 V 탄화물 및 Ti 와 V 의 복합 탄화물, 혹은 또한 Nb, W, Mo, Hf, Zr 을 탄화물 중에 함유하는 것을 들 수 있다. 또한, 이들 탄화물의 상당수는, 열연 강관 제조 공정에 있어서의 마무리 압연 종료 후의 냉각 과정에서, 오스테나이트로부터 페라이트로의 변태와 동시에 상 계면 석출되는 탄화물이다.
- [0069] 페라이트 결정립 내의 탄화물의 평균 입자경 : 10 nm 미만
- [0070] 본 발명의 열연 강관에서는, 상기한 탄화물, 주로 Ti 및 V 의 복합 탄화물을 미세하게 분산시킴으로써 강화를 도모하고 있는데, 탄화물이 미세할수록 전위의 운동을 저해하는 입자수가 증가하기 때문에, 탄화물을 분산시킴으로써 얻어지는 강화량은 증대한다. 따라서, 본 발명에서는, 열연 강관을 원하는 인장 강도 (980 MPa) 로 할 목적에서, 페라이트 결정립 내에 분산시키는 탄화물의 평균 입자경을 10 nm 미만으로 한다. 바람직하게는 7 nm 미만이며, 더욱 바람직하게는 5 nm 이하이다.
- [0071] 다음으로, 본 발명 열연 강관의 성분 조성의 한정 이유에 대해 설명한다. 또한, 이하의 성분 조성을 나타내는 % 는, 특별히 언급하지 않는 한 질량% (mass%) 를 의미하는 것으로 한다.
- [0072] C : 0.06 % 이상 0.1 % 이하
- [0073] C 는, Ti 나 V, 혹은 나아가 Nb 와 결합하여 탄화물로서 강관 중에 미세 분산 (fine particle distribution) 된다. 즉 C 는, 미세한 탄화물을 형성하여 페라이트 조직을 현저하게 강화시키는 원소이며, 열연 강관을 강화하는 데에 있어서 필수 원소이다. 인장 강도 980 MPa 이상의 고강도 강관을 얻으려면, C 함유량을 적어도 0.06 % 이상으로 할 필요가 있다. 한편, C 함유량이 0.1 % 를 초과하면, 대량의 세멘타이트가 석출되어 강관의 굽힘 가공성이 저하된다. 세멘타이트와 매트릭스 (페라이트) 계면에서는 마이크로보이드가 생성되기 쉽고, 이 마이크로보이드는 강관의 굽힘 가공부에서의 균열 발생 요인이 되기 때문이다. 따라서, C 함유량을 0.06 % 이상 0.1 % 이하로 한다. 바람직하게는 0.07 % 이상 0.09 % 이하이다.
- [0074] Si : 0.09 % 이하
- [0075] Si 는, 연성 (연신) 의 저하를 초래하지 않고 강관 강도를 향상시키는 유효한 원소로서, 종래의 고강도 강관에서는 적극적으로 함유되고 있다. 그러나, Si 는, 강관 표면에 농화되기 쉽고, 강관 표면에 파알라이트 (Fe₂SiO₄) 를 형성한다. 이 파알라이트는 강관 표면에 썩기형으로 되어 형성되기 때문에, 강관의 굽힘 가공시, 균열의 기점이 된다. 따라서, 본 발명에서는 Si 함유량을 최대한 저감시키는 것이 바람직하지만, 0.09 % 까지는 허용할 수 있기 때문에, Si 함유량의 상한을 0.09 % 로 한다. 바람직하게는 0.06 % 이하이다. 또한, Si 함유량은 불순물 레벨까지 저감시켜도 된다.
- [0076] Mn : 0.7 % 이상 1.3 % 이하
- [0077] Mn 은, 페라이트상의 결정립 내에 석출되는 탄화물을 미세화하기 때문에, 열연 강관의 고강도화에 유효한 원소이다. 앞서 서술한 바와 같이, 본 발명에 있어서 페라이트상의 결정립 내에 석출되는 탄화물의 상당수는, 열연 강관 제조 공정에 있어서의 마무리 압연 종료 후의 냉각 과정에서, 오스테나이트로부터 페라이트로의 변태와 동시에 상 계면 석출된다. 그 때문에, 상기 변태 온도가 높으면 탄화물이 고온역에서 석출되고, 권취까지의 냉각 과정에서 탄화물이 조대화 (coarsening) 되어 버린다.
- [0078] 이와 같은 문제에 대해, Mn 은 강의 오스테나이트로부터 페라이트로의 변태 온도를 저하시키는 작용을 갖기 때문에, 소정량의 Mn 을 함유시킴으로써, 상기 변태 온도를 후술하는 권취 온도역까지 저하시켜, 강관의 권취와 동시에 탄화물을 석출시킬 수 있다. 그리고, 이와 같이 고온역에 장시간 노출되지 않고 권취와 동시에 석출된 탄화물은, 미세한 상태로 유지된다. 탄화물을 미세화하여 인장 강도 980 MPa 이상의 열연 강관을 얻으려면, Mn 함유량을 적어도 0.7 % 이상으로 할 필요가 있다. 한편, Mn 함유량이 1.3 % 를 초과하면, 고용 Mn 에 의한 강관의 가공성 저하가 현저해지기 때문에, 원하는 굽힘 가공성이 얻어지지 않는다. 따라서, Mn 함유량은 0.7 % 이상 1.3 % 이하로 한다. 바람직하게는 0.8 % 이상 1.2 % 이하이다.
- [0079] P : 0.03 % 이하
- [0080] P 는, 입계에 편석되어 가공시에 입계 균열의 기점이 되어, 강관의 굽힘 가공성을 열화시키는 유해한 원소이기 때문에, 최대한 저감시키는 것이 바람직하다. 그래서, 본 발명에서는 상기 문제점을 회피하기 위하여 P 함

유량을 0.03 % 이하로 한다. 바람직하게는 0.02 % 이하이다. P 함유량은 불순물 레벨까지 저감시켜도 된다.

[0081] S : 0.01 % 이하

[0082] S 는, 강 중에서 MnS 등의 개재물로서 존재한다. 이 개재물은 경질이기 때문에, 강관의 굽힘 가공시에 매트릭스와 개재물의 계면은 보이드의 기점이 되어, 강관의 굽힘 가공성을 저하시킨다. 따라서, 본 발명에서는, S 함유량을 최대한 저감시키는 것이 바람직하고, 0.01 % 이하로 한다. 바람직하게는 0.008 % 이하이다. S 함유량은 제로여도 문제 없다.

[0083] Al : 0.1 % 이하

[0084] Al 은, 탈산제로서 작용하는 원소이다. 이와 같은 효과를 얻기 위해서는 0.02 % 이상 함유하는 것이 바람직하지만, Al 함유량이 0.1 % 를 초과하면 알루미늄 등의 개재물에 의한 굽힘 가공성에 대한 악영향이 현재화된다. 따라서, Al 함유량은 0.1 % 이하로 한다. 바람직하게는 0.08 % 이하이다.

[0085] N : 0.01 % 이하

[0086] N 은, 제강 단계에서 탄화물 형성 원소인 Ti 와 결합하여 조대한 Ti 질화물을 형성하고, 미세한 탄화물의 형성을 저해하기 때문에 현저하게 강관 강도를 저하시킨다. 또한, 강관의 굽힘 가공시에 매트릭스와 조대한 Ti 질화물의 계면에서는 보이드가 발생하기 쉬워, 강관의 굽힘 가공성에 악영향을 초래한다. 따라서, N 함유량은 최대한 저감시키는 것이 바람직하고, 0.01 % 이하로 한다. 바람직하게는 0.008 % 이하이다. N 함유량은 제로여도 문제 없다.

[0087] Ti : 0.14 % 이상 0.20 % 이하

[0088] Ti 는, C 와 탄화물을 형성하여 강관의 고강도화에 기여하는 원소이다. 원하는 열연 강관 강도 (인장 강도 : 980 MPa 이상) 를 확보하기 위해서는, Ti 함유량을 0.14 % 이상으로 할 필요가 있다. 한편, Ti 함유량이 0.20 % 를 초과하면, 열연 강관을 제조할 때, 열간 압연 전의 강 소재 (슬래브) 가열에 의해 조대한 Ti 탄화물을 용해시킬 수 없어, 최종적으로 얻어지는 (권취 후의) 열연 강관에 조대한 Ti 탄화물이 잔존한다. 이와 같이 조대한 Ti 탄화물이 잔존하면, 열연 강관 강도가 저하될 뿐만 아니라, 매트릭스와 조대한 Ti 탄화물의 계면이 강관 굽힘 가공시에 보이드의 기점이 되어, 강관의 굽힘 가공성을 저하시킨다. 따라서, Ti 함유량은 0.14 % 이상 0.20 % 이하로 한다. 바람직하게는 0.15 % 이상 0.19 % 이하이다.

[0089] V : 0.07 % 이상 0.14 % 이하

[0090] V 는, Ti 와 동일하게, C 와 탄화물을 형성하여 강관의 고강도화에 기여하는 원소이다. V 는, Ti 와 결합하여 미세한 복합 탄화물을 형성하기 때문에, 강관의 고강도화에 유효하다. 원하는 열연 강관 강도 (인장 강도 : 980 MPa 이상) 를 확보하기 위해서는, V 함유량을 0.07 % 이상으로 할 필요가 있다. 한편, Ti 함유량보다 V 함유량이 많아지면, V 는 석출되기 어려운 상태가 되어 고용 상태로서 강관 중에 잔존하는 V 량이 많아진다. 고용 상태에 있는 V 는 강관의 굽힘 가공성을 열화시키기 때문에, V 함유량은 Ti 함유량 이하, 즉 0.14 % 이하로 할 필요가 있다. 따라서, V 함유량은 0.07 % 이상 0.14 % 이하로 한다. 바람직하게는 0.08 % 이상 0.13 % 이하이다.

[0091] Nb : 0.01 % 이상 0.05 % 이하

[0092] 이상이 본 발명에 있어서의 기본 성분이지만, 상기한 기본 성분에 더하여 추가로 Nb : 0.01 % 이상 0.05 % 이하를 함유해도 된다.

[0093] Nb 는, 실질적으로 페라이트 단상 조직을 갖는 열연 강관을 제조할 때의 열간 압연 공정에 있어서, 오스테나이트로부터 페라이트로의 변태 전의 오스테나이트 입자의 재결정을 저해시켜 미세결정 조직으로 하는 작용이 있다. 미세결정 조직에서는, 열간 압연에 의한 변형 에너지가 축적되기 쉽고, 페라이트상의 핵 생성 사이트수가 증대한다. 그 때문에, Nb 를 첨가하면, 열간 압연 공정에 있어서 페라이트상의 핵 생성 사이트수가 증대하는 결과, 페라이트상의 결정립을 미세화할 수 있다. 이와 같은 효과를 얻으려면, Nb 함유량을 0.01 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. 한편, 열간 압연 공정에서 강에 과도하게 변형 에너지를 가하면, 오스테나이트 → 페라이트 변태 온도가 상승하기 때문에, 미세한 탄화물이 얻어지지 않게 될 우려가 있다. 이와 같은 관점에서, Nb 함유량은 0.05 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는 0.02 % 이상 0.04 % 이하이다.

- [0094] Mo : 0.05 % 이하, W : 0.05 % 이하, Zr : 0.05 % 이하, Hf : 0.05 % 이하
- [0095] 또, 상기 기본 성분에 더하여 추가로 Mo, W, Zr 및 Hf 중 어느 1 종 이상을 함유하는 경우, 이들의 함유량은 Mo : 0.05 % 이하, W : 0.05 % 이하, Zr : 0.05 % 이하, Hf : 0.05 % 이하로 제한하는 것이 바람직하다.
- [0096] Mo, W, Zr 및 Hf 는, 탄화물을 형성하여 강관의 고강도화에 기여하는 원소이지만, 고용 상태로서 잔존하는 양도 많다. 이들의 고용 원소는 매트릭스의 가공성을 저하시키고, 강관의 굽힘 가공성에 악영향을 미친다. Mo, W, Zr, Hf 는, 함유량에 대해 석출되는 비율이 낮고, 고용 원소로서 강관 중에 잔존하는 양이 많다. 그 때문에, 이들의 함유량은 최대한 저감시키는 것이 바람직하지만, 각각 0.05 % 까지 허용할 수 있기 때문에, 상한량을 0.05 % 로 하였다. 바람직하게는 0.03 % 이하이다. 또한, Mo, W, Zr, Hf 의 함유량은 제로여도 된다.
- [0097] 그 밖의 함유 성분
- [0098] 또, 상기 서술한 기본 성분에 더하여 추가로, O (산소), Se, Te, Po, As, Bi, Ge, Pb, Ga, In, Tl, Zn, Cd, Hg, Ag, Au, Pd, Pt, Co, Rh, Ir, Ru, Os, Tc, Re, Ta, Be, Sr, REM, B, Ni, Cr, Sb, Cu, Sn, Mg 및 Ca 중 어느 1 종 이상을 합계로 0.2 % 이하 함유해도 된다. 이들 원소는, 강관의 굽힘 가공성의 관점에서 합계로 0.2 % 까지는 허용할 수 있다. 바람직하게는 합계로 0.09 % 이하로 한다. 상기 이외의 성분은, Fe 및 불가피적 불순물이다.
- [0099] 또, 본 발명의 열연 강관의 표면에 도금층을 형성해도 된다. 표면에 도금층을 형성함으로써, 열연 강관의 내식성이 향상되어, 엄격한 부식 환경하에서 사용되는 자동차 부품 등에 대한 적용이 가능해진다.
- [0100] 도금층의 종류는 특별히 문제삼지 않고, 전기 도금층, 무전해 도금층 모두 적용 가능하다. 또, 도금층의 합금 성분도 특별히 문제삼지 않고, 용융 아연 도금층, 합금화 용융 아연 도금층 등을 바람직한 예로서 들 수 있지만, 물론 이들에 한정되지 않고 종전 공지된 것이 모두 적용 가능하다.
- [0101] (고강도 열연 강관의 제조 방법)
- [0102] 다음으로, 본 발명의 열연 강관의 제조 방법에 대해 설명한다.
- [0103] 본 발명은, 상기한 조성의 강 소재 (강 슬래브) 를 가열하고, 조압연과 마무리 압연으로 이루어지는 열간 압연을 실시하고, 마무리 압연 종료 후, 냉각시키고, 권취하여, 열연 강관으로 한다.
- [0104] 그리고, 상기 강 소재의 가열 온도를 1100 °C 이상 1350 °C 이하로 하고, 상기 마무리 압연의 마무리 압연 온도를 850 °C 이상으로 하며, 상기 냉각을 마무리 압연 종료 후부터 3 초 이내에 개시하고, 상기 냉각의 평균 냉각 속도를 20 °C/s 이상으로 하고, 상기 권취의 권취 온도를 550 °C 이상 700 °C 이하로 하는 것을 특징으로 한다.
- [0105] 본 발명에 있어서, 강의 용제 (溶製) 방법은 특별히 한정되지 않고, 전로, 전기로 등, 공지된 용제 방법을 채용할 수 있다. 또, 진공 탈가스로에서 2 차 정련을 실시해도 된다. 그 후, 생산성이나 품질상의 문제로 부터 연속 주조법에 의해 슬래브 (강 소재) 로 하는 것이 바람직하지만, 조괴-분괴 압연법, 박슬래브 연주법 등, 공지된 주조 방법으로 슬래브로 해도 된다.
- [0106] 강 소재의 가열 온도 : 1100 °C 이상 1350 °C 이하
- [0107] 상기와 같이 얻어진 강 소재 (강 슬래브) 에, 조압연 및 마무리 압연을 실시하는데, 본 발명에 있어서는, 조압연에 앞서 강 소재를 가열하여 실질적으로 균질한 오스테나이트상으로 하고, 조대한 탄화물을 용해시킬 필요가 있다. 강 소재의 가열 온도가 1100 °C 를 하회하면, 조대한 탄화물이 용해되지 않기 때문에, 열간 압연 종료 후의 냉각·권취 공정에서 미세 분산되는 탄화물의 양이 줄게 되어, 최종적으로 얻어지는 열연 강관의 강도가 현저하게 저하된다. 한편, 상기 가열 온도가 1350 °C 를 상회하면 스케일이 물려, 강관의 표면 성상 (surface appearance quality) 을 악화시킨다.
- [0108] 이상의 이유에 의해, 강 소재의 가열 온도는 1100 °C 이상 1350 °C 이하로 한다. 바람직하게는 1150 °C 이상 1320 °C 이하이다. 단, 강 소재에 열간 압연을 실시할 때에, 주조 후의 강 소재가 1100 °C 이상 1350 °C 이하의 온도역에 있는 경우, 혹은 강 소재의 탄화물이 용해되어 있는 경우에는, 강 소재를 가열하지 않고 직송 압연해도 된다. 또한, 조압연 조건에 대해서는 특별히 한정되지 않는다.
- [0109] 마무리 압연 온도 : 850 °C 이상
- [0110] 마무리 압연 온도가 850 °C 를 하회하면, 마무리 압연 중에 페라이트 변태가 개시되어 페라이트 입자가 신전된

조직이 되는 데다가, 부분적으로 페라이트 입자가 성장된 혼립 조직이 되기 때문에, 열연 강판의 굽힘 가공성이 현저하게 저하된다. 따라서, 마무리 압연 온도는 850 °C 이상으로 한다. 바람직하게는 870 °C 이상이다. 또한, 마무리 압연 온도의 상한은 특별히 정하지 않지만, 마무리 압연 온도는 슬래브 재가열 온도나 통관 속도, 강판 판두께에 따라 결정된다. 그 때문에, 실질적으로 마무리 압연 온도의 상한은 990 °C 이하이다.

- [0111] 마무리 압연 종료 후부터 강제 냉각을 개시할 때까지의 시간 : 3 초 이내
- [0112] 마무리 압연 직후의 고온 상태의 강판에 있어서는, 오스테나이트상에 축적된 변형 에너지가 크기 때문에, 변형 유기 석출에 의한 탄화물이 생성된다. 이 탄화물은, 고온에서 석출되기 때문에 조대화되기 쉬운 점에서, 변형 유기 석출이 발생하면 미세한 석출물이 잘 얻어지지 않게 된다. 따라서, 본 발명에서는, 변형 유기 석출을 억제할 목적에서 열간 압연 종료 후 신속하게 강제 냉각을 개시할 필요가 있어, 마무리 압연 종료 후부터 늦어도 3 초 이내에 냉각을 개시한다. 바람직하게는 2 초 이내이다.
- [0113] 평균 냉각 속도 : 20 °C/s 이상
- [0114] 상기한 바와 같이, 마무리 압연 종료 후의 강판의 고온으로 유지되는 시간이 길수록, 변형 유기 석출로 인한 탄화물의 조대화가 진행되기 쉬워진다. 또, 본 발명에 있어서는, 강판에 소정량의 Mn 을 함유시킴으로써 오스테나이트 → 페라이트 변태를 억제하고 있지만, 냉각 속도가 작으면 고온에서 페라이트 변태가 개시되어, 탄화물이 조대화되기 쉬워진다. 그 때문에, 마무리 압연 후에는 급랭할 필요가 있고, 상기 문제를 회피하려면 20 °C/s 이상의 평균 냉각 속도로 냉각시킬 필요가 있다. 바람직한 평균 냉각 속도는, 40 °C/s 이상이다. 단, 마무리 압연 종료 후의 냉각 속도가 과잉으로 커지면, 권취 온도의 제어가 곤란해져 안정적인 열연 강판 강도가 잘 얻어지지 않게 되는 것이 우려되기 때문에, 150 °C/s 이하로 하는 것이 바람직하다.
- [0115] 권취 온도 : 550 °C 이상 700 °C 이하
- [0116] 권취 온도가 550 °C 를 하회하면 충분한 양의 탄화물이 얻어지지 않아, 강판 강도가 저하된다. 한편, 권취 온도가 700 °C 를 초과하면, 석출된 탄화물이 조대화되기 때문에 강판 강도가 저하된다. 따라서, 권취 온도의 범위는 550 °C 이상 700 °C 이하로 한다. 바람직하게는 580 °C 이상 680 °C 이하이다.
- [0117] 또한, 열간 압연한 권취 후의 열연 강판은, 표면에 스케일이 부착된 상태라 하더라도, 산세를 실시함으로써 스케일을 제거한 상태라 하더라도, 그 특성이 바뀌는 경우는 없고, 어느 상태에 있어서도 상기한 우수한 특성을 발현한다. 또, 본 발명에서는, 권취 후의 열연 강판에 도금 처리를 실시하여, 열연 강판 표면에 도금층을 형성해도 된다.
- [0118] 본 발명의 열연 강판은, 740 °C 까지의 가열 처리를 단시간 실시해도 재질 변동이 작다. 그 때문에, 강판에 내식성을 부여할 목적에서, 본 발명의 열연 강판에 도금 처리를 실시하여, 그 표면에 도금층을 구비할 수 있다. 도금 처리에 있어서의 가열 온도는 740 °C 이하에서도 제조 가능한 점에서, 본 발명의 열연 강판에 도금 처리를 실시해도 상기한 본 발명의 효과를 저해하는 경우는 없다. 도금층의 종류는 특별히 문제삼지 않고, 전기 도금층, 무전해 도금층 모두 적용 가능하다. 또, 도금층의 합금 성분도 특별히 문제삼지 않고, 용융 아연 도금층, 합금화 용융 아연 도금층 등을 바람직한 예로서 들 수 있지만, 물론 이들에 한정되지 않고 종전 공지된 것이 모두 적용 가능하다.
- [0119] 도금 처리의 방법도 특별히 문제삼지 않고, 종전 공지된 방법이 모두 적용 가능하다. 예를 들어, 어닐링 온도를 740 °C 이하로 한 연속 도금 라인 (continuous galvanizing/galvannealing line) 에 통관시킨 후, 도금욕에 강판을 침지시켜 들어올리는 방법 등을 들 수 있다. 또, 도금 처리 후에 가스노 등의 노 내에서 강판 표면을 가열하여 합금화 처리를 실시해도 된다.
- [0120] 이상과 같이, 본 발명에 의하면, 강판 조성 및 제조 조건을 적정화함으로써, 페라이트상의 면적률이 95 % 이상, 그 페라이트상의 평균 결정 입경이 8 μm 이하이며, 상기 페라이트상의 결정립 내의 탄화물 평균 입자경이 10 nm 미만인 조직을 갖는 열연 강판이 얻어진다. 또, 본 발명에서는, 굽힘 가공성을 높일 목적으로 강판 중에 존재하는 고용 원소 및 조대한 개재물을 저감시킨 후 고강도화를 도모하고 있기 때문에, 굽힘 가공성이 우수한 고강도 열연 강판으로 할 수 있다.
- [0121] 또한, 본 발명에서는, 강판에 함유되는 탄화물 형성 원소 (Ti 및 V, 혹은 추가로 Nb, W, Mo, Hf, Zr) 의 함유량을 최적화한 후, 열연 강판의 제조 조건을 규정하고 있다. 이로써, 페라이트 결정립 내에 상기한 평균 입자경이 10 nm 미만인 탄화물을 충분히 석출시킬 수 있어, 우수한 굽힘 가공성을 유지하면서 열연 강판의 인장 강

도를 980 MPa 이상으로까지 높일 수 있다. 또한, 본 발명은 인장 강도 1100 MPa 이하의 열연 강관에 적용하는 것이 바람직하고, 인장 강도 1052 MPa 이하의 열연 강관에 적용하는 것이 보다 바람직하다.

[0122] 실시예

[0123] 표 1 에 나타내는 조성을 갖는 두께 250 mm 의 강 소재 (강 슬래브) 에, 표 2 에 나타내는 열연 조건에서 열간 압연을 실시하여 판두께 1.4 ~ 3.2 mm 의 열연 강관으로 하였다. 또한, 표 2 에 기재된 냉각 속도는, 마무리 압연 온도부터 권취 온도까지의 평균 냉각 속도이다.

[0124] 또, 얻어진 열연 강관의 일부에 대해, 어닐링 온도 720 °C 의 용융 아연 도금 라인에 통과하고, 그 후, 460 °C 의 도금욕 (도금 조성 : Zn-0.13 mass% Al) 에 침지하여, 용융 아연 도금재 (GI 재) 로 하였다. 또 일부 용융 아연 도금재 (GI 재) 에 대해서는, 용융 아연 도금 라인에 통과, 도금욕 침지에 이어, 520 °C 에서 합금화 처리를 실시하여 합금화 용융 아연 도금재 (GA 재) 로 하였다. 도금 부착량은 GI 재, GA 재 모두 편면당 45 ~ 55 g/m² 로 하였다.

[0125] 또한, 강관 No.3 ~ 5, 12 ~ 18 을 제외하고, 권취까지의 냉각 중에 오스테나이트로부터 페라이트로의 변태는 발생하지 않았음을 별도로 확인하고 있다.

표 1

강	화학 성분 (질량%)														비고
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	V	Nb	Mo, W, Zr, Hf	기타	적합강	적합강	
A	0.081	0.01	1.05	0.01	0.0056	0.041	0.0038	0.158	0.10	-	-	-	-	-	-
B	0.079	0.02	0.85	0.02	0.0051	0.041	0.0029	0.186	0.12	-	-	-	-	-	-
C	0.089	0.01	1.18	0.02	0.0048	0.041	0.0039	0.167	0.12	0.02	-	-	-	-	O:0.0009, Bi:0.0001, Ge:0.0009, Pb:0.0001, Cd:0.0001, Pt:0.0001, Co:0.002, Re:0.0001
D	0.085	0.02	1.02	0.01	0.0053	0.045	0.0026	0.148	0.13	-	Zr:0.02	-	-	-	Ni:0.021, Cr:0.026, Cu:0.09, As:0.0008, REM:0.002, B:0.0002, Hg:0.0001, Ag:0.0001, Rh:0.0001, Au:0.0001, Pd:0.0001
E	0.085	0.02	1.05	0.01	0.0057	0.038	0.0048	0.164	0.11	-	-	-	-	-	Zn:0.0008, Ir:0.0002, Ru:0.0002, Ta:0.001, Sb:0.001, Mg:0.002, Ti:0.0001, Os:0.0001, Ga:0.0002
F	0.081	0.01	1.07	0.02	0.0051	0.041	0.0039	0.168	0.12	-	Mo:0.02, Hf:0.01	-	-	-	In:0.0001, Ca:0.002, Po:0.0002, Sn:0.01
G	0.081	0.01	1.10	0.02	0.0012	0.039	0.0028	0.169	0.11	-	W:0.02	-	-	-	Se:0.0001, Te:0.0001, Be:0.0002, Sr:0.0002, Te:0.0001
H	0.052	0.02	1.11	0.01	0.0051	0.041	0.0033	0.158	0.10	-	-	-	-	-	-
I	0.112	0.01	1.03	0.01	0.0011	0.040	0.0029	0.166	0.11	-	-	-	-	-	-
J	0.082	0.50	1.12	0.02	0.0015	0.046	0.0034	0.169	0.10	-	-	-	-	-	-
K	0.085	0.01	0.41	0.02	0.0035	0.041	0.0036	0.166	0.11	-	-	-	-	-	-
L	0.081	0.03	1.52	0.01	0.0051	0.040	0.0023	0.161	0.12	-	-	-	-	-	-
M	0.082	0.01	1.15	0.01	0.0032	0.041	0.0035	0.130	0.10	-	-	-	-	-	-
N	0.085	0.03	1.09	0.01	0.0051	0.040	0.0023	0.161	0.03	-	-	-	-	-	-

* 해당부는 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.

[0126]

표 2

강판 No.	강	열간 압연 공정					비고
		슬래브 가열 온도 (°C)	마무리 압연 온도 (°C)	냉각 개시 시간 (s) *1	평균 냉각 속도 (°C/s)	권취 온도 (°C)	
1	A	1250	920	1.2	50	580	본 발명에
2		1260	910	1.1	55	650	본 발명에
3		1250	920	1.2	5	620	비교예
4		1250	910	1.0	55	520	비교예
5		1240	910	1.1	60	750	비교예
6	B	1250	920	0.8	55	620	본 발명에
7	C	1280	940	1.1	60	610	본 발명에
8	D	1260	930	1.0	60	620	본 발명에
9	E	1270	960	1.5	65	610	본 발명에
10	F	1260	930	1.1	60	630	본 발명에
11	G	1250	920	1.8	80	610	본 발명에
12	H	1260	920	1.1	60	630	비교예
13	I	1250	910	1.3	60	620	비교예
14	J	1270	930	1.0	65	600	비교예
15	K	1250	910	0.9	55	620	비교예
16	L	1260	900	1.2	60	610	비교예
17	M	1270	930	1.0	65	630	비교예
18	N	1250	920	1.3	60	590	비교예

* 하선부는 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.
*1 마무리 압연 종료 후부터 냉각을 개시할 때까지의 시간 (s).

[0127]

[0128]

상기에 의해 얻어진 열연 강판 (열연 강판, GI 재, GA 재) 으로부터 시험편을 채취하여, 조직 관찰, 인장 시험, 굽힘 시험을 실시하고, 페라이트상의 면적률, 페라이트상 이외의 조직의 종류 및 면적률, 페라이트상의 평균 결정 입경, 탄화물의 평균 입자경, 항복 강도, 인장 강도, 연신, 한계 굽힘 반경을 구하였다. 시험 방법은 다음과 같이 하였다.

[0129]

(i) 조직 관찰

[0130]

페라이트상의 면적률은 이하의 수법에 의해 평가하였다. 압연 방향과 평행한 단면의 관두께 중심부를, 5 % 나이탈 (nital) 에 의한 부식 출현 조직을 주사형 광학 현미경으로 400 배로 확대하여 10 시야분 촬영하였다. 페라이트상은, 입자 내에 부식 흔적이나 세멘타이트가 관찰되지 않는 형태를 갖는 조직이다. 또, 폴리곤 날 페라이트, 베이나이트 페라이트, 아시클러 페라이트 및 그레놀라 페라이트를 페라이트로 하여, 페라이트상의 면적률, 페라이트상의 평균 입경 및 페라이트상의 결정립 내의 탄화물의 평균 입경을 도출하였다.

[0131]

페라이트상의 면적률은, 화상 해석에 의해 페라이트상과 베이나이트나 마텐자이트 등의 페라이트상 이외를 분리하고, 관찰 시야에 대한 페라이트상의 면적률에 의해 구하였다. 이 때, 선상의 형태로서 관찰되는 입계는 페라이트상의 일부로서 계상하였다. 얻어진 페라이트상의 면적률을 표 3 에 나타낸다.

[0132]

페라이트상의 평균 결정 입경은, 상기 400 배로 확대하여 촬영하고 대표적인 사진 3 장에 대해 수평선 및 수직선을 각각 3 개씩 긋고 ASTM E 112-10 에 준거한 절단법에 의해 구하여, 3 장의 평균값을 최종적인 평균 결정 입경으로 하였다. 얻어진 평균 결정 입경을 표 3 에 나타낸다.

[0133]

페라이트상의 결정립 내의 탄화물의 평균 입자경은, 얻어진 열연 강판의 관두께 중앙부로부터 박막법에 의해 샘플을 제작하고, 투과형 전자 현미경 (배율 : 135000 배) 으로 관찰을 실시하여, 100 점 이상의 석출물 입자경의 평균에 의해 구하였다. 이 석출물 입자경을 산출함에 있어서, 입자경이 1.0 μm 이상인 조대한 세멘타이트나 질화물은 포함하지 않는 것으로 하였다. 얻어진 탄화물의 평균 입경을 표 3 에 나타낸다.

[0134]

(ii) 인장 시험

[0135]

얻어진 열연 강판으로부터 압연 방향과 수직 방향으로 JIS 5 호 인장 시험편을 제작하고, JIS Z 2241 (2011) 의 규정에 준거한 인장 시험을 5 회 실시하여, 평균의 항복 강도 (YS), 인장 강도 (TS), 전 (全) 연신 (E1) 을 구하였다. 또한, 인장 시험의 크로스헤드 스피드는 10 mm/min 으로 하였다.

[0136]

(iii) 굽힘 시험 (굽힘 가공성 평가)

[0137]

얻어진 열연 강판으로부터, 길이 방향이 압연 방향에 대해 직각이 되도록 단책 (短冊) 상의 시험편 (100 W × 35 L mm) 을 전단 가공에 의해 채취하였다. 이 때, 전단면과 과단면이 시험편 끝면에서 동일한 방향으로 하였다. 이상과 같이 하여 채취한 시험편을 사용하여 JIS Z 2248 에 준거한 V 블록법에 의한 굽힘 시험을 3 회 실시하고, 시험 후 샘플의 만곡부 외측을 육안으로 관찰하여, 균열이나 흠집 등의 결점이 없는 것을 합격으

로 하였다. 다양한 내경 반경을 갖는 누름 금구를 사용하여 시험을 실시하고, 하기 식에 나타내는 바와 같이, 합격이 된 누름 금구의 최소 내측 반경 (R) (mm) 을 열연 강관의 관두께 (t) (mm) 로 나눈 값 (R/t) 을 한계 굽힘 반경으로 하였다.

[0138] (한계 굽힘 반경) = (합격이 된 누름 금구의 최소 내측 반경 (R))/(강관 관두께 (t))

[0139] 한계 굽힘 반경은 작은 값일수록 양호한 결과인 것을 나타낸다. 한계 굽힘 반경이 2.0 이하인 경우의 평가를 양호 "○" 로 하고, 한계 굽힘 반경이 2.0 초과인 경우의 평가를 불량 "×" 로 하였다.

[0140] 이상에 의해 얻어진 결과를 표 3 에 나타낸다.

표 3

강관 No.	열연 강관의 관두께 (mm)	도금의 유무*2	열연 강관의 조직		열연 강관의 기계적 성질			굽힘 가공성		비고	
			페라이트상의 면적률 (%)	페라이트 입경 *3(μm)	탄화물의 입경 (nm)*4	항복 강도 YS(MPa)	인장 강도 TS(MPa)	연신 El(%)	한계 굽힘 반경		평가 *5
1	2.0	-	100	2.8	2	924	995	19	0.5	○	본 발명에
2	2.3	-	100	3.9	3	913	981	20	0.4	○	본 발명에
3	2.0	-	100	3.5	10	730	785	22	<0.25	○	비교예
4	2.0	-	99(잔부:페라이트)	2.7	2	841	927	15	4.0	×	비교예
5	2.0	-	100	9	11	628	675	23	<0.25	○	비교예
6	1.6	-	100	3.2	2	975	1052	18	0.6	○	본 발명에
	1.6	GI	100	3.3	2	974	1049	18	0.6	○	본 발명에
7	1.4	-	100	3.1	2	952	1028	18	0.7	○	본 발명에
	1.4	GA	100	3.2	3	953	1025	18	<0.4	○	본 발명에
8	1.8	-	100	3.3	2	942	1013	19	0.6	○	본 발명에
	1.8	GA	100	3.2	2	935	1010	19	0.6	○	본 발명에
9	3.2	-	100	4.5	3	961	1030	20	0.9	○	본 발명에
10	2.3	-	100	3.2	3	952	1014	19	1.3	○	본 발명에
11	1.8	-	100	4.1	2	961	1029	19	0.6	○	본 발명에
12	1.6	-	100	4.1	2	834	912	20	0.6	○	비교예
13	1.4	-	92(잔부:페라이트)	3.8	3	921	995	18	>5.7	×	비교예
14	1.6	-	100	3.5	2	950	1016	18	>5.0	×	비교예
15	1.2	-	100	6.1	10	851	924	20	1.7	○	비교예
16	1.6	-	100	3.5	2	949	1020	18	>5.0	×	비교예
17	1.8	-	100	3.5	3	888	955	20	0.6	○	비교예
18	2.0	-	100	3.8	3	854	918	21	1.0	○	비교예

* 하선부는 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.
 *2 "-" 는 도금이 없는 열연 강관, "GI 제" 는 용융 아연 도금층을 구비한 열연 강관, "GA 제" 는 합금화 용융 아연 도금층을 구비한 열연 강관.
 *3 페라이트상의 평균 결정 입경
 *4 페라이트 입자 내의 탄화물의 평균 입자경
 *5 한계 굽힘 반경이 2.0 이하이면 "○", 2.0 보다 크면 "×"

[0141] 본 발명예는 모두, 인장 강도 (TS) : 980 MPa 이상이며 또한 굽힘 가공성도 우수하여, 강도와 가공성을 겸비한 열연 강관이 되었다. 한편, 본 발명의 범위를 벗어나는 비교예는, 소정의 고강도를 확보할 수 없었거나, 양호한 굽힘 가공성이 얻어져 있지 않음을 알 수 있다.

[0142] 산업상 이용가능성

[0143] 본 발명에 의하면, 자동차의 구조 부재 등의 용도에 바람직한, 인장 강도 : 980 MPa 이상이며 또한 굽힘 가공성이 우수한 고강도 열연 강관이 얻어져, 자동차 부재의 경량화와 자동차 부재 성형의 양립이 가능해진다.