



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2017년06월16일
 (11) 등록번호 10-1748510
 (24) 등록일자 2017년06월12일

- (51) 국제특허분류(Int. Cl.)
 C22C 38/00 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
 C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/42 (2006.01)
 C22C 38/44 (2006.01) C22C 38/48 (2006.01)
 C22C 38/50 (2006.01) C22C 38/54 (2006.01)
 C22C 38/58 (2006.01)
- (52) CPC특허분류
 C22C 38/004 (2013.01)
 C21D 8/0263 (2013.01)
- (21) 출원번호 10-2015-7022664
- (22) 출원일자(국제) 2014년02월25일
 심사청구일자 2015년08월21일
- (85) 번역문제출일자 2015년08월21일
- (65) 공개번호 10-2015-0110700
- (43) 공개일자 2015년10월02일
- (86) 국제출원번호 PCT/JP2014/054570
- (87) 국제공개번호 WO 2014/132968
 국제공개일자 2014년09월04일
- (30) 우선권주장
 JP-P-2013-035597 2013년02월26일 일본(JP)
- (56) 선행기술조사문헌
 JP2006274335 A*
 JP2008144233 A*
 KR1020110110370 A
 JP2012062557 A
 *는 심사관에 의하여 인용된 문헌

- (73) 특허권자
 신닛테츠스미킨 카부시카이사
 일본 도쿄도 치요다꾸 마루노우찌 2쵸메 6방 1고
- (72) 발명자
 아즈마 마사후미
 일본 1008071 도쿄도 치요다꾸 마루노우치 2쵸메 6방 1고 신닛테츠스미킨카부시카이사 내
 슈토 히로시
 일본 1008071 도쿄도 치요다꾸 마루노우치 2쵸메 6방 1고 신닛테츠스미킨카부시카이사 내
 (뒷면에 계속)
- (74) 대리인
 장수길, 차영란, 성재동

전체 청구항 수 : 총 6 항

심사관 : 윤여분

(54) 발명의 명칭 **베이킹 경화성과 저온 인성이 우수한 인장 최대 강도 980MPa 이상의 고강도 열연 강판**

(57) 요약

질량%로, C: 0.01%~0.2%, Si: 0~2.5%, Mn: 0~4.0%, Al: 0~2.0%, N: 0~0.01%, Cu: 0~2.0%, Ni: 0~2.0%, Mo: 0~1.0%, V: 0~0.3%, Cr: 0~2.0%, Mg: 0~0.01%, Ca: 0~0.01%, REM: 0~0.1%, B: 0~0.01%, P: 0.10% 이하, S: 0.03% 이하, O: 0.01% 이하이고, Ti와 Nb 중 어느 한쪽 또는 양쪽을 합계로 0.01~0.30% 함유하고, 잔부는 철 및 불가피적 불순물로 이루어지고, 강판의 조직이, 전위 밀도 5×10^{13} (1/m²) 이상 1×10^{16} (1/m²) 이하, 철계 탄화물을 1×10^6 (개/mm²) 이상 함유하는 템퍼링 마르텐사이트 혹은 하부 베이나이트를 체적 분율의 합계로 90% 이상 포함하는 고강도 강판.

(52) CPC특허분류

C21D 9/46 (2013.01)
C22C 38/002 (2013.01)
C22C 38/005 (2013.01)
C22C 38/42 (2013.01)
C22C 38/44 (2013.01)
C22C 38/48 (2013.01)
C22C 38/50 (2013.01)
C22C 38/54 (2013.01)
C22C 38/58 (2013.01)

(72) 발명자

요코이 다츠오

일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메
6방 1고 신닛테즈스미킨카부시키키카이사 내

간자와 유우키

일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메
6방 1고 신닛테즈스미킨카부시키키카이사 내

우에니시 아키히로

일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메
6방 1고 신닛테즈스미킨카부시키키카이사 내

명세서

청구범위

청구항 1

질량%로,

C: 0.01%~0.2%,

Si: 0.08~0.13%,

Mn: 1~4.0%,

Al: 0.001~2.0%,

N: 0.0005~0.01%,

Cu: 0~2.0%,

Ni: 0~2.0%,

Mo: 0~1.0%,

V: 0~0.3%,

Cr: 0~2.0%,

Mg: 0~0.01%,

Ca: 0~0.01%,

REM: 0~0.1%,

B: 0~0.01%,

P: 0.10% 이하,

S: 0.03% 이하,

O: 0.01% 이하

이고, Ti와 Nb 중 어느 한쪽 또는 양쪽을 합계로 0.01~0.30% 함유하고, 잔부는 철 및 불가피적 불순물로 이루어지는 조성과,

템퍼링 마르텐사이트와 하부 베이나이트 중 어느 한쪽 또는 양쪽을 체적 분율의 합계로 90% 이상 함유하고, 마르텐사이트와 하부 베이나이트 중의 전위 밀도가 5×10^{13} (1/m²) 이상 1×10^{16} (1/m²) 이하인 조직을 갖는, 인장 최대 강도가 980MPa 이상인, 고강도 열연 강판.

청구항 2

제1항에 있어서,

상기 템퍼링 마르텐사이트 및 하부 베이나이트 중에 존재하는 철계 탄화물이 1×10^6 (개/mm²) 이상인, 고강도 열연 강판.

청구항 3

제1항에 있어서,

상기 템퍼링 마르텐사이트 및 하부 베이나이트의 유효 결정 입경이 10 μ m 이하인, 고강도 열연 강판.

청구항 4

제1항에 있어서,

질량%로,

Cu: 0.01~2.0%,

Ni: 0.01~2.0%,

Mo: 0.01~1.0%,

V: 0.01~0.3%,

Cr: 0.01~2.0%,

중 1종 또는 2종 이상을 함유하는, 고강도 열연 강판.

청구항 5

제1항에 있어서,

질량%로,

Mg: 0.0005~0.01%,

Ca: 0.0005~0.01%,

REM: 0.0005~0.1%,

중 1종 또는 2종 이상을 함유하는, 고강도 열연 강판.

청구항 6

제1항에 있어서,

질량%로,

B: 0.0002~0.01%

를 함유하는, 고강도 열연 강판.

청구항 7

삭제

청구항 8

삭제

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은, 인장 최대 강도가 980MPa 이상이고, 베이킹 경화성 및 저온 인성이 우수한 고강도 열연 강판 및 그 제조 방법에 관한 것이다. 본 발명은, 성형 및 도장 베이킹 처리 후의 경화성이 우수하고, 또한 극저온 영역에서의 사용을 가능하게 하기 위해 저온 인성을 구비한 강판에 관한 것이다.

배경 기술

[0002] 자동차로부터의 탄산 가스의 배출량을 억제하기 위해, 고강도 강판을 사용하여 자동차 차체의 경량화가 진행되고 있다. 또한, 탑승자의 안전성 확보를 위해서도, 자동차 차체에는 연강판 외에 인장 최대 강도 980MPa 이상의 고강도 강판이 많이 사용되도록 되어 왔다. 또한 자동차 차체의 경량화를 급후 진전시키기 위해서는, 종래 이상으로 고강도 강판의 사용 강도 레벨을 높여야 한다. 그러나, 강판의 고강도화는, 일반적으로 성형성(가공성) 등의 재료 특성의 열화를 수반한다. 재료 특성을 열화시키지 않고 어떻게 고강도화를 도모할지가 고강도 강판의 개발에 있어서 중요해진다.

[0003] 또한, 이러한 부재에 대해 사용되는 강판은, 성형 후에 부품으로서 자동차에 장착한 후에, 충돌 등에 의한 충격을 받아도 부재가 파괴되기 어려운 성능이 요구된다. 특히 한랭지에서의 내충격성 확보를 위해서는 저온 인성

도 향상시키고 싶다는 요망도 있다. 이 저온 인성은, vTrs(샤르피 파면 천이 온도) 등으로 규정되는 것이다. 이로 인해, 상기 강재의 내충격성 자체를 고려하는 것도 필요해지고 있다. 이것에 더하여, 고강도화는, 강관의 소성 변형을 하기 어렵게 하기 때문에, 보다 파괴의 우려가 높아지므로, 인성은 중요한 특성으로서 요망이 있다.

[0004] 성형성의 열화 없이 강관 강도를 향상시키는 방법으로서, 도장 베이킹을 이용하여 베이킹 경화시키는 방법이 존재한다. 이것은, 도장 베이킹 처리시의 열처리를 이용하여, 강관 중에 존재하는 고용 C를, 성형 중에 도입된 전위에 고착하거나, 혹은 탄화물로서 석출시킴으로써, 자동차 부재의 고강도화를 도모하는 방법이다. 이 방법은, 프레스 성형 후에 경화하므로, 고강도화에 의한 프레스 성형성의 열화가 존재하지 않는다. 이것으로부터, 자동차 구조 부재에의 활용이 기대되고 있다. 이 베이킹 경화성을 평가하는 지표로서는, 실온에서 2%의 예비 변형을 가한 후, 170℃×20min의 열처리를 행하고, 재인장시를 행하는 시험 방법이 알려져 있다.

[0005] 베이킹 경화성은, 제조시에 도입된 전위와 프레스 가공시에 도입된 전위의 양쪽이 베이킹 경화에 기여하므로, 이 양쪽의 합계로 되는 전위 밀도와 강관 중의 고용 C량이 중요해진다. 고용 C를 다량으로 확보하여, 높은 베이킹 경화성을 확보한 강관으로서, 특허문헌 1이나 2에 개시하는 강관이 존재한다. 더욱 높은 베이킹 경화성을 확보한 강관으로서, 고용 C에 더하여, N을 활용한 강이 높은 베이킹 경화성을 갖는 강관으로서 알려져 있다 (특허문헌 3, 4).

[0006] 그러나, 특허문헌 1~4의 강관은, 높은 베이킹 경화성을 확보 가능하지만, 모상 조직을 페라이트 단상으로 하고 있으므로, 구조 부재의 고강도화나 경량화에 기여 가능한 인장 최대 강도 980MPa 이상의 고강도 강관의 제조에는 적합하지 않다.

[0007] 이에 반해, 마르텐사이트 조직은, 극히 단단하므로, 980MPa급 이상의 고강도를 갖는 강관에 있어서는, 주상 혹은 제2상으로서 강화에 이용되는 경우가 많다.

[0008] 그러나, 마르텐사이트는 전위를 극히 다량으로 포함하므로, 높은 베이킹 경화성을 얻는 것이 어려웠다. 이것은, 강 중의 고용 C량과 비교하여, 전위 밀도가 높은 것이 원인이다. 일반적으로, 강관 중에 존재하는 전위 밀도에 대해, 고용 C가 적으면 베이킹 경화성이 저하되므로, 전위를 많이 포함하지 않는 연강과 마르텐사이트 단상 강을 비교한 경우, 고용 C가 동일하면 베이킹 경화성이 낮아진다.

[0009] 따라서, 보다 높은 베이킹 경화성 확보를 기도한 강관으로서, 강 중에 Cu, Mo, W 등의 원소를 첨가하고, 베이킹 도장시에 이들 탄화물을 석출시킴으로써, 가일층의 고강도를 달성한 강관이 알려져 있다(특허문헌 5, 6). 그러나, 이 강관은, 고가인 원소의 첨가를 필요로 하므로 경제성이 떨어진다. 이것에 더하여, 이들 원소를 포함하는 탄화물을 활용하였다고 해도, 980MPa 이상의 강도 확보가 어렵다고 하는 과제를 갖고 있었다.

[0010] 한편, 고강도 강관에 있어서의 인성의 향상법에 대해서는, 예를 들어 특허문헌 7에 있어서 그 제조 방법이 개시되어 있다. 어스펙트비를 조정한 마르텐사이트 상을 주상으로 하는 방법(특허문헌 7)이 알려져 있다.

[0011] 일반적으로, 마르텐사이트의 어스펙트비는, 변태 전의 오스테나이트립의 어스펙트비에 의존하는 것이 알려져 있다. 즉, 어스펙트비가 큰 마르텐사이트라 함은, 미세결정 오스테나이트(압연에 의해 늘여진 오스테나이트)로부터 변태된 마르텐사이트를 의미하고 있고, 어스펙트비가 작은 마르텐사이트라 함은, 재결정 오스테나이트로부터 변태된 마르텐사이트를 의미하고 있다.

[0012] 이것으로부터, 특허문헌 7의 강관은, 어스펙트비를 작게 하기 위해, 오스테나이트를 재결정시킬 필요가 있고, 이것에 더하여, 오스테나이트를 재결정시키기 위해서는, 마무리 압연 온도를 높일 필요가 있고, 오스테나이트의 입경, 나아가서는, 마르텐사이트의 입경이 커지는 경향이 있었다. 일반적으로, 세립화가 인성 향상에 효과가 있는 것이 알려져 있으므로, 어스펙트비의 저하는 형상에 기인한 인성 열화 인자의 저감은 가능하지만, 결정립 조대화에 기인한 인성 열화를 수반하므로, 그 향상에는 한계가 있다. 이것에 더하여, 본원 연구에서 착안한 베이킹 경화성에 대해서는 전혀 언급되어 있지 않아, 충분한 베이킹 경화성이 확보되어 있다고는 하기 어렵다.

[0013] 혹은, 특허문헌 8에서는, 평균 입경을 5~10 μ m로 한 페라이트 중에 탄화물을 미세하게 석출시킴으로써 강도와 저온 인성을 향상 가능한 것이 알려져 있다. 강 중의 고용 C를 Ti 등을 포함하는 탄화물로서 석출시킴으로써, 강관 강도를 높이고 있으므로, 강 중의 고용 C가 낮아, 높은 베이킹 경화성을 확보하는 것이 어렵다고 생각된다.

[0014] 이와 같이 980MPa를 초과하는 고강도 강관에 있어서, 높은 베이킹 경화성과 우수한 저온 인성을 동시에 구비하는 것은 어렵다.

선행기술문헌

특허문헌

- [0015] (특허문헌 0001) 일본 특허 공고 평5-55586호 공보
- (특허문헌 0002) 일본 특허 제3404798호 공보
- (특허문헌 0003) 일본 특허 제4362948호 공보
- (특허문헌 0004) 일본 특허 제4524859호 공보
- (특허문헌 0005) 일본 특허 제3822711호 공보
- (특허문헌 0006) 일본 특허 제3860787호 공보
- (특허문헌 0007) 일본 특허 출원 제2011-52321호 공보
- (특허문헌 0008) 일본 특허 공개 제2011-17044호 공보

발명의 내용

해결하려는 과제

- [0016] 본 발명은, 상술한 문제점에 비추어 안출된 것이며, 그 목적으로 하는 점은, 980MPa 이상의 인장 최대 강도와 우수한 베이킹 경화성 및 저온 인성을 모두 갖는 열연 강판 및 그 강판을 안정적으로 제조할 수 있는 제조 방법을 제공하는 것이다.

과제의 해결 수단

- [0017] 본 발명자들은, 고강도 열연 강판의 성분 및 제조 조건을 최적화하여, 강판의 조직을 제어함으로써 980MPa 이상의 인장 최대 강도와 베이킹 경화성과 저온 인성이 우수한 강판의 제조에 성공하였다. 그 요지는 이하와 같다.
- [0018] (1)
- [0019] 질량%로,
- [0020] C: 0.01%~0.2%,
- [0021] Si: 0~2.5%,
- [0022] Mn: 0~4.0%,
- [0023] Al: 0~2.0%,
- [0024] N: 0~0.01%,
- [0025] Cu: 0~2.0%,
- [0026] Ni: 0~2.0%,
- [0027] Mo: 0~1.0%,
- [0028] V: 0~0.3%,
- [0029] Cr: 0~2.0%,
- [0030] Mg: 0~0.01%,
- [0031] Ca: 0~0.01%,
- [0032] REM: 0~0.1%,
- [0033] B: 0~0.01%,

- [0034] P: 0.10% 이하,
- [0035] S: 0.03% 이하,
- [0036] O: 0.01% 이하
- [0037] 이고, Ti와 Nb 중 어느 한쪽 또는 양쪽을 합계로 0.01~0.30% 함유하고, 잔부는 철 및 불가피적 불순물로 이루어지는 조성과,
- [0038] 템퍼링 마르텐사이트와 하부 베이나이트 중 어느 한쪽 또는 양쪽을 체적 분율의 합계로 90% 이상 함유하고, 마르텐사이트와 하부 베이나이트 중의 전위 밀도가 5×10^{13} (1/m²) 이상 1×10^{16} (1/m²) 이하인 조직을 갖는, 인장 최대 강도가 980MPa 이상인 고강도 열연 강판.
- [0039] (2)
- [0040] 상기 템퍼링 마르텐사이트 및 하부 베이나이트 중에 존재하는 철계 탄화물이 1×10^6 (개/mm²) 이상인, (1)에 기재된 고강도 열연 강판.
- [0041] (3)
- [0042] 상기 템퍼링 마르텐사이트 및 하부 베이나이트의 유효 결정 입경이 10 μ m 이하인, (1)에 기재된 고강도 열연 강판.
- [0043] (4)
- [0044] 질량%로,
- [0045] Cu: 0.01~2.0%,
- [0046] Ni: 0.01~2.0%,
- [0047] Mo: 0.01~1.0%,
- [0048] V: 0.01~0.3%,
- [0049] Cr: 0.01~2.0%,
- [0050] 중 1종 또는 2종 이상을 함유하는, (1)에 기재된 고강도 열연 강판.
- [0051] (5)
- [0052] 질량%로,
- [0053] Mg: 0.0005~0.01%,
- [0054] Ca: 0.0005~0.01%,
- [0055] REM: 0.0005~0.1%,
- [0056] 중 1종 또는 2종 이상을 함유하는, (1)에 기재된 고강도 열연 강판.
- [0057] (6)
- [0058] 질량%로,
- [0059] B: 0.0002~0.01%
- [0060] 를 함유하는, (1)에 기재된 고강도 열연 강판.
- [0061] (7)
- [0062] 질량%로,
- [0063] C: 0.01%~0.2%,
- [0064] Si: 0~2.5%,
- [0065] Mn: 0~4.0%,

- [0066] Al: 0~2.0%,
- [0067] N: 0~0.01%,
- [0068] Cu: 0~2.0%,
- [0069] Ni: 0~2.0%,
- [0070] Mo: 0~1.0%,
- [0071] V: 0~0.3%,
- [0072] Cr: 0~2.0%,
- [0073] Mg: 0~0.01%,
- [0074] Ca: 0~0.01%,
- [0075] REM: 0~0.1%,
- [0076] B: 0~0.01%,
- [0077] P: 0.10% 이하,
- [0078] S: 0.03% 이하,
- [0079] O: 0.01% 이하

[0080] 이고, Ti와 Nb 중 어느 한쪽 또는 양쪽을 합계로 0.01~0.30% 함유하고, 잔부는 철 및 불가피적 불순물로 이루어지는 조성의 주조 슬래브를 직접 또는 일단 냉각한 후 1200℃ 이상으로 가열하고, 900℃ 이상에서 열간 압연을 완료하고, 마무리 압연 온도로부터 400℃ 사이를 평균 냉각 속도 50℃/초 이상의 냉각 속도로 냉각하고, 400℃ 미만에서의 최대 냉각 속도를 50℃/초 미만으로 하여 권취하는, 인장 최대 강도 980MPa 이상의 고강도 열연 강관의 제조 방법.

[0081] (8)

[0082] 아연 도금 처리 혹은 합금화 아연 도금 처리를 더 행하는, (7)에 기재된 고강도 열연 강관의 제조 방법.

발명의 효과

[0083] 본 발명에 따르면, 인장 최대 강도가 980MP 이상이고, 베이킹 경화성 및 저온 인성이 우수한 고강도 강관을 제공할 수 있다. 이 강관을 사용하면, 고강도 강관을 가공하는 것이 용이해져, 극한랭지에서의 사용에 견디는 것이 가능해지므로, 산업상의 공헌이 극히 현저하다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0084] 이하에 본 발명의 내용을 상세하게 설명한다.

[0085] 본 발명자들이 예의 검토를 행한 결과, 강관의 조직이 5×10^{13} (1/m²) 이상 1×10^{16} (1/m²) 이하의 전위 밀도를 갖고, 혹은 또한 철계 탄화물을 1×10^6 (개/mm²) 이상을 갖는 템퍼링 마르텐사이트 혹은 하부 베이나이트 중 어느 한쪽 또는 양쪽을 체적 분율의 합계로 90% 이상 함유한다. 더욱 바람직하게는, 템퍼링 마르텐사이트 및 하부 베이나이트의 유효 결정 입경을 10μm 이하로 함으로써, 980MPa 이상의 고강도와 높은 베이킹 경화성 및 저온 인성을 확보 가능한 것을 발견하였다. 여기서, 유효 결정 입경이라 함은, 방위차 15° 이상의 입계로 둘러싸이는 영역이며, EBSD 등을 사용하여 측정 가능하다. 상세에 대해서는, 후술한다.

[0086] [강관의 마이크로 조직]

[0087] 우선, 본 발명의 열연 강관의 마이크로 조직에 대해 설명한다.

[0088] 본 강관에서는, 주상을 템퍼링 마르텐사이트 혹은 하부 베이나이트로 하고, 그 합계의 체적률을 90% 이상으로 함으로써 980MPa 이상의 인장 최대 강도를 확보하고 있다. 이것으로부터, 주상을 템퍼링 마르텐사이트 혹은 하부 베이나이트로 할 필요가 있다.

[0089] 본 발명에 있어서 템퍼링 마르텐사이트는, 강도, 높은 베이킹 경화성 및 저온 인성을 구비하기 위해, 가장 중요

한 마이크로 조직이다. 템퍼링 마르텐사이트는, 라스상의 결정립의 집합이며, 내부에 긴 직경 5nm 이상의 철계 탄화물을 포함하고, 또한 그 탄화물이 복수의 베리언트, 즉, 서로 다른 방향으로 신장된 복수의 철계 탄화물군에 속한다.

- [0090] 템퍼링 마르텐사이트는, Ms점(마르텐사이트 변태 개시 온도) 이하의 냉각시의 냉각 속도를 저하시킨 경우나, 일단, 마르텐사이트 조직으로 한 후, 100~600℃에서 템퍼링함으로써, 그 조직을 얻을 수 있다. 본 발명에서는 400℃ 미만의 냉각 제어에 의해 석출을 제어하였다.
- [0091] 하부 베이나이트도, 라스상의 결정립의 집합이며, 내부에 긴 직경 5nm 이상의 철계 탄화물을 포함하고, 또한 그 탄화물이, 단일의 베리언트, 즉, 동일 방향으로 신장된 철계 탄화물군에 속한다. 탄화물의 신장 방향을 관찰함으로써, 템퍼링 마르텐사이트와 하부 베이나이트는 용이하게 관별할 수 있다. 여기서, 동일 방향으로 신장된 철계 탄화물군이라 함은, 철계 탄화물군의 신장 방향의 차이가 5° 이내인 것을 의미하고 있다.
- [0092] 템퍼링 마르텐사이트와 하부 베이나이트의 합계 체적률이 90% 미만에서는 980MPa 이상의 인장 최대 고강도를 확보할 수 없어, 본 발명의 요건인 980MPa 이상의 인장 최대 강도를 확보할 수 없다. 이로 인해, 그 하한은, 90%이다. 한편, 그 체적률을 100%로 해도, 본 발명의 효과인 강도, 높은 베이킹 경화성 및 우수한 저온 인성은 발휘된다.
- [0093] 강관 조직에는, 그 밖의 조직으로서, 불가피 불순물로서, 페라이트, 프레쉬 마르텐사이트, 상부 베이나이트, 펄라이트, 잔류 오스테나이트 중 1종 또는 2종 이상을 합계로 체적률 10% 이하 함유해도 된다.
- [0094] 여기서, 프레쉬 마르텐사이트라 함은, 탄화물을 포함하지 않는 마르텐사이트라 정의한다. 프레쉬 마르텐사이트는, 고강도이지만 저온 인성이 떨어지므로, 체적률을 10% 이하로 제한할 필요가 있다. 또한, 전위 밀도가 극히 높아, 베이킹 경화성도 떨어진다. 이것으로부터, 그 체적률은, 10% 이하로 제한할 필요가 있다.
- [0095] 잔류 오스테나이트는, 프레스 성형시에 강재가 소성 변형되거나, 혹은 충돌시에 자동차 부재가 소성 변형됨으로써, 프레쉬 마르텐사이트로 변태되므로, 상기에서 서술한 프레쉬 마르텐사이트와 마찬가지로의 악영향을 미친다. 이것으로부터, 체적률을 10% 이하로 제한할 필요가 있다.
- [0096] 상부 베이나이트는, 라스상의 결정립의 집합이며, 라스 사이에 탄화물을 포함하는 라스의 집합체이다. 라스 사이에 포함되는 탄화물은 파괴의 기점으로 되므로, 저온 인성을 저하시킨다. 또한, 상부 베이나이트는, 하부 베이나이트와 비교하여 고온에서 형성되므로, 저장도이며, 과잉의 형성은, 980MPa 이상의 인장 최대 강도의 확보를 어렵게 한다. 이 효과는, 상부 베이나이트의 체적률이 10% 초과로 되면 현저해지므로, 그 체적률을 10% 이하로 제한할 필요가 있다.
- [0097] 페라이트는 괴상의 결정립이며, 내부에, 라스 등의 하부 조직을 포함하지 않는 조직을 의미한다. 페라이트는, 가장 연질인 조직이며, 강도 저하를 초래하므로, 980MPa 이상의 인장 최대 강도 확보를 위해서는, 10% 이하로 제한할 필요가 있다. 또한, 주상인 템퍼링 마르텐사이트 혹은 하부 베이나이트와 비교하여, 극히 연질이므로, 양 조직 계면에 변형이 집중되어, 파괴의 기점으로 되기 쉽기 때문에, 저온 인성을 저하시킨다. 이 효과는, 체적률 10% 초과로 되면 현저해지므로, 그 체적률을 10% 이하로 제한할 필요가 있다.
- [0098] 펄라이트도 페라이트와 마찬가지로, 강도 저하나 저온 인성의 열화를 초래하므로, 그 체적률을 10% 이하로 제한할 필요가 있다.
- [0099] 이상과 같은 본 발명의 강관 조직을 구성하는 템퍼링 마르텐사이트, 프레쉬 마르텐사이트, 베이나이트, 페라이트, 펄라이트, 오스테나이트 및 잔부 조직의 동정, 존재 위치의 확인 및 면적률의 측정은, 나이탈 시약 및 일본 특허 공개 소59-219473호 공보에 개시된 시약에서, 강관 압연 방향 단면 또는 압연 방향 직각 방향 단면을 부식시켜, 1000~10000배의 주사형 및 투과형 전자 현미경으로 관찰함으로써 가능하다.
- [0100] 또한, FESEM-EBSF법을 사용한 결정 방위 해석이나, 마이크로 비커스 경도 측정 등의 미소 영역의 경도 측정으로부터도, 조직의 관별은 가능하다. 예를 들어, 상술한 바와 같이, 템퍼링 마르텐사이트, 상부 베이나이트 및 하부 베이나이트는, 탄화물의 형성 사이트나 결정 방위 관계(신장 방향)가 다르므로, FE-SEM을 사용하여 라스상 결정립 내부의 철계 탄화물을 관찰하고, 그 신장 방향을 조사함으로써, 베이나이트와 템퍼링 마르텐사이트를 용이하게 구별할 수 있다.
- [0101] 본 발명에서는, 페라이트, 펄라이트, 베이나이트, 템퍼링 마르텐사이트 및 프레쉬 마르텐사이트의 체적 분율은, 강관의 압연 방향과 평행한 관 두께 단면을 관찰면으로 하여 시료를 채취하고, 관찰면을 연마하여, 나이탈 에칭하고, 관 두께의 1/4을 중심으로 하는 1/8~3/8 두께의 범위를 전계 방사형 주사형 전자 현미경(FE-SEM: Field

Emission Scanning Electron Microscope)으로 관찰하여 면적 분율을 측정하고, 그것을 체적 분율로 한다. 5000배의 배율로, 각 10시야 측정하고, 그 평균값을 면적률로 하였다.

- [0102] 프레쉬 마르텐사이트 및 잔류 오스테나이트는, 나이탈 에칭에서는 충분히 부식되지 않으므로, FE-SEM에 의한 관찰에 있어서, 상술한 조직(페라이트, 베이니틱 페라이트, 베이나이트, 템퍼링 마르텐사이트)과 명료하게 구별할 수 있다. 그러므로, 프레쉬 마르텐사이트의 체적 분율은, FE-SEM에 의해 관찰되는 부식되어 있지 않은 영역의 면적 분율과, X선으로 측정한 잔류 오스테나이트의 면적 분율의 차분으로서 구할 수 있다.
- [0103] 상기 템퍼링 마르텐사이트나 하부 베이나이트 조직 중의 전위 밀도를 1×10^{16} (1/m²) 이하로 할 필요가 있다. 이것은, 우수한 베이킹 경화성을 얻기 위함이다. 일반적으로, 템퍼링 마르텐사이트 중에 존재하는 전위의 밀도는 높아, 우수한 베이킹 경화성을 확보할 수 없다. 따라서, 열연에서의 냉각 조건, 특히 400℃ 미만에서의 냉각 속도를 50℃/초 미만으로 함으로써 우수한 베이킹 경화성을 확보하였다.
- [0104] 한편, 전위 밀도가 5×10^{13} (1/m²) 미만에서는, 980MPa 이상의 강도 확보가 어려우므로, 전위 밀도의 하한을 5×10^{13} (1/m²) 이상으로 한다. 바람직하게는, $8 \times 10^{13} \sim 8 \times 10^{15}$ (1/m²)의 범위이고, 더욱 바람직하게는, $1 \times 10^{14} \sim 5 \times 10^{15}$ (1/m²)의 범위이다.
- [0105] 이들 전위 밀도는, 전위 밀도를 측정할 수 있으면, X선 혹은 투과형 전자 현미경에 의한 관찰 중 어느 것이든 좋다. 본 발명에서는, 전자 현미경에 의한 박막 관찰을 사용하여, 전위 밀도의 측정을 행하였다. 측정시에는, 측정 개소의 막 두께를 측정한 후, 그 체적 내에 존재하는 전위의 개수를 측정함으로써, 밀도를 측정하였다. 측정 시야는, 10000배로 각 10시야 행하여 전위 밀도를 산출하였다.
- [0106] 본 발명의 템퍼링 마르텐사이트, 혹은 하부 베이나이트는, 철계 탄화물을 1×10^6 (개/mm²) 이상 함유하는 것이 바람직하다. 이것은, 모상의 저온 인성을 높여, 우수한 강도와 저온 인성의 밸런스를 얻기 위함이다. 즉, 켈칭 상태의 마르텐사이트는, 강도는 우수하지만 인성이 부족하여 그 개선이 필요하다. 따라서, 철계 탄화물을 1×10^6 (개/mm²) 이상 석출시킴으로써, 주상의 인성을 개선하였다.
- [0107] 본 발명자들이, 저온 인성과 철계 탄화물의 개수 밀도의 관계를 조사한 바, 템퍼링 마르텐사이트나 하부 베이나이트 중의 탄화물의 개수 밀도를 1×10^6 (개/mm²) 이상으로 함으로써 우수한 저온 인성을 확보 가능한 것이 명확해졌다. 이것으로부터, 1×10^6 (개/mm²) 이상으로 한다. 바람직하게는, 5×10^6 (개/mm²) 이상이고, 더욱 바람직하게는, 1×10^7 (개/mm²) 이상이다.
- [0108] 또한, 본 발명의 처리에서 석출된 탄화물의 사이즈는, 300nm 이하로 작고, 대부분이 마르텐사이트나 베이나이트의 라스 내에 석출되어 있었으므로, 저온 인성을 떨어뜨리지 않는 것이라고 추정되었다.
- [0109] 탄화물의 개수 밀도의 측정시에는, 강판의 압연 방향과 평행한 판 두께 단면을 관찰면으로 하여 시료를 채취하고, 관찰면을 연마하여, 나이탈 에칭하고, 판 두께의 1/4을 중심으로 하는 1/8~3/8 두께의 범위를 전계 방사형 주사형 전자 현미경(FE-SEM: Field Emission Scanning Electron Microscope)으로 관찰함으로써 행하였다. 5000배로, 각 10시야 관찰을 행하여, 철계 탄화물의 개수 밀도를 측정하였다.
- [0110] 가일층의 저온 인성 향상을 도모하기 위해서는, 주상을 템퍼링 마르텐사이트나 하부 베이나이트로 하는 것에 더하여, 유효 결정 입경을 10 μ m 이하로 한다. 저온 인성 향상의 효과는, 유효 결정 입경을 10 μ m 이하로 함으로써 현저해지므로, 유효 결정 입경을 10 μ m 이하로 한다. 바람직하게는, 8 μ m 이하이다. 여기서 서술하는 유효 결정 입경이라 함은, 하기 방법에서 서술하는 결정 방위차 15° 이상의 입계로 둘러싸인 영역을 의미하고, 마르텐사이트나 베이나이트에서는 블록 입계에 상당한다.
- [0111] 다음으로, 평균 결정 입경 및 조직의 동정 방법에 대해 서술한다. 본 발명에서는 평균 결정 입경 및 페라이트, 또한 잔류 오스테나이트를 EBSP-OITM(Electron Back Scatter Diffraction Pattern-Orientation Image Microscopy)을 사용하여 정의하고 있다. EBSP-OITM법은 주사형 전자 현미경(SEM) 내에서 고정사진 시료에 전자선을 조사하고, 후방 산란하여 형성된 기쿠치 패턴을 고감도 카메라로 촬영하고, 컴퓨터 화상 처리함으로써 조사점의 결정 방위를 단대간에 측정하는 장치 및 소프트웨어로 구성되어 있다. EBSP법에서는 벌크 시료 표면의 미세 구조 및 결정 방위의 정량적 해석을 할 수 있고, 분석 에어리어는 SEM으로 관찰할 수 있는 영역으로, SEM의 분해능에 따라 다르지만, 최소 20nm의 분해능으로 분석할 수 있다. 본 발명에 있어서는, 그 결정립의 방

위차를 일반적으로 결정 입계로서 인식되어 있는 대각 입계의 역치인 15° 로 정의하여 매핑한 화상으로부터 입자를 가시화하여, 평균 결정 입경을 구하였다.

[0112] 템퍼링 마르텐사이트, 베이나이트의 유효 결정립(여기서는, 15° 이상의 입계로 둘러싸인 영역을 의미함)의 어스펙트비는, 2 이하로 하는 것이 바람직하다. 특정 방향으로 편평한 입자는 이방성이 커, 샤르피 시험시에 균열이 입계를 따라 전파하므로 인성값이 낮아지는 경우가 많다. 따라서, 유효 결정립은, 가능한 한 등축인 입자로 할 필요가 있다. 본 발명에서는, 강관의 압연 방향 단면을 관찰하고, 압연 방향의 길이(L)와 판 두께 방향의 길이(T)의 비(=L/T)를 어스펙트비로서 정의하였다.

[0113] [강관의 화학 성분]

[0114] 다음으로, 본 발명의 고강도 열연 강관의 화학 성분의 한정 이유를 설명한다. 또한, 함유량의 %는 질량%이다.

[0115] C: 0.01%~0.2%

[0116] C는, 모재의 강도 상승이나 베이킹 경화성의 향상에 기여하는 원소이지만, 구멍 확장시의 깨짐의 기점으로 되는 시멘타이트(Fe₃C) 등의 철계 탄화물을 생성시키는 원소이기도 하다. C의 함유량은, 0.01% 미만에서는, 저온 변태 생성 상에 의한 조직 강화에 의한 강도 향상의 효과를 얻을 수 없다. 0.2% 초과 함유하고 있으면 연성이 감소함과 함께, 편칭 가공시의 2차 전단면의 깨짐 기점으로 되는 시멘타이트(Fe₃C) 등의 철계 탄화물이 증가하여, 구멍 확장성 등의 성형성이 떨어진다. 이로 인해, C의 함유량은, 0.01%~0.2%의 범위로 한정하였다.

[0117] Si: 0~2.5%

[0118] Si는, 모재의 강도 상승에 기여하는 원소로, 용강의 탈산재로서도 활용 가능하므로, 바람직하게는 0.001% 이상의 범위에서 필요에 따라서 함유한다. 그러나 2.5%를 초과하여 함유해도 강도 상승에 기여하는 효과가 포화되어 버리므로, Si 함유량은 2.5% 이하의 범위로 한정하였다. 또한, Si는, 0.1% 이상 함유함으로써 그 함유량의 증가에 수반하여, 재료 조직 중에 있어서의 시멘타이트 등의 철계 탄화물의 석출을 억제하여, 강도 향상과 구멍 확장성의 향상에 기여한다. Si가 2.5%를 초과해 버리면 철계 탄화물의 석출 억제의 효과는 포화되어 버린다. 따라서, Si 함유량의 바람직한 범위는, 0.1~2.5%이다.

[0119] Mn: 0~4%

[0120] Mn은, 고용 강화에 더하여, 켄칭 강화에 의해 강관 조직을 템퍼링 마르텐사이트 혹은 하부 베이나이트 주상으로 하기 위해 함유할 수 있다. Mn 함유량이 4% 초과로 되도록 첨가해도 이 효과가 포화된다. 한편, Mn 함유량이 1% 미만에서는, 냉각 중인 페라이트 변태나 베이나이트 변태의 억제 효과를 발휘하기 어려우므로, 1% 이상 함유하는 것이 바람직하다. 바람직하게는, 1.4~3.0%이다.

[0121] Ti, Nb: 한쪽 또는 양쪽을 합계로 0.01~0.30%

[0122] Ti나 Nb는, 우수한 저온 인성과 980MPa 이상의 고강도를 양립시키는 데 있어서 가장 중요한 함유 원소이다. 이들 탄질화물, 혹은 고용 Ti나 Nb가 열간 압연시의 입성장을 지연시킴으로써, 열연판의 입경을 미세화할 수 있어 저온 인성 향상에 기여한다. 그 중에서도 Ti는, 고용 N에 의한 입성장의 특성에 더하여, TiN으로서 존재함으로써, 슬래브 가열시의 결정 입경의 미세화를 통해, 저온 인성 향상에 기여하므로 특히 중요하다. 열연판의 입경을 10 μ m 이하로 하기 위해서는, Ti 및 Nb를 단독, 혹은 복합으로 0.01% 이상 함유시킬 필요가 있다. 또한, Ti 및 Nb의 합계 함유량을 0.30%를 초과하여 함유해도 상기 효과는 포화되어 경제성이 저하된다. Ti 및 Nb의 합계로의 함유량의 바람직한 범위는, 0.02~0.25%이고, 더욱 바람직하게는, 0.04~0.20%이다.

[0123] Al: 0~2.0%

[0124] Al은, 조대한 시멘타이트의 형성을 억제하고, 저온 인성을 향상시키므로 함유해도 된다. 또한, 탈산재로서도 활용 가능하다. 그러나, 과잉의 함유는 Al계의 조대 개재물의 개수를 증대시켜, 구멍 확장성의 열화나 표면 흠집의 원인으로 된다. 이것으로부터, Al 함유량의 상한을 2.0%로 하였다. 바람직하게는, 1.5% 이하이다. 0.001% 이하로 하는 것은 곤란하므로 이것이 실질적인 하한이다.

[0125] N: 0~0.01%

[0126] N은, 베이킹 경화성을 향상시키므로, 함유해도 된다. 단, 용접시에 블로우홀을 형성시켜, 용접부의 조인트 강도를 저하시킬 우려가 있으므로 0.01% 이하로 할 필요가 있다. 한편, 0.0005% 이하로 하는 것은 경제적으로

바람직하지 않으므로, 0.0005% 이상으로 하는 것이 바람직하다.

- [0127] 이상이 본 발명의 열연 강판의 기본적인 화학 성분이지만, 하기와 같은 성분을 더 함유할 수 있다.
- [0128] Cu, Ni, Mo, V, Cr은, 냉각시의 페라이트 변태를 억제하고, 강판 조직을 템퍼링 마르텐사이트 혹은 하부 베이나이트 조직으로 하므로, 이들 중 어느 1종 또는 2종 이상을 함유해도 된다. 혹은, 석출 강화 또는 고용 강화에 의해 열연 강판의 강도를 향상시키는 효과가 있는 원소로, 이들 중 어느 1종 또는 2종 이상을 함유해도 된다. 그러나, Cu, Ni, Mo, V, Cu의 각각의 함유량이 0.01% 미만에서는 상기 효과를 충분히 얻을 수 없다. 또한, Cu 함유량을 2.0% 초과, Ni 함유량을 2.0% 초과, Mo 함유량을 1.0% 초과, V 함유량을 0.3% 초과, Cr 함유량을 2.0%를 초과하여 첨가해도 상기 효과는 포화되어 경제성이 저하된다. 따라서, 필요에 따라서, Cu, Ni, Mo, V, Cr을 함유시키는 경우, Cu 함유량은 0.01%~2.0%, Ni 함유량은 0.01%~2.0%, Mo 함유량은 0.01%~1.0%, V 함유량은 0.01%~0.3%, Cr 함유량은 0.01%~2.0%인 것이 바람직하다.
- [0129] Mg, Ca 및 REM(희토류 원소)은, 파괴의 기점으로 되어, 가공성을 떨어뜨리는 원인으로 되는 비금속 개재물의 형태를 제어하여, 가공성을 향상시키는 원소이므로, 이들 중 어느 1종 또는 2종 이상을 함유해도 된다. Ca 및 REM 및 Mg의 함유량은, 0.0005% 이상에서 효과가 현저해지므로, 함유하는 경우는 0.0005% 이상 함유할 필요가 있다. 또한, Mg의 함유량을 0.01% 초과, Ca의 함유량을 0.01% 초과, REM의 함유량을 0.1% 초과 첨가해도 상기 효과가 포화되어 경제성이 저하된다. 따라서, Mg 함유량은 0.0005%~0.01%, Ca 함유량은 0.0005%~0.01%, REM 함유량은 0.0005%~0.1%가 바람직하다.
- [0130] B는, 페라이트 변태를 지연시킴으로써 강판 조직을, 템퍼링 마르텐사이트 혹은 하부 베이나이트 조직으로 하는 것에 기여한다. 이것에 더하여, C와 마찬가지로 입계에 편석되어, 입계 강도를 높임으로써, 저온 인성을 향상시킨다. 이것으로부터, 강판에 함유해도 된다. 그러나, 이 효과는, 강판의 B 함유량을 0.0002% 이상으로 함으로써 현저해지므로, 하한을 0.0002% 이상으로 하는 것이 바람직하다. 한편, 0.01% 초과인 함유는, 그 효과가 포화될 뿐만 아니라, 경제성이 떨어지므로 상한값은, 0.01%이다. 바람직하게는, 0.0005~0.005%이고, 더욱 바람직하게는 0.0007~0.0030%이다.
- [0131] 또한, 그 밖의 원소에 대해, Zr, Sn, Co, Zn, W를 합계로 1% 이하 함유해도 본 발명의 효과는 손상되지 않는 것을 확인하고 있다. 이들 원소 중 Sn은, 열간 압연시에 흠집이 발생할 우려가 있으므로 0.05% 이하가 바람직하다.
- [0132] 본 발명에 있어서 상기 이외의 성분은 Fe로 되지만, 스크랩 등의 용해 원료나 내화물 등으로부터 혼입되는 불가피적 불순물은 허용된다. 대표적인 불순물로서 이하를 들 수 있다.
- [0133] P: 0.10% 이하
- [0134] P는, 용선에 포함되어 있는 불순물로, 입계에 편석되고, 함유량의 증가에 수반하여 저온 인성을 저하시키는 원소이다. 이로 인해, P 함유량은, 낮을수록 바람직하고, 0.10% 초과 함유하면 가공성이나 용접성에 악영향을 미치므로, 0.10% 이하로 한다. 특히, 용접성을 고려하면, P 함유량은, 0.03% 이하인 것이 바람직하다. 한편, P는 적은 쪽이 바람직하지만, 필요 이상으로 저감시키는 것은 제강 공정에 막대한 부하를 가하므로 0.001%를 하한으로 해도 된다.
- [0135] S: 0.03% 이하
- [0136] S는, 용선에 포함되어 있는 불순물로, 함유량이 지나치게 많으면, 열간 압연시의 깨짐을 야기할 뿐만 아니라, 구멍 확장성을 열화시키는 MnS 등의 개재물을 생성시키는 원소이다. 이로 인해 S의 함유량은, 최대한 저감시켜야 하지만, 0.03% 이하라면 허용할 수 있는 범위이므로, 0.03% 이하로 한다. 단, 어느 정도의 구멍 확장성을 필요로 하는 경우의 S 함유량은, 바람직하게는 0.01% 이하, 보다 바람직하게는 0.005% 이하가 바람직하다. 한편, S는 적은 쪽이 바람직하지만, 필요 이상으로 저감시키는 것은 제강 공정에 막대한 부하를 가하므로 0.0001%를 하한으로 해도 된다.
- [0137] O: 0.01% 이하
- [0138] O는, 지나치게 많으면 강 중에서 파괴의 기점으로 되는 조대한 산화물을 형성하여, 취성 파괴나 수소 유기 깨짐을 야기하므로, 0.01 이하로 한다. 또한 현지 용접성의 관점에서는 0.03% 이하가 바람직하다. 또한, O는, 용강의 탈산시에 미세한 산화물을 다수 분산시키기 위해 0.0005% 이상 함유해도 된다.
- [0139] 이상과 같은 조직과 화학 성분을 갖는 본 발명의 고강도 열연 강판은, 표면에 용융 아연 도금 처리에 의한 용융

아연 도금층이나, 나아가서는, 도금 후 합금화 처리된 합금화 아연 도금층을 구비함으로써, 내식성을 향상시킬 수 있다. 또한, 도금층은, 순 아연에 한정되는 것은 아니며, Si, Mg, Zn, Al, Fe, Mn, Ca, Zr 등의 원소를 첨가하여, 가일층의 내식성의 향상을 도모해도 된다. 이러한 도금층을 구비함으로써, 본 발명의 우수한 베이킹 경화성 및 저온 인성을 손상시키는 것은 아니다.

[0140] 또한, 유기 피막 형성, 필름 라미네이트, 유기 염류/무기 염류 처리, 논크롬 처리 등에 의한 표면 처리층 중 어느 것을 갖고 있어도 본 발명의 효과가 얻어진다.

[0141] [강관의 제조 방법]

[0142] 다음으로, 본 발명의 강관의 제조 방법에 대해 서술한다.

[0143] 우수한 베이킹 경화성 및 저온 인성을 실현하기 위해서는, 전위 밀도 1×10^{16} (1/m²) 이하, 철계 탄화물 1×10^6 (개/mm²) 이상, 입경 10 μ m 이하의 템퍼링 마르텐사이트 혹은 하부 베이나이트 중 어느 한쪽, 혹은 양쪽을 합계로 90% 이상으로 하는 것이 중요하고, 이들을 동시에 충족시키기 위한 제조 조건의 상세를 이하에 기재한다.

[0144] 열간 압연에 선행하는 제조 방법은 특별히 한정되는 것은 아니다. 즉, 고로나 전로 등에 의한 용제에 계속해서 각종 2차 제련을 행하여 상술한 성분으로 되도록 조정하고, 이어서 통상의 연속 주조, 잉곳법에 의한 주조 외에, 박 슬래브 주조 등의 방법으로 주조하면 된다.

[0145] 연속 주조의 경우에는 한번 저온까지 냉각한 후, 다시 가열하고 나서 열간 압연해도 되고, 잉곳을 실온까지 냉각하는 일 없이 열연해도 되고, 혹은 주조 슬래브를 연속적으로 열연해도 된다. 본 발명의 성분 범위로 제어할 수 있는 것이면, 원료에는 스크랩을 사용해도 상관없다.

[0146] 본 발명의 고강도 강관은, 이하의 요건을 충족시키는 경우에 얻어진다.

[0147] 고강도 강관을 제조하는 데 있어서, 소정의 강관 성분으로 용제한 후, 주조 슬래브를 직접 또는 일단 냉각한 후 1200 $^{\circ}$ C 이상으로 가열하고, 900 $^{\circ}$ C 이상에서 열간 압연을 완료하고, 마무리 압연 온도로부터 400 $^{\circ}$ C 사이를 평균 냉각 속도 50 $^{\circ}$ C/초 이상의 냉각 속도로 냉각하고, 400 $^{\circ}$ C 미만에서의 최대 냉각 속도를 50 $^{\circ}$ C/초 미만으로 하여 권취를 행함으로써, 베이킹 경화성과 저온 인성이 우수한 인장 최대 강도 980MP 이상의 고강도 열연 강관을 제조할 수 있다.

[0148] 열간 압연의 슬래브 가열 온도는, 1200 $^{\circ}$ C 이상으로 할 필요가 있다. 본 발명의 강관은, 고용 Ti나 Nb를 사용한 오스테나이트립의 조대화 억제를 행하고 있으므로, 주조시에 석출된 NbC나 TiC를 채용해시킬 필요가 있다. 슬래브 가열 온도가 1200 $^{\circ}$ C 미만에서는, Nb나 Ti의 탄화물이 용해에 장시간을 필요로 하므로, 그 후의 결정 입경의 세립화와, 이것에 의한 저온 인성 향상의 효과가 야기되지 않는다. 이것으로부터, 슬래브 가열 온도는, 1200 $^{\circ}$ C 이상으로 할 필요가 있다. 또한, 슬래브 가열 온도의 상한은 특별히 정하는 일 없이, 본 발명의 효과는 발휘되지만, 가열 온도를 과도하게 고온으로 하는 것은, 경제상 바람직하지 않다. 이것으로부터, 슬래브 가열 온도의 상한은 1300 $^{\circ}$ C 미만으로 하는 것이 바람직하다.

[0149] 마무리 압연 온도는, 900 $^{\circ}$ C 이상으로 할 필요가 있다. 본 발명의 강관은, 오스테나이트 입경의 세립화를 위해, 다량의 Ti나 Nb를 첨가하고 있다. 이 결과, 900 $^{\circ}$ C 미만의 온도 영역에서의 마무리 압연에서는, 오스테나이트는 재결정되기 어렵고, 압연 방향으로 신장된 입자로 되어, 인성 열화를 초래하기 쉽다. 또한, 이들 미세결정 오스테나이트로부터 마르텐사이트 혹은 베이나이트 변태가 일어나면, 오스테나이트에 축적된 전위는, 마르텐사이트나 베이나이트에도 이어져, 강관 중의 전위 밀도를 본 발명이 정하는 범위로 할 수 없어, 베이킹 경화성이 떨어진다. 따라서, 마무리 압연 온도는 900 $^{\circ}$ C 이상으로 한다.

[0150] 마무리 압연 온도로부터 400 $^{\circ}$ C 사이를 평균 냉각 속도 50 $^{\circ}$ C/초 이상으로 냉각할 필요가 있다. 냉각 속도가 50 $^{\circ}$ C/초 미만에서는, 냉각 도중에 페라이트가 형성되어 버려, 주상인 템퍼링 마르텐사이트나 하부 베이나이트의 체적률을 90% 이상으로 하는 것이 어렵다. 이것으로부터, 평균 냉각 속도를 50 $^{\circ}$ C/초 이상으로 할 필요가 있다. 단, 냉각 과정에서 페라이트가 형성되지 않는 것이면, 도중의 온도 영역에서 공냉을 행해도 된다.

[0151] 단, Bs~하부 베이나이트의 생성 온도간의 냉각 속도는, 50 $^{\circ}$ C/초 이상으로 하는 것이 바람직하다. 이것은 상부 베이나이트의 형성을 피하기 위함이다. Bs~하부 베이나이트의 생성 온도간의 냉각 속도가 50 $^{\circ}$ C/초 미만이면 상부 베이나이트가 형성됨과 함께, 베이나이트의 라스 사이에 프레쉬 마르텐사이트(전위 밀도가 높은 마르텐사이트)가 형성되어 버리거나, 혹은 잔류 오스테나이트(가공시에 전위 밀도가 높은 마르텐사이트로 됨)가 존재해 버리는 경우가 있으므로, 베이킹 경화성이나 저온 인성이 떨어져 버린다. 또한, Bs점은 성분에 따라 정해지는

상부 베이나이트의 생성 개시 온도로, 편의적으로는 550℃로 한다. 또한, 하부 베이나이트의 생성 온도도 성분 에 따라 정해지지만, 편의적으로는 400℃로 한다. 마무리 압연 온도로부터 400℃ 사이에서는, 특히 550~400℃ 사이의 냉각 속도를 50℃/초 이상으로 하고, 마무리 압연 온도로부터 400℃ 사이의 평균 냉각 속도를 50℃/초 이상으로 한다.

- [0152] 또한, 마무리 압연 온도로부터 400℃ 사이를 평균 냉각 속도 50℃/초 이상으로 한다고 하는 것은, 마무리 압연 온도로부터 550℃까지를 50℃/초 이상으로 하고 550~400℃ 사이의 냉각 속도를 50℃/초 미만으로 하는 것도 포함된다. 그러나, 이 조건에서는 상부 베이나이트가 나오기 쉬워져 부분적으로는 10% 초과 상부 베이나이트가 생성되는 경우가 있다. 따라서, 550~400℃ 사이의 냉각 속도는 50℃/초 이상으로 하는 것이 바람직하다.
- [0153] 400℃ 미만에서의 최대 냉각 속도는 50℃/초 미만으로 할 필요가 있다. 이것은, 전위 밀도 및 철기 탄화물의 개수 밀도를 상기 범위로 한 템퍼링 마르텐사이트 혹은 하부 베이나이트를 주상으로 하는 조직으로 하기 위함이다. 최대 냉각 속도가 50℃/초 이상에서는, 철기 탄화물이나 전위 밀도를 상기 범위로 할 수 없어 높은 베이킹 경화성이나 인성을 얻을 수 없다. 이것으로부터, 최대 냉각 속도를 50℃/초 미만으로 할 필요가 있다.
- [0154] 여기서, 400℃ 미만에 있어서의 최대 냉각 속도 50℃/초 미만에 의한 냉각은, 예를 들어 공냉에 의해 실현된다. 또한, 냉각만을 의미하는 것이 아니라, 등온 유지, 즉, 400℃ 미만에서의 권취도 포함된다. 나아가서는, 이 온도 영역에서의 냉각 속도 제어는, 강판 조직 중의 전위 밀도나 철계 탄화물의 개수 밀도의 제어가 목적이므로, 일단, 마르텐사이트 변태 개시 온도(Ms점) 이하로 냉각한 후, 온도를 높여, 재가열해도, 본 발명의 효과인 980MPa 이상의 인장 최대 강도와 높은 베이킹 경화성, 및 인성을 얻을 수 있다.
- [0155] 일반적으로, 마르텐사이트를 얻기 위해서는 페라이트 변태를 억제할 필요가 있어, 50℃/초 이상에 의한 냉각이 필요하다고 되어 있다. 이것에 더하여, 저온에서는 막비등 영역이라 불리는 열전달 계수가 비교적 낮아 냉각되기 어려운 온도 영역으로부터, 핵비등 온도 영역이라 불리는 열전달 계수가 커, 냉각되기 쉬운 온도 영역으로 천이한다. 400℃ 미만의 온도 영역을 냉각 정지 온도로 하는 경우, 권취 온도가 변동되기 쉽고, 그것에 수반하여 재질도 변동된다. 이것으로부터, 통상의 권취 온도는, 400℃ 초과, 혹은 실온 권취 중 어느 하나로 하는 경우가 많았다.
- [0156] 이 결과, 본 발명과 같은 400℃ 미만에서의 권취나 냉각 속도 저하에 의해, 980MPa 이상의 인장 최대 강도와 우수한 베이킹 경화성 및 저온 인성을 동시에 확보할 수 있는 것이, 종래에는 발견되기 어려웠던 것이라 추정된다.
- [0157] 또한, 강판 형상의 교정이나 가동 전위 도입에 의해 연성의 향상을 도모하는 것을 목적으로 하여, 전 공정 종료 후에 있어서는, 압하율 0.1% 이상 2% 이하의 스킨패스 압연을 실시하는 것이 바람직하다. 또한, 전 공정 종료 후에는, 얻어진 열연 강판의 표면에 부착되어 있는 스케일의 제거를 목적으로 하여, 필요에 따라서 얻어진 열연 강판에 대해 산세해도 된다. 또한, 산세한 후에는, 얻어진 열연 강판에 대해 인라인 또는 오프라인에서 압하율 10% 이하의 스킨 패스 또는 냉간 압연을 실시해도 상관없다.
- [0158] 본 강판은 통상의 열연 공정인 연속 주조, 조압연, 마무리 압연, 혹은 산세를 거쳐 제조되는 것이지만, 그 일부를 빼고 제조를 행하였다고 해도 본 발명의 효과인 980MPa 이상의 인장 최대 강도와 우수한 베이킹 경화성 및 저온 인성을 확보 가능하다.
- [0159] 또한, 일단, 열연 강판을 제조한 후, 탄화물의 석출을 목적으로, 온라인 또는 오프라인에서, 100~600℃의 온도 범위에서 열처리를 행하였다고 해도, 본 발명의 효과인 높은 베이킹 경화성, 저온 인성이나 980MPa 이상의 인장 최대 강도는 확보 가능하다.
- [0160] 본 발명에서 인장 최대 강도 980MPa 이상의 강판이라 함은, 열연의 압연 방향에 대해 수직 방향으로 잘라낸 JIS 5호 시험편을 사용하여, JIS Z 2241에 준거하여 행하는 인장 시험에 의한 인장 최대 응력이, 980MPa 이상인 강판을 의미한다.
- [0161] 본 발명의 우수한 베이킹 경화성이라 함은, JIS G 3135의 부속서에 기재된 도장 베이킹 경화 시험 방법에 준거하여 측정되는 베이킹 경화량(BH), 즉, 2% 인장 예비 변형 부가 후에 170℃×20분의 열처리를 행한 후, 재인장 시에 있어서의 항복 강도의 차가, 60MPa 이상인 강판을 가리킨다. 바람직하게는, 80MPa 이상의 강판이다.
- [0162] 본 발명의 저온에서의 인성이 우수한 강판이라 함은, JIS Z 2242에 준거하여 행하는 샤르피 시험의 파면 천이 온도(vTrs)가 -40℃인 강판을 가리킨다. 본 발명에서는, 대상으로 되는 강판이 주로 자동차 용도에 사용되므로, 3mm 전후의 판 두께로 되는 경우가 많다. 따라서, 열연판 표면을 연삭하고, 강판을 2.5mm 서브 사

이즈 시험편으로 가공하여 행하였다.

- [0163] 실시예
- [0164] 본 발명의 실시예를 들면서, 본 발명의 기술적 내용에 대해 설명한다.
- [0165] 실시예로서, 표 1에 나타낸 성분 조성을 갖는 A로부터 S까지의 본 발명의 조건을 충족시키는 발명강과, a로부터 k까지의 비교강을 사용하여 검토한 결과에 대해 설명한다.
- [0166] 이들 강을 주조 후, 그대로 1030℃~1300℃의 온도 범위로 가열하거나, 혹은 일단 실온까지 냉각된 후에 재가열하여 그 온도 범위로 가열하고, 그 후 표 2-1, 2의 조건에서 열간 압연을 실시하고, 760~1030℃에서 마무리 압연하고, 표 2-1, 2-2에 나타내는 조건에서 냉각 및 권취를 행하여, 판 두께 3.2mm의 열연 강판으로 하였다. 그 후, 산세하고, 그 후, 0.5%의 스킨패스 압연을 행하였다.
- [0167] 얻어진 열연 강판으로부터 각종 시험편을 잘라내어, 재질 시험이나 조직 관찰 등을 실시하였다.
- [0168] 인장 시험은, 압연 방향에 수직한 방향으로 JIS 5호 시험편을 잘라내고, JIS Z 2242에 준거하여 시험을 실시하였다.
- [0169] 베이킹 경화량의 측정은, 압연 방향에 수직한 방향으로 JIS 5호 시험편을 잘라내고, JIS G 3135의 부속서에 기재된 도장 베이킹 경화 시험 방법에 준거하여 실시하였다. 예비 변형량은 2%, 열처리 조건은 170℃×20분으로 하였다.
- [0170] 샤르피 시험은 JIS Z 2242에 준거하여 실시하고, 파면 친이 온도를 측정하였다. 본 발명의 강판은, 판 두께가 10mm 미만이었으므로, 얻어진 열연 강판의 표리를 연삭하여, 2.5mm로 한 후, 샤르피 시험을 실시하였다.
- [0171] 일부의 강판에 관해서는, 열연 강판을 660~720℃로 가열하고, 용융 아연 도금 처리 혹은, 도금 처리 후에 540~580℃에서의 합금화 열처리를 행하여, 용융 아연 도금 강판(GI) 혹은 합금화 용융 아연 도금 강판(GA)으로 한 후, 재질 시험을 실시하였다.
- [0172] 마이크로 조직 관찰에 관해서는, 상술한 방법으로 실시하여, 각 조직의 체적률, 전위 밀도, 철계 탄화물의 개수 밀도, 유효 결정 입경, 및 어스펙트비를 측정하였다.
- [0173] 결과를, 표 3-1, 3-2에 나타낸다.
- [0174] 본 발명의 조건을 충족시키는 것만, 980MPa 이상의 인장 최대 강도, 우수한 베이킹 경화성, 및 저온 인성을 갖는 것을 알 수 있다.
- [0175] 한편, 강 A-3, B-4, E-4, J-4, M-4, S-4는, 슬래브 가열 온도가 1200℃ 미만으로 되어, 주조시에 석출된 Ti나 Nb의 탄화물이 고용되기 어렵기 때문에, 그 밖의 열연 조건을 본 발명의 범위로 하였다고 해도, 조직 분율이나 유효 결정 입경을 본 발명의 범위로 할 수 없어, 강도나 저온 인성이 떨어진다.
- [0176] 강 A-4, B-5, J-5, M-5, S-5는, 마무리 압연 온도가 지나치게 낮아져 버려 미재결정 오스테나이트 영역에서의 압연으로 되었으므로, 열연판 중에 포함되는 전위 밀도가 지나치게 높아져 버려 베이킹 경화성이 떨어짐과 함께, 압연 방향으로 늘어진 입자로 되므로, 어스펙트비가 크고, 인성이 떨어진다.
- [0177] 강 A-5, B-6, J-6, M-6, S-6은, 마무리 압연 온도로부터 400℃ 사이에서의 냉각 속도가 50℃/초 미만으로, 냉각 중에 다량의 페라이트가 형성되어 버려, 강도 확보가 어려운 동시에, 페라이트와 마르텐사이트 계면이 파괴의 기점으로 되므로, 저온 인성이 떨어진다.
- [0178] 강 A-6, B-7, J-7, M-7, S-7은, 400℃ 미만에서의 최대 냉각 속도가 50℃/초 이상으로, 마르텐사이트 중의 전위 밀도가 높아져 베이킹 경화성이 떨어짐과 함께, 탄화물의 석출량이 불충분하여 저온 인성이 떨어진다.
- [0179] 또한, 실시예의 B-3에 있어서, 550~400℃ 사이의 냉각 속도를 45℃/s로 한 경우, 마무리 압연 온도인 950℃로부터 400℃ 사이의 평균 냉각 속도는 80℃/초로, 평균 냉각 속도 50℃/초 이상을 충족시켰으므로, 강판 조직은 부분적으로 상부 베이나이트가 10% 이상으로 되고, 재질에도 편차가 발생하였다.
- [0180] 강 A-7은, 권취 온도가 480℃로 높아, 강판 조직이 상부 베이나이트 조직으로 되므로 980MPa 이상의 인장 최대 강도의 확보가 어렵고, 또한 상부 베이나이트 조직 중에 존재하는 라스 사이에 석출된 조대한 철계 탄화물이, 파괴의 기점으로 되므로 저온 인성이 떨어진다.
- [0181] 강 B-8, J-8, M-8은, 권취 온도가 580~620℃로 높아, 강판 조직이 Ti나 Nb의 탄화물을 포함하는 페라이트 및

펠라이트의 혼합 조직으로 되어 버린다. 이 결과, 강판 중에 존재하는 C의 대부분이 탄화물로서 석출되어 버리므로, 충분한 양의 고용 C를 확보할 수 없어 베이킹 경화성이 떨어진다.

[0182] 또한, 강 A-8, 9, B-9, 10, E-6, 7, J-9, 10, M-9, 10, S-9, 10으로 나타내는 바와 같이, 합금화 용융 아연 도금 처리, 혹은 합금화 용융 아연 도금 처리를 행하였다고 해도, 본 발명의 재질을 확보할 수 있다.

[0183] 한편, 강판 성분이 본 발명의 범위를 충족시키지 않는 강 a~k는, 본 발명에서 정하는 980MPa 이상의 인장 최대 강도, 우수한 베이킹 경화성, 및 저온 인성을 구비할 수 없다.

[0184] [표 1]

강	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti	Nb	기타	비고
A	0.054	1.32	2.34	0.009	0.0009	0.029	0.0024	0.0022	0.192	-	-	발명강
B	0.063	1.16	2.91	0.012	0.0024	0.033	0.0021	0.0016	0.103	0.021	-	발명강
C	0.069	0.76	2.31	0.015	0.0023	0.024	0.0021	0.0016	0.062	0.031	Cu=0.23	발명강
D	0.070	0.59	2.39	0.007	0.0016	0.018	0.0029	0.0020	0.049	0.039	Ni=0.42	발명강
E	0.068	0.72	1.89	0.010	0.0038	0.016	0.0027	0.0023	-	0.087	Mo=0.38	발명강
F	0.059	1.76	2.42	0.008	0.0043	0.011	0.0026	0.0015	0.024	0.016	V=0.046	발명강
G	0.068	1.06	1.78	0.006	0.0012	0.032	0.0025	0.0027	0.101	-	Cr=0.62	발명강
H	0.082	0.64	2.28	0.009	0.0005	0.006	0.0027	0.0021	0.089	-	Mg=0.0014	발명강
I	0.060	0.54	2.30	0.014	0.0038	0.010	0.0032	0.0016	0.102	-	Ca=0.0008	발명강
J	0.073	0.08	2.53	0.018	0.0026	1.080	0.0072	0.0009	0.052	0.012	B=0.0028	발명강
K	0.070	0.84	2.32	0.007	0.0019	0.020	0.0016	0.0018	0.027	0.011	REM=0.0038	발명강
L	0.103	0.89	2.27	0.009	0.0030	0.017	0.0030	0.0016	0.086	-	-	발명강
M	0.109	0.92	2.07	0.012	0.0024	0.034	0.0320	0.0022	0.049	0.025	B=0.0013	발명강
N	0.107	0.85	1.64	0.011	0.0027	0.016	0.0016	0.0018	0.099	-	Cr=1.26	발명강
O	0.111	0.69	2.31	0.016	0.0007	0.010	0.0027	0.0021	0.095	-	Ca=0.0022	발명강
P	0.114	0.13	1.89	0.012	0.0025	0.642	0.0026	0.0012	0.071	0.016	Mo=0.19, B=0.0009	발명강
Q	0.157	1.22	2.34	0.010	0.0018	0.030	0.0030	0.0023	0.048	0.009	B=0.0009	발명강
R	0.161	1.08	2.31	0.009	0.0021	0.028	0.0024	0.0018	0.062	-	-	발명강
S	0.200	0.87	2.11	0.013	0.0032	0.020	0.0023	0.0021	0.067	0.002	Cr=0.29	발명강
a	0.002	0.34	1.32	0.062	0.0056	0.034	0.0033	0.0032	0.019	0.042	-	비교강
b	0.620	1.32	2.16	0.013	0.0034	0.024	0.0021	0.0017	0.021	0.029	-	비교강
c	0.084	3.09	2.34	0.021	0.0029	0.029	0.0023	0.0016	0.086	0.012	-	비교강
d	0.072	0.86	5.61	0.032	0.0032	0.021	0.0019	0.0021	0.105	-	-	비교강
f	0.063	0.84	2.13	0.109	0.0018	0.034	0.0035	0.0018	0.079	0.024	-	비교강
g	0.065	0.73	1.89	0.018	0.0510	0.013	0.0031	0.0020	0.099	0.013	-	비교강
h	0.073	0.69	1.99	0.008	0.0016	2.462	0.0030	0.0043	0.104	0.011	-	비교강
i	0.084	0.75	2.05	0.013	0.0025	0.046	0.0490	0.0026	0.076	0.020	-	비교강
j	0.091	0.81	2.13	0.016	0.0036	0.023	0.0025	0.0027	-	-	-	비교강
k	0.076	0.82	1.97	0.009	0.0045	0.034	0.0029	0.0023	0.406	0.023	-	비교강

[0185] 밑줄은, 본 발명의 범위 밖을 나타낸다.

[0186] [표 2-1]

강	슬래브 가열 온도 (°C)	마무리 압연 온도 (°C)	마무리~400℃ 사이의 평균 냉각 속도 (°C/s)	550℃~400℃ 사이의 냉각 속도 (°C/s)	400℃ 미만에서의 최대 냉각 속도 (°C/s)	권취 온도 (°C)	비고
A-1	1240	960	50	73	40	실온	발명강
A-2	1230	940	50	73	<0.1	330	발명강
A-3	1030	910	100	123	30	실온	비교예
A-4	1240	820	70	93	35	실온	비교예
A-5	1230	940	20	43	20	실온	비교예
A-6	1220	960	70	93	120	실온	비교예
A-7	1250	970	50	73	<0.1	480	비교예
A-8	1240	950	60	83	40	실온	발명강
A-9	1240	950	60	83	40	실온	발명강
B-1	1260	950	50	73	40	실온	발명강
B-2	1240	940	60	83	<0.1	390	발명강
B-3	1250	950	120	143	<0.1	220	발명강
B-4	1060	900	60	83	40	실온	비교예
B-5	1230	810	50	73	30	실온	비교예
B-6	1260	960	15	38	35	실온	비교예
B-7	1240	950	70	93	80	실온	비교예
B-8	1230	950	70	93	<0.1	580	비교예
B-9	1260	980	60	83	40	실온	발명강
B-10	1260	980	60	83	40	실온	발명강
C-1	1250	970	60	83	20	실온	발명강
D-1	1270	940	60	83	30	실온	발명강
E-1	1260	1030	70	93	20	실온	발명강
E-2	1250	1000	120	143	<0.1	340	발명강
E-3	1250	1020	100	123	<0.1	240	발명강
E-4	1060	910	60	83	40	실온	비교예
E-5	1240	950	120	143	100	실온	비교예
E-6	1260	1000	60	83	25	실온	발명강
E-7	1260	1000	60	83	25	실온	발명강
F-1	1240	920	60	83	30	실온	발명강
G-1	1300	950	50	73	40	실온	발명강
H-1	1250	930	60	83	30	실온	발명강
I-1	1260	960	50	73	20	실온	발명강
J-1	1250	950	80	103	35	실온	발명강
J-2	1270	970	60	83	<0.1	390	발명강
J-3	1230	960	120	143	<0.1	220	발명강
J-4	1090	900	90	113	40	실온	비교예
J-5	1240	830	50	73	35	실온	비교예
J-6	1250	920	10	33	20	실온	비교예
J-7	1230	950	70	93	90	실온	비교예
J-8	1260	930	80	103	<0.1	620	비교예
J-9	1230	940	70	93	<0.1	350	발명강
J-10	1230	940	70	93	<0.1	350	발명강

밑줄은, 본 발명의 범위 밖을 나타낸다.

[0187]

[0188] [표 2-2]

강	슬래브 가열 온도 (°C)	마무리 압연 온도 (°C)	마무리~400°C 사이의 평균 냉각 속도 (°C/s)	550°C~400°C 사이의 냉각 속도 (°C/s)	400°C 미만에서의 최대 냉각 속도 (°C/s)	권취 온도 (°C)	비고
K-1	1240	970	60	83	20	실온	발명강
L-1	1230	950	60	83	40	실온	발명강
M-1	1280	980	70	93	30	실온	발명강
M-2	1230	940	80	103	<0.1	330	발명강
M-3	1250	950	60	83	<0.1	160	발명강
M-4	1100	910	90	113	20	실온	비교예
M-5	1250	760	100	123	40	실온	비교예
M-6	1260	940	20	43	30	실온	비교예
M-7	1240	930	80	103	100	실온	비교예
M-8	1230	960	70	93	<0.1	600	비교예
M-9	1240	950	80	103	<0.1	310	발명강
M-10	1240	950	80	103	<0.1	310	발명강
N-1	1250	980	80	103	20	실온	발명강
O-1	1240	950	60	83	30	실온	발명강
P-1	1240	960	60	83	25	실온	발명강
Q-1	1240	940	60	83	40	실온	발명강
R-1	1260	950	70	93	30	실온	발명강
S-1	1230	970	80	103	20	실온	발명강
S-2	1220	980	60	83	<0.1	360	발명강
S-3	1270	940	80	103	<0.1	200	발명강
S-4	1060	950	70	93	30	실온	비교예
S-5	1230	830	150	173	20	실온	비교예
S-6	1250	960	10	33	20	실온	비교예
S-7	1230	970	70	93	120	실온	비교예
S-8	1280	960	80	103	<0.1	290	발명강
S-9	1270	950	80	103	<0.1	290	발명강
a-1	1210	920	60	83	20	실온	비교강
b-1	1260	950	80	103	25	실온	비교강
c-1	1240	940	60	83	20	실온	비교강
d-1	1230	930	70	93	20	실온	비교강
f-1	1250	1020	100	123	25	실온	비교강
g-1	1240	940	60	83	20	실온	비교강
h-1	1200	930	80	103	10	실온	비교강
i-1	1230	950	70	93	40	실온	비교강
j-1	1200	920	60	83	30	실온	비교강
k-1	1240	920	80	103	40	실온	비교강

밑줄은, 본 발명의 범위 밖을 나타낸다.

[0189]

[표 3-2]

강	강종*	점퍼형 마트리스이트	후부 베이지이트	전복 조직	그 밖의 조직	전각 밀도 x(단 ² /m ²)	원래 점퍼형의 계수 밀도 x(단 ² /m ²)	수요 결정 인자 (%)	이스펙티브 YF (단 ² /m ²)	IS (단 ² /m ²)	EI (%)	Vrs (%)	비	비고	
K-1	HR	100	0	0	-	3.4	6.3	6.6	0.8	802	1048	12	-50	100	점퍼형
L-1	HR	100	0	0	-	4.2	7.4	7.9	1.1	945	1208	11	-40	150	점퍼형
M-1	HR	100	0	0	-	3.8	8.2	6.3	0.8	947	1231	10	-40	120	점퍼형
M-2	HR	67	33	0	-	1.9	10.4	7.2	1.1	1108	1193	11	-50	140	점퍼형
M-3	HR	95	5	0	-	3.9	4.2	6.6	1.0	1078	1210	10	-60	100	점퍼형
M-4	HR	72	0	28	페라이트	2.7	7.2	12.2	0.9	692	943	12	0	70	비교형
M-5	HR	100	0	0	-	11.9	8.4	3.2	4.3	897	1309	6	-20	20	비교형
M-6	HR	64	36	0	-	1.5	9.5	6.2	1.0	849	942	13	20	20	비교형
M-7	HR	0	0	100	프렉쉬 마트리스이트	19.6	0.8	6.3	1.4	862	1324	7	-20	20	비교형
M-8	HR	0	0	0	페라이트, 팔라이트	0.02	0.0	8.4	1.2	548	973	15	-30	10	비교형
M-9	GA	72	28	0	-	2.5	8.3	7.0	1.0	1088	1172	13	-50	120	점퍼형
M-10	HR	100	0	0	-	1.3	8.1	7.1	1.0	1128	1182	12	-50	100	점퍼형
O-1	HR	100	0	0	-	4.1	10.4	8.2	1.1	960	1223	12	-60	120	점퍼형
O-1	HR	100	0	0	-	4.0	8.9	8.3	1.2	951	1242	12	-60	110	점퍼형
O-1	HR	100	0	0	-	3.8	10.5	6.4	1.1	976	1199	13	-60	140	점퍼형
O-1	HR	100	0	0	-	4.3	10.2	6.7	1.0	1076	1372	11	-60	130	점퍼형
K-1	HR	100	0	0	-	4.5	17.5	8.9	1.2	1059	1381	11	-60	110	점퍼형
S-1	HR	100	0	0	-	3.5	19.5	3.8	0.9	1189	1530	9	-40	100	점퍼형
S-2	HR	33	67	0	-	1.7	12.6	6.9	1.0	1324	1473	10	-60	120	점퍼형
S-3	HR	37	13	0	-	7.3	16.6	3.9	1.2	1258	1933	8	-50	110	점퍼형
S-4	HR	72	0	0	페라이트	0.01	15.6	10.3	2.8	892	1372	8	-20	60	비교형
S-5	HR	100	0	0	페라이트	0.03	16.7	2.9	1.1	1386	1933	8	-30	60	비교형
S-6	HR	83	0	17	프렉쉬 마트리스이트	2.9	18.3	6.2	1.2	303	1492	6	-10	50	비교형
S-7	HR	83	0	0	-	2.9	18.3	6.2	1.1	1032	1492	10	-50	120	점퍼형
S-8	HR	89	0	0	-	3.4	13.9	6.2	1.0	1343	1492	11	-50	140	점퍼형
S-9	HR	89	0	0	-	1.1	14.1	18.7	1.1	1343	1492	11	-50	140	점퍼형
S-9	HR	89	0	0	-	0.1	14.1	18.7	1.1	1343	1492	11	-50	140	점퍼형
S-9	HR	89	0	0	-	0.1	14.1	18.7	1.1	1343	1492	11	-50	140	점퍼형
S-1	HR	0	0	100	페라이트	0.01	9.0	6.4	1.2	1382	2432	14	20	30	비교형
S-1	HR	0	0	0	점퍼 스티머이트	0.01	9.0	6.4	1.0	838	1118	8	-20	20	비교형
C-1	HR	84	0	16	페라이트	12.1	7.8	4.4	0.8	838	1118	8	-10	130	점퍼형
C-1	HR	100	0	0	-	7.8	3.8	6.4	0.8	838	1118	8	-10	130	점퍼형
F-1	HR	100	0	0	-	4.2	4.2	5.0	1.2	642	1007	9	-10	60	비교형
H-1	HR	100	0	0	페라이트	2.1	3.7	5.0	1.2	501	832	15	-20	210	비교형
I-1	HR	100	0	0	-	3.1	4.0	6.2	1.4	792	1042	12	-30	100	비교형
J-1	HR	100	0	0	-	3.5	3.9	13.2	1.5	923	1038	12	-10	100	비교형
K-1	HR	100	0	0	-	4.2	4.5	3.2	1.4	783	1019	13	-10	120	비교형

* : 마트리스이트, HR는 용융 아연 도금 강판, GA는 절연용 용융 아연 도금 강판을 나타낸다.

밀출은, 온, 평행의 범위 밖을 나타낸다.

[0192]

[0193]