



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2011년11월21일
 (11) 등록번호 10-1084874
 (24) 등록일자 2011년11월11일

(51) Int. Cl.
 C22C 38/00 (2006.01) B21B 3/00 (2006.01)
 C21D 1/26 (2006.01) C22C 38/14 (2006.01)
 (21) 출원번호 10-2008-7030308
 (22) 출원일자(국제출원일자) 2007년08월06일
 심사청구일자 2008년12월12일
 (85) 번역문제출일자 2008년12월12일
 (65) 공개번호 10-2009-0007798
 (43) 공개일자 2009년01월20일
 (86) 국제출원번호 PCT/JP2007/065788
 (87) 국제공개번호 WO 2008/020580
 국제공개일자 2008년02월21일
 (30) 우선권주장
 JP-P-2006-221885 2006년08월16일 일본(JP)
 JP-P-2007-200672 2007년08월01일 일본(JP)
 (56) 선행기술조사문헌
 JP2003013144 A*
 JP2005133200 A*
 *는 심사관에 의하여 인용된 문헌

(73) 특허권자
제이에프이 스틸 가부시카가이사
 일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방
 3고 히비야 고꾸사이 비루
 (72) 발명자
이이즈카 순지
 일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방
 3고 제이에프이 스틸 가부시카가이사 치테키자이
 산부 나이
미츠즈카 켄이치
 일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방
 3고 제이에프이 스틸 가부시카가이사 치테키자이
 산부 나이
 (뒷면에 계속)
 (74) 대리인
특허법인 원전

전체 청구항 수 : 총 3 항

심사관 : 정상익

(54) 고탄소 열연강판 및 그 제조방법

(57) 요약

폭방향의 균질성이 뛰어난 고탄소 열연강판을 얻는다. C: 0.2~0.7%, Si: 0.01~1.0%, Mn: 0.1~1.0%, P: 0.03%이하, S: 0.035%이하, Al: 0.08%이하, N: 0.01%를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어진다. 조직은, 강판 에지부분의 페라이트 평균입경이 35 μ m미만, 상기 강판 에지부분보다 중앙부분의 페라이트 평균입경이 20 μ m미만, 탄화물 평균입경이 0.10 μ m이상 2.0 μ m미만이다. 그리고, 조압연후, (Ar3+40 $^{\circ}$ C)이상의 마무리온도에서 마무리압연을 행하고, 마무리압연 후 2초 이내에 120 $^{\circ}$ C/초 초과와 냉각속도로 550 $^{\circ}$ C초과 650 $^{\circ}$ C미만의 냉각정지온도까지 냉각을 행하며, 550 $^{\circ}$ C이하의 온도에서 권취하고, 산세 후, 670 $^{\circ}$ C이상 Ac1변태점 이하의 온도에서 구상화 소둔하여 제조된다.

(72) 발명자

아오키 나오야

일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2반
3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 치테키자이산
부 나이

키무라 히데유키

일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2반
3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 치테키자이산
부 나이

나카무라 노부유키

일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2반
3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 치테키자이산
부 나이

세토 카즈히로

일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2반
3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 치테키자이산
부 나이

코바야시 아키오

일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2반
3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 치테키자이산
부 나이

특허청구의 범위

청구항 1

질량%로, C: 0.2~0.7%, Si: 0.01~1.0%, Mn: 0.1~1.0%, P: 0.03%이하, S: 0.035%이하, Al: 0.08%이하, N: 0.01%이하를 함유하고, 잔부(殘部)가 철 및 불가피적 불순물로 이루어지며, 강판 에지(edge)부분의 페라이트 평균입경이 21 μ m이상, 35 μ m미만, 상기 강판 에지부분보다 중앙부분의 페라이트 평균입경이 10 μ m이상, 20 μ m미만, 강판 에지(edge)부분의 페라이트 평균입경과 강판 중앙부분의 페라이트 평균입경의 차가 15 μ m이하, 탄화물 평균입경이 0.10 μ m이상 2.0 μ m미만인 조직을 갖는 것을 특징으로 하는 고탄소 열연강판.

단, 강판 에지부분이란, 열간압연(熱間壓延)시의 강판 폭방향 양 사이드(side)로부터 25~75mm 사이로 함

청구항 2

제1항에 있어서,

질량%로, Mo: 0.005~0.5%, Ti: 0.005~0.05%, Nb: 0.005~0.1%의 1종 또는 2종이상을 더 함유하는 것을 특징으로 하는 고탄소 열연강판.

청구항 3

제1항 또는 제2항 중 어느 한 항에 기재된 조성을 갖는 강(鋼)을, 조압연(粗壓延)한 후, (Ar3+80 $^{\circ}$ C)초과의 마무리온도로 마무리압연을 행하고, 이어서, 마무리압연 후 2초 이내에 120 $^{\circ}$ C / 초 초과의 냉각속도로 550 $^{\circ}$ C초과 650 $^{\circ}$ C미만의 냉각종료온도까지 냉각하고, 이어서, 550 $^{\circ}$ C이하의 온도에서 권취하여, 산세(酸洗) 후, 상형소둔법(箱型燒鈍法)에 의해, 670 $^{\circ}$ C이상 Ac1변태점 이하의 온도에서 구상화(球狀化) 소둔하는 것을 특징으로 하는 고탄소 열연강판의 제조방법.

명세서

기술분야

[0001] 본 발명은, 고탄소 열연강판(熱延鋼板) 및 그 제조방법에 관한 것이며, 특히 폭방향의 균질성이 뛰어난 고탄소 열연강판 및 그 제조방법에 관한 것이다.

배경기술

[0002] 공구 혹은 자동차부품(기어, 미션) 등에 사용되는 고탄소강판은, 타발(打拔)성형 후, 담금질 뜨임 등의 열처리가 행해진다. 근년, 공구나 부품메이커, 즉 고탄소강판의 사용자 측에서는, 저비용화를 위해, 이전의 주조재의 절삭가공이나 열간단조에 의한 부품가공으로부터 강판의 프레스성형(냉간(冷間)단조를 포함한다)에 의한 가공으로 공정의 간략화가 검토되고 있다. 그에 따라, 소재로서의 고탄소강판에는, 담금질성 및 복잡형상으로의 가공 안정성이 강하게 요망되고 있다. 또한, 프레스기 및 금형의 유지관리의 관점에서, 소재특성의 안정성이 강하게 요구되고 있다.

[0003] 이상과 같은 현상에 입각하여, 고탄소강판의 재질균질화에 대해, 몇가지 기술이 검토되고 있다.

[0004] 예를 들면, 특허문헌1에는, 열간압연(熱間壓延) 후, 소정의 가열속도로 페라이트-오스테나이트의 2상역(相域)으로 가열하고, 소정의 냉각속도로 소둔(燒鈍)처리하는 고탄소 강띠(steel strip)의 제조방법이 제안되어 있다. 이 기술에서는, 고탄소 강띠를 Ac1점 이상의 페라이트-오스테나이트의 2상역으로 소둔함으로써, 페라이트 매트릭스 중에 조대(粗大)한 구상화(球狀化) 시멘타이트가 균일하게 분포한 조직으로 하고 있다. 상세하게는, C: 0.2~0.8%, Si: 0.03~0.30%, Mn: 0.20~1.50%, Sol.Al:0.01~0.10%, N: 0.0020~0.0100%이고, 또한 Sol.Al/N: 5~10인 고탄소강을, 열간압연, 산세(酸洗), 탈(脫)스케일한 후, 95용량%이상의 수소와 잔부 질소로 이루어지는 분위기 로(爐)에서 680 $^{\circ}$ C이상의 온도범위에서 가열속도 Tv($^{\circ}$ C / Hr): $500 \times (0.01 - N(\%) \text{ as AlN}) \sim 2000 \times (0.1 - N(\%) \text{ as AlN})$, 균열온도 TA($^{\circ}$ C): $Ac1 \text{ 점} - 222 \times C(\%)^2 - 411 \times C(\%) + 912$, 균열(均熱)시간 1~20시간으로 소둔하고, 100 $^{\circ}$ C / Hr 이하의 냉각속도로 실온까지 냉각한다고 하는 것이다.

[0005] 예를 들면, 특허문헌2에는, C: 0.1~0.8질량%, S: 0.01질량%이하를 함유하는 열연강판에 대해, Ac1~50 $^{\circ}$ C~Ac1 미만의 온도범위에서 0.5시간 이상 유지하는 1단계의 가열을 행한 후, Ac1~Ac1+100 $^{\circ}$ C의 온도범위에서 0.5~20시간

유지하는 2단계의 가열 및 Ar1-50℃~Ar1의 온도범위에서 2~20시간 유지하는 3단계의 가열을 연속해서 행하고, 또한, 2단계의 유지온도로부터 3단계의 유지온도로의 냉각속도를 5~30℃/h로 하는 제조방법이 제안되어 있다. 즉, 특허문헌2에서는, 이와 같이 3 단계 소둔을 실시함으로써 페라이트의 평균입경(粒徑)이 20 μ m이상인 고탄소 강관을 얻고자 하는 것이다.

[0006] 예를 들면, 특허문헌3에는, C를 0.2~0.7질량% 함유하는 강에 열간압연을 행하여, 체적을 70%를 넘는 베이나이트를 갖는 조직으로 제어한 후, 소둔을 행하여, 페라이트 입자를 균일하게 조대화시켜 극연질화를 도모하는 방법이 제안되어 있다. 이 기술은, 열간압연을 (Ar3변태점(變態點)-20℃)이상의 마무리온도에서 행한 후, 냉각을 120℃/초 초과와 냉각속도로, 또한, 550℃이하의 냉각종료온도로 행하고, 이어서, 500℃이하의 권취온도에서 권취하고, 산세 후, 640℃이상 Ac1변태점 이하의 소둔 온도에서 소둔하는 것을 특징으로 하는 것이다.

[0007] 특허문헌1: 일본 특허공개 평9-157758호 공보

[0008] 특허문헌2: 일본 특허공개 평11-80884호 공보

[0009] 특허문헌3: 일본 특허공개 2003-73742호 공보

[0010] **발명의 개시**

[0011] 그렇지만, 상기 기술에는, 다음과 같은 문제가 있다.

[0012] 특허문헌1에 기재된 기술은, 고탄소 강띠를 Ac1점 이상의 페라이트-오스테나이트의 2상역으로 소둔함으로써 조대한 구상화 시멘타이트로 하고 있지만, 이러한 조대 시멘타이트는, 담금질성, 가공성을 안정화시키기에는 곤란한 조직이다.

[0013] 특허문헌2에 기재된 기술에서는, 소둔공정이 복잡하기 때문에, 실기(實機) 조업을 상정했을 경우, 생산력이 열위(劣位)로 되어 코스트가 증대한다.

[0014] 또한, 특허문헌3에 기재된 기술에서는, 체적을 70%를 넘는 베이나이트를 갖는 열연강관을 구상화 소둔함으로써 페라이트 입경을 조대화하여 극연질화하고 있지만, 열간압연을 마무리온도(Ar3변태점-20℃) 이상에서 행한 후, 냉각속도 120℃/초 초과에서 급속냉각하고 있기 때문에, 냉각 후에 변태발열을 일으켜 온도가 상승하고, 열연강관조직의 안정성이 떨어진다고 하는 문제가 있다. 또한, 구상화 소둔 후의 경도에 대해서도 샘플의 판면을 록웰 B스케일 경도(HRB)로 평가하고 있을 뿐이며, 구상화 소둔 후에 조대한 페라이트 입자가 관두계방향으로 균일하게 형성되지 않고, 재질의 불균일을 일으키기 쉽기 때문에, 안정된 연질화를 얻을 수 없다.

발명의 상세한 설명

[0015] 본 발명은, 이러한 사정을 감안하여 안출된 것으로, 복잡한 제조공정을 필요로 하지 않고, 담금질성, 프레스 성형성이 안정되고, 폭방향의 균질성이 뛰어난 고탄소 열연강관 및 그 제조방법을 제공하는 것을 목적으로 한다. 특히 강관 에지(edge) 근방의 조직안정화를 목표로 하는 것이다.

[0016] 본 발명자들은, 고탄소강관의 폭방향의 균질성에 미치는 성분조성이나 마이크로조직 및 제조조건의 영향에 대해 예의 연구를 진행하였다. 그 결과, 강관의 전폭에 걸쳐서의 페라이트 평균입경, 그리고 탄화물(炭化物) 평균입경을 규정하는 것이, 뛰어난 폭방향의 균질성을 얻기 위해서는 중요하다는 것을 발견하였다. 그리고, 강관 에지부분의 페라이트 평균입경, 강관 에지부분보다 중앙부분의 페라이트 평균입경 및 탄화물 평균입경을 각각 적정한 범위로 제어함으로써, 담금질성, 프레스 성형성을 안정되게 확보할 수 있고, 폭방향의 균질성이 뛰어난 고탄소 열연강관이 얻어진다는 것을 알았다.

[0017] 또한, 본 발명에서는, 상기 지건을 바탕으로, 상기 조직을 제어하기 위한 제조방법을 검토하여, 폭방향의 균질성이 뛰어난 고탄소 열연강관의 제조방법을 확립하였다.

[0018] 본 발명은, 이상의 지건을 바탕으로 안출된 것으로, 그 요지는 이하와 같다.

[0019] [1] 질량%, C: 0.2~0.7%, Si: 0.01~1.0%, Mn: 0.1~1.0%, P: 0.03%이하, S: 0.035%이하, Al: 0.08%이하, N: 0.01%이하를 함유하고, 잔부가 철 및 불가피적 불순물로 이루어지며, 강관 에지부분의 페라이트 평균입경이 35 μ m미만, 상기 강관 에지부분보다 중앙부분의 페라이트 평균입경이 20 μ m미만, 탄화물 평균입경이 0.10 μ m이상 2.0 μ m미만인 조직을 갖는 것을 특징으로 하는 고탄소 열연강관. 단, 강관 에지부분이란, 열간압연시의 강관 폭방향

양 사이드로부터 25~75mm 사이로 한다.

[0020] [2] 상기 [1] 에 있어서, 또한, 질량%로 Mo: 0.005~0.5%, Ti: 0.005~0.05%, Nb: 0.005~0.1%의 1종 또는 2종이상을 함유하는 것을 특징으로 하는 고탄소 열연강판.

[0021] [3] 상기 [1] 또는 [2] 중 어느 하나에 기재된 조성을 갖는 강을, 조압연(粗壓延)한 후, (Ar3+40℃)초과의 마무리온도로 마무리압연을 행하고, 이어서, 마무리압연 후 2초 이내에 120℃ / 초 초과의 냉각속도로 550℃초과 650℃미만의 냉각종료온도까지 냉각하고, 이어서, 550℃이하의 온도에서 권취하여, 산세 후, 상형(箱型)소둔법에 의해, 670℃이상 Ac1변태점 이하의 온도에서 구상화 소둔하는 것을 특징으로 하는 고탄소 열연강판의 제조방법.

[0022] 또한, 본 명세서에 있어서, 강의 성분을 나타내는 %는, 모두 질량%이다.

[0023] 본 발명에 의하면, 담금질성, 프레스 성형성을 안정되게 확보할 수 있고, 폭방향의 균질성이 뛰어난 고탄소 열연강판을 얻을 수 있다. 그리고, 본 발명의 폭방향의 균질성이 뛰어난 고탄소 열연강판을, 특수한 소둔조건을 이용하지 않고 제조할 수 있다. 그 결과, 제조시의 고수율을 달성할 수 있고, 저비용화가 가능하게 된다.

[0024] **발명을 실시하기 위한 최량의 형태**

[0025] 본 발명의 고탄소 열연강판은, 하기에 나타내는 성분조성으로 제어하여, 강판 에지부분의 페라이트 평균입경이 35 μ m미만, 상기 강판 에지부분보다 중앙부분의 페라이트 평균입경이 20 μ m미만, 및 탄화물 평균입경이 0.10 μ m이상 2.0 μ m미만인 조직을 갖는 것을 특징으로 한다. 이들은 본 발명에 있어서 가장 중요한 요건이다. 이와 같이 성분조성과 금속조직(폭방향 구분에 의한 페라이트 평균입경), 탄화물의 형상(탄화물 평균입경)을 규정하여, 모두를 만족함으로써, 에지부분도 포함한 폭방향에서 안정된 담금질성, 프레스 성형성을 확보할 수 있는 고탄소 열연강판을 얻을 수 있다.

[0026] 또한, 여기서, 본 발명에 있어서, 강판 에지부분이란, 열간압연시의 강판 폭방향 양 사이드로부터 25~75mm 사이로 한다. 일반적으로, 강판 폭방향 양사이드로부터 75mm의 범위는 과냉각이 되기 쉽고, 온도제어가 어렵다. 그러므로, 조직의 불균일이 커진다.

[0027] 한편, 강판 폭방향 양 사이드로부터 25mm의 범위는, 일반적으로, 품질보증의 대상외이거나, 사이드 트리밍 등에 의해 잘라버려지는 부분이다. 따라서, 본 발명에서는, 강판 폭방향 양 사이드로부터 25~75mm의 범위를 「강판 에지부분」이라 칭하고, 이 범위의 조직을 개선하여 강판 폭방향 중앙부 부근의 조직에 근접시키는 것을 목적으로 한다.

[0028] 그리고, 상기 폭방향의 균질성이 뛰어난 고탄소 열연강판은, 후술하는 조성을 갖는 강을, 조압연(粗壓延)한 후, (Ar3+40℃)초과의 마무리온도로 마무리압연을 행한 후, 이어서, 마무리압연 후 2초 이내에 120℃ / 초 초과의 냉각속도로 550℃초과 650℃미만의 냉각종료온도까지 냉각을 행하고, 이어서, 550℃이하의 온도에서 권취하고, 산세 후, 상형소둔법(箱型燒鈍法)에 의해, 670℃이상 Ac1변태점 이하의 온도에서 구상화 소둔을 함으로써 제조된다.

[0029] 이와 같이, 열간마무리압연, 마무리압연 후의 냉각, 권취 및 소둔까지의 제조조건을 총체적으로 제어함으로써, 본 발명의 목적이 달성된다.

실시예

[0030] 이하, 본 발명을 상세하게 설명한다.

[0031] 먼저, 본 발명에 있어서의 강의 화학성분의 제한이유에 대해 설명한다.

[0032] (1) C: 0.2~0.7%

[0033] C는, 탄소강에 있어서 가장 기본이 되는 합금원소이다. 그 함유량에 의해, 담금질 경도(hardness) 및 소둔상태에서의 탄화물 양이 크게 변동한다. C함유량이 0.2%미만인 강에서는, 자동차용 부품 등에 적용함에 있어 충분한 담금질 경도를 얻을 수 없다. 한편, C함유량이 0.7%를 넘으면 열간압연 후의 인성(靱性)이 저하하여 강띠(steel strip)의 제조성, 핸들링이 나빠져, 안정제조를 하지 못해 저비용화가 곤란하게 된다. 따라서, 적절한 담금질 경도와 프레스 성형성을 겸비한 강판을 저비용으로 제공하는 관점에서, C함유량은 0.2%이상 0.7%이하, 바람직하

게는 0.2%이상 0.5%이하로 한다.

[0034] (2) Si: 0.01~1.0%

[0035] Si는, 담금질성을 향상시키는 원소이다. Si함유량이 0.01%미만에서는 담금질시의 경도가 부족하다. 한편, Si함유량이 1.0%를 초과하면 고용강화(固溶強化)에 의해, 페라이트가 경화하여, 프레스 성형성이 열화한다. 더욱이 탄화물을 흑연화하여, 담금질성을 저해하는 경향이 있다. 따라서, 적절한 담금질 경도와 프레스 성형성을 겸비한 강판을 제공하는 관점에서, Si함유량은 0.01%이상 1.0%이하, 바람직하게는 0.01%이상 0.8%이하로 한다.

[0036] (3) Mn: 0.1~1.0%

[0037] Mn은, Si와 마찬가지로 담금질성을 향상시키는 원소이다. 또한, S를 MnS로서 고정하여, 슬라브(slab)의 열간균열(hot cracking)을 방지하는 중요한 원소이다. Mn함유량이 0.1%미만에서는, 이러한 효과를 충분히 얻을 수 없고, 또한 담금질성은 큰 폭으로 저하한다. 한편, Mn함유량이 1.0%를 초과하면 고용강화에 의해, 페라이트가 경화하여, 프레스 성형성의 열화를 초래한다. 따라서, 적절한 담금질 경도와 프레스 성형성을 겸비한 강판을 제공하는 관점에서, Mn함유량은 0.1%이상 1.0%이하, 바람직하게는 0.1%이상 0.8%이하로 한다.

[0038] (4) P: 0.03%이하

[0039] P는 입계(粒界)에 편석(偏析)하여, 연성이나 인성을 열화시키기 때문에, P함유량은 0.03%이하, 바람직하게는 0.02%이하로 한다.

[0040] (5) S: 0.035%이하

[0041] S는, Mn과 MnS를 형성하고, 프레스 성형성 및 담금질 후의 인성을 열화시키기 때문에, 저감해야 하는 원소이며, 적은 편이 바람직하다. 그러나, S함유량이 0.035%까지는 허용할 수 있기 때문에, S함유량은 0.035%이하, 바람직하게는 0.030%이하로 한다.

[0042] (6) Al: 0.08%이하

[0043] Al은 과잉으로 첨가하면 AlN가 다량으로 석출하여, 담금질성을 저하시키기 때문에, Al함유량은 0.08%이하, 바람직하게는 0.06%이하로 한다.

[0044] (7) N: 0.01%이하

[0045] N는 과잉으로 함유하고 있는 경우는 연성(延性)의 저하를 가져오기 때문에, N함유량은 0.01%이하로 한다.

[0046] 이상의 필수첨가원소로 본 발명의 강은 목적으로 하는 특성을 얻을 수 있지만, 상기의 필수첨가원소에 더하여, 열연냉각시의 초석페라이트 생성의 억제, 담금질성의 향상을 위해 Mo, Ti, Nb을 필요에 따라 1종 또는 2종 이상으로 첨가해도 좋다. 그 경우, 각각의 첨가량이 Mo이 0.005%미만, Ti이 0.005%미만, Nb이 0.005%미만에서는 첨가의 효과가 충분히 얻어지지 않는 경우가 있다. 한편, Mo이 0.5%초과, Ti이 0.05%초과, Nb이 0.1%초과에서는, 효과가 포화하여, 비용증가로 되고, 또한 고용강화, 석출강화 등에 의해 강도상승이 커지기 때문에, 가공성이 열화하는 경우가 있다. 따라서, 첨가하는 경우는, Mo은 0.005%이상 0.5%이하, Ti은 0.005%이상 0.05%이하, Nb은 0.005%이상 0.1%이하로 한다.

[0047] 또한, 상기 이외의 잔부는 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어진다. 불가피적 불순물로서 예를 들면, O는 비금속 개재물을 형성하여 품질에 악영향을 미치기 때문에, 0.003%이하로 저감하는 것이 바람직하다. 또한, 본 발명에서는, 본 발명의 작용효과를 저해하지 않는 미량원소로서, Cu, Ni, W, V, Zr, Sn, Sb를 0.1%이하의 범위로 함유하여도 좋다.

[0048] 다음으로, 본 발명의 폭방향의 균질성이 뛰어난 고탄소 열연강판의 조직에 대해 설명한다.

[0049] (1) 강판 에지부분의 페라이트 평균입경: 35 μ m미만

[0050] 폭방향의 조직을 균일화하기 위해서는, 특히 과냉각이 되기 쉬운 에지부분에서 조대(粗大)입자의 발생을 억제하는 것이 중요하다. 에지부분에서의 조대입자 발생을 억제함으로써 조직의 정립(整粒)화가 달성되어, 뛰어난 프레스 성형성을 얻을 수 있다. 즉, 페라이트 평균입경이 35 μ m이상에서는, 조대입자를 포함한 혼입조직으로 되기 때문에, 안정된 프레스 성형성을 얻을 수 없다. 따라서, 안정된 프레스 성형성을 달성하기 위해 페라이트 평균입경은 35 μ m미만으로 한다. 또한, 안정된 프레스 성형성을 얻으려면, 강판 에지부분보다 중앙부분(이하, 강판 중앙부분이라 칭한다)과 가능한 한 입경차가 없는 편이 바람직하기 때문에, 강판 중앙부분과 강판 에지부분의

차이는 15 μ m이하가 바람직하다.

- [0051] 또한, 강관 예지부분의 페라이트 평균입경이 35 μ m미만의 강관은, 후술하는 바와 같이, 마무리압연시의 온도와 냉각조건을 제어함으로써 얻을 수 있다. 구체적으로는, 강관 예지부분의 페라이트 평균입경이 35 μ m미만의 강관은, 조압연한 후, (Ar3+40 $^{\circ}$ C)초과의 마무리온도에서 마무리압연을 행한 후, 이어서, 마무리압연 후 2초 이내에 120 $^{\circ}$ C / 초 초과의 냉각속도로 550 $^{\circ}$ C초과 650 $^{\circ}$ C미만의 냉각종료온도까지 냉각을 행함으로써 얻을 수 있다.
- [0052] 이와 같이, 조압연 후의 저온마무리를 회피하고, 적절한 냉각조건(2초 이내에 120 $^{\circ}$ C / 초 초과의 냉각속도로 550 $^{\circ}$ C초과 650 $^{\circ}$ C미만의 냉각종료온도까지에서 냉각)을 실시함으로써, 특히 예지부분에서 빈발하는 조대한 페라이트 입자의 생성을 회피할 수 있다.
- [0053] (2) 강관 예지부분보다 중앙부분(강관 중앙부분)의 페라이트 평균입경: 20 μ m미만
- [0054] 페라이트 평균입경은 프레스성형의 안정성을 지배하는 중요한 인자이다. 즉, 페라이트 평균입경을 20 μ m미만의 조대입자가 적은 정립(整粒)으로 함으로써, 뛰어난 가공성을 얻을 수 있다. 따라서, 강관 중앙부분의 페라이트 평균입경은 20 μ m미만으로 한다. 한편, 지나치게 세립(細粒)으로 되면 경도가 높아져, 금형 수명의 저하 등을 일으킬 가능성이 있기 때문에, 바람직하게는 5 μ m초과로 한다.
- [0055] 또한, 강관 중앙부분의 페라이트 평균입경이 20 μ m미만의 강관은, 후술하는 바와 같이, 마무리압연시의 온도와 냉각조건을 제어함으로써 얻을 수 있다. 구체적으로는, 조압연한 후, 마무리온도를 (Ar3+40 $^{\circ}$ C)초과로 하는 마무리압연을 행한 후, 이어서, 마무리압연 후 2초 이내에 120 $^{\circ}$ C / 초 초과의 냉각속도로 550 $^{\circ}$ C초과 650 $^{\circ}$ C미만의 냉각종료온도까지 냉각을 행함으로써 얻을 수 있다.
- [0056] (3) 탄화물 평균입경: 0.10 μ m이상 2.0 μ m미만
- [0057] 탄화물 평균입경은, 프레스 성형성이나 타발(打拔)가공성 및 프레스성형 후의 열처리단계에서의 담금질 강도에 크게 영향을 주기 때문에, 중요한 요건이다. 탄화물이 미세하게 되면 가공 후의 열처리단계에서 탄화물이 용해하기 쉽고, 안정된 담금질 경도를 확보할 수 있지만, 탄화물 평균입경이 0.10 μ m미만에서는, 경도의 상승에 따라 프레스 성형성이 열화한다. 한편, 탄화물 평균입경의 커짐에 따라 프레스 성형성은 향상하지만, 2.0 μ m이상이 되면 가공 후의 열처리단계에서 탄화물이 용해하기 어려워져, 담금질 경도가 저하한다. 이상으로부터, 탄화물 평균입경은 0.10 μ m이상 2.0 μ m미만으로 한다. 또한, 탄화물 평균입경은, 후술과 같이 제조조건, 특히 열간압연 후의 냉각조건, 권취온도, 그리고 소둔조건에 의해, 제어할 수 있다.
- [0058] 다음으로, 본 발명의 고탄소 열연강관의 제조방법에 대해 설명한다.
- [0059] 본 발명의 폭방향의 균질성이 뛰어난 고탄소 열연강관은, 상기 화학성분범위로 조정된 강을, 조압연하고, 소망의 마무리온도에서 마무리압연하며, 이어서, 소망의 냉각조건에서 냉각하고, 권취하고, 산세 후, 상형소둔법에 의해 소망의 구상화 소둔을 실시함으로써 얻을 수 있다. 이들에 대해 이하에 상세하게 설명한다.
- [0060] (1) 마무리압연에 있어서의 마무리온도(압연온도)
- [0061] 강을 열간압연할 때의 마무리온도(최종 패스의 압연온도)가 (Ar3+40) $^{\circ}$ C이하에서는, 구(舊)오스테나이트 입자내에 전단띠(shear band)가 다수 도입된 부분이 강관 예지부분으로 될 수 있어, 변태의 핵형성 사이트(site)가 증대한다. 이 때문에, 페라이트 입자가 미세하게 되고, 구상화 소둔시에 높은 입계에너지를 구동력으로 하여, 특히 강관 예지부분에서 조대 페라이트 입자가 발생하는 경우가 많아진다. 따라서, 마무리온도는 (Ar3+40) $^{\circ}$ C초과로 한다. 또한, 보다 안정적으로 조대 페라이트 입자의 발생을 방지하여, 보다 뛰어난 폭방향의 균질성을 얻기 위해서는, 마무리온도는 (Ar3+80) $^{\circ}$ C초과가 바람직하다. 마무리온도의 상한은 특히 규정하지 않지만, 1000 $^{\circ}$ C을 넘는 고온의 경우, 스케일(scale)성 결함이 발생하기 쉬워지기 때문에, 1000 $^{\circ}$ C이하가 바람직하다.
- [0062] 이상으로부터, 강을 열간압연할 때의 마무리온도(최종 패스의 압연온도)는, (Ar3+40) $^{\circ}$ C초과로 한다.
- [0063] 또한, Ar3변태점($^{\circ}$ C)은 다음의 식(1)으로 산출할 수 있다.
- [0064]
$$Ar3 = 910 - 310C - 80Mn - 15Cr - 80Mo \quad (1)$$
- [0065] 여기서, 식 중의 원소기호는 각각의 원소의 함유량(질량%)을 나타낸다.
- [0066] (2) 냉각: 마무리압연 후 2초 이내에 120 $^{\circ}$ C / 초 초과의 냉각속도
- [0067] 열간압연 후의 냉각방법이 서냉(徐冷)이면, 오스테나이트의 과냉도(過冷度)가 적고 초석 페라이트가 많이 생성한다. 냉각속도가 120 $^{\circ}$ C / 초 이하의 경우, 초석 페라이트의 생성이 현저하게 되고, 소둔 후에 탄화물이 불균일

하게 분산하여, 안정된 정립조직을 얻을 수 없다. 따라서, 열간압연 후의 냉각속도는 120℃ / 초 초과로 한다. 바람직하게는 200℃ / 초 이상이다. 또한, 냉각속도의 상한은 특히 제한하지 않지만, 예를 들면, 판두께 3.0mm의 경우를 상정하면, 현재의 설비상의 능력에서는 700℃ / 초이다.

[0068] 또한, 마무리압연으로부터 냉각시작까지의 시간이 2초 초과에서는, 상기와 마찬가지로, 초석 페라이트가 생성하고, 마찬가지로 소둔 후에 탄화물이 불균일하게 분산하여, 안정된 정립조직을 얻을 수 없다. 따라서, 마무리압연으로부터 냉각시작까지의 시간은 2초 이내로 한다. 또한, 조직의 안정화를 위해서는, 마무리압연으로부터 냉각시작까지의 시간은 1.5초 이내가 바람직하고, 1.0초 이내가 더 바람직하다.

[0069] (3) 냉각종료온도: 550℃초과 650℃미만

[0070] 열간압연 후의 1차 냉각정지온도가 550℃이하의 경우, 특히 온도가 낮아지는 강판 에지부분에 열연판단계에서 미세한 베이나이트 조직이 발생하는 경우가 있어, 이것이 최종소둔 후, 조대 페라이트 입자조직으로 되어, 폭방향으로 균질한 조직을 얻을 수 없다. 또한, 650℃이상에서는, 열연판단계에서 조대한 페라이트-펄라이트 조직으로 되고, 소둔 후에 탄화물이 불균일하게 분산하여, 안정된 정립조직을 얻을 수 없다. 따라서, 냉각정지온도는 550℃초과 650℃미만으로 한다.

[0071] (4) 권취온도: 550℃이하

[0072] 냉각 후의 권취온도가 550℃초과의 경우, 페라이트-펄라이트 조직의 미세화가 충분하지 않고, 최종소둔 후에 탄화물이 불균일하게 분산하여, 안정된 정립조직을 얻을 수 없다. 따라서, 권취온도는 550℃이하로 한다. 또한, 권취온도의 하한은 특히 규정하지 않지만, 저온으로 될수록 강판의 형상이 열화하기 때문에, 200℃이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0073] (5) 산세(酸洗): 실시

[0074] 권취 후의 열연강판은, 구상화 소둔을 행하기 전에 스케일 제거를 위해, 산세를 실시한다. 산세는 통상적인 방법에 따라 행하면 좋다.

[0075] (6) 구상화 소둔: 670℃이상~Ac1변태점 이하의 온도에서 상형소둔

[0076] 열연강판을 산세한 후, 페라이트 입자를 충분히 입자 성장시켜 정립화시키는 동시에 탄화물을 구상화하기 위해 소둔을 행한다. 구상화 소둔은 크게 나누어, (1) Ac1 직상(直上)온도로 가열후 서냉하는 방법, (2) Ac1 직하(直下)온도로 장시간 유지하는 방법, (3) Ac1 직상 및 직하의 온도에서 가열·냉각을 반복하는 방법이 있다. 이 중, 본 발명에서는 상기 (2)의 방법에 의해, 페라이트 입자의 입자 성장과 탄화물의 구상화를 동시에 지향하고 있다. 이 때문에, 구상화 소둔은 장시간을 갖기 때문에 상형소둔으로 한다. 소둔온도가 670℃미만에서는, 페라이트 입자의 균일화 및 탄화물의 구상화가 모두 불충분하게 되어, 충분한 정립조직으로 되지 않기 때문에 가공성이 떨어진다. 한편, 소둔온도가 Ac1변태점을 초과하는 경우, 강판 에지부분에서 조대입자가 발생하기 쉬운 상태로 된다. 이상으로부터, 구상화 소둔의 소둔온도는 670℃이상 Ac1변태점 이하, 바람직하게는 670℃이상 710℃ 이하로 한다. 또한, Ac1변태점(℃)은 다음의 식(2)로 산출할 수 있다.

[0077]
$$Ac1 = 754.83 - 32.25C + 23.32Si - 17.76Mn + 4.51Mo \quad (2)$$

[0078] 여기서, 식 중의 원소기호는 각각의 원소의 함유량(질량%)을 나타낸다.

[0079] 이상으로부터, 본 발명의 폭방향의 균질성이 뛰어난 고탄소 열연강판을 얻을 수 있다. 또한, 본 발명의 고탄소 강 성분조정에는, 전로(轉爐) 혹은 전기로(電氣爐)의 어느 것도 사용가능하다. 이와 같이 성분조정된 고탄소 강을, 조괴(造塊)-분괴(分塊)압연 또는 연속주조에 의해 강 슬러브로 한다. 이 강 슬러브에 대해 열간압연을 행하지만, 그때, 슬러브가열온도는, 스케일 발생에 의한 표면상태의 열화를 피하기 위해 1300℃이하로 하는 것이 바람직하다. 또한, 연속주조 슬러브를 그대로 또는 온도저하를 억제하는 목적으로 보열(保熱)하면서 압연하는 직송(直送) 압연을 행하여도 좋다. 또한, 열간압연시에 조압연을 생략하고 마무리압연을 행하여도 좋다. 강판 에지부분의 마무리온도 확보를 위해, 열간압연 중에 바히터(bar heater), 에지히터(edge heater) 등의 가열수단에 의해 압연재의 가열을 행하여도 좋다. 또한, 구상화 촉진 혹은 경도 저감을 위해, 권취 후에 코일을 서냉 커버 등의 수단으로 보온하여도 좋다.

[0080] 소둔 후, 필요에 따라 조절(調質)압연을 행한다. 이 조절압연에 대해서는 담금질성에는 영향을 미치지 않기 때문에, 그 조건에 대해 특별히 제한은 없다.

[0081] 이와 같이 하여 얻어진 고탄소 열연강판이, 담금질성을 유지하면서, 우수한 프레스 성형성을 갖는 이유는 다음

과 같이 생각할 수 있다. 프레스 성형성의 지표로 되는 재질의 균질성에는, 페라이트 평균입경이 크게 영향하며, 조직이 정립화되고, 또한, 조대한 페라이트 입경의 혼입(混入)을 제한함으로써 프레스 성형성이 향상한다. 또한, 담금질성에 관해서는, 탄화물 평균입경이 크게 영향한다. 탄화물이 조대한 경우, 담금질 전의 용체화(溶體化)처리시에 미고용(未固溶) 탄화물이 잔존하기 쉽고, 담금질 경도가 저하한다. 이상의 점에서, 성분조성과 금속조직(페라이트 평균입경), 탄화물의 형상(탄화물 평균입경)을 규정하여, 모두를 만족함으로써, 담금질성 및 프레스 성형성을 확보하면서, 폭방향의 균질성이 뛰어난 고탄소 열연강관을 얻을 수 있다.

[0082] 실시예

[0083] 표 1에 나타내는 화학성분을 갖는 강을 연속주조하여, 얻어진 슬러브를 1250℃로 가열하고, 표 2에 나타내는 조건으로 열간압연 후, 산세하고, 이어서, 표 2에 나타내는 조건으로 상형소둔법에 의해 구상화 소둔을 행하여, 판두께 4.0mm의 열연강관을 제조하였다.

표 1

강 No.	(질량%)										
	C	Si	Mn	P	S	sol. Al	N	그외 극소량	Ar3	Ac1	
A	0.22	0.19	0.71	0.011	0.008	0.031	0.0038	극소량	785	740	
B	0.33	0.20	0.68	0.009	0.008	0.029	0.0033	극소량	753	737	
C	0.35	0.21	0.74	0.011	0.008	0.031	0.0038	Mo:0.01	742	735	
D	0.34	0.19	0.72	0.010	0.007	0.030	0.0036	Ti:0.029 Nb:0.013	747	736	
E	0.66	0.22	0.72	0.009	0.011	0.028	0.0031	극소량	648	726	

[0084]

표 2

강판 No.	강 No.	Ar3 (℃)	Ac1 (℃)	마무리 온도 (℃)	냉각개시시간 (초)	냉각속도 (℃/초)	냉각종료온도 (℃)	관취온도 (℃)	구상화 소둔조건	비고
1	A	785	740	890	1.0	220	580	530	700℃×20hr	본발명에
2	A	785	740	900	0.8	200	600	540	690℃×30hr	본발명에
3	B	753	737	860	0.4	180	560	510	690℃×20hr	본발명에
4	B	753	737	870	0.6	200	580	530	700℃×20hr	본발명에
5	C	742	735	870	1.0	180	620	550	670℃×20hr	본발명에
6	C	742	735	880	0.4	200	580	530	700℃×30hr	본발명에
7	D	747	736	860	1.1	190	610	520	670℃×20hr	본발명에
8	D	747	736	870	0.5	210	580	540	700℃×30hr	본발명에
9	E	648	726	830	0.6	160	600	530	680℃×20hr	본발명에
10	E	648	726	850	0.5	220	620	550	690℃×20hr	본발명에
11	A	785	740	900	0.9	80	600	540	700℃×30hr	비교예
12	B	753	737	860	3.0	220	580	550	690℃×20hr	비교예
13	B	753	737	880	0.9	200	680	550	700℃×20hr	비교예
14	C	742	735	850	0.4	180	600	540	650℃×30hr	비교예
15	C	742	735	880	1.1	160	600	580	680℃×20hr	비교예
16	D	747	736	860	3.0	200	560	520	700℃×20hr	비교예
17	E	648	726	850	0.9	50	580	540	700℃×30hr	비교예
18	E	648	726	860	1.6	220	530	520	680℃×20hr	비교예
19	B	753	737	800	0.5	210	560	520	700℃×20hr	본발명에
20	B	753	737	805	0.5	200	550	530	700℃×20hr	본발명에
21	B	753	737	810	0.4	210	600	520	710℃×20hr	본발명에
22	B	753	737	820	0.6	220	560	510	700℃×20hr	본발명에
23	B	753	737	835	0.6	190	560	510	710℃×20hr	본발명에
24	B	753	737	845	0.4	230	580	520	710℃×20hr	본발명에
25	B	753	737	855	0.5	220	590	530	700℃×20hr	본발명에
26	B	753	737	790	0.5	220	580	540	710℃×20hr	비교예
27	B	753	737	775	0.5	230	580	530	710℃×20hr	비교예
28	B	753	737	760	0.4	200	590	520	710℃×20hr	비교예
29	B	753	737	755	0.6	200	580	530	700℃×20hr	비교예

[0085]

[0086]

다음으로, 상기에 의해 얻어진 열연강판으로부터 샘플을 채취하고, 강판 에지부분의 페라이트 평균입경, 강판 중앙부분의 페라이트 평균입경, 및 탄화물 평균입경을 측정하고, 이들 조직의 상태를 반영하는 소재경도도 측정하였다. 각각의 측정방법, 및 조건은 이하와 같다.

[0087]

<페라이트 평균입경>

[0088]

샘플의 압연방향 관두계단면에서의 광학현미경조직으로부터, JIS G 0552(1998) 「강의 페라이트결정입도 시험방법」에 준하여 측정하였다. 즉, 여기에 기재된 절단방법에 의해 입도(粒度)번호 G를 구하여, $m = 2^{(G+3)}$ 로부터 단면적 1mm^2 당의 결정입자의 수: m을 계산하고, 또한 아래 식(1)으로부터 평균결정입경: d를 구하였다. 또한, 평균입경의 측정, 페라이트 입자가 3000개 이상 절단되도록, 충분한 시야수(視野數)에 대해 측정하여, 각 시야의 입경의 평균치로 하였다.

[0089]

$$d(\mu\text{m})=1000/\sqrt{m} \quad \dots \text{식(1)}$$

[0090]

<탄화물 평균입경>

[0091]

샘플의 압연방향 관두계단면을 연마·부식 후, 주사(走査)형 전자현미경으로 마이크로조직을 촬영하여, 탄화물 입경의 측정을 행하였다. 또한, 평균입경은, 탄화물 총수가 500개 이상의 평균치로 하였다.

[0092]

<소재경도>

[0093] 샘플의 폭방향위치(센터, 에지로부터 25mm)가 다른 표면을 록웰 경도(HRB)로 3점 측정하여, 평균경도를 구하였다. 또한, 이들 구해진 평균경도를 이용하여, 강관 중앙부분과 강관 에지부분의 경도차($\Delta HRB = (\text{강관 에지부분의 경도}) - (\text{강관 중앙부분의 경도})$)를 구하였다.

[0094] 이상의 측정에 의해 얻어진 결과를 표 3에 나타낸다.

표 3

강관 No.	강 No.	강관중앙부분의 페라이트 평균입경 (μm)	강관에지부분의 페라이트 평균입경 (μm)	탄화물 평균입경 (μm)	소재표면경도 (HRB)			비고
					강관중앙부분	강관에지부분 (에지 25mm)	ΔHRB	
1	A	16	30	0.9	75	72	-3	본발명에
2	A	18	33	0.9	74	72	-2	본발명에
3	B	15	25	1.1	80	79	-1	본발명에
4	B	16	25	1.2	79	78	-1	본발명에
5	C	14	29	1.1	82	80	-2	본발명에
6	C	15	26	1.0	81	79	-2	본발명에
7	D	13	29	1.0	82	80	-2	본발명에
8	D	14	26	0.9	82	80	-2	본발명에
9	E	10	21	1.3	91	89	-2	본발명에
10	E	11	21	1.5	90	89	-1	본발명에
11	A	24	17	2.2	72	76	4	비교예
12	B	23	18	2.5	79	82	3	비교예
13	B	35	30	3.5	76	79	3	비교예
14	C	17	45	0.4	79	65	-14	비교예
15	C	24	16	2.5	76	82	6	비교예
16	D	24	16	2.6	77	82	5	비교예
17	E	23	10	2.3	87	91	4	비교예
18	E	11	45	1.3	91	78	-13	비교예
19	B	15	32	1.1	80	71	-9	본발명에
20	B	16	34	1.2	79	69	-10	본발명에
21	B	13	29	1.3	86	80	-6	본발명에
22	B	18	28	1.1	80	73	-7	본발명에
23	B	19	27	1.3	81	76	-5	본발명에
24	B	18	26	1.3	81	79	-2	본발명에
25	B	19	25	1.0	77	74	-3	본발명에
26	B	14	40	1.1	80	68	-12	비교예
27	B	16	48	1.1	80	66	-14	비교예
28	B	15	53	0.8	79	58	-21	비교예
29	B	14	58	0.9	77	58	-19	비교예

[0095]

[0096] 표 3에 있어서, 강관 No.1~10, 19~25는 제조조건이 본 발명 범위이고, 강관 에지부분의 페라이트 평균입경이 35 μm 미만, 강관 중앙부분의 페라이트 평균입경이 20 μm 미만, 탄화물 평균입경이 0.10 μm 이상 2.0 μm 미만인 조직을 갖는 본 발명예이다. 본 발명예에서는, 강관 에지부분에 조대입자가 발생하는 일 없이, 강관 중앙부분과 강관 에지부분에서의 소재 경도차(ΔHRB)가 10포인트 이하로서 폭방향에서의 경도도 안정되고, 특히 마무리온도가 (Ar3 + 80 $^{\circ}\text{C}$)초과로 한 본 발명예(강관 No.1~10 및 강관 No.23~25)는 ΔHRB 가 5포인트 이하로서 폭방향에서의 경도가 더 안정되고, 또한 미세한 탄화물을 갖는 고탄소 열연강관이 얻어지고 있는 것을 알 수 있다. 그 결과, 담금질성 및 프레스 성형성이 안정된 고탄소 열연강관을 얻을 수 있었다.

[0097] 한편, 강관 No.11~18, 26~29는 제조조건이 본 발명 범위를 벗어난 비교예이다. 강관 No.14, 18, 26~29는, 강관 에지부분에서 조대입자가 많이 발생하고, 페라이트 평균입경이 35 μm 이상으로 되어 있어, 본 발명의 범위 밖으로 되어 있다. 그 결과, 강관 중앙부분과 강관 에지부분에서의 소재 경도차가 10포인트를 넘어, 폭방향에서 균질재질이 얻어지지 않고, 프레스 성형성이 안정되지 않는다. 또한, 강관 No.11~13, 15~17은, 강관 중앙부분의 페라이트 평균입경이 크고, 조직의 정립화가 불충분할 뿐만 아니라, 탄화물 평균입경도 크기 때문에, 강관 중앙부분의 페라이트 평균입경 및 탄화물 평균입경이 본 발명의 범위 밖으로 되어 있다. 그 결과, 담금질성, 프레스 성

형성 모두 안정되지 않았다.

산업상 이용 가능성

[0098]

본 발명의 폭방향의 균질성이 뛰어난 고탄소 열연강판을 이용함으로써, 기어로 대표되는 변속기 부품 등의 복잡한 형상의 부품을 낮은 하중으로 용이하게 가공할 수 있기 때문에, 공구 혹은 자동차부품(기어, 미션)을 중심으로, 다양한 용도로의 사용이 가능하게 된다.