



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2014-0010700
(43) 공개일자 2014년01월27일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 38/00 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
C22C 38/32 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
(21) 출원번호 10-2012-0077304
(22) 출원일자 2012년07월16일
심사청구일자 2012년07월16일

(71) 출원인
주식회사 포스코
경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동)
(72) 발명자
장준상
경상북도 포항시 남구 동해안로 6262, 포항제철소
내 (동촌동)
임영록
경상북도 포항시 남구 동해안로 6262, 포항제철소
내 (동촌동)
(74) 대리인
특허법인씨엔에스

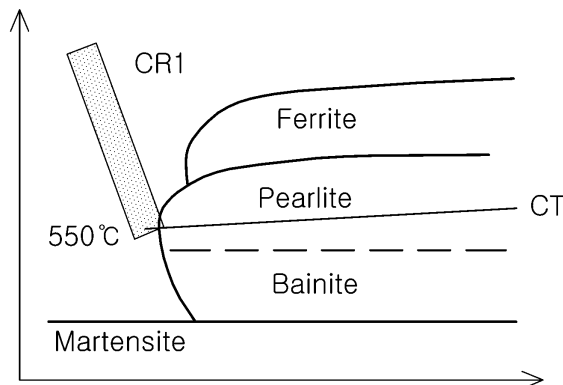
전체 청구항 수 : 총 11 항

(54) 발명의 명칭 **재질 균일성이 우수한 고탄소 강판 및 그 제조방법**

(57) 요약

본 발명의 일 측면은 중량%로, C: 0.2~0.5%, Si: 0.5% 이하(0은 제외), Mn: 0.2~1.5%, Cr: 1.0% 이하(0은 제외), P: 0.03% 이하(0은 제외), S: 0.015% 이하(0은 제외), Al: 0.05% 이하(0은 제외), B: 0.0005~0.005%, Ti: 0.005~0.05%, N: 0.01% 이하(0은 제외), 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로 이루어지고, 필라이트 상의 면적분율이 95% 이상인 것을 특징으로 하는 재질 균일성이 우수한 고탄소 강판을 제공한다.

대표도 - 도1



특허청구의 범위

청구항 1

중량%로, C: 0.2~0.5%, Si: 0.5% 이하(0은 제외), Mn: 0.2~1.5%, Cr: 1.0% 이하(0은 제외), P: 0.03% 이하(0은 제외), S: 0.015% 이하(0은 제외), Al: 0.05% 이하(0은 제외), B: 0.0005~0.005%, Ti: 0.005~0.05%, N: 0.01% 이하(0은 제외), 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로 이루어지고, 펠라이트 상의 면적분율이 95% 이상인 재질 균일성이 우수한 고탄소 강판.

청구항 2

청구항 1에 있어서,

상기 펠라이트 상의 콜로니(colony) 크기가 15 μm 이하인 것을 특징으로 하는 재질 균일성이 우수한 고탄소 강판.

청구항 3

청구항 1에 있어서,

상기 펠라이트 상의, 라벨라 조직 내 평균 층간 간격이 0.1 μm 이하인 것을 특징으로 하는 재질 균일성이 우수한 고탄소 강판.

청구항 4

청구항 1 내지 3중 어느 한 항에 있어서,

상기 고탄소 열연강판은 경도의 최대값을 100%, 최소값을 0%로 하였을 때, 95% 수준의 경도와 5% 수준의 경도 차이가 30HV 이하인 것을 특징으로 하는 재질 균일성이 우수한 고탄소 강판.

청구항 5

중량%로, C: 0.2~0.5%, Si: 0.5% 이하(0은 제외), Mn: 0.2~1.5%, Cr: 1.0% 이하(0은 제외), P: 0.03% 이하(0은 제외), S: 0.015% 이하(0은 제외), Al: 0.05% 이하(0은 제외), B: 0.0005~0.005%, Ti: 0.005~0.05%, N: 0.01% 이하(0은 제외), 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로 이루어진 고탄소 강 슬라브를 재가열하는 단계;

상기 재가열된 슬라브를 열간압연하는 단계;

상기 열간압연된 강판을 하기 식(1) 또는 식(1')를 만족하는 냉각속도(CR1)로 냉각하는 단계; 및

상기 냉각된 강판을 권취하는 단계를 포함하는 재질 균일성이 우수한 고탄소 강판의 제조방법.

[식(1)]

$$\text{Cond1} \leq \text{CR1}(\text{°C}/\text{sec}) < 100,$$

$$\text{Cond1} = 175 - 300 \times \text{C}(\text{wt.}\%) - 30 \times \text{Mn}(\text{wt.}\%) - 100 \times \text{Cr}(\text{wt.}\%) \text{ 혹은 } 10 \text{ 중에 큰 값.}$$

[식(1')]

$$\text{Cond1} \leq \text{CR1}(\text{°C}/\text{sec}) \leq \text{Cond1} + 20,$$

$$\text{Cond1} = 175 - 300 \times \text{C}(\text{wt.}\%) - 30 \times \text{Mn}(\text{wt.}\%) - 100 \times \text{Cr}(\text{wt.}\%) \text{ 혹은 } 10 \text{ 중에 큰 값.}$$

청구항 6

청구항 5에 있어서,

상기 재가열하는 단계는 1100~1300℃ 온도로 가열하는 것을 특징으로 하는 재질 균일성이 우수한 고탄소 강관의 제조방법.

청구항 7

청구항 5에 있어서,

상기 열간압연하는 단계는 마무리 열간압연 온도가 800~1000℃로 되도록 열간압연하는 것을 특징으로 하는 재질 균일성이 우수한 고탄소 강관의 제조방법.

청구항 8

청구항 5에 있어서,

상기 권취하는 단계의 권취 온도는 하기 식(2)를 만족하는 권취 온도(CT)로 권취하는 것을 특징으로 하는 재질 균일성이 우수한 고탄소 강관의 제조방법.

[식(2)]

$$\text{Cond2} \leq \text{CT}(\text{℃}) \leq 650,$$

$$\text{Cond2} = 640 - 237 \times \text{C}(\text{wt.}\%) - 16.5 \times \text{Mn}(\text{wt.}\%) - 8.5 \times \text{Cr}(\text{wt.}\%)$$

청구항 9

청구항 5에 있어서,

냉간 압연하는 단계 및 소둔하는 단계를 추가적으로 포함하는 재질 균일성이 우수한 고탄소 강관의 제조방법.

청구항 10

청구항 9에 있어서,

상기 냉간 압연하는 단계는 30~70%의 냉간압하율로 압연되는 것을 특징으로 하는 재질 균일성이 우수한 고탄소 강관의 제조방법.

청구항 11

청구항 9에 있어서,

상기 소둔하는 단계는 600℃~Ae1 사이의 온도에서 이루어지는 것을 특징으로 하는 재질 균일성이 우수한 고탄소 강관의 제조방법.

명세서

기술분야

본 발명은 재질 균일성이 우수한 고탄소 강관에 관한 것으로, 보다 상세하게는 기계부품, 공구류 및 자동차 부품 등에 사용될 수 있는 재질 균일성이 우수한 고탄소 강관 및 이를 제조하는 방법에 관한 것이다.

[0001]

배경 기술

- [0002] 고탄소 강관은 기계부품, 공구류 및 자동차 부품에 있어서, 다양한 용도로 사용되어 왔다. 상기의 각 용도에 맞는 고탄소 강관은, 통상적으로 열처리과정을 거쳐 열연강관으로 우선 제조된 후 사용된다. 그리고, 요구되는 용도에 따라, 추가적으로 냉간압연, 소둔 등의 가공단계를 거쳐 냉연제품으로 제조되어 사용되기도 한다.
- [0003] 이 때, 상기의 고탄소 강관에는 우수한 재질 균일성이 요구된다. 고탄소 열연강관의 재질간의 편차가 크면 성형 과정에서 치수 정밀도가 떨어지고, 가공 중에 결함을 야기하기 때문이다. 또한, 추가적인 냉연 가공이 필요할 경우, 냉간압연 및 소둔 이후 또는 최종 열처리 후에 불균일한 조직 분포를 유발하기 때문이다.
- [0004] 이와 같은 고탄소 강관의 성형성을 개선하기 위해, 하기와 같은 여러 발명들이 제안되어 왔다.
- [0005] 특허문헌 1은 고탄소 소둔강관의 성형성에 대하여, 냉간압연과 소둔을 실시한 후 소둔 조건을 제어하고 있는데, 구체적으로는 평균 탄화물 입경이 1 μ m 이하이고, 0.3 μ m 이하의 탄화물 분율이 20% 이하로 탄화물 분포를 얻을 경우 성형성이 개선됨을 개시하고 있다. 그리고, 특허문헌 2는 소둔 조건을 제어하여 탄화물 입경의 표준편차를 탄화물 평균 입경으로 나눈 값을 1.0 이하로 얻음으로써 프레스 성형성을 개선하는 방법을 개시하고 있다. 또한, 특허문헌 3에서는 소둔 조건을 적절히 제어하여 페라이트의 입경이 5 μ m 이상이면서, 탄화물 입경의 표준편차를 0.5 이하로 제어하여 성형성을 개선하고 있다.
- [0006] 그러나, 상기의 문헌들은 모두 열연강관 상태에서의 성형성에 대한 언급은 없으며, 더욱이 성형성이 우수한 열연강관을 소둔한 후 탄화물의 분포 또는 입경에 대해 상기와 같은 제어범위를 만족시키도록 형성되어야 할 필요성은 없는 것이다.
- [0007] 한편, 특허문헌 4에서는 펄라이트와 세멘타이트의 분율을 10% 이하로 하면서, 페라이트의 결정립 크기를 10~20 μ m 범위로 제어하여, 과인블랭킹 가공성을 증가시키는 방법에 대하여 개시하고 있다. 그러나 이 발명 또한 소둔강관의 미세조직 제어에 관한 한정으로서, 열연조직의 성형성과는 거리가 있다. 열연조직의 성형성 개선에 있어서는 오히려 페라이트 형성을 억제하고 균일한 상분포를 얻음으로써 재질 편차를 최소화하는 수단의 활용이 가능하다.
- [0008] 또한, 특허문헌 5에서는 초석 페라이트와 펄라이트의 분율을 각각 5% 이하로 제어하고, 베이나이트의 분율이 90% 이상인 고탄소 베이나이트 조직을 얻고, 소둔 후 미세한 세멘타이트가 분포한 조직을 얻음으로써 소둔관의 성형성을 개선하는 방법을 제안하고 있다. 그러나, 이 발명 또한, 탄화물의 평균 크기를 1 μ m 이하, 결정립 크기를 5 μ m 이하로 미세하게 제어하여 소둔재의 성형성을 개선하기 위한 것일 뿐, 열연재의 성형성에 관련된 발명은 아니다.
- [0009] 이와 같은 상기의 각 발명들은 모두 냉간압연과 소둔을 거친 후, 미세조직에서의 탄화물 크기 및 분포 제어에 초점을 맞추고 있는 발명들일 뿐, 열연 강관 단계에서의 성형성과 재질 균일성에 대한 발명을 제안한 것은 아니다.
- [0010] 한편, 특허문헌 6은 신장 플랜지성 개선을 위해, 소둔 후 페라이트 입경을 6 μ m 이하, 탄화물 입경을 0.1~1.2 μ m m 범위로 제어함과 동시에, 초당 120 $^{\circ}$ C 이상의 속도로 열연강관을 냉각하여, 페라이트 분율을 10% 이하로 얻는 열연조직의 규정 방법을 개시하고 있다. 이 발명은 열연강관의 성형성 개선에 주목하였다는 점에서 상기의 문헌들과 상이한 측면이 있다. 또한, 열연강관의 냉각속도를 제어함으로써 페라이트 미세조직의 면적분율을 규정하고 있다는 측면에서 본 발명의 일 측면과 유사한 점이 있다. 그러나, 열연강관 미세조직 내의 페라이트 면적분

을 증가를 위해 이 발명에서 개시하는 초당 120℃의 냉각속도가 반드시 필요한 것은 아니다.

[0011] 그리하여, 상기의 연구와는 별개로 고탄소 열연강관의 성형성과 재질 균일성의 향상에 관하여 추가적인 연구가 필요한 실정이었다.

선행기술문헌

특허문헌

[0012] (특허문헌 0001) 일본 공개특허 제2005-344194호
 (특허문헌 0002) 일본 공개특허 제2005-344197호
 (특허문헌 0003) 일본 공개특허 제2005-344196호
 (특허문헌 0004) 일본 공개특허 제2001-140037호
 (특허문헌 0005) 한국 공개특허 제2007-0068289호
 (특허문헌 0006) 일본 공개특허 제2006-063394호

발명의 내용

해결하려는 과제

[0013] 본 발명의 일 측면은, 우수한 재질 균일성을 확보할 수 있는 고탄소 강관 및 이를 제조하는 방법을 제공하고자 하는 것이다.

과제의 해결 수단

[0014] 본 발명의 일 측면은 중량%로, C: 0.2~0.5%, Si: 0.5% 이하(0은 제외), Mn: 0.2~1.5%, Cr: 1.0% 이하(0은 제외), P: 0.03% 이하(0은 제외), S: 0.015% 이하(0은 제외), Al: 0.05% 이하(0은 제외), B: 0.0005~0.005%, Ti: 0.005~0.05%, N: 0.01% 이하(0은 제외), 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로 이루어지고, 펄라이트 상의 면적분율이 95% 이상인 것을 특징으로 하는 재질 균일성이 우수한 고탄소 강관을 제공한다.

[0015] 본 발명의 다른 일 측면은 중량%로, C: 0.2~0.5%, Si: 0.5% 이하(0은 제외), Mn: 0.2~1.5%, Cr: 1.0% 이하(0은 제외), P: 0.03% 이하(0은 제외), S: 0.015% 이하(0은 제외), Al: 0.05% 이하(0은 제외), B: 0.0005~0.005%, Ti: 0.005~0.05%, N: 0.01% 이하(0은 제외), 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로 이루어진 고탄소 강 슬라브를 1100~1300℃에서 재가열하는 단계, 상기 재가열 후, 마무리 열간압연 온도가 800~1000℃로 되도록 열간압연하는 단계, 상기 열간압연된 강관을 상기 마무리 열간압연 온도로부터 550℃에 도달할 때까지 하기 식(1) 또는 식(1')를 만족하는 냉각속도(CR1)로 냉각하는 단계 및 상기 냉각시킨 강관을 하기 식(2)를 만족하는 권취 온도(CT)로 권취하는 단계를 포함하는 재질 균일성이 우수한 고탄소 강관의 제조방법을 제공한다.

[0016] [식(1)]

[0017] $Cond1 \leq CR1(°C/sec) < 100,$

[0018] $Cond1 = 175 - 300 \times C(wt.%) - 30 \times Mn(wt.%) - 100 \times Cr(wt.%)$ 혹은 10 중에 큰 값

[0019] [식(1')]

[0020] $Cond1 \leq CR1(^\circ C/sec) \leq Cond1 + 20,$

[0021] $Cond1 = 175 - 300 \times C(wt.%) - 30 \times Mn(wt.%) - 100 \times Cr(wt.%)$ 혹은 10 중에 큰 값

[0022] [식(2)]

[0023] $Cond2 \leq CT(^\circ C) \leq 650,$

[0024] $Cond2 = 640 - 237 \times C(wt.%) - 16.5 \times Mn(wt.%) - 8.5 \times Cr(wt.%)$

발명의 효과

[0025] 본 발명의 일 측면에 따르면, 고탄소 강관의 열연 조직간 재질 균일성이 우수하여, 성형 후 부품의 치수 정밀도가 뛰어날 뿐만 아니라, 가공 중 결함이 발생하지 않고, 최종 열처리 과정 후에도 균일한 조직 및 경도 분포를 가지는 고탄소 강관을 제공한다. 상기의 고탄소 강관은, 기계부품, 공구류 및 자동차 부품 등의 다방면에 사용될 수 있다.

도면의 간단한 설명

[0026] 도 1은 본 발명의 일 측면에서 제공하는, 냉각속도 및 권취온도의 수치제어에 따른 경우, 강관의 상변태 그래프를 개략적으로 도시한 도면이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0027] 본 발명자들은 고탄소 강관에서 중요하게 요구되는 특성인, 재질 균일성을 우수하게 갖는 강재를 도출해내기 위해 깊이 연구하였다. 그 결과, 원하는 물성을 발휘하는 합금원소의 성분조성을 제어하고, 제조된 강으로부터 강관을 제조하는 각 공정의 수치범위를 제어하여 본 발명을 완성하였다. 특히 강관의 제조 공정에 있어서, 냉각 및 권취단계에서의 냉각속도 및 권취온도를 합금성분의 함수로 정밀 제어하여, 열연강관의 조직구조에서 95% 이상의 펄라이트 미세조직을 도출해 냄으로써, 재질 균일성이 우수한 고탄소 강관을 제공할 수 있음을 인지하고 본 발명을 완성하였다.

[0028] 이하, 본 발명을 보다 상세히 설명한다.

[0029] 먼저, 본 발명의 고탄소 강관에 있어서, 상기와 같이 성분을 제한하는 이유에 대하여 상세히 설명한다. 이때, 성분원소의 함유량은 모두 중량%를 의미한다.

[0030] 탄소(C): 0.2~0.5%

[0031] 탄소(C)는 본 발명에서, 열처리 시의 경화능과 열처리 후의 경도를 확보하기 위해 필요한 성분이다. 본 발명에서, 탄소의 함량은 중량%로 0.2~0.5%가 바람직하다. 왜냐하면, 상기 탄소의 함량이 0.2% 미만의 경우, 상기 열처리시의 경화능 및 열처리 후의 경도가 확보되기 어려울 수 있기 때문이다. 또한, 그 함량이 0.5%를 초과하게 되면, 매우 높은 열연 경도를 갖게 되어 재질 편차의 절대값이 증가하고, 성형성이 나빠질 수 있기 때문이다.

[0032] 특히, 탄소를 0.2~0.4%의 범위로 함유하는 경우에는, 최종 열처리 전에 재질이 무르기 때문에 인발, 단조, 드로잉 등 각종 성형이 용이하다. 따라서, 복잡한 기계부품 제조에 사용하기에 적합해진다. 또한, 탄소를 0.4~0.5%의 범위로 함유하는 경우에는, 성형 과정에서는 상대적으로 가공이 어려우나, 최종 열처리 후의 경도가 높은 특징이 있다. 따라서, 내마모성 및 내피로특성이 우수하여, 기계적 부하가 높은 기계부품 군의 제조에 사용하기 적합해진다.

[0033] **실리콘(Si): 0.5% 이하(0은 제외)**

[0034] 실리콘(Si)은 탈산을 위해 알루미늄과 함께 첨가되는 성분으로서, 실리콘이 첨가될 경우 적스케일이 발생하는 역기능이 적고, 페라이트를 안정화시켜 재질 편차를 증대시킬 가능성이 있다. 따라서, 본 발명에서 상기 실리콘의 함량은 중량%로 0.5% 이하로 제한하는 것이 바람직하다.

[0035] **망간(Mn): 0.2~1.5%**

[0036] 망간(Mn)은 경화능을 증가시키고, 열처리 후에 경도를 확보하는데에 기여하는 성분이다. 본 발명에서, 망간의 함량은 중량%로 0.2~1.5%가 바람직하다. 왜냐하면, 망간의 함량이 0.2% 미만의 경우, 조대한 FeS가 형성되어 강재가 매우 취약해질 수 있기 때문이다. 또한, 1.5%를 초과할 경우, 합금의 원가가 증가하여 경제성이 떨어지고, 잔류 오스테나이트를 형성시킬 우려가 있기 때문이다.

[0037] **크롬(Cr): 1.0% 이하(0은 제외)**

[0038] 크롬(Cr)은 경화능을 증가시키고, 열처리 후에 경도 확보에 기여하는 성분이다. 또한, 크롬은 펄라이트의 라멜라 간격을 미세하게 함으로써 강관의 성형성 향상에 기여하기도 한다. 본 발명에서, 크롬의 함량은 중량%로 1.0% 이하로 제어함이 바람직하다. 왜냐하면, 크롬을 1.0% 초과하여 첨가하게 되면, 합금 원가가 증가하고 지나치게 상변태가 지연되어 런아웃테이블(ROT; Run Out Table) 내에서 냉각할 시 충분한 상변태를 얻기 어려울 수 있기 때문이다.

[0039] **인(P): 0.03% 이하(0은 제외)**

[0040] 인(P)은 강중 불순물 성분이다. 본 발명에서 상기 인의 함량은 중량%로 0.03% 이하로 제어함이 바람직하다. 왜냐하면, 그 함량이 0.03%를 초과하게 되면 용접성이 저하되고, 강의 취성이 발생할 위험성이 커질 수 있기 때문이다.

[0041] **황(S): 0.015% 이하(0은 제외)**

[0042] 황(S)은 상기 인(P)과 마찬가지로 강중 불순물 원소이다. 상기 황 성분은 강관의 연성 및 용접성을 저해하는 성질이 있다. 따라서, 본 발명에서 그 함량을 중량%로 0.015% 이하로 제어함이 바람직하다. 왜냐하면, 그 함량이 0.015%를 초과하게 되면, 강관의 연성 및 용접성을 저해할 가능성이 높아지기 때문이다.

[0043] **알루미늄(Al): 0.05% 이하(0은 제외)**

[0044] 알루미늄(Al)은 탈산을 위해 첨가하는 성분으로서, 제강공정시 탈산제로서 작용한다. 상기 알루미늄은 본 발명에서 중량%로 0.05% 이하로 제어함이 바람직하다. 왜냐하면, 상기 0.05%를 초과하여 첨가량이 지나치게 많아질 경우, 연주시 노즐 막힘을 유발할 수 있기 때문이다.

[0045]

[0046] **보론(B): 0.0005~0.005%**

[0047] 보론(B)은 강재의 경화능을 확보하는데에 크게 기여하는 성분이다. 상기 보론 성분은 본 발명에서, 중량%로 0.0005~0.005%로 제어함이 바람직하다. 첨가된 보론 성분이 0.0005% 미만의 경우, 상기한 경화능 확보의 효과를 얻기 어려울 수 있기 때문이다. 또한, 첨가량이 상기 0.005%를 초과하여 지나치게 많아질 경우, 입계에 보론 탄화물을 형성시켜 핵생성 장소를 제공하므로, 오히려 경화능을 악화시킬 우려가 있기 때문이다.

[0048] **티타늄(Ti): 0.005~0.05%**

- [0049] 티타늄(Ti)은 질소(N)와 반응하여 TiN을 형성함으로써, BN의 형성을 억제하는, 소위 보론 보호를 위해 첨가하는 원소이다. 본 발명에서는 상기 티타늄의 함량은 중량%로 0.005~0.05%가 바람직하다. 왜냐하면, 티타늄의 함량이 0.005% 미만일 경우, 강중의 질소를 효과적으로 고정하지 못할 우려가 있기 때문이다. 또한, 첨가량이 0.05%를 초과하여 지나치게 많아질 경우, 형성되는 TiN의 조대화 등으로 인해 강재를 취약하게 할 우려가 있기 때문이다.
- [0050] **질소(N): 0.01% 이하(0은 제외)**
- [0051] 질소(N)는 강재의 경도에 기여하는 성분이나, 그 제어가 어려운 원소이다. 본 발명에서 상기 질소의 함량은 중량%로 0.01% 이하로 제어함이 바람직하다. 왜냐하면, 질소의 함량이 0.01%를 초과하게 되면, 취성이 발생할 위험성이 크게 증가될 뿐만 아니라, TiN을 형성하고 남은 여분의 N이 경화능에 기여하여야 할 B를 BN 형태로 소모시킬 가능성이 있기 때문이다.
- [0052]
- [0053] 본 발명에 따른 고탄소 강관은 상기 성분 원소들 외에도 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함한다.
- [0054] 본 발명의 일 측면에 따른 상술한 성분계를 가지는 강관은, 재질 균일성이 우수한 물성을 가지기 위해 추가적인 조건으로서, 열연강관 단계에서의 미세 조직에 대하여도 한정하는 것이 바람직하다.
- [0055] 본 발명의 일 측면에 따른 고탄소 강관의 열연강관 단계에서의 미세조직은, 면적분율을 기준으로 95% 이상의 펄라이트를 포함하는 것이 바람직하다. 상기 펄라이트 상의 분율이 95% 미만으로 형성될 경우, 즉 초석 페라이트 상, 베이나이트 상 또는 마르텐사이트 상의 분율이 5% 이상으로 형성될 경우에는 강관의 재질 편차가 증대되어 균일한 재질을 갖는 열연강관을 얻기가 어렵게 되기 때문이다.
- [0056] 또한, 상기 펄라이트 상은, 그 제조과정 중 권취단계 이전에, 면적분율로 75% 이상 얻는 것이 보다 바람직하다. 이는, 상기 강관에 재질 균일성 특성을 부여하기 위한 것으로서, 권취단계 이전에 75% 이상의 펄라이트 상을 얻게 되면, 방위차 15도 이상의 경각입계로 구분되는 펄라이트 콜로니(colony)의 평균 크기를 15 μ m 이하로 형성시킬 수 있기 때문이다. 또한, 최종 미세조직 내의 평균 라멜라 층간 간격(Interlamellar spacing)이 0.1 μ m 이하로 미세하게 되는 효과도 있기 때문이다. 이로써, 보다 미세하고 균일한 조직을 얻을 수 있으며, 이로 인해 강관의 재질 균일성을 한층 향상시키는 효과를 갖게 된다.
- [0057] 만일, 권취 이전에 형성된 펄라이트 상의 면적분율이 75% 미만으로 충분하지 않을 경우, 권취 이후 많은 양의 변태 잠열이 코일에 축적되고 펄라이트 조직의 부분적 구상화가 진행된다. 따라서, 높은 온도 편차를 유발하게 되고, 상기 변태 발열로 인해 라멜라 구조가 조대해지는 현상이 발생할 수 있다. 그리하여 부분적으로는 경도가 낮은 조직이 형성될 수 있다. 또한, 변태 중에 페라이트 또는 베이나이트 상이 형성될 우려가 있다.
- [0058] 하기에서는, 상술한 재질 균일성이 우수한 고탄소 강관을 제조하기 위한 제조방법 중, 본 발명자들에 의해 도출된 가장 바람직한 일례에 대하여, 구체적으로 설명한다. 다만, 본 발명의 사상이 하기의 일례에 한정되는 것은 아니다.
- [0059] 본 발명에 따른 고탄소 강관의 제조방법은 개략적으로, 상술한 성분계 및 미세조직을 만족하는 강 슬라브를 재가열한 후, 상기 가열된 슬라브를 압연한 후, 마무리 압연을 실시하고 냉각 및 권취하는 연속 주조공정을 통해 이루어진다.

[0060] 이하, 각 단계별 상세한 조건에 대하여 설명한다.

[0061] **재가열 단계**

[0062] 먼저, 상기 성분계를 가지는 슬라브를 재가열한다. 슬라브의 재가열공정은 후속되는 압연공정을 원활히 수행하고, 목표로 하는 강관의 물성을 충분히 얻을 수 있도록 강을 가열하는 공정이다. 따라서, 그 목적에 맞게 적절한 온도범위 내에서 가열공정이 수행되어야 한다. 슬라브 재가열단계의 가열온도는 1100~1300℃가 바람직하다. 왜냐하면, 가열온도가 1100℃ 미만이면 이후의 열간압연 하중이 급격히 증가하는 문제가 발생하기 때문이다. 또한, 1300℃를 초과하는 경우에는 표면 스케일 양이 증가하여 재료의 손실로 이어질 수 있으며, 가열 비용도 증대되기 때문이다.

[0063] **열간압연단계**

[0064] 다음으로, 상기 재가열된 고온의 슬라브에 대해 열간압연을 실시하여 강관으로 제조한다. 이 때, 상기 열간압연 시, 마무리 열간압연 온도는 800~1000℃가 바람직하다. 왜냐하면, 마무리 열간압연 온도가 800℃ 미만이면 압연 하중이 크게 증가하는 문제가 발생하기 때문이다. 또한, 1000℃를 초과하게 되면 강관의 조직이 조대화되어 강재가 취약해지며, 스케일이 두꺼워지고 스케일과 관련된 표면 품질의 저하가 발생할 수 있기 때문이다.

[0065] **냉각단계**

[0066] 이후, 상기 열간 압연되어 제조된 강관을 냉각한다. 이 때, 냉각 온도는 상기 마무리 열간압연 온도로부터 550℃에 도달할 때까지 수냉각대(ROT; Run Out Table)에서 냉각하는 것이 바람직하다. 이 때, 냉각속도(CR1)는 하기 식(1)과 같이 초당 100℃ 미만으로부터 Cond1 이상 범위의 냉각속도로 제어하는 것이 바람직하다. 냉각속도(CR1)가 하기 식(1)에 의해 계산된 값인 Cond1 보다 느릴 경우에는 냉각 중에 페라이트 상이 형성되어 경도차가 30Hv 이상으로 커지게 되며, 반면 냉각속도가 초당 100℃를 넘게 되면 판형상이 크게 나빠지게 되기 때문이다.

[0067] [식(1)]

[0068] $Cond1 \leq CR1(°C/sec) < 100,$

[0069] $Cond1 = 175 - 300 \times C(wt.%) - 30 \times Mn(wt.%) - 100 \times Cr(wt.%)$ 혹은 10 중에 큰 값

[0070] 추가적으로, 본 발명에서는 B의 첨가와 함께, C, Mn 및 Cr 성분의 함량을 제어함으로써 통상적인 냉각속도에서도 목적하는 재질균일화 효과를 상당부분 얻을 수 있다.

[0071] 또한, 냉각속도(CR1)를 하기 식(1')과 같이 Cond1 이상 Cond1+20℃/sec 이하 범위를 만족하도록 제어하는 것도 바람직하다. 냉각속도(CR1)를 하기 식(1')과 같이 제어함으로써, 페라이트 상의 형성을 피하되 상변태 선단온도(nose temperature)로부터 멀리 떨어지지 않게 함으로써 다음 단계에서의 펄라이트 변태를 더욱 촉진시킬 수 있다.

[0072] [식(1')]

[0073] $Cond1 \leq CR1(°C/sec) \leq Cond1 + 20,$

[0074] $Cond1 = 175 - 300 \times C(wt.%) - 30 \times Mn(wt.%) - 100 \times Cr(wt.%)$ 혹은 10 중에 큰 값

[0075] **권취단계**

[0076] 다음으로, 상기 냉각된 강관에 대하여 권취를 수행한다. 권취단계에서는 상기 수냉각대(ROT)를 통과시킴으로써

냉각이 완료된 강판을 두루마리 형태의 코일로 권취하는 것이 바람직하다.

[0077] 또한, 상기 강판의 권취온도는, 하기 식(2)를 만족하는 권취 온도(CT)에 도달하도록 함이 바람직하다. 왜냐하면, 권취 온도가 650℃를 초과하게 되면 상술한 냉각조건 등의 제조조건을 만족하더라도 권취 후 유지 단계에서 펄라이트 상이 형성될 우려가 있으며, 반면 권취온도가 하기 식(2)에 의해 계산된 값인 Cond2 미만이면 베이나이트 상이 형성되어 강판의 경도차가 증가하게 되기 때문이다. 상기 권취온도는 복열 또는 추가적인 냉각에 의해 하기 식(2)를 만족하는 권취온도(CT)에 도달하는 것이 더욱 바람직하다.

[0078] [식(2)]

[0079] $Cond2 \leq CT(^\circ C) \leq 650,$

[0080] $Cond2 = 640 - 237 \times C(wt.%) - 16.5 \times Mn(wt.%) - 8.5 \times Cr(wt.%)$

[0081] 고탄소 강판의 제조시, 조성성분을 제어하는 것과 동시에 상기 냉각속도 및 권취온도를 제어함으로써 권취 단계 이전에 펄라이트 상을 면적분율로 75% 이상 변태시킬 수 있다. 이와 같이 권취 이전에 펄라이트 상의 면적분율을 75% 이상으로 형성시킴으로써, 최종적으로 권취 후, 열연강판 상에 95% 이상의 펄라이트 상의 면적분율을 갖도록 할 수 있다.

[0082] 도 1에는, 상기한 본 발명에서 제어하는 방법으로 냉각속도(CR1) 및 권취온도(CT)를 제어하였을 때, 펄라이트 상의 형성을 확인할 수 있는 상변태 그래프를 개략적으로 도시하였다. 상기한 바와 같은 수치제어를 통해, 펄라이트 상의 영역 안에서 조직구조가 형성됨을 확인할 수 있다.

[0083] 또한, 상기와 같이 제어함으로써, 열연강판으로 제조된 경우, 열연강판의 미세조직 중 펄라이트 콜로니의 평균 크기를 15µm 이하로 형성시킬 수 있다. 또한, 평균 라멜라 층간 간격을 0.1µm 이하로 얻을 수 있다. 그 결과, 제조된 강판은 그 미세조직간의 경도차가 30HV 이하로 확보되는 우수한 재질 균일성을 갖는다. 이때, 상기 경도차는 열연강판에서 측정된 경도의 최대값을 100%, 최소값을 0%로 설정하였을 때, 95% 수준 경도와 5% 수준 경도의 차이로서 정의한다.

[0084] 본 발명의 일 측면에 따라 제조된 고탄소 강판은 이후 추가적인 공정 없이 그대로 열연강판 제품으로 이용될 수 있다. 한편으로는, 추가적인 냉간압연 및 소둔처리의 과정을 거치고, 냉연강판 제품으로 제조되어 이용될 수도 있다. 재질 균일성 특성을 가진 열연 강판에 의해 제조된 냉연강판은, 냉간압연 및 소둔 후에도 열연강판과 동일하게 우수한 재질균일성을 갖게 된다. 또한, 구상화된 탄화물의 분포 역시, 전역에 균일하게 존재하게 된다.

[0085] 상기에서는 그 목적에 따라, 재질균일성이 우수한 냉연강판 제품이 요구되는 경우, 본 발명의 일 측면에서 개시되는 열연강판의 제조방법에 추가적으로 부가될 수 있는 단계를 설명한다.

[0086] **냉간압연단계**

[0087] 상기한 바와 같이, 재질균일성이 우수한 냉연강판 제품이 필요한 경우, 추가적으로 상기의 권취단계 이후, 냉간압연을 실시할 수 있다. 이 때, 냉간 압하율은 30%~70%가 바람직하다. 이는, 냉간압하율이 30% 이하일 경우 이후 소둔 과정에서 재결정이 제대로 이루어지지 않을 우려가 있으며, 재질 편차가 커질 수 있기 때문이다. 또한, 냉간압하율이 70% 이상일 경우 열연소재의 두께가 두꺼워야 하므로 열연 단계에서 재질 균일성을 확보하기 어려워지며, 또한 지나친 냉간 압연은 탄화물과 펄라이트 결정립 계면에 균열을 발생시킬 수 있기 때문이다.

[0088] 소둔 단계

[0089] 다음으로, 상기 냉간압연된 강관에 대해, 소둔 처리를 실시한다. 이 때, 소둔 단계의 온도는 600℃ ~ Ae1 가 바람직하다. 이는, 소둔 온도가 600℃ 미만일 경우 재결정 및 탄화물의 구상화를 충분히 얻는 것이 어렵기 때문이다. 또한, 소둔 온도가 Ae1 온도를 초과할 경우 역변태를 유발하여 소둔 후 냉각시에 다시금 상변태가 일어나 재질 편차가 매우 커질 수 있기 때문이다. 이 때의, Ae1 온도는 그보다 높은 온도에서 상기 강관을 유지할 경우, 오스테나이트로의 역변태가 발생하는 상한 온도를 의미한다. 또한, 상기 Ae1 온도는 열역학적으로 계산되는 통상적인 값을 기준으로 한다.

[0090] 이 때, 소둔 시간은 상기 목표하는 온도에서 최소 4시간 이상 실시하는 것이 바람직하다. 목표 소둔 온도에서의 상기 강관의 유지 시간이 이보다 짧을 경우에는 재질균일화의 효과가 충분히 얻어지지 않을 수 있기 때문이다. 또한, 상기 소둔 단계는 통상의 BAF (Batch Annealing Furnace)를 이용해서 실시하는 것이 바람직하다.

[0091] 상기 소둔 단계는, 요구되는 강재의 강도에 따라 열연코일을 냉간압연 하기에 앞서 한번 더 실시되는 것도 바람직하다.

[0092] 상기 조건에 따라 제조한 본 발명의 고탄소 냉연 강관은 경도차를 30HV 이하로 확보할 수 있어, 우수한 재질 균일성 특성을 갖는다. 이때, 상기 경도차는 냉연강관에서 측정된 경도의 최대값을 100%, 최소값을 0%로 설정하였을 때, 95% 수준 경도와 5% 수준 경도의 차이로서 정의한다.

[0093] 이하, 실시예를 통해 본 발명을 보다 상세히 설명한다. 다만, 하기 실시예는 본 발명을 보다 구체적으로 설명하기 위한 예일 뿐, 본 발명의 권리범위를 한정하지는 않는다.

[0094] (실시예)

[0095] 하기 표 1에 제시된 성분조성을 갖는 강을 30Kg의 잉곳(ingot)으로 진공 용해한 후, 사이징(sizing) 압연을 수행하여 두께 30mm의 슬라브를 제조하였다. 상기 슬라브를 1200℃에서 1시간 동안 재가열한 후, 열간압연을 수행하였다. 이때, 900℃에서 마무리 열간압연을 수행하여, 최종 3mm 두께를 갖는 열연강관을 제조하였다. 마무리 열간압연 후, 상기 강관을 수냉각대(ROT)에서 550℃까지 CR1의 냉각속도로 냉각하였다. 이 후, 냉각된 강관을 각각의 목표 권취 온도로 미리 가열시킨 로에 장입하여 1시간 동안 유지시킨 후, 로냉하는 과정을 거쳐 열연 권취공정을 모사하였다. 하기 표 2에는, 상기 각 강관들에 적용되는 냉각속도(CR1) 및 권취 온도(CT)를 표시하였다.

[0096] 또한, 하기 표 2에는, 권취 공정을 완료하여 얻은 최종 열연강관의 미세조직을 분석하고, 비커스 경도(Vickers hardness)를 측정하여 나타내었다. 이때, 경도는 500g 하중의 비커스 경도로 측정하였으며, 30회 이상 측정된 결과에서 최대값을 100%, 최소값을 0%로 설정하였을 때, 95% 수준과 5% 수준 경도의 차이를 경도차로 정의하였다. 또한, 하기 표 2에서는 상기 각 강관들의 조직구조를 펠라이트의 면적분율로서 표시하였으며, 상기 펠라이트의 면적분율을 제외한 나머지는 모두 초석 페라이트로 이루어졌다.

[0097] 하기 표 3에는 상기 열연강관에 대해 냉간압연 및 소둔을 실시하여 냉연강관으로 제조한 뒤, 비커스 경도(Vickers hardness)를 측정한 값을 기재하였다. 이때, 하기 경도는 500g 하중의 비커스 경도로 측정된 값이며, 30회 이상 측정된 결과에서 최대값을 100%, 최소값을 0%로 설정하였을 때, 95% 수준과 5% 수준 경도의 차이를 경도차로 정의하였다. 하기 표 3의 경도편차값을 표 2와 비교할 때, 상기의 추가적인 냉간압연 및 소둔단계를 거쳐 냉연강관으로 제조되더라도, 열연강관이 가지고 있었던 재질균일성 특성은 그대로 유지됨을 확인할 수 있다.

표 1

[0098]

강종	C	Si	Mn	Cr	B	Ti	Al	P	S	N	비고
A	0.215	0.102	0.981	0.003	0.0019	0.019	0.033	0.012	0.0022	0.0042	발명강
B	0.225	0.117	0.722	0.430	0.0002	0.002	0.021	0.014	0.0057	0.0059	비교강
C	0.312	0.21	0.812	0.002	0.0019	0.021	0.017	0.017	0.0021	0.0037	발명강
D	0.362	0.215	1.370	0.003	0.0020	0.021	0.019	0.012	0.0012	0.0049	발명강
E	0.371	0.075	0.867	0.512	0.0014	0.019	0.042	0.009	0.0032	0.0032	발명강
F	0.409	0.063	0.399	0.212	0.0022	0.020	0.044	0.012	0.0084	0.0066	발명강
G	0.397	0.211	0.415	0.003	0.0001	0.003	0.015	0.013	0.0067	0.0050	비교강
H	0.466	0.327	0.315	0.125	0.0020	0.021	0.007	0.014	0.0039	0.0047	발명강

표 2

[0099]

열연 강판	Cond1	CR1	Cond2	CT	Pearlite 분율	Colony 크기(μm)	라멜라 층간간 격(μm)	경도 편차	구분
A	81	85	573	600	98%	13	0.058	19	발명예
B	43	50	571	600	83%	13	0.051	63	비교예
C	57	75	553	580	99%	12	0.053	16	발명예
D	25	30	532	580	97%	9	0.059	18	발명예
E	10	20	533	670	91%	16	0.071	79	비교예
F	19	30	535	580	96%	9	0.049	23	발명예
G	43	50	539	620	87%	13	0.055	82	비교예
H	13	20	523	620	99%	12	0.054	27	발명예

표 3

[0100]

열연 강판	냉간압하율	소둔온도	소둔시간	경도 편차	구분
A	50%	700℃	10hr	8	발명예
E	30%	680℃	8hr	41	비교예
F	30%	660℃	4hr	15	발명예
F	50%	700℃	10hr	11	발명예
G	40%	680℃	8hr	34	비교예
H	50%	680℃	8hr	12	발명예

[0101]

각 시편에 대한 구체적인 분석내용은 하기와 같다.

[0102]

상기 표 1에서 제시되는 것과 같이, 시편 A, C, D, E, F, G 및 H는 본 발명의 일 측면에서 제공하는 성분조성에 부합하는, 발명예에 해당한다. 반면, 시편 B 및 G은 보론(B) 및 티타늄(Ti)의 함량이 본 발명에서 개시하는 성분조성에 부합되지 아니하여, 비교예에 해당한다.

[0103]

상기 시편 B 및 G는, 본 발명의 일 측면에서 개시하는 조건을 만족하는 제조공정에 의해 강판으로 제조되더라도, 그 조직내의 펄라이트의 면적분율이 각각 83%, 87%(표 2)에 불과하다. 즉, 본 발명에서 제안하는 펄라이트 면적분율의 범위(95% 이상)를 만족하지 않는다. 또한, 경도 편차도 30HV 이상으로 측정되어 재질 균일성 측면에서도 열위한 특징을 보였다.

[0104]

또한, 시편 E는, 시편의 성분조성은 본 발명을 만족하지만, 권취 온도 조건이 본 발명을 만족하지 않는다(표 2). 따라서, 높은 권취 온도에서 페라이트 상이 형성됨에 따라 펄라이트의 분율이 95% 미만이며, 경도편차도

79HV로 재질 균일성이 열위에 있음을 알 수 있다. 또한, 30%의 압하율로 냉간압연 후, 680℃에서 8시간 동안 소둔하여 냉연강판으로 제조하였을 경우(표 3)에도, 경도차가 41HV로 높게 얻어져서 열위한 재질균일성을 나타내었다.

[0105] 반면, 시편 A, C, D, F 및 H는 본 발명에서 제공하는 성분범위 및 제조조건을 모두 만족하는 발명에 해당한다. 특히, 시편 C의 경우는 펄라이트의 분율이 99% 이었으며, 경도편차도 16HV로 측정되어 매우 우수한 재질 균일성의 물성을 나타내었다. 또한, 상기 시편들의 라멜라 층간 간격을 측정해본 결과, 모두 본 발명에서 제어하는 0.1μm 이하로서, 매우 미세한 조직이 형성되었음을 확인하였다. 또한, 상기 시편들은 냉간압연 및 소둔 후에도, 모두 15HV 이하의 낮은 경도차를 나타내었다. 이는 본 발명에서 제어하는 30HV 이하의 경도차에 해당하는 값으로서, 냉연강판으로 제조 시에도 우수한 재질 균일성을 나타냄을 확인할 수 있다.

[0106] 상술한 결과를 통해, 본 발명에서 제공하는 성분범위 및 제조조건을 모두 만족하여야, 재질 균일성이 우수한 고강도 고탄소 강판을 얻을 수 있음을 확인할 수 있다.

도면

도면1

