



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2024-0098869
(43) 공개일자 2024년06월28일

- | | |
|--|---|
| <p>(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 38/38 (2006.01) B21C 47/02 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/06 (2006.01)
C22C 38/34 (2006.01)</p> <p>(52) CPC특허분류
C22C 38/38 (2013.01)
B21C 47/02 (2013.01)</p> <p>(21) 출원번호 10-2022-0181029
(22) 출원일자 2022년12월21일
심사청구일자 없음</p> | <p>(71) 출원인
주식회사 포스코
경상북도 포항시 남구 동해안로 6261(괴동동)</p> <p>(72) 발명자
이세웅
전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소 오진근
전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소 (뒷면에 계속)</p> <p>(74) 대리인
특허법인씨엔에스</p> |
|--|---|

전체 청구항 수 : 총 12 항

(54) 발명의 명칭 곱합성이 우수한 열간성형용 냉연강판, 열간성형부재 및 그들의 제조방법

(57) 요약

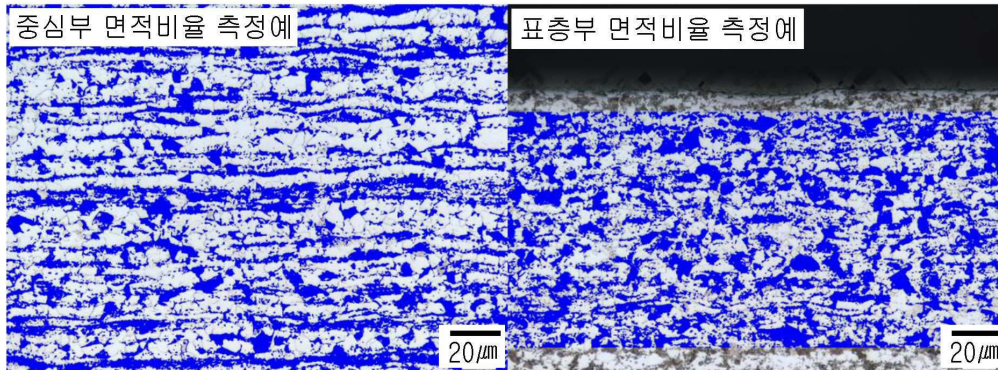
중량%로, C: 0.25~0.45%, Si: 0.01~3.0%, Mn: 0.01~4.0%, Al: 0.001~0.4%, P: 0.001~0.05%, S: 0.0001~0.02%, Cr: 0.1% 이상 5.0% 미만, N: 0.001~0.02%, 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하며,

하기 [관계식 1]로 표시되는 조직비율의 값이 0.2 이상 1.3 이하인 열간성형용 냉연강판.

$$[\text{관계식 1}] \text{ 조직비율} = (V_P^S + V_\theta^S) / (V_P^C + V_\theta^C)$$

(상기 식의 V_P^S 및 V_θ^S 는 각각 표층부의 펄라이트 및 시멘타이트의 면적비율을 나타내며, V_P^C 및 V_θ^C 는 각각 중심부의 펄라이트 및 시멘타이트의 면적비율을 나타낸다.)

대표도 - 도1



(52) CPC특허분류

C21D 8/0226 (2013.01)

C21D 8/0236 (2013.01)

C21D 8/0273 (2013.01)

C21D 9/46 (2013.01)

C22C 38/001 (2013.01)

C22C 38/06 (2013.01)

C22C 38/34 (2013.01)

C21D 2211/003 (2013.01)

C21D 2211/009 (2013.01)

(72) 발명자

김성우

전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소

김상현

전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소

이상철

전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소

김종태

전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소

명세서

청구범위

청구항 1

중량%로, C: 0.25~0.45%, Si: 0.01~3.0%, Mn: 0.01~4.0%, Al: 0.001~0.4%, P: 0.001~0.05%, S: 0.0001~0.02%, Cr: 0.1% 이상 5.0% 미만, N: 0.001~0.02%, 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하며, 하기 [관계식 1]로 표시되는 조직비율의 값이 0.2 이상 1.3 이하인 열간성형용 냉연강판.

$$[\text{관계식 1}] \text{ 조직비율} = (V_P^S + V_\theta^S) / (V_P^C + V_\theta^C)$$

(상기 식의 V_P^S 및 V_θ^S 는 각각 표층부의 펄라이트 및 시멘타이트의 면적비율을 나타내며, V_P^C 및 V_θ^C 는 각각 중심부의 펄라이트 및 시멘타이트의 면적비율을 나타낸다.)

청구항 2

제1항에 있어서,

하기 a) 및 f) 중에서 선택된 1 이상을 더 포함하는 열간성형용 냉연강판.

- a) Ti, Nb, Zr 및 V 함량의 합: 0.001%~0.4중량%,
- b) B: 0.0001~0.01중량%,
- c) Mo 및 W 함량의 합: 0.001~1.0중량%,
- d) Cu와 Ni의 함량의 합: 0.005~2.0중량%,
- e) Sb 및 Sn의 함량의 합: 0.001~1.0중량%
- f) REM: 0.0001~0.02중량%

청구항 3

중량%로, C: 0.25~0.45%, Si: 0.01~3.0%, Mn: 0.01~4.0%, Al: 0.001~0.4%, P: 0.001~0.05%, S: 0.0001~0.02%, Cr: 0.1% 이상 5.0% 미만, N: 0.001~0.02%, 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하는 슬라브를 1000~1300℃로 가열하는 단계;

상기 가열된 슬라브를 Ar₃~1000℃의 마무리 압연 온도로 열간압연하여 열연강판을 얻는 단계;

상기 열간압연된 열연강판을 400℃/s 이상 750℃/s 이하의 냉각 속도로 냉각하는 단계;

상기 열연강판을 Ms 초과 750℃ 이하의 온도범위에서 권취하는 단계;

상기 권취된 열연강판을 냉간압연하여 냉연강판을 얻는 단계; 및

상기 냉연강판을 연속소둔하는 단계를 포함하는 열간성형용 냉연강판의 제조방법.

청구항 4

제3항에 있어서,

상기 강 슬라브는 하기 a) 및 f) 중에서 선택된 1 이상을 더 포함하는 열간성형용 냉연강판의 제조방법.

- a) Ti, Nb, Zr 및 V 함량의 합: 0.001%~0.4중량%,
- b) B: 0.0001~0.01중량%,
- c) Mo 및 W 함량의 합: 0.001~1.0중량%,
- d) Cu와 Ni의 함량의 합: 0.005~2.0중량%,
- e) Sb 및 Sn의 함량의 합: 0.001~1.0중량%
- f) REM: 0.0001~0.02중량%

청구항 5

제3항 또는 제4항에 있어서,
상기 냉간압연은 30~80%의 누적 압하율로 행하는 것인 열간성형용 냉연강판의 제조방법

청구항 6

제3항 또는 제4항에 있어서,
상기 연속소둔은 700~900℃의 온도범위에서 1~1000초동안 행하는 것인 열간성형용 냉연강판의 제조방법

청구항 7

제3항 또는 제4항에 따라 냉연강판을 제조하는 단계;
상기 냉연강판을 700℃ 이상의 온도까지 1~1000℃/초의 승온 속도로 가열하는 단계;
상기 가열된 냉연강판을 열간성형하는 단계; 및
상기 열간성형된 강판을 10~1000℃/초의 냉각속도로 냉각하는 단계를 포함하는 열간성형 부재의 제조방법.

청구항 8

제7항에 있어서,
상기 냉각은 냉각정지온도를 Mf(마르텐사이트 변태 종료 온도) 이하로 하여 행하는 것인 열간성형 부재의 제조방법.

청구항 9

제7항에 있어서,
상기 냉각은 냉각정지온도를 Mf(마르텐사이트 변태 종료 온도) 이상 Ms(마르텐사이트 변태 개시 온도) 이하로 하여 행하며,
상기 냉각 이후, 냉각종료온도에서 온도를 유지하거나 Ac1 이하로 다시 가열하는 단계를 더 포함하는 열간성형 부재의 제조방법.

청구항 10

중량%로, C: 0.25~0.45%, Si: 0.01~3.0%, Mn: 0.01~4.0%, Al: 0.001~0.4%, P: 0.001~0.05%, S: 0.0001~0.02%, Cr: 0.1% 이상 5.0% 미만, N: 0.001~0.02%, 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하며,

하기의 [관계식 2]로 표시되는 경도비율의 값이 0.1 이상 10 이하인 열간성형 부재.

$$[\text{관계식 2}] \text{ 경도비율} = \mu_{HV}^S / \mu_{HV}^C$$

(상기 식 1에서 μ_{HV}^S 는 표층부 경도의 표준편차를 나타내며, μ_{HV}^C 는 중심부의 경도의 표준편차이다.)

청구항 11

제10항에 있어서,

하기 a) 및 f) 중에서 선택된 1 이상을 더 포함하는 열간성형 부재.

- a) Ti, Nb, Zr 및 V 함량의 합: 0.001%~0.4중량%,
- b) B: 0.0001~0.01중량%,
- c) Mo 및 W 함량의 합: 0.001~1.0중량%,
- d) Cu와 Ni의 함량의 합: 0.005~2.0중량%,
- e) Sb 및 Sn의 함량의 합: 0.001~1.0중량%
- f) REM: 0.0001~0.02중량%

청구항 12

제10항 또는 제11항에 있어서,

인장강도가 1800MPa 이상이며, 항복강도는 1200MPa 이상인 열간성형 부재.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은 굽힘성이 우수한 열간성형용 냉연강판, 열간성형부재 및 그들의 제조방법에 관한 것이다.

배경 기술

[0003] 열간성형 초고강도 부재는 최근에 자동차 경량화를 통한 연비 향상 및 승객 보호 등의 목적으로 자동차의 구조 부재에 많이 적용되고 있다.

[0005] 이러한 열간성형에 관한 대표적인 기술로서 특허문헌 1이 제안되어 있다. 특허문헌 1은 강판을 850℃ 이상으로 가열한 후 프레스에 의한 열간성형 및 급냉에 의해 부재의 조직을 마르텐사이트로 형성시킴으로써, 인장강도가 1600MPa을 넘는 초고강도를 확보하는 기술을 제안하고 있다. 특허문헌 1에서 제안된 기술의 경우, 고온에서 성형하기 때문에 복잡한 형상도 쉽게 성형이 가능하며, 급냉내 급랭에 따른 강도 상승을 통해 고강도화에 따른 경량화 효과를 기대할 수 있다.

[0007] 승객 보호 등의 목적으로 사용되는 HPF 형성 부재의 내충돌특성을 평가하는 대표적인 지표는 굽힘성으로 여겨지고 있다. 예를 들어, 자동차 B-pillar와 같은 경우, 차량 측면 충돌을 받아 HPF 성형 부재가 굽을 경우 특정 거리(각도) 이상까지 파단 없이 버틸 수 있는 특성(굽힘성)이 요구된다.

[0009] 따라서 특허문헌 2과 같이 TWB(Tailor Welded Blank)를 통해 서로 다른 강도의 강종을 HPF 형성함으로써 부분적 굽힘성 개선을 통한 충돌 에너지 흡수능을 향상하는 등 HPF 강재 및 부재의 내충돌특성을 개선하기 위한 다양한 연구들이 진행되었다.

[0011] 그러나, TWB를 통한 내충돌특성 개선에 있어서도 용접부의 열화로 인해 굽힘성이 오히려 열위해지는 등 내충돌 특성이 요구되는 부품의 특성 향상에 있어서 한계를 보여왔다.

선행기술문헌

특허문헌

[0013] (특허문헌 0001) 미국 재심사증명서 제6296805호
 (특허문헌 0002) 한국 공개특허공보 제10-2021-0080239호

발명의 내용

해결하려는 과제

[0014] 본 발명의 일 측면은, 부재에 높은 강도를 가지면서도 우수한 굽힘성을 부여할 수 있는 열간성형용 강재, 열간 성형 부재 및 이들의 제조방법을 제공하고자 하는 것이다.

[0016] 본 발명의 과제는 상술한 내용에 한정되지 아니한다. 본 발명이 속하는 기술분야에서 통상의 지식을 가지는 자 라면 본 발명 명세서의 전반적인 사항으로부터 본 발명의 추가적인 과제를 이해하는데 아무런 어려움이 없을 것 이다.

과제의 해결 수단

[0018] 본 발명의 일 측면은, 중량%로, C: 0.25~0.45%, Si: 0.01~3.0%, Mn: 0.01~4.0%, Al: 0.001~0.4%, P: 0.001~0.05%, S: 0.0001~0.02%, Cr: 0.1% 이상 5.0% 미만, N: 0.001~0.02%, 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순 물을 포함하며,

[0019] 하기 [관계식 1]로 표시되는 조직비율의 값이 0.2 이상 1.3 이하인 열간성형용 냉연강관을 제공한다.

[0021] [관계식 1] 조직비율 = $(V_p^S + V_\theta^S) / (V_p^C + V_\theta^C)$

[0022] (상기 식의 V_p^S 및 V_θ^S 는 각각 표층부의 펄라이트 및 시멘타이트의 면적비율을 나타내며, V_p^C 및 V_θ^C 는 각각 중심부의 펄라이트 및 시멘타이트의 면적비율을 나타낸다.)

[0024] 상기 열간성형용 냉연강관은, 하기 a) 및 f) 중에서 선택된 1 이상을 더 포함할 수 있다.

[0025] a) Ti, Nb, Zr 및 V 함량의 합: 0.001%~0.4중량%,

[0026] b) B: 0.0001~0.01중량%,

[0027] c) Mo 및 W 함량의 합: 0.001~1.0중량%,

[0028] d) Cu와 Ni의 함량의 합: 0.005~2.0중량%,

[0029] e) Sb 및 Sn의 함량의 합: 0.001~1.0중량%

[0030] f) REM: 0.0001~0.02중량%

[0032] 본 발명의 다른 일 측면은, 상술한 합금조성을 가지는 강 슬라브를 1000~1300℃로 가열하는 단계; 상기 가열된 슬라브를 Ar3~1000℃의 마무리 압연 온도로 열간압연하여 열연강판을 얻는 단계; 상기 열간압연 된 열연강판을 400℃/s 이상 750℃/s 이하의 냉각 속도로 냉각하는 단계; 상기 열연강판을 Ms 초과 750℃이하의 온도범위에서 권취하는 단계; 상기 권취된 열연강판을 냉간압연하여 냉연강판을 얻는 단계; 및 상기 냉연강판을 연속소둔하는 단계를 포함하는 열간성형용 냉연강판의 제조방법을 제공한다.

[0034] 상기 강 슬라브는 상기 슬라브는 하기 a) 내지 f) 중에서 선택된 1 이상을 더 포함할 수 있다.

[0035] a) Ti, Nb, Zr 및 V 함량의 합: 0.001%~0.4중량%,

[0036] b) B: 0.0001~0.01중량%,

[0037] c) Mo 및 W 함량의 합: 0.001~1.0중량%,

[0038] d) Cu와 Ni의 함량의 합: 0.005~2.0중량%,

[0039] e) Sb 및 Sn의 함량의 합: 0.001~1.0중량%

[0040] f) REM: 0.0001~0.02중량%

[0042] 상기 냉간압연은 30~80%의 누적 압하율로 행할 수 있다.

[0043] 상기 연속소둔은 700~900℃의 온도범위에서 1~1000초동안 행할 수 있다.

[0045] 본 발명의 또다른 일 측면은 상기 열간성형용 냉연강판의 제조방법에 따라 냉연강판을 제조하는 단계; 상기 냉연강판을 700℃ 이상의 온도까지 1~1000℃/초의 승온 속도로 가열하는 단계; 상기 가열된 냉연강판을 열간성형하는 단계; 및 상기 열간성형된 강판을 10~1000℃/초의 냉각속도로 냉각하는 단계를 포함하는 열간성형 부재의 제조방법을 제공한다.

[0047] 상기 냉각은 냉각정지온도를 Mf(마르텐사이트 변태 종료 온도) 이하로 하여 행할 수 있다. 다만, 상기 냉각은 냉각정지온도를 Mf(마르텐사이트 변태 종료 온도) 이상 Ms(마르텐사이트 변태 개시 온도) 이하로 하여 행할 수도 있으며, 이 경우 냉각 이후, 냉각종료온도에서 온도를 유지하거나 Ac1 이하로 다시 가열하는 단계를 더 포함할 수 있다.

[0049] 본 발명의 또다른 일 측면은, 중량%로, C: 0.25~0.45%, Si: 0.01~3.0%, Mn: 0.01~4.0%, Al: 0.001~0.4%, P: 0.001~0.05%, S: 0.0001~0.02%, Cr: 0.1% 이상 5.0% 미만, N: 0.001~0.02%, 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하며,

[0050] 하기의 [관계식 2]로 표시되는 경도비율의 값이 0.1 이상 10 이하인 열간성형 부재를 제공한다.

[0052] [관계식 2] 경도비율 = μ_{HV}^S / μ_{HV}^C

[0053] (상기 식 1에서 μ_{HV}^S 는 표층부 경도의 표준편차를 나타내며, μ_{HV}^C 는 중심부의 경도의 표준편차이다.)

[0055] 상기 열간성형 부재는 하기 a) 및 f) 중에서 선택된 1 이상을 더 포함할 수 있다.

[0056] a) Ti, Nb, Zr 및 V 함량의 합: 0.001%~0.4중량%,

[0057] b) B: 0.0001~0.01중량%,

[0058] c) Mo 및 W 함량의 합: 0.001~1.0중량%,

[0059] d) Cu와 Ni의 함량의 합: 0.005~2.0중량%,

[0060] e) Sb 및 Sn의 함량의 합: 0.001~1.0중량%

[0061] f) REM: 0.0001~0.02중량%

[0063] 상기 열간성형 부재는 인장강도가 1800MPa 이상이며, 항복강도는 1200MPa 이상일 수 있다.

[0065] 덧붙여 상기한 과제의 해결수단은, 본 발명의 특징을 모두 열거한 것은 아니다. 본 발명의 다양한 특징과 그에 따른 장점과 효과는 아래의 구체적인 실시 형태를 참조하여 보다 상세하게 이해될 수 있다.

발명의 효과

[0067] 본 발명의 일 측면에 따르면, 인장강도 기준 1800MPa 이상의 고강도를 가지면서도, 높은 굽힘성을 확보할 수 있는 열간성형용 강재, 이를 이용한 열간성형 부재 및 이들의 제조방법을 제공할 수 있다.

[0069] 본 발명의 다양하면서도 유익한 장점과 효과는 상술한 내용에 한정되지 않으며, 본 발명의 구체적인 실시 형태를 설명하는 과정에서 보다 쉽게 이해될 수 있을 것이다.

도면의 간단한 설명

[0071] 도 1은 냉연강판의 표층 및 중심부의 펄라이트/시멘타이트의 면적비율 측정예를 나타내었다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0072] 이하, 본 발명의 바람직한 실시 형태들을 설명한다. 그러나, 본 발명의 실시형태는 여러 가지 다른 형태로 변형될 수 있으며, 본 발명의 범위가 이하 설명하는 실시 형태로 한정되는 것은 아니다. 또한, 본 발명의 실시 형태는 당해 기술분야에서 평균적인 지식을 가진 자에게 본 발명을 더욱 완전하게 설명하기 위해서 제공되는 것이다.

[0073] 또한, 본 발명의 명세서에서 특별히 달리 규정하지 아니하는 한 각각의 원소들의 함량 단위는 중량을 기준으로 하며, 조직의 비율 단위는 면적을 기준으로 한다.

[0075] 본 발명자는 열간성형용 비도금 초고강도 냉연강판의 경우, 통상의 열연조건으로는 열간성형 공정 후 굽힘성이 낮아져 우수한 굽힘성을 확보하기 어려운 문제가 있음을 인지하고, 이를 해결하기 위하여 깊이 연구하였다.

[0076] 그 결과, 열연공정 시 냉각구간의 냉각속도를 제어하면 소둔 후 냉연강판의 표층과 중심부의 펄라이트/시멘타이트의 면적비율을 조절할 수 있으며, 이로 인하여 열간성형 후 표층 및 중심부의 마르텐사이트 간 경도의 편차를 줄일 수 있어 우수한 굽힘성 확보가 가능함을 확인하고, 본 발명을 완성하기에 이르렀다.

[0078] 이하, 본 발명의 일 측면에 따른 열간성형용 냉연강판에 대하여 상세히 설명한다.

- [0080] 본 발명의 일 측면에 따른 표면 품질이 우수한 열간성형용 냉연강관은 중량%로, C: 0.25~0.45%, Si: 0.01~3.0%, Mn: 0.01~4.0%, Al: 0.001~0.4%, P: 0.001~0.05%, S: 0.0001~0.02%, Cr: 0.1% 이상 5.0% 미만, N: 0.001~0.02%, 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함할 수 있다.
- [0082] 먼저, 본 발명의 일 측면에 따른 표면품질이 우수한 열간성형용 냉연강관의 합금조성에 대하여 상세히 설명한다.
- [0084] C: 0.25~0.45%
- [0085] C는 열처리 부재의 강도를 증가시키기 위해 필수적인 원소로서 적정하게 첨가되어야 한다.
- [0086] C 함량이 0.25% 미만인 경우에는 충분한 강도를 확보하기 곤란하기 때문에 0.25% 이상 첨가되는 것이 바람직하다. 보다 바람직한 하한은 0.26%이고, 보다 더 바람직한 하한은 0.27% 이다. 반면에 그 함량이 0.45% 초과인 경우에는 열연재를 냉간압연할 때 열연재 강도가 너무 높아 냉간압연성이 크게 열위하게 될 뿐만 아니라, 점용접성을 크게 저하시키기 때문에 0.45% 이하인 것이 바람직하다. 보다 바람직한 상한은 0.42%이고, 보다 더 바람직한 상한은 0.40% 이다.
- [0088] Si: 0.01~3.0%
- [0089] Si는 냉연강관을 연속소둔 라인에서 소둔 시 표면으로 농화되어 Si계 비정질 산화층을 형성하는 중요한 역할을 할 뿐만 아니라, 열간성형 공정에서 (Fe, Mn, Cr) 산화물층 형성을 억제하여 부재의 점용접성을 확보하는 역할을 한다.
- [0090] Si 함량이 0.01% 미만인 경우에는 상술한 효과가 불충분하므로 그 하한은 0.01%인 것이 바람직하다. 보다 바람직한 하한은 0.1%이다. 반면에, 그 함량이 3.0% 초과인 경우에는 너무 두꺼운 Si계 비정질 산화층을 형성하여 점용접성이 오히려 저하되는 문제점이 있다. 보다 바람직한 상한은 2.8%이고, 보다 더 바람직한 상한은 2.5% 이다.
- [0092] Cr: 0.1% 이상 5.0% 미만
- [0093] Cr은 강관의 경화능을 향상시킬 뿐만 아니라, Si와 적절한 반응을 통하여 표층 Si계 비정질 산화물층 형성을 안정적으로 도와주는 역할을 할 수 있다.
- [0094] Cr 함량이 0.1% 미만인 경우에는 상술한 효과가 불충분하다. 보다 바람직한 하한은 0.15%이고, 보다 더 바람직한 하한은 0.2% 이다. 반면에, Cr 함량이 5.0% 이상인 경우에는 그 효과가 포화되고, 제조비용이 상승하는 문제점이 있다. 보다 바람직한 상한은 4.5%이고, 보다 더 바람직한 상한은 4.0% 이다.
- [0096] Mn: 0.01~4.0%
- [0097] Mn은 고용강화 효과를 확보할 수 있을 뿐만 아니라, 열간성형부재에 있어서 마르텐사이트를 확보하기 위한 임계 냉각속도를 낮추기 위하여 첨가될 필요가 있다.
- [0098] Mn 함량이 0.01% 미만인 경우에는 상술한 효과가 불충분하다. 보다 바람직한 하한은 0.05%이고, 보다 더 바람직한 하한은 0.1% 이다. 반면에 Mn 함량이 4.0% 초과인 경우에는 열간성형 공정 전 강관의 강도가 너무 높게 올라가기 때문에 블랭킹 작업이 어려워질 뿐만 아니라 과도한 합금철 첨가에 따른 원가상승 및 점용접성을 열위하게 하는 단점이 있다. 보다 바람직한 상한은 3.0%이고, 보다 더 바람직한 상한은 2.5%이다.
- [0100] Al: 0.001~0.4%
- [0101] Al은 Si과 더불어 계강에서 탈산 작용을 하여 강의 청정도를 높일 수 있다.

- [0102] Al 함량이 0.001% 미만인 경우에는 상술한 효과가 불충분하다. 보다 바람직한 하한은 0.002%이고, 보다 더 바람직한 하한은 0.003% 이다. 그 함량이 0.4% 초과인 경우에는 Ac3 온도가 과도하게 상승하여 가열온도를 높여야 하는 문제점이 있다. 보다 바람직한 상한은 0.3%이고, 보다 더 바람직한 상한은 0.2%이다.
- [0104] P: 0.001~0.05%
- [0105] P는 불순물이며, 그 함량을 0.001% 미만으로 제어하기 위해서는 많은 제조비용이 들고, 그 함량이 0.05% 초과인 경우에는 열간성형 부재의 용접성을 크게 저하시킬 수 있다. 보다 바람직한 상한은 0.03%이다.
- [0107] S: 0.0001~0.02%
- [0108] S는 불순물이며, 그 함량을 0.0001% 미만으로 제어하기 위해서는 많은 제조비용이 들고, 그 함량이 0.02% 초과인 경우에는 부재의 연성, 충격특성 및 용접성을 저해한다. 보다 바람직한 상한은 0.01%이다.
- [0110] N: 0.001~0.02%
- [0111] N은 불순물이며, 그 함량을 0.001% 미만으로 제어하기 위해서는 많은 제조비용이 들고, 그 함량이 0.02% 초과인 경우에는 슬라브 연주 시 크랙 발생에 민감해질 뿐만 아니라, 충격특성이 나빠질 수 있다. 보다 바람직한 상한은 0.01%이다.
- [0113] 본 발명의 나머지 성분은 철(Fe)이다. 다만, 통상의 제조과정에서는 원료 또는 주위 환경으로부터 의도되지 않는 불순물들이 불가피하게 혼입될 수 있으므로, 이를 배제할 수는 없다. 이들 불순물들은 통상의 제조과정의 기술자라면 누구라도 알 수 있는 것이기 때문에 그 모든 내용을 특별히 본 명세서에서 언급하지는 않는다.
- [0115] 상기 성분 조성 외에, 본 발명에서는 하기 a) 내지 f) 중에서 선택된 1 이상을 더 포함할 수 있다. 이들 원소를 임의로 첨가함으로써, 표면 품질 및 열간성형성 등의 특성을 추가로 향상시킬 수 있다.
- [0117] a) Ti, Nb, Zr 및 V 함량의 합: 0.001%~0.4%
- [0118] Ti, Nb, Zr 및 V은 미세 석출물 형성으로 열처리 부재의 강도 향상과, 결정립 미세화에 의해 잔류 오스테나이트 안정화 및 충격인성 향상에 효과가 있다. 그 함량(2종 이상이 추가된 경우에는 그들의 합계를 의미함)이 0.001% 미만에서는 상술한 효과가 불충분할 수 있으며, 보다 바람직한 하한은 0.005%이고, 보다 더 바람직한 하한은 0.008% 이다. 그 함량이 0.4%를 초과하면 그 효과가 포화될 뿐만 아니라 과도한 합금철 첨가에 따른 원가상승을 초래할 수 있다. 보다 바람직한 상한은 0.38%이고, 보다 더 바람직한 상한은 0.35% 이다.
- [0120] b) B: 0.0001~0.01%
- [0121] B은 소량의 첨가로도 경화능을 향상시킬 수 있을 뿐만 아니라, 구오스테나이트 결정립계에 편석되어 P 및/또는 S의 입계 편석에 의한 열간성형 부재의 취성을 억제할 수 있는 원소이다.
- [0122] B 함량이 0.0001% 미만인 경우에는 상술한 효과가 불충분하다. 보다 바람직한 하한은 0.00012%이고, 보다 더 바람직한 하한은 0.00015% 이다. 0.01%를 초과하는 경우에는 그 효과가 포화될 뿐만 아니라, 열간압연시 열간 취성을 초래할 수 있다. 보다 바람직한 상한은 0.005%이다.
- [0124] c) Mo 및 W 함량의 합: 0.001~1.0중량%
- [0125] Mo 및 W은 경화능 향상과, 석출강화 효과를 통한 강도 향상 및 결정립 미세화를 위하여 첨가할 수 있다. 그 함량(Mo 및 W가 모두 첨가된 경우에는 그 합계를 의미함)이 0.001% 미만인 경우에는 상술한 효과가 불충분하고,

보다 바람직한 하한은 0.0015%이고, 보다 더 바람직한 하한은 0.002% 이다. 1.0% 초과인 경우에는 그 효과가 포화될 뿐만 아니라 비용 상승의 문제가 있다. 보다 바람직한 상한은 0.95%이고, 보다 더 바람직한 상한은 0.9% 이다.

[0127] d) Cu와 Ni의 함량의 합: 0.005~2.0중량%

[0128] Cu는 미세 석출물을 형성시켜 강도를 향상시키는 원소로서 첨가될 수 있다. 또한 Ni은 Cu 단독으로 첨가될 때 열간 취성을 초래할 수 있으므로 필요에 따라 첨가된다. 그러나 이들 성분의 합이 0.005% 미만에서는 상술한 효과가 불충분할 수 있고, 보다 바람직한 하한은 0.006%이고, 보다 더 바람직한 하한은 0.007% 이다. 2.0%를 초과하면 과도한 비용 상승을 초래할 수 있다. 보다 바람직한 상한은 1.95%이고, 보다 더 바람직한 상한은 1.9% 이다.

[0130] e) Sb 및 Sn의 함량의 합: 0.001~1.0중량%

[0131] 상기 Sb와 Sn은 Si가 첨가된 강재의 열연재 표층 결정립계에 생성될 수 있는 산화물 생성을 억제하는 효과를 가져, 냉연재 소둔 시 표층 결정립계 탈락에 의한 덴트(dent) 결함을 억제할 수 있다. 이와 같은 효과를 얻기 위해서는 0.001% 이상 첨가하는 것이 바람직하다. 보다 바람직한 하한은 0.002%이고, 보다 더 바람직한 하한은 0.03% 이다.

[0132] 반면에, 그 함량(Sb 및 Sn이 모두 첨가된 경우에는 그 합계를 의미함)이 1.0%를 초과하면 과도하게 비용이 상승할 수 있을 뿐만 아니라 슬라브 입계에 고용되어 열간압연 시 코일 에지(edge) 크랙이 유발될 수 있다. 보다 바람직한 상한은 0.95%이고, 보다 더 바람직한 상한은 0.9% 이다.

[0134] f) REM: 0.0001~0.02%

[0135] REM 원소는 강내 Fe의 활동도를 제어하여 열간성형 시 표층 Fe 스케일의 형성 두께를 제어할 수 있다. 이러한 효과를 얻기 위해서는 0.0001% 이상의 REM 원소의 첨가가 필요하다. 보다 바람직한 하한은 0.00015%이고, 보다 더 바람직한 하한은 0.0002% 이다. 반면, 0.02%를 초과하게 되면 Fe 활동도의 제어능을 상실하여 표면 품질이 열위해 질 수 있다. 그 때문에 0.02% 이하로 제어하는 것이 바람직하며, 보다 바람직하게는 0.01% 이하로 제어한다.

[0137] 본 발명의 일 측면에 따른 열간성형용 냉연강관은 상술한 합금조성을 만족할 뿐만 아니라, 하기 [관계식 1]로 표시되는 조직비율의 값이 0.2 이상 1.3 이하일 수 있다.

[0139] [관계식 1] 조직비율 = $(V_p^S + V_\theta^S) / (V_p^C + V_\theta^C)$

[0140] (상기 식의 V_p^S 및 V_θ^S 는 각각 표층부의 펄라이트 및 시멘타이트의 면적비율을 나타내며, V_p^C 및 V_θ^C 는 각각 중심부의 펄라이트 및 시멘타이트의 면적비율을 나타낸다.)

[0142] 본 발명에서의 표층부는 표면으로부터 두께 방향으로 100 μm이내의 영역을 의미할 수 있으며, 본 발명에서의 중심부는 표면으로부터 두께 방향으로 1/2t ± 50 μm의 영역(여기서, t는 강재 두께(mm)를 의미함)을 의미할 수 있다.

[0144] [관계식 1]로 표시되는 조직비율이 1.3을 초과할 경우 열간성형 후 표층에 형성되는 마르텐사이트 간의 경도의 편차가 커져 보다 강한 마르텐사이트에 굽힘으로 인한 응력이 집중될 수 있고, 두께 방향 경도 편차의 차이에 의해 두께 방향의 응력 불균일이 커져 굽힘성이 열위해 질 수 있다. 보다 바람직하게 조직비율은 1.15 이하일

수 있으며, 보다 더 바람직하게 0.95 이하일 수 있다. 반면, 조직비율이 본 특허가 제안하는 0.2 미만일 경우 열간성형 후 강도를 확보하지 못하여 인장강도가 1800MPa 이하가 될 수 있다. 보다 바람직한 하한은 0.25이며, 보다 더 바람직한 하한은 0.3이다.

[0146] 또한, 본 발명에 따른 냉연강관의 미세조직은 페라이트 및 시멘타이트를 포함할 수 있다. 특별히 그 면적비율을 한정할 필요는 없으나, 예를 들어 페라이트 및 시멘타이트의 합계가 면적비율로 5% 이상일 수 있다.

[0148] 냉연강관을 열간 성형 부재를 제조하기 위하여 블랭크(blank)를 만들 때, 그 강도가 과도하면 금형 마모가 쉽게 발생할 수 있어 상기 미세조직을 확보하여야 한다. 이를 고려하지 않는 경우에는 베이나이트, 마르텐사이트 등을 포함할 수 있으며, 이를 배제하는 것은 아니다.

[0150] 이하에서는, 본 발명의 부재에 대해 자세히 설명한다.

[0151] 본 발명의 부재는 하기의 [관계식 2]로 표시되는 경도비율의 값이 0.1 이상이며, 10 이하를 만족할 수 있다.

[0153] [관계식 2] 경도비율 = μ_{H^S} / μ_{H^C}

[0154] (상기 식 1에서 μ_{H^S} 는 표층부 경도의 표준편차를 나타내며, μ_{H^C} 는 중심부의 경도의 표준편차이다.)

[0156] 표층부 경도의 표준편차가 커져 [관계식 2]로 표시되는 경도비율이 10을 초과할 경우 마르텐사이트 간의 경도 편차에 의한 응력집중 현상 및 두께 방향 응력 불균형으로 인해 굽힘성이 열위해 질 수 있으며, 반면 10 이하인 경우 경도 편차가 양호하여 굽힘성이 개선될 수 있다. 다만, 경도비율이 0.1 미만일 경우 상대적으로 두께 방향 중심부의 경도 편차가 심해져 굽힘성이 열위해 질 수 있다

[0158] 본 발명에 따른 부재의 소지강관의 조성은 상술한 냉연강관의 조성과 동일하므로 별도로 설명하지 않는다.

[0160] 이하에서는, 본 발명의 부재 미세조직에 대해 자세히 설명한다.

[0162] 본 발명의 일 측면에 따른 열간 성형 부재는 고강도를 확보하기 위하여 마르텐사이트 또는 베이나이트를 주상으로 포함할 수 있다. 본 발명에서 주상은 미세조직을 이루는 여러 상(phase) 중에서 가장 큰 면적비율을 가지는 상을 의미할 수 있다. 특별히 그 면적비율을 한정하지 않으나, 보다 바람직하게는 면적비율로 50% 이상일 수 있다.

[0164] 이하, 본 발명의 다른 일 측면인 열간성형용 냉연강관의 제조방법에 대하여 상세히 설명한다.

[0166] 본 발명의 다른 일 측면인 열간성형용 냉연강관의 제조방법은 상술한 합금조성을 만족하는 슬라브를 1000~1300℃로 가열하는 단계; 상기 가열된 슬라브를 Ar3~1000℃의 마무리 압연 온도로 열간압연하여 열연강관을 얻는 단계; 상기 열간압연된 열연강관을 400℃/s 이상 750℃/s 이하의 냉각 속도로 냉각하는 단계; 상기 열연강관을 Ms 초과 750℃이하의 온도범위에서 권취하는 단계; 상기 권취된 열연강관을 30~80%의 누적 압하율로 냉간압연하여 냉연강관을 얻는 단계; 및 상기 냉연강관을 700~900℃의 온도범위에서 1~1000초동안 연속소둔하는 단계를 포함할 수 있다.

- [0168] 슬라브 가열 단계
- [0169] 상술한 합금조성을 만족하는 슬라브를 1000~1300℃로 가열한다.
- [0170] 상기 가열온도가 1000℃ 미만인 경우에는 슬라브 조직을 균질화하기 어렵고, 1300℃를 초과하면 과도한 산화물 형성 및 제조비용 상승이 발생할 수 있다.
- [0172] 열간압연 단계
- [0173] 상기 가열된 슬라브를 Ar3~1000℃의 마무리 압연 온도에서 열간압연하여 열연강판을 얻는다.
- [0174] 마무리 압연온도가 Ar3 온도 미만인 경우에는 이상역 압연이 되기 쉬어 표층에 혼립 조직이 발생하고, 열연강판의 형상 제어에 어려움이 있다. 마무리 압연온도가 1000℃를 초과하게 되면 열연강판의 결정립이 조대화가 되기 쉽다.
- [0176] 열간압연 냉각단계
- [0177] 상기 열간압연 된 열연강판을 냉각 속도 400℃/s 이상 750℃/s 이하의 냉각 속도로 냉각을 진행한다.
- [0178] 열간압연 시 냉각속도의 상한을 초과하여 냉각될 경우 소둔 후 표층에 과도한 면적비율의 펄라이트와 시멘타이트가 형성되어, 열간성형 후 표층 마르텐사이트 간의 경도 편차가 커지게 되고, 이로써 우수한 굽힘성을 확보하지 못한다. 냉각속도 하한을 미달하여 냉각될 경우 표층 펄라이트와 시멘타이트의 형성이 미미하여 냉간강판의 열간성형 후 충분한 강도를 확보하지 못한다.
- [0180] 권취 단계
- [0181] 상기 열연강판을 Ms 초과 750℃이하의 온도범위에서 권취한다.
- [0182] 권취 온도가 Ms(마르텐사이트 변태개시 온도) 이하인 경우에는 열연강판의 강도가 너무 높게 되어 냉간압연성을 저하시킨다. 권취 온도가 750℃ 초과인 경우에는 산화층의 두께 증가 및 표층 입계산화를 야기시켜 산세성이 열위해될 뿐만 아니라 연속소둔로에서 소둔 시 표층 입계가 탈락되는 문제점이 발생할 수 있다.
- [0184] 냉간압연 단계
- [0185] 상기 권취된 열연강판을 냉간압연하여 냉연강판을 얻는다. 보다 정밀하게 강판의 두께를 제어하기 위함이며, 냉간압연 전 산세를 실시할 수 있다.
- [0187] 이때, 상기 냉간압연의 압하율은 특별히 한정할 필요는 없으나, 소정의 목표 두께를 확보하기 위하여 압하율 30~80%로 행할 수 있다.
- [0189] 연속소둔 단계
- [0190] 상기 냉연강판을 상기 연속소둔은 700~900℃의 온도범위에서 행한다.
- [0191] 소둔 온도가 700℃ 미만에서는 냉간압연에 의해 생성된 압연조직이 회복 및 재결정이 일어나기 어려우며, 900℃를 초과하는 경우에는 소둔 설비를 열화시킬 수 있어 설비의 잦은 교체 등으로 공정비용이 상승하는 요인이 될 수 있다.
- [0193] 또한, 소둔시간은 1~1000초일 수 있다. 소둔시간이 1초 미만인 경우에는 소둔 효과를 얻기 어렵고, 소둔시간이

1000초 초과인 경우에는 생산성이 저하될 수 있다.

- [0195] 이하, 본 발명의 또 다른 일 측면인 열간성형부재의 제조방법에 대하여 상세히 설명한다.
- [0197] 본 발명의 또 다른 일 측면인 열간성형부재의 제조방법은 상술한 본 발명에 따른 냉연강관의 제조방법에 의해 제조된 냉연강관을 700℃ 이상의 온도까지 1~1000℃/초의 승온 속도로 가열하는 단계; 상기 가열된 냉연강관을 열간성형하는 단계; 및 상기 열간성형된 강관을 10~1000℃/초의 냉각속도로 냉각하는 단계를 포함한다.
- [0199] 가열 단계
- [0200] 상술한 본 발명에 따른 냉연강관의 제조방법에 의해 제조된 냉연강관을 700℃ 이상의 온도까지 1~1000℃/초의 승온 속도로 가열한다.
- [0202] 가열온도가 700℃ 미만일 경우 페라이트의 재결정이 충분하지 못하여, 열간성형 후 굽힘의 이방성이 커지는 문제가 있을 수 있다.
- [0203] 승온속도가 1℃/초 미만인 경우에는 생산성을 충분히 확보하기 어려우며, 승온속도가 1000℃/초 초과인 경우에는 과도한 비용이 드는 설비를 필요로 한다.
- [0205] 열간성형 및 냉각 단계
- [0206] 상기 가열된 냉연강관을 열간성형한 후, 10~1000℃/초의 냉각속도로 냉각한다.
- [0207] 상기 냉각속도가 10℃/초 미만인 경우에는 원치 않는 페라이트 및 펄라이트가 형성되어 인장강도를 확보하기 어렵다. 반면에 냉각속도를 1000℃/초 초과로 제어하기 위해서는 고가의 특별한 냉각설비가 필요하다.
- [0209] 이때, 상기 냉각하는 단계의 냉각정지온도는 M_f (마르텐사이트 변태 종료 온도)이하일 수 있다. M_f 초과에서 냉각을 정지한 후 다시 상온까지 냉각할 경우 열간성형 부재의 형상동결성을 확보하기 어려울 수 있기 때문이다.
- [0210] 다만, 열간성형 부재에서 보다 우수한 연신율과 충격특성을 확보하기 위하여 M_f (마르텐사이트 변태 종료 온도)와 M_s (마르텐사이트 변태 개시 온도) 사이에서 냉각을 정지한 후, 냉각 종료온도에서 유지하거나 $Ac1$ 이하로 다시 가열하여 마르텐사이트를 템퍼링을 시키고 잔류 오스테나이트를 안정화시킬 수도 있다.
- [0212] 또한, 상기 열간성형부재는 고강도를 확보하기 위해서 마르텐사이트 또는 베이나이트를 주상으로 할 수 있다. 여기서 주상이란 미세조직을 이루는 여러 상(phase) 중에서 가장 큰 면적비율을 갖는 상을 의미한다. 특별히 그 면적비율을 한정할 필요는 없으나, 예를 들어 면적비율로 50% 이상일 수 있다.
- [0214] 한편, 상기 열간성형부재는 1800MPa 이상의 인장강도를 가질 수 있다. 1800MPa 이상의 고강도를 확보함으로써 내충돌성이 요구되는 자동차 구조 부재 또는 보강재 등에 바람직하게 적용될 수 있다.
- [0216] 이하, 실시예를 통하여 본 발명을 보다 구체적으로 설명하고자 한다. 다만, 하기의 실시예는 본 발명을 예시하여 보다 상세하게 설명하기 위한 것일 뿐, 본 발명의 권리범위를 한정하기 위한 것이 아니라는 점에 유의할 필요가 있다. 본 발명의 권리범위는 특허청구범위에 기재된 사항과 이로부터 합리적으로 유추되는 사항에 의해 결정되는 것이기 때문이다.

[0218] (실시예)

[0219] 하기 표 1에 나타난 성분조성을 갖는 두께 40mm 슬라브를 진공 용해하고, 가열로에서 1200℃, 1시간 동안 가열한 후 Ar3 이상 1000℃ 이하의 마무리 압연 온도에서 열간압연하여 최종 두께 3mm 열연강판을 제조하였다. 상기 열연강판을 하기 표 2에 나타난 냉각속도로 냉각한 후 Ms 초과 750℃이하의 온도범위에서 권취하였다. 이어 상기 열연강판을 산세 후 냉간압하율 50%로 냉간압연을 실시하였다. 또한, 상기 냉간압연 후 700~900℃의 온도범위에서 1~1000초동안 연속소둔을 행함으로써 열간성형용 냉연강판을 제조하였다.

[0221] 그 후, 상기 제조된 냉연강판을 1~1000℃/초의 승온 속도로 가열한 후, 900℃에서 6분간 열처리하였으며, 상기 가열된 냉연강판을 열간성형하였다. 이어 열간성형된 강판을 상온까지 10~1000℃/초의 냉각속도로 냉각하여 열간성형 부재를 제조하였다.

표 1

[0223]

강종	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ti	B	Sb
A	0.423	0.22	1.3	0.15	0.1	0.03	0.0025	-
B	0.29	1.54	0.8	0.7	-	0.015	0.0025	0.03
C	0.254	1.49	0.791	2.01	-	0.03	0.002	-
D	0.255	1.55	0.83	1.53	-	0.031	0.0028	-
E	0.31	0.6	0.9	0.2	0.015	0.03	0.0025	-

[0225] 제조된 열간성형용 냉연강판의 표층부 및 중심부 조직의 면적비율 및 [관계식 1]의 조직비율을 표 2에 나타내었다. 두께 방향 위치별 조직의 면적비율을 측정하기 위해서, 광학현미경(OM, Optical Microscopy)을 활용하여 500배의 배율로 나이탈 에칭 후 조직의 단면을 관찰하였다. 광학사진 측정 후 CLEMEX Vision PE를 소프트웨어를 이용하여 표층부 및 중심부 조직의 면적비율을 각각 3번씩 측정하였고, 이들의 평균값을 표 2에 나타내었다. 이렇게 관찰된 조직의 예를 도 1에 나타내었다. 도 1에서 청색 부분은 펄라이트 및 시멘타이트 영역을 나타내며, 백색 부분은 페라이트 영역을 나타낸다.

[0227] 또한, 열간 성형 후 제조된 열간성형 부재의 표층부와 중심부 경도의 표준편차의 비인 경도비율을 [관계식 2]에 의거하여 표 2에 나타내었다. 인장강도 및 최대굽힘각도 나타내었다. 경도는 비커스 경도계(Vickers Hardness tester, Dura Scan 80G5)를 이용하여 10kgf 하중을 적용하여 최소 10포인트 이상을 1mm의 간격으로 측정하였으며, 인장강도 값은 JIS-5호 시편으로 ISO6892 규격에 의거 상온 인장시험을 통하여 측정하였다. 최대굽힘각도는 VDA238-100 규격에 따른 굽힘성 평가 방법에 따라 규격 내 명시되어 있는 최대 굽힘 강도에서 환산된 굽힘 외각의 값으로 기재하였다. 또한, 굽힘각 변화율은 본 발명에서 제안된 제조조건으로 제조된 시편의 굽힘각과 제안된 제조조건을 벗어나서 제조된 시편 간의 굽힘각 편차비를 나타낸다.

표 2

[0229]

강종	비교	열간압연 냉각속도 ℃/s	펄라이트+시멘타이트			YS MPa	TS MPa	경도비율	최대굽힘각 °	굽힘각 변화율 %
			중심부	표층부	조직비율					
A	발명예1	607.6	0.322	0.318	0.99	1382	2010	5.3	59.7	-
A	비교예1	880.7	0.251	0.415	1.65	1373	2010	16.4	50.6	-15
A	비교예2	312.2	0.321	0.05	0.16	1180	1670	6.6	65.3	+9
B	발명예2	506.1	0.344	0.331	0.96	1377	2009	6.4	56.7	-
B	비교예3	861.0	0.296	0.434	1.47	1377	2011	10.7	50.8	-10
C	발명예3	633.4	0.351	0.415	1.18	1338	1990	0.6	59.5	-
C	비교예4	805.2	0.318	0.467	1.47	1345	1994	27.2	54.1	-9

D	발명예4	685.2	0.337	0.325	0.96	1403	2070	4.4	50.4	-
D	비교예5	767.2	0.318	0.418	1.32	1396	2079	24.4	43.9	-13
E	발명예5	421.8	0.363	0.365	1.01	1294	1900	9.5	61.6	-
E	비교예6	990.7	0.306	0.425	1.39	1366	1972	12.8	53.3	-13
E	비교예7	385.7	0.460	0.08	0.17	1080	1720	2.1	66.2	+7

[0231] 표 2에 보여지는 바와 같이 본 발명에서 제한하는 냉각 속도의 상한을 초과하여 열간압연 진행된 비교예 1 및 3 내지 6의 경우, 소둔 후 [관계식 1]로 표시되는 조직비율이 1.3를 초과하여, 열간성형 후 표층부 경도의 표준편차가 중심부 경도의 표준편차 대비 커졌고, 이로써 [관계식 2]로 표시되는 경도비율이 10을 초과하여, 굽힘각이 열위하였다.

[0233] 열간압연 시 냉각속도를 본 특허가 제안하는 범위를 충족시키지 못하여 하한을 미달한 비교예 2 및 7의 경우 냉연강관의 열간성형 후 최대굽힘각은 개선됨을 보였으나, 표층에 연질의 마르텐사이트가 과다 형성되어 충분한 강도를 확보하지 못하였다.

[0235] 발명예 1 내지 5의 경우 열간 압연 후 냉각속도가 본 발명에서 제한하는 범위 내로 제어되어, 냉연강관의 조직비율이 0.2 이상 1.3 이하의 범위를 만족함과 동시에 경도비율이 10 이하가 되었으며, 이로써 제조된 열간성형 부재는 양호한 굽힘성을 보였다.

도면

도면1

