



(19) 대한민국특허청(KR)  
(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2021년04월08일  
(11) 등록번호 10-2237488  
(24) 등록일자 2021년04월01일

- (51) 국제특허분류(Int. Cl.)  
C22C 38/38 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)  
C21D 9/68 (2014.01) C22C 38/00 (2006.01)  
C22C 38/26 (2006.01) C22C 38/28 (2006.01)
- (52) CPC특허분류  
C22C 38/38 (2013.01)  
C21D 8/0226 (2013.01)
- (21) 출원번호 10-2019-0168004
- (22) 출원일자 2019년12월16일  
심사청구일자 2019년12월16일
- (56) 선행기술조사문헌  
KR1020150075306 A  
KR1020130046941 A  
KR1020090069873 A  
JP2004137565 A

- (73) 특허권자  
주식회사 포스코  
경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동)
- (72) 발명자  
이일철  
전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소  
김성일  
전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소  
김동완  
전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소
- (74) 대리인  
특허법인씨엔에스

전체 청구항 수 : 총 8 항

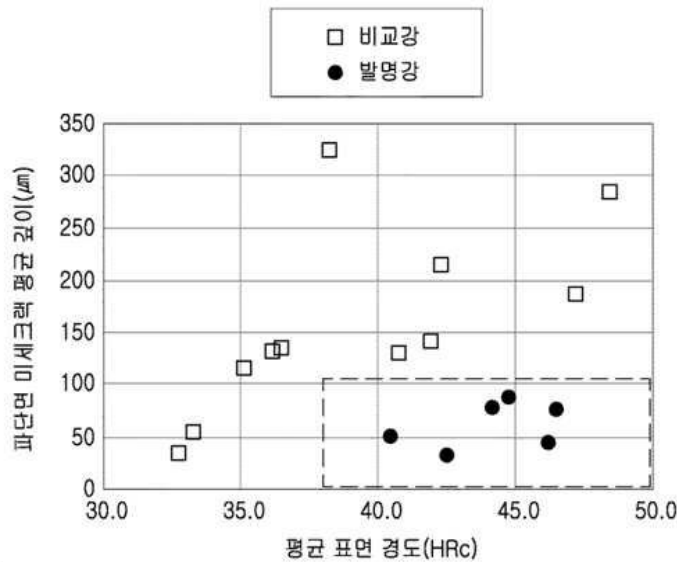
심사관 : 이상훈

(54) 발명의 명칭 편칭 성형성이 우수한 고경도 강판 및 그 제조방법

(57) 요약

본 발명은 고경도 강판 및 그 제조방법에 관한 것으로, 보다 상세하게는 고경도 특성을 구비하면서 우수한 편칭 성형성을 가지는 강판 및 그 제조방법에 관한 것이다.

대표도 - 도1



(52) CPC특허분류

*C21D 8/0273* (2013.01)

*C21D 9/68* (2013.01)

*C22C 38/001* (2013.01)

*C22C 38/26* (2013.01)

*C22C 38/28* (2013.01)

*C21D 2211/008* (2013.01)

---

**명세서**

**청구범위**

**청구항 1**

중량%로, C: 0.15~0.25%, Si: 0.001~0.5%, Mn: 0.4~1.6%, Al: 0.01~0.1%, Cr: 0.01~0.3%, Mo: 0.001~1.0%, P: 0.02% 이하, S: 0.01% 이하, N: 0.01% 이하, Nb: 0.001~0.01%, Ti: 0.001~0.05%, B: 0.001~0.005%, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고,

하기의 관계식 1에서 정의되는 T가 1.0~15를 만족하고,

미세조직으로 템퍼드 마르텐사이트를 90면적% 이상 포함하며,

상기 템퍼드 마르텐사이트의 래스 내에 형성되는 엡실론 카바이드의 평균 크기가 0.05~0.3 $\mu$ m인 편칭 성형성이 우수한 고경도 강판.

[관계식 1]

$$T = (10[C]+[Mn]) / (0.7[Cr]+1.5[Mo])$$

(상기 [관계식 1]의 [C], [Mn], [Cr] 및 [Mo]는 해당 합금원소의 중량%이다.)

**청구항 2**

제1항에 있어서,

상기 미세조직의 잔부 조직은 잔류 오스테나이트, 베이나이트 및 페라이트 상 중 하나 이상으로 구성되는 편칭 성형성이 우수한 고경도 강판.

**청구항 3**

제1항에 있어서,

상기 강판은 편칭 성형 시, 파단면에 형성되는 미세크랙의 평균 깊이가 100 $\mu$ m 미만인 편칭 성형성이 우수한 고경도 강판.

**청구항 4**

제1항에 있어서,

상기 강판은 평균 표면경도가 38~50HRc의 경도를 가지면서, 강의 두께(t)의 t/4~t/2 위치에서의 평균 단면경도 값과 t/8~표면 위치에서의 평균 표면경도 값의 차이가 5HRc 미만인 편칭 성형성이 우수한 고경도 강판.

**청구항 5**

중량%로, C: 0.15~0.25%, Si: 0.001~0.5%, Mn: 0.4~1.6%, Al: 0.01~0.1%, Cr: 0.01~0.3%, Mo: 0.001~1.0%, P: 0.02% 이하, S: 0.01% 이하, N: 0.01% 이하, Nb: 0.001~0.01%, Ti: 0.001~0.05%, B: 0.001~0.005%, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하며, 하기의 관계식 1에서 정의되는 T가 1.0~15를 만족하는 강 슬라브를 재가열하는 단계;

상기 재가열된 슬라브를 하기의 관계식 2에서 정의되는 A-Tn의 압연 종료 온도로 800~1150 $^{\circ}$ C 범위의 온도에서 열간압연하는 단계; 및

상기 압연된 강판을 하기의 관계식 3에서 정의되는 CCR~120를 만족하는 평균 냉각속도와 하기의 관계식 4에서 정의되는 R이 45~65를 만족하는 냉각 온도 범위 내 냉각시간으로, 50~250℃ 범위의 온도까지 냉각하는 단계를 포함하는 편칭 성형성이 우수한 고경도 강판의 제조방법.

[관계식 1]

$$T = (10[C]+[Mn])/(0.7[Cr]+1.5[Mo])$$

(상기 [관계식 1]의 [C], [Mn], [Cr] 및 [Mo]는 해당 합금원소의 중량%이다.)

[관계식 2]

$$A = 918-280[C]+8.1[Si]-31.4[Mn]-19.4[Cr]+15.9[Mo]-195[Ti]-6263[Nb]+2486[B]$$

$$T_n = 715+251[C]-40.8[Si]+36.4[Mn]+21.9[Cr]+27.5[Mo]+387[Ti]+26207[Nb]+356[B]$$

(상기 [관계식 2]의 압연 종료 온도의 단위는 ℃이며, [C], [Si], [Mn], [Cr], [Mo], [Ti], [Nb] 및 [B]는 해당 합금원소의 중량%이다.)

[관계식 3]

$$\text{Log}(\text{CCR}-20) = 2.4+(0.1[C]-0.5[Si]-0.6[Mn]+0.4[Cr]-0.4[Mo]+2[B])$$

(상기 [관계식 3]의 평균 냉각 속도의 단위는 ℃/s이며, [C], [Si], [Mn], [Cr], [Mo] 및 [B]는 해당 합금원소의 중량%이다.)

[관계식 4]

$$R = \text{Exp}(-A/((M+CT)/2+273)) \times 110t^{0.5}$$

$$M = 543-414[C]-15.5[Si]-41.2[Mn]-19.8[Cr]-97[Al]-25.0[Mo]+17[Ti]-283[Nb]-1786[B]$$

(상기 [관계식 4]의 CT는 권취 온도(℃)이고, A는 [관계식 2]의 A이며, t는 강판이 M온도(℃) 이후 CT온도(℃)에 다다를 때까지의 시간(s)이다. 그리고 [C], [Si], [Mn], [Cr], [Al], [Mo], [Ti], [Nb] 및 [B]는 해당 합금원소의 중량%이다.)

## 청구항 6

제5항에 있어서,

상기 재가열 온도 범위는 1200~1350℃인 편칭 성형성이 우수한 고경도 강판의 제조방법.

## 청구항 7

제5항에 있어서,

상기 냉각된 강판을 50~250℃ 범위의 온도에서 권취하는 단계를 포함하는 편칭 성형성이 우수한 고경도 강판의 제조방법.

## 청구항 8

제7항에 있어서,

상기 권취된 강판을 상온까지 0.001~10℃/s로 냉각 또는 보열하는 단계를 포함하는 편칭 성형성이 우수한 고경도 강판의 제조방법.

## 발명의 설명

**기술분야**

[0001] 본 발명은 고경도 강판 및 그 제조방법에 관한 것으로, 보다 상세하게는 펀칭 성형성이 우수한 고경도 강판 및 그 제조방법에 관한 것이다.

**배경기술**

- [0003] 체인 및 기계부품 용도로 고강도 고경도 특성을 갖는 강재가 요구되고 있다.
- [0004] 하지만, 일반적으로 높은 경도 및 강도를 가지는 강재의 경우, 강도 상승과 함께 취성이 증가하게 된다. 또한, 펀칭 또는 전단 등의 파단면을 형성하는 성형 시에 취성 증가와 함께 파단면에 다수 발생하는 미세크랙의 깊이가 깊어지며 기타 물성의 열위함을 유발하게 된다.
- [0005] 종래의 체인 및 기계부품은 고탄소강 및 고탄소 합금강을 이용하여 구상화 열처리와 QT (Quenching and Tempering) 열처리 또는 QT 열처리를 하여 제조되었다. 이와 같은 반복적인 열처리 공정은 제조원가를 증가시키며 이산화탄소 배출 및 공해를 유발하는 원인이 된다.
- [0006] 따라서, 이를 개선하기 위해 저탄소강을 이용하여 베이나이트 및 마르텐사이트 등을 기지조직으로 하는 저온 변태조직강을 제조하여 추가적인 열처리 없이 목표로 하는 강도 및 경도를 확보할 수 있는 기술이 제안되었다.
- [0008] 특허문헌 1은 열연과 냉연 및 소둔 조건을 제어함으로써, 탄화물을 일정 크기 범위로 제어하고, 고경도와 성형성을 확보하였다.
- [0009] 특허문헌 2는 Ti와 B 첨가를 통해 열연, 냉연 및 소둔을 거친 강판의 고경도와 가공성을 확보하고자 하였다.
- [0010] 하지만 특허문헌 1 및 2와 같은 추가 열처리 강은 기계부품 및 체인부품을 제조하는 과정에서, 펀칭 성형 시에 형성되는 파단면 미세크랙을 광학현미경에서 관찰되지 않는 수준에 제한하고 있다. 더하여, 미세크랙을 마이크로 크기 이하의 범위로는 제어 하지 않아서, 펀칭 성형성이 열위한 부분을 크게 개선하지는 못하였다. 또한, 열연 공정 외에도 냉연, 소둔 또는 구상화 소둔과 같은 추가 공정을 필요로 하는 단점이 있다. 특히 특허문헌 1과 같은 경우, 탄화물의 평균 크기가 0.4~1 $\mu$ m로 매우 커 펀칭 성형성이 열위하며, 이는 고온에서 장시간 소둔한 강판을 상온까지 냉각할 때에 냉각 제어를 하지 않고 그대로 사용함에 기인한 것으로 판단된다. 특허문헌 2와 같은 경우, 별다른 냉각 제어 없이 열연강판을 추가로 소둔하여 사용하므로 가공성은 확보할 수 있지만, 추가적인 열처리에 의한 제조비용이 증가하는 단점을 가지고 있다.
- [0012] 특허문헌 3은 열간압연 직후에 특정한 냉각조건에 따라 베이나이트 및 마르텐사이트가 형성되도록 강을 제조하여 목표로 하는 강도와 경도를 확보하고자 하였다.
- [0013] 특허문헌 4는 C-Si-Mn-Ni-B 성분계를 기본으로 표면경도를 확보하는 방안을 제안하였다.
- [0014] 특허문헌 3 및 4와 같은 고강도강은 기계부품 및 체인부품을 제조하는 과정에서 펀칭 성형을 할 때, 펀칭 후 압연관재에 균열이 발생하는 문제가 있다. 또한, 이를 개선하기 위한 추가적인 열처리 공정의 도입은 경제적으로 불리한 문제가 있고, 기존의 고탄소강 및 고탄소 합금강을 이용하는 공정과의 차별성도 없이 실제 적용이 어려워진다.
- [0016] 상기와 같은 문제를 해결하기 위해서는 고경도를 특성을 가지면서도 우수한 펀칭 성형성을 나타내는데 있어서, 추가적인 열처리공정을 거치지 않고 단일 열연 공정 내에서 물성을 동시에 확보하는 방안이 필요하다.

**선행기술문헌**

**특허문헌**

- [0018] (특허문헌 0001) 일본 등록특허 제4319945호
- (특허문헌 0002) 일본 등록특허 제3921040호
- (특허문헌 0003) 유럽 등록특허 제1375694호
- (특허문헌 0004) 일본 공개특허 제1999-302781호

**발명의 내용**

**해결하려는 과제**

- [0019] 본 발명의 일 측면에 따르면, 고경도 특성을 구비하면서 우수한 펀칭 성형성을 가지는 강판 및 그 제조방법이 제공될 수 있다.
- [0020] 본 발명의 과제는 상술한 내용에 한정되지 않는다. 통상의 기술자라면 본 명세서의 전반적인 내용으로부터 본 발명의 추가적인 과제를 이해하는데 아무런 어려움이 없을 것이다.

**과제의 해결 수단**

- [0022] 본 발명의 일 측면은, 중량%로, C: 0.15~0.25%, Si: 0.001~0.5%, Mn: 0.4~1.6%, Al: 0.01~0.1%, Cr: 0.01~0.3%, Mo: 0.001~1.0%, P: 0.02% 이하, S: 0.01% 이하, N: 0.01% 이하, Nb: 0.001~0.01%, Ti: 0.001~0.05%, B: 0.001~0.005%, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, 하기의 관계식 1에서 정의되는 T가 1.0~15를 만족하고, 미세조직으로 템퍼드 마르텐사이트를 90면적% 이상 포함하며, 상기 템퍼드 마르텐사이트의 래스 내에 형성되는 엡실론 카바이드의 평균 크기가 0.05~0.3 $\mu$ m인 펀칭 성형성이 우수한 고경도 강판을 제공할 수 있다.
- [0024] [관계식 1]
- [0025]  $T = (10[C]+[Mn]) / (0.7[Cr]+1.5[Mo])$
- [0026] (상기 [관계식 1]의 [C], [Mn], [Cr] 및 [Mo]는 해당 합금원소의 중량%이다.)
- [0028] 상기 미세조직의 잔부 조직은 잔류 오스테나이트, 베이나이트 및 페라이트 상 중 하나 이상으로 구성될 수 있다.
- [0029] 상기 강판은 펀칭 성형 시, 과단면에 형성되는 미세크랙의 평균 깊이가 100 $\mu$ m 미만일 수 있다.
- [0030] 상기 강판은 평균 표면경도가 38~50HRc의 경도를 가지면서, 강의 두께(t)의 t/4~t/2 위치에서의 평균 단면경도 값과 t/8~ 표면에에서의 평균 표면경도 값의 차이가 5HRc 미만일 수 있다.
- [0032] 본 발명의 다른 일 측면은, 중량%로, C: 0.15~0.25%, Si: 0.001~0.5%, Mn: 0.4~1.6%, Al: 0.01~0.1%, Cr: 0.01~0.3%, Mo: 0.001~1.0%, P: 0.02% 이하, S: 0.01% 이하, N: 0.01% 이하, Nb: 0.001~0.01%, Ti: 0.001~0.05%, B: 0.001~0.005%, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하며, 하기의 관계식 1에서 정의되는 T가 1.0~15를 만족하는 강 슬라브를 재가열하는 단계; 상기 재가열된 슬라브를 하기의 관계식 2에서 정의되는 A~Tn의 압연 종료 온도로 800~1150 $^{\circ}$ C 범위의 온도에서 열간압연하는 단계; 및 상기 압연된 강판을 하기의 관계식 3에서 정의되는 CCR~120를 만족하는 평균 냉각속도와 하기의 관계식 4에서 정의되는 R이 45~65를 만족하는 냉각 온도 범위 내 냉각시간으로, 50~250 $^{\circ}$ C 범위의 온도까지 냉각하는 단계를 포함하는 펀칭 성형성이 우수한 고경도 강판의 제조방법을 제공할 수 있다.
- [0033] [관계식 1]
- [0034]  $T = (10[C]+[Mn]) / (0.7[Cr]+1.5[Mo])$
- [0035] (상기 [관계식 1]의 [C], [Mn], [Cr] 및 [Mo]는 해당 합금원소의 중량%이다.)
- [0037] [관계식 2]
- [0038]  $A = 918-280[C]+8.1[Si]-31.4[Mn]-19.4[Cr]+15.9[Mo]-195[Ti]-6263[Nb]+2486[B]$
- [0039]  $Tn=715+251[C]-40.8[Si]+36.4[Mn]+21.9[Cr]+27.5[Mo]+387[Ti]+26207[Nb]+356[B]$
- [0040] (상기 [관계식 2]의 압연 종료 온도의 단위는  $^{\circ}$ C이며, [C], [Si], [Mn], [Cr], [Mo], [Ti], [Nb] 및 [B]는 해당 합금원소의 중량%이다.)
- [0042] [관계식 3]
- [0043]  $\text{Log}(\text{CCR}-20) = 2.4+(0.1[C]-0.5[Si]-0.6[Mn]+0.4[Cr]-0.4[Mo]+2[B])$
- [0044] (상기 [관계식 3]의 평균 냉각 속도의 단위는  $^{\circ}$ C/s이며, [C], [Si], [Mn], [Cr], [Mo] 및 [B]는 해당 합금원소

의 중량% 이다.)

[0046] [관계식 4]

[0047]  $R = \text{Exp}(-A/((M+CT)/2+273)) \times 110t^{0.5}$

[0048]  $M = 543-414[C]-15.5[Si]-41.2[Mn]-19.8[Cr]-97[Al]-25.0[Mo]+17[Ti]-283[Nb]-1786[B]$

[0049] (상기 [관계식 4]의 CT는 권취 온도(°C)이고, A는 [관계식 2]의 A이며, t는 강관이 M온도(°C) 이후 CT온도(°C)에 다다를 때까지의 시간(s)이다. 그리고 [C], [Si], [Mn], [Cr], [Al], [Mo], [Ti], [Nb] 및 [B]는 해당 합금 원소의 중량%이다.)

[0051] 상기 재가열 온도 범위는 1200~1350°C일 수 있다.

[0052] 상기 냉각된 강관을 50~250°C 범위의 온도에서 권취하는 단계를 포함할 수 있다.

[0053] 상기 권취된 강관을 상온까지 0.001~10°C/s로 냉각 또는 보열하는 단계를 포함할 수 있다.

**발명의 효과**

[0055] 본 발명의 일 측면에 따르면, 고경도 특성을 구비하면서 우수한 편칭 성형성을 가지는 강관 및 그 제조방법이 제공될 수 있다. 보다 상세하게는 본 발명의 일 측면에 따르는 강관은 기계 부품 및 체인, 내마모 보강재 등 고경도를 요구하며 동시에 부품 제작 시의 편칭 성형성이 필요한 분야에 사용될 수 있다.

**도면의 간단한 설명**

[0057] 도 1은 발명강과 비교강의 편칭성형 시 파단면 미세크랙 평균 길이와 평균 표면경도 관계도를 나타낸 것이다.

**발명을 실시하기 위한 구체적인 내용**

[0058] 이하에서는 본 발명의 바람직한 구현예들을 설명하고자 한다. 본 발명의 구현예들은 여러 가지 형태로 변형될 수 있으며, 본 발명의 범위가 아래에서 설명되는 구현예들에 한정되는 것으로 해석되어서는 안된다. 본 구현예들은 당해 발명이 속하는 기술분야에서 통상의 기술자에게 본 발명을 더욱 상세하게 설명하기 위하여 제공되는 것이다.

[0060] 본 발명자는 합금조성, 압연 조건, 냉각 방법 및 조건에 따른 표면경도, 단면경도와 파단면에 형성되는 미세크랙의 깊이 변화를 조사하였다. 그 결과로부터 우수한 편칭 성형성과 동시에 높은 항복강도와 표면경도를 갖도록 강의 미세조직으로 템퍼드 마르텐사이트가 기지조직이 되도록 하고, 표면경도와 단면경도의 차이를 적정 수준으로 제어할 수 있는 방안을 확인하여, 본 발명을 완성하기에 이르렀다.

[0062] 이하, 본 발명에 대하여 상세히 설명한다.

[0064] 이하에서는, 본 발명의 합금조성에 대해 자세히 설명한다.

[0065] 본 발명에서 특별히 달리 언급하지 않는 한 각 원소의 함량을 표시하는 %는 중량을 기준으로 한다.

[0067] 본 발명의 일 측면에 따르는 강관은 중량%로, C: 0.15~0.25%, Si: 0.001~0.5%, Mn: 0.4~1.6%, Al: 0.01~0.1%, Cr: 0.01~0.3%, Mo: 0.001~1.0%, P: 0.001~0.02%, S: 0.001~0.01%, N: 0.001~0.01%, Nb: 0.001~0.01%, Ti: 0.001~0.05%, B: 0.001~0.005%, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함할 수 있다.

[0069] 탄소(C): 0.15~0.25%

[0070] 탄소(C)는 강을 강화시키는데 가장 경제적이며 효과적인 원소로, 첨가량이 증가하면 마르텐사이트 또는 베이나이트 분율이 증가하여 인장강도와 경도가 증가하게 된다. 특히 템퍼드 마르텐사이트 혹은 마르텐사이트의 강도와 경도는 그 함량에 절대적인 영향을 받는다. 탄소(C)의 함량이 0.15% 미만이면 본 발명에서 얻고자 하는 강도와 경도에 비해 충분한 강화 효과를 얻기 어렵고, 그 함량이 0.25%를 초과하면 마르텐사이트가 지나치게 단단해지면서 조대한 탄화물 및 석출물의 형성이 과도해져 취성의 증가와 함께 편칭 성형성이 저하되는 문제점이 있으며, 용접성도 열위하게 되는 문제점이 있다.

[0071] 따라서, 탄소(C)의 함량은 0.15~0.25%일 수 있으며, 보다 바람직하게는 0.16~0.23%일 수 있다.

[0073] 실리콘(Si): 0.001~0.5%

- [0074] 실리콘(Si)은 용강을 탈산시키고 고용강화 효과가 있으며, 조대한 탄화물 형성을 지연시켜 펀칭 성형성을 향상시키고 연신율을 확보하는데 유리한 원소이다. 다만, 실리콘(Si)의 함량이 0.001% 미만이면 탄화물 형성을 지연시키는 효과가 적어 펀칭 성형성을 향상시키기 어려우며, 그 함량을 제어하는데 공정상 비용이 지나치게 소요된다. 그 함량이 0.5%를 초과하면 열간압연 시 강판표면에 Si에 의한 붉은색 스케일이 형성되어 강판 표면 품질이 매우 나빠질 뿐만 아니라 표면 경도와 용접성이 저하되는 문제점이 있다.
- [0075] 따라서, 실리콘(Si)의 함량은 0.001~0.5%일 수 있으며, 보다 바람직하게는 0.001~0.1%일 수 있다.
- [0077] 망간(Mn): 0.4~1.6%
- [0078] 망간(Mn)은 Si과 마찬가지로 강을 고용 강화시키는데 효과적인 원소로, 강의 경화능을 증가시켜 열처리 후 냉각 중 마르텐사이트와 베이나이트의 형성을 용이하게 한다. 망간(Mn)의 함량이 0.4% 미만이면 상술한 효과를 얻을 수 없으며, 경화능을 다른 원소로 보충하기에 원가 상승의 부담이 커지며, 그 함량이 1.6%를 초과하면 연주공정에서 슬라브 주조 시 두께중심부에서 편석부가 크게 발달되며, 열처리 후 냉각 시에 두께방향으로의 미세조직이 불균일하게 형성하여 펀칭 성형성이 열위하게 되고, 함량 증가에 따라 강의 취성이 지나치게 증가된다.
- [0079] 따라서, 망간(Mn)의 함량은 0.4~1.6%일 수 있으며, 보다 바람직하게는 0.5~1.6%일 수 있다.
- [0081] 알루미늄(Al): 0.01~0.1%
- [0082] 알루미늄(Al)은 주로 탈산을 위하여 첨가하는 성분으로, 알루미늄(Al)의 함량이 0.01% 미만이면 첨가 효과가 부족하게 된다. 다만, 그 함량이 0.1%를 초과하면 N와 결합하여 AlN이 형성되어, 연주주조 시 슬라브에 코너 크랙이 발생하기 쉬우며 개재물 형성에 의한 결함이 발생하기 쉬우므로, 제조공정 상 열연강판의 품질 관리에 어려움이 있다.
- [0083] 따라서, 알루미늄(Al)의 함량은 0.01~0.1%일 수 있으며, 보다 바람직하게는 0.02~0.05%일 수 있다.
- [0085] 크롬(Cr): 0.01~0.3%
- [0086] 크롬(Cr)은 강을 고용 강화시키는 데 효과적인 원소로, 냉각 시 강의 경화능을 증가시켜 페라이트는 억제하면서 마르텐사이트와 베이나이트의 형성을 돕는 역할을 한다. 다만, 크롬(Cr)의 함량이 0.01% 미만이면 상술한 효과를 얻을 수 없고, 그 함량이 0.3%를 초과하면 Mn과 유사하게 두께중심부에서의 편석부가 크게 발달하기 시작하여, 두께방향 미세조직을 불균일하게 하여 펀칭 성형성이 열위하게 된다. 또한 크롬(Cr)의 함량 증가와 함께 본 발명에서 목표로 하는 마르텐사이트의 형성보다 베이나이트 형성을 조장하게 되어 경도 확보가 어려워진다.
- [0087] 따라서, 크롬(Cr)의 함량은 0.01~0.3% 일 수 있으며, 보다 바람직하게는 0.01~0.15%일 수 있다.
- [0089] 몰리브덴(Mo): 0.001~1.0%
- [0090] 몰리브덴(Mo)은 강의 경화능을 증가시켜 마르텐사이트와 베이나이트의 형성을 용이하게 한다. 또한, 입계를 강화시켜 취성을 억제하고, 강도를 증가시키는 역할을 한다. 다만, 몰리브덴(Mo)의 함량이 0.001% 미만이면 상술한 효과를 얻을 수 없고, 그 함량이 1.0%를 초과하면 열간압연 직후 권취 중에 형성된 석출물이 열처리 중에 조대하게 성장하여 펀칭 성형성이 일부 열위하게 된다. 또한, 고함량의 경우 합금원가 측면에서 경제적으로도 불리하며, 용접성도 저하된다.
- [0091] 따라서, 몰리브덴(Mo)의 함량은 0.001~1.0%일 수 있으며, 보다 바람직하게는 0.01~0.8%일 수 있다.
- [0093] 인(P): 0.02% 이하
- [0094] 인(P)은 고용강화 효과가 높지만 입계 편석에 의한 취성이 발생하여 펀칭 성형성이 열위해진다. 인(P)의 함량이 0.02%를 초과하면 상술한 바와 같이 입계 편석에 의한 취성에 의해 파단면에 다수의 깊은 미세크랙을 형성케 한다.
- [0095] 따라서, 인(P)의 함량은 0.02% 이하일 수 있으며, 보다 바람직하게는 0.015% 이하일 수 있다.
- [0096] 한편, 인(P)은 제조공정상 불가피하게 함유되는 불순물로, 함량을 최소화할수록 유리하므로 하한에 대해서 특별히 한정하지 않는다. 다만, 제조비용 측면을 고려하여 인(P)의 하한을 0.001%로 할 수 있다.
- [0098] 황(S): 0.01% 이하
- [0099] 황(S)은 강 제조 시 존재하는 불순물로, 황(S)의 함량이 0.01%를 초과하면 Mn 등과 결합하여 비금속 개재물을 형성하며, 이에 따라 강의 전단 또는 펀칭 성형 시에 파단면에 미세한 균열이 발생하기 쉽고 내충격성을 크게



떨어뜨리는 문제점이 있다.

- [0100] 따라서, 황(S)의 함량은 0.01% 이하일 수 있으며, 보다 바람직하게는 0.008% 이하일 수 있다.
- [0101] 한편, 황(S)은 제조공정상 불가피하게 함유되는 불순물로, 함량을 최소화할수록 유리하므로 하한에 대해서 특별히 한정하지 않는다. 다만, 생산성 측면을 고려하여 황(S)의 하한을 0.001%로 할 수 있다.
- [0103] 질소(N): 0.01% 이하
- [0104] 질소(N)는 C와 함께 대표적인 고용강화 원소이며, Ti, Al 등과 함께 조대한 석출물을 형성한다. 일반적으로 N의 고용강화 효과는 C보다 우수하지만, 질소(N)의 함량이 0.01%를 초과하면 질화물을 과도하게 만들어 인성이 크게 떨어지는 문제점이 있다.
- [0105] 따라서, 질소(N)의 함량은 0.01% 이하 일 수 있으며, 보다 바람직하게는 0.008% 이하일 수 있다.
- [0106] 한편, 질소(N)는 함량을 최소화할수록 유리하므로 하한에 대해서 특별히 한정하지 않는다. 다만, 생산성 측면을 고려하여 질소(N)의 하한을 0.001%로 할 수 있다.
- [0108] 니오븀(Nb): 0.001~0.01%
- [0109] 니오븀(Nb)은 Ti 및 V와 함께 대표적인 석출강화 원소로, 열간압연 중 석출하여 재결정 지연에 의한 결정립 미세화 효과가 있다. 이로 인해, 강의 강도와 충격인성 향상되며, 펀칭 성형성이 개선될 수 있다. 니오븀(Nb)의 함량이 0.001% 미만이면 상기 효과를 얻을 수 없고, 그 함량이 0.01%를 초과하면 조대한 복합석출물로 성장하여 펀칭 성형성을 열위하게 하는 문제점이 있다.
- [0110] 따라서, 니오븀(Nb)의 함량은 0.001~0.01%일 수 있으며, 보다 바람직하게는 0.001~0.005%일 수 있다.
- [0112] 티타늄(Ti): 0.001~0.05%
- [0113] 티타늄(Ti)은 Nb 및 V와 함께 대표적인 석출강화 원소이며, N와의 강한 친화력으로 TiN을 형성한다. TiN은 열간 압연을 위한 가열과정에서 결정립이 성장하는 것을 억제시키는 효과가 있으며, 고용 N가 안정화되어 B를 경화능 향상에 활용하기 유리하도록 한다. 또한, N와 반응하고 남은 티타늄(Ti)이 강 중에 고용되어 C와 결합함으로써, TiC 석출물이 형성되어 강의 강도를 부가적으로 향상시키는데 유용하다. 다만, 티타늄(Ti)의 함량이 0.001% 미만이면 상술한 효과를 얻을 수 없고, 그 함량이 0.05%를 초과하면 조대한 TiN의 발생 및 열처리 중 석출물의 조대화로, 펀칭 성형성을 열위하게 하는 문제점이 있다.
- [0114] 따라서, 티타늄(Ti)의 함량은 0.001~0.05%일 수 있으며, 보다 바람직하게는 0.001~0.04%일 수 있다.
- [0116] 보론(B): 0.001~0.005%
- [0117] 보론(B)은 강 중 고용상태로 존재할 경우 경화능을 향상시키는 효과가 있으며, 결정립계를 안정시켜 저온역에서의 강의 취성을 개선하는 효과가 있다. 보론(B)의 함량이 0.001% 미만이면 상기 효과를 얻기 어렵고, 그 함량이 0.005%를 초과하면 열연 중 재결정 거동을 지연시키며 경화능이 크게 증가하여 성형성이 열위하게 되고, 조대한 BN 등을 형성하는 경우가 발생하여 강의 취성이 증가하게 된다.
- [0118] 따라서, 보론(B)의 함량은 0.001~0.005%일 수 있으며, 보다 바람직하게는 0.001~0.003%일 수 있다.
- [0120] 본 발명의 강관은, 상술한 조성 이외에 나머지 철(Fe) 및 불가피한 불순물을 포함할 수 있다. 불가피한 불순물은 통상의 제조공정에서 의도되지 않게 혼입될 수 있으므로, 이를 배제할 수는 없다. 이러한 불순물들은 통상의 철강제조분야의 기술자라면 누구라도 알 수 있는 것이기 때문에 그 모든 내용을 특별히 본 명세서에서 언급하지는 않는다.
- [0122] 관계식 1
- [0123] 본 발명의 강관은 상술한 합금조성을 만족하며, 하기 관계식 1에서 정의되는 T가 1.0~15를 만족할 수 있다.
- [0124] 관계식 1은 강관의 펀칭 시, 성분에 따른 취화도를 고려한 것으로, T의 값이 1.0 미만이면 취성에 대한 저항성이 우수하여, 상대적으로 높은 경도에서도 과단면 크랙 평균 깊이가 작은 우수한 펀칭 성형성을 가지지만, 강도와 표면경도가 미달되며, T의 값이 15를 초과하면 우수한 표면경도와 강도를 가지지만 과단면 크랙 평균 깊이가 깊어지는 문제점이 있다.
- [0126] [관계식 1]

- [0127]  $T = (10[C]+[Mn])/(0.7[Cr]+1.5[Mo])$
- [0128] (상기 [관계식 1]의 [C], [Mn], [Cr] 및 [Mo]는 해당 합금원소의 중량%이다.)
- [0130] 이하에서는, 본 발명강의 미세조직에 대해 자세히 설명한다.
- [0131] 본 발명에서 특별히 달리 언급하지 않는 한 미세조직의 분율을 표시하는 %는 면적을 기준으로 한다.
- [0133] 상술한 합금조성을 만족하는 본 발명의 강관의 미세조직은 템퍼드 마르텐사이트를 90% 이상 포함하고, 잔부는 잔류 오스테나이트, 베이나이트 및 페라이트 상 중 하나 이상으로 구성될 수 있으며, 특히, 템퍼드 마르텐사이트의 래스 내에 형성되는 엡실론 카바이드의 평균 크기가 0.05~0.3 $\mu$ m일 수 있다.
- [0135] 미세조직으로 템퍼드 마르텐사이트를 90% 이상, 잔부는 잔류 오스테나이트, 베이나이트 및 페라이트 상 중 하나 이상으로 구성되는 것이 바람직하다.
- [0136] 템퍼드 마르텐사이트는 강의 표층과 두께 중심부에 균일하게 형성되는 것이 바람직하다. 템퍼드 마르텐사이트는 고강도이지만 인성이 떨어지는 마르텐사이트가 템퍼링 현상을 겪으면서 미세조직의 형상은 유지하지만 일부 과포화된 탄소는 탄화물로 석출되고, 지나치게 축적된 전위밀도는 낮아져서 고강도와 인성을 동시에 확보할 수 있는 조직이다. 따라서, 우수한 펀칭 성형성과 동시에 강도 및 경도를 확보하기 위해, 주 상을 템퍼드 마르텐사이트로 한다. 템퍼드 마르텐사이트의 면적분율이 90% 미만이면 목표로 하는 경도 또는 인성을 확보하지 못하는 문제점이 있다.
- [0138] 템퍼드 마르텐사이트의 래스 내에 형성되는 엡실론 카바이드의 평균 크기가 0.05~0.3 $\mu$ m인 것이 바람직하다.
- [0139] 엡실론 카바이드는 템퍼링 효과에 의해 과포화 상태에 있던 마르텐사이트 내부의 탄소가 석출하여 마르텐사이트 래스 내에 형성되어야 한다. 엡실론 카바이드의 크기가 0.3 $\mu$ m를 초과하면 엡실론 카바이드 자체가 크랙 개시점으로 작용하거나, 전파속도를 빠르게 하여 크랙 발생 및 전파를 용이하게 함으로써 펀칭 성형성이 열위해진다. 반면, 그 크기가 0.05 $\mu$ m 미만이면, 엡실론 카바이드의 형성 여부도 계량화하기 어려울 뿐 아니라, 템퍼링 효과를 충분히 얻지 못하여 펀칭 성형성이 열위해지는 문제점이 있다.
- [0141] 이하에서는, 본 발명의 강 제조방법에 대해 자세히 설명한다.
- [0143] 본 발명의 일 측면에 따르는 강관은 상술한 합금조성을 만족하는 강 슬라브를 재가열, 열간압연 및 냉각하여 제조될 수 있다.
- [0145] 슬라브 재가열
- [0146] 상술한 합금조성을 만족하는 강 슬라브를 1200~1350 $^{\circ}$ C 범위의 온도에서 재가열할 수 있다.
- [0147] 재가열 온도가 1200 $^{\circ}$ C 미만이면 석출물이 충분히 재고용되지 않아 열간압연 이후의 공정에서 석출물의 형성이 감소하게 되며, 조대한 TiN이 잔존하게 되며, 연주 시 생성된 편석을 확산에 의해 해소하기 어렵다. 다만, 그 온도가 1350 $^{\circ}$ C를 초과하면 오스테나이트 결정립의 이상입성장에 의하여 강도가 저하 및 조직 불균일이 발생한다.
- [0149] 열간압연
- [0150] 재가열된 강 슬라브를 800~1150 $^{\circ}$ C 범위의 온도에서 열간압연할 수 있다.
- [0151] 1150 $^{\circ}$ C를 초과하는 온도에서 열간압연을 개시하면 열연강관의 온도가 높아져 결정립 크기가 조대해지고 열연강관의 표면품질이 열위해지게 된다. 열간압연을 800 $^{\circ}$ C 미만의 온도에서 종료하면 지나친 재결정 지연에 의해 연신된 결정립이 발달하여 이방성이 심해지고 성형성도 나빠지게 된다.
- [0152] 열간압연 시 압연 종료 온도는 관 온도를 나타내는 것으로, 관계식 2에서 정의되는 범위인 A~Tn를 만족할 수 있다.
- [0153] 관계식 2는 표면경도와 단면경도 차이를 제어하고, 강관의 취성을 억제하며, 고경도와 우수한 펀칭 성형성을 동시에 얻을 수 있는 하기 위한 것이다. 상기 압연 종료 온도가 관계식 2에서 제안된 온도 범위보다 높은 온도에서 압연을 종료하면 강의 미세조직이 지나치게 조대하여 펀칭 성형 시에 미세크랙이 입계로 전파하는 경향이 커지며 강관의 취성이 나빠져 펀칭 성형성이 열위해진다. 다만, 관계식 2에서 제안된 온도 범위보다 낮은 온도에서 압연을 종료하면 통상 강관의 두께 중심부보다 온도가 낮은 강관의 표면에 충분한 마르텐사이트를 형성치 못하여 표면경도와 단면경도의 차이가 커지게 된다. 이로 인해, 두께중심부는 고경도를 가짐에 따라 펀칭 성형 시

과단면에 미세크랙이 깊게 형성되고, 표면경도는 상대적으로 낮은 경도를 가지게 되어, 강관은 경도 대비 편칭 성형성이 열위해지게 된다.

- [0155] [관계식 2]
- [0156]  $A = 918 - 280[C] + 8.1[Si] - 31.4[Mn] - 19.4[Cr] + 15.9[Mo] - 195[Ti] - 6263[Nb] + 2486[B]$
- [0157]  $Tn = 715 + 251[C] - 40.8[Si] + 36.4[Mn] + 21.9[Cr] + 27.5[Mo] + 387[Ti] + 26207[Nb] + 356[B]$
- [0158] (상기 [관계식 2]의 압연 종료 온도의 단위는 °C이며, [C], [Si], [Mn], [Cr], [Mo], [Ti], [Nb] 및 [B]는 해당 합금원소의 중량% 이다.)
- [0160] 냉각 및 권취
- [0161] 상기 압연된 강관을 50~250°C 범위의 온도까지 냉각한 후 권취할 수 있다.
- [0162] 냉각 종료 온도가 50°C 미만이면 강관의 온도가 지나치게 낮아 공정상 권취에 어려움을 겪게 되고, 과도하게 단단하여 취성이 나쁜 마르텐사이트가 다량으로 생성되며 압연관의 재질이 불균일해지고 형상이 나빠지게 된다. 냉각 종료 온도가 250°C를 초과하면 고온에서 형성된 마르텐사이트의 경도가 낮아지게 되어 고경도를 얻기 힘들어지며, 탄화물이 조대해지면서 취성이 커져서 편칭 성형성이 열위하게 된다. 따라서, 50~250°C의 온도까지 냉각하는 것이 바람직하다.
- [0164] 평균 냉각속도는 관계식 3에서 정의되는 범위인 CCR-120를 만족하며, 냉각 시 냉각온도 범위 내 냉각시간은 관계식 4에서 정의되는 R이 45~65를 만족할 수 있다.
- [0165] 냉각 시 냉각속도는 관 표면의 평균 냉각속도를 나타내는 것이며, 관계식 3에서 정의되는 CCR-120를 만족하도록 한다. 냉각속도가 관계식 3의 범위보다 낮을 경우, 초기 냉각에서 마르텐사이트가 충분히 형성되지 못하여 강도 및 경도가 저하된다. 반면, 냉각속도가 관계식 3의 범위보다 높으면 마르텐사이트의 경도가 지나치게 단단하게 되어 취성이 증가하여 최종적으로 편칭 성형성이 나빠지게 된다. 이러한 냉각과정은, 오토 템퍼링을 통해 템퍼드 마르텐사이트가 형성되도록 하기 위함이다.
- [0167] [관계식 3]
- [0168]  $\text{Log}(\text{CCR}-20) = 2.4 + (0.1[C] - 0.5[Si] - 0.6[Mn] + 0.4[Cr] - 0.4[Mo] + 2[B])$
- [0169] (상기 [관계식 3]의 평균 냉각속도의 단위는 °C/s이며, [C], [Si], [Mn], [Cr], [Mo] 및 [B]는 해당 합금원소의 중량% 이다.)
- [0171] 냉각온도 범위 내 냉각 시간은 관계식 4에서 정의되는 R 값이 45~65를 만족할 수 있다. 이는 냉각 과정 중에 형성되는 마르텐사이트가 고경도와 함께 우수한 편칭 성형성을 갖게 하기 위한 것이다. 관계식 4의 R이 범위보다 낮을 경우, 템퍼드 마르텐사이트의 템퍼링 효과가 충분치 않아, 일반 마르텐사이트와 유사하게 되어 편칭 성형성이 열위하게 된다. 관계식 4의 R이 범위보다 높을 경우, 템퍼드 마르텐사이트의 래스 내에 형성되는 엡실론 카바이드가 너무 커져서 크랙 발생 및 전파를 용이하게 함으로써 편칭 성형성이 열위하게 된다.
- [0173] [관계식 4]
- [0174]  $R = \text{Exp}(-A / ((M+CT) / 2 + 273)) \times 110t^{0.5}$
- [0175]  $M = 543 - 414[C] - 15.5[Si] - 41.2[Mn] - 19.8[Cr] - 97[Al] - 25.0[Mo] + 17[Ti] - 283[Nb] - 1786[B]$
- [0176] (상기 [관계식 4]의 CT는 권취 온도(°C)이고, A는 [관계식 2]의 A이며, t는 강관이 M 온도(°C) 이후 CT온도에 다다를 때까지의 시간(s)이다. 그리고 [C], [Si], [Mn], [Cr], [Al], [Mo], [Ti], [Nb] 및 [B]는 해당 합금원소의 중량% 이다.)
- [0178] 강관을 상온까지 0.001~10°C/s로 냉각 또는 보열한다. 이 때, 강관은 공냉 또는 강제 냉각하며 냉각속도에 따른 미세조직의 변화 및 마르텐사이트의 래스 내 엡실론 카바이드의 크기 변화는 없으므로, 냉각속도를 특별히 제한할 필요는 없지만 생산성을 고려하여 0.001~10°C/s로 냉각하는 것이 바람직하다.
- [0180] 상기와 같이 제조된 본 발명의 강관은 과단면에 형성되는 미세크랙의 평균 깊이가 100µm 미만, 인장강도가 1200MPa 이상, 표면경도가 38~50HRc이면서, 강의 두께(t)의 t/4~t/2 위치에서의 평균 단면경도 값과 t/8~표면 위치에서의 평균 표면경도 값의 차이가 5HRc 미만인, 고경도를 가지면서 편칭 성형성이 우수한 특성을 구비할

수 있다.

[0182] 이하, 실시예를 통하여 본 발명을 보다 구체적으로 설명한다. 다만, 아래의 실시예는 본 발명을 예시하여 보다 상세하게 설명하기 위한 것일 뿐, 본 발명의 권리범위를 제한하기 위한 것이 아니라는 점에 유의할 필요가 있다.

[0184] (실시예)

[0185] 표 1에 본 발명에 의거한 강 슬라브 조성 및 관계식 1을 계산한 결과를 나타내었다. 또한, 하기 표 2에는 표 1에 나타난 강종들에 대하여 압연 종료 온도(FDT), 냉각 종료 온도 및 권취온도(CT), 평균 냉각속도(CR), 관계식 2, 관계식 3 및 관계식 4를 계산한 결과를 나타내었다. 표 2에 나타내지 않은 재가열 온도는 1250℃, 압연 개시 온도는 800~1150℃ 범위 내이고, 냉각 종료 온도는 권취온도와 동일하다. 또한, 열간압연 직후 열연판의 두께는 3mm로 하였다.

표 1

[0187]

강종	합금조성(중량%)												관계식 1 T
	C	Si	Mn	Cr	Al	P	S	N	Mo	Ti	Nb	B	
A	0.230	0.100	1.300	0.020	0.030	0.010	0.003	0.005	0.020	0.020	0.002	0.0025	81.8
B	0.110	0.010	1.200	0.500	0.030	0.010	0.003	0.005	1.500	0.020	0.002	0.0025	0.9
C	0.195	0.500	2.100	0.010	0.030	0.010	0.003	0.005	0.150	0.020	0.002	0.0015	17.5
D	0.140	0.100	1.550	0.400	0.020	0.010	0.003	0.004	0.001	0.020	0.002	0.0025	10.5
E	0.160	0.500	1.950	0.150	0.030	0.010	0.003	0.005	0.070	0.020	0.002	0.0025	16.9
F	0.200	0.050	1.300	0.020	0.030	0.010	0.003	0.005	0.250	0.020	0.002	0.0020	8.5
G	0.240	0.100	0.850	0.080	0.020	0.010	0.004	0.004	0.100	0.010	0.001	0.0025	15.8
H	0.180	0.001	1.000	0.100	0.020	0.010	0.004	0.004	0.100	0.025	0.004	0.0025	12.7
I	0.240	0.001	1.500	0.100	0.020	0.010	0.004	0.004	0.150	0.025	0.004	0.0025	13.2
J	0.210	0.001	1.400	0.300	0.030	0.010	0.003	0.004	0.100	0.020	0.002	0.0020	9.7
K	0.240	0.003	1.300	0.100	0.030	0.010	0.003	0.004	0.180	0.020	0.002	0.0020	10.9
L	0.210	0.001	1.350	0.010	0.020	0.010	0.003	0.005	0.220	0.020	0.002	0.0015	10.2
M	0.160	0.100	1.250	0.100	0.020	0.005	0.002	0.005	0.700	0.025	0.002	0.0015	2.5
N	0.180	0.050	1.500	0.010	0.020	0.010	0.003	0.007	0.400	0.030	0.002	0.0025	5.4
O	0.230	0.001	1.000	0.100	0.020	0.010	0.003	0.004	0.500	0.020	0.002	0.0015	4.0
P	0.195	0.080	1.400	0.010	0.040	0.015	0.005	0.008	0.300	0.025	0.001	0.0015	7.3
Q	0.200	0.100	0.900	0.020	0.030	0.012	0.004	0.004	0.800	0.025	0.001	0.0012	2.4

[0188] [관계식 1]

[0189]  $T = (10[C]+[Mn])/(0.7[Cr]+1.5[Mo])$

[0190] (상기 [관계식 1]의 [C], [Mn], [Cr] 및 [Mo]는 해당 합금원소의 중량%이다.)

표 2

[0192]

강종	압연 조건(관계식 2)			냉각 조건(관계식 3, 관계식 4)				
	FDT (℃)	A (℃)	Tn (℃)	CT (℃)	CR (℃/s)	CCR (℃/s)	M (℃)	R
A	860	803	878	160	64	60	384	56.3
B	860	854	899	150	65	40	393	56.2
C	860	791	885	120	67	27	358	57.5
D	850	813	872	50	80	60	405	50.8
E	845	804	872	300	42	31	376	66.0
F	810	814	879	80	61	54	393	54.5
G	920	823	838	60	96	93	396	47.6
H	890	812	917	80	51	86	416	69.4
I	920	780	952	60	132	52	369	41.5
J	880	800	889	150	66	66	383	68.5

K	850	799	890	150	64	61	377	42.9
L	852	807	884	70	71	54	390	54.1
M	862	830	881	100	69	44	399	55.0
N	870	815	889	150	60	42	389	62.5
O	875	816	886	100	78	66	387	53.2
P	852	817	857	125	61	47	389	60.0
Q	845	839	853	150	63	53	396	58.0

[0193] [관계식 2]

[0194]  $A = 918-280[C]+8.1[Si]-31.4[Mn]-19.4[Cr]+15.9[Mo]-195[Ti]-6263[Nb]+2486[B]$

[0195]  $Tn=715+251[C]-40.8[Si]+36.4[Mn]+21.9[Cr]+27.5[Mo]+387[Ti]+26207[Nb]+356[B]$

[0196] (상기 [관계식 2]의 압연 종료 온도의 단위는 °C이며, [C], [Si], [Mn], [Cr], [Mo], [Ti], [Nb] 및 [B]는 해당 합금원소의 중량% 이다.)

[0198] [관계식 3]

[0199]  $\text{Log}(\text{CCR}-20) = 2.4+(0.1[C]-0.5[Si]-0.6[Mn]+0.4[Cr]-0.4[Mo]+2[B])$

[0200] (상기 [관계식 3]의 평균 냉각 속도의 단위는 °C/s이며, [C], [Si], [Mn], [Cr], [Mo] 및 [B]는 해당 합금원소의 중량% 이다.)

[0202] [관계식 4]

[0203]  $R = \text{Exp}(-A/((M+CT)/2+273)) \times 110t^{0.5}$

[0204]  $M = 543-414[C]-15.5[Si]-41.2[Mn]-19.8[Cr]-97[Al]-25.0[Mo]+17[Ti]-283[Nb]-1786[B]$

[0205] (상기 [관계식 4]의 CT는 권취 온도(°C)이고, A는 [관계식 2]의 A 이며, t는 강판이 M 온도(°C) 이후 CT온도에 다다를 때까지의 시간(s)이다. 그리고 [C], [Si], [Mn], [Cr], [Al], [Mo], [Ti], [Nb] 및 [B]는 해당 합금원소의 중량% 이다.)

[0207] 표 3에는 강의 기계적 성질과, 평균 단면경도와 평균 표면경도 및 펀칭 성형 시 파단면에 형성되는 크랙 평균 깊이 및 템퍼드 마르텐사이트의 래스 내에 형성되는 엡실론 카바이드의 평균 크기를 나타내었다. 여기에서, YS, TS 및 EI은 0.2% off-set 항복강도, 인장강도 및 파괴 연신율을 의미하며, JIS5호 규격 시험편을 압연방향에 평행한 방향으로 시편 채취하여 시험한 결과이다. 표 3의 경도시험 결과의 평균 단면경도는 t/4~t/2 위치에서의 5회 측정 후 평균 경도 값이고, 평균 표면경도는 t/8~표면 위치에서의 5회 측정 후 평균 경도 값이며, 로크웰 경도시험으로 하였다. 파단면 평균 크랙 깊이는 일반적인 구멍확장성 평가를 시행하는 펀칭 장비에서 Clearance 5%의 조건으로 펀칭한 후, 구멍 내 파단면을 단면으로 가공하고, 파단면으로부터 발생한 미세크랙을 확인하여 깊이를 측정하였다. 강 중 형성된 미세조직에서 평균 엡실론 카바이드 크기는 탄소 레플리카법으로 추출한 시편을 투과전자현미경에서 관찰한 결과이다.

표 3

[0209]

강종	기계적 물성						미세조직			구분
	YS (MPa)	TS (MPa)	T-EI (%)	평균 단면경도 (HRc)	평균 표면경도 (HRc)	경도 차이	파단면 크랙 평균 깊이 (μm)	평균 엡실론 카바이드 크기 (μm)	표층부 템퍼드 마르텐사이트 분율 (%)	
A	1251	1277	9.7	40.1	38.2	1.9	324	0.20	94	비교강1
B	920	1125	10.6	33.5	32.8	0.7	35	0.22	96	비교강2
C	1301	1590	7.5	48.1	47.2	0.9	186	0.22	96	비교강3
D	953	1163	13	34.2	33.3	0.9	55	0.15	95	비교강4
E	1012	1355	10.2	38.6	36.5	2.1	135	0.32	93	비교강5
F	1190	1410	12.2	43.2	35.1	8.1	116	0.20	83	비교강6
G	1180	1535	11.5	44.6	42.3	2.3	215	0.13	93	비교강7
H	989	1223	14	39.8	36.2	3.6	132	0.36	92	비교강8

I	1380	1613	8.2	49.7	48.5	1.2	286	-	96	비교강9
J	1010	1460	11.6	42	40.8	1.2	131	0.34	95	비교강10
K	1120	1560	10.1	46.4	41.9	4.5	142	-	92	비교강11
L	1250	1548	9.6	46.2	44.8	1.4	88	0.25	95	발명강1
M	1120	1410	10.2	42.2	40.5	1.7	50	0.21	94	발명강2
N	1210	1511	11	44.5	42.5	2.0	32	0.21	94	발명강3
O	1280	1590	9.1	45.5	46.5	-1.0	77	0.16	99	발명강4
P	1190	1420	10.5	46.6	44.2	2.4	78	0.21	93	발명강5
Q	1230	1545	9.5	47.7	46.2	1.5	45	0.26	95	발명강6

- [0210] \* 평균 엡실론 카바이드 크기 중, '-' 표시는 크기가 작아 정량화에 어려움
- [0212] 상기 표 3에 나타난 바와 같이, 발명강 1 내지 6은 본 발명에서 제안한 합금조성, 제조조건 및 관계식 1 내지 4를 모두 만족하여 목표로 하는 물성을 확보하였다.
- [0213] 도 1은 발명강과 비교강의 편칭성형 시 파단면 미세크랙 평균깊이와 평균 표면경도 관계도를 나타낸 것이며, 1에서 점선으로 표시한 영역이 본 발명강 범위에 해당한다. 본 발명강의 경우 파단면에 형성되는 미세크랙의 평균 깊이가 100 $\mu$ m 미만이고, 표면경도가 38~50HRC를 동시에 만족함을 알 수 있다.
- [0215] 비교강1 내지 비교강 3은 관계식 1을 초과하거나 미달한 경우로, 비교강 1은 합금성분 각각은 모두 범위 내에 있지만, 관계식 1이 초과하여 평균 표면경도가 범위 내에서 낮은 편임에도, 파단면 크랙 평균 깊이가 매우 깊었다. 비교강 2는 관계식 1이 미달되는 경우로, 고가의 Mo, Cr을 범위 이상으로 첨가하여 합금원가가 지나치게 높고, 저가인 C, Mn이 상대적으로 적게 들어있어 파단면 크랙 평균 깊이가 작은 우수한 편칭 성형성을 가지지만, 강도와 평균 표면경도가 미달되었다. 비교강 3의 경우, 관계식 1을 초과하면서, Mn이 지나치게 많이 첨가되어 우수한 평균 표면경도와 강도를 보임에도 파단면 크랙 평균 깊이가 깊어 편칭 성형성이 열위하였다.
- [0216] 비교강 4는 관계식 1은 만족하지만, C이 지나치게 적고, Cr이 요구범위보다 많이 첨가되어 편칭 성형성은 우수하지만, 평균 표면경도가 낮았다. 이와 같이 성분 범위와 관계식 1을 동시에 만족하여야 고경도와 편칭 성형성을 동시에 확보할 수 있는 것을 알 수 있다.
- [0217] 비교강 5는 Mn이 범위보다 높게 첨가되고, 관계식 1이 초과하여 강도 및 경도가 높을 수 있으나, 권취온도 CT가 범위보다 높고, 관계식 4의 R이 높아서 래스 안의 엡실론 카바이드가 필요이상으로 조대해져, 최종적으로는 평균 표면경도는 미달되는데도, 파단면에 형성되는 크랙의 평균 깊이는 초과하여, 경도와 편칭 성형성 두 가지 물성 모두가 열위해졌다.
- [0218] 비교강 6은 압연 종료온도 FDT가 관계식 2의 범위에 미달한 경우이다. FDT가 지나치게 낮아 관계식 2의 A 온도보다 낮았으며, 이로 인해 표면부에는 페라이트 및 베이나이트가 다량으로 형성되어 본 발명에서 목표로 하는 경도 값을 확보하지 못하였다. 또한, 평균 표면경도와 평균 단면경도의 차이가 크게 벌어지게 되어, 높은 평균 단면경도와 평균 표면경도와의 경도차에 기인한 깊은 파단면 크랙 깊이로 편칭 성형성이 열위해졌다.
- [0219] 비교강 7은 압연 종료온도 FDT가 관계식 2의 범위에 초과한 경우이다. 압연 종료온도 FDT가 관계식 2의 Tn 온도보다 훨씬 높았으며, 고온 압연에 의해 강판의 취성이 열위해짐에 따라 파단면 크랙 깊이가 깊어져 편칭 성형성이 열위해졌다.
- [0220] 비교강 8과 비교강 9는 판의 평균 냉각속도가 관계식 3의 범위에 미달하거나 초과하는 경우이다. 비교강 8의 경우, 성분 범위 및 관계식 1의 범위를 모두 만족하지만, 냉각과정에 있어 관계식 3의 범위보다 지나치게 느린 냉각속도로 인해 충분히 강한 마르텐사이트 초기조직을 만들지 못해 평균 표면경도가 미달하면서도 파단면 크랙 평균 깊이가 깊은 경우이다. 또한, 관계식 4의 R도 범위를 초과하면서 엡실론 카바이드가 지나치게 커져 파단면 평균 크랙 깊이를 깊게 만든 것을 확인할 수 있다. 비교강 9의 경우, 성분 범위 및 관계식 1을 만족하지만, 냉각과정에 있어 관계식 3의 범위보다 지나치게 빠른 냉각속도로 인해 취성이 열위한 초기 마르텐사이트를 만들고, 이후 관계식 4의 R도 범위에 미달하면서, 편칭 성형성을 우수하도록 만드는 수단을 모두 잃어버리고, 높은 평균 표면경도 및 강도만 가지며, 파단면 크랙 평균 깊이는 매우 커졌다.
- [0221] 비교강 10과 비교강 11은 냉각 과정에 있어서 관계식 3의 평균 냉각속도 범위는 만족하지만, 관계식 4의 R의 범위를 초과하거나 미달하는 경우이다. 비교강 10은 평균 냉각속도가 관계식 3을 만족하여 강도 및 경도가 모두 범위 내로 만족하지만, 관계식 4의 R 범위를 초과하여, 미세조직 내 엡실론 카바이드의 평균 크기가 주어진 범

위를 초과하면서 파단면 크랙 평균 깊이도 깊어져, 펀칭 성형성이 열위한 경우이다. 비교강 11은 관계식 4의 R이 지나치게 미달하여 템퍼링 효과를 얻지 못하고, 엡실론 카바이드의 형성 여부도 계량화하기 힘들게 되면서 파단면 크랙 평균 깊이가 깊어 펀칭 성형성이 열위하였다.

[0223] 이상에서 실시예를 통하여 본 발명을 상세하게 설명하였으나, 이와 다른 형태의 실시예들도 가능하다. 그러므로, 이하에 기재된 청구항들의 기술적 사상과 범위는 실시예들에 한정되지 않는다.

**도면**

**도면1**

