

(12) 특허협력조약에 의하여 공개된 국제출원

(19) 세계지식재산권기구
국제사무국

(43) 국제공개일
2024년 1월 25일 (25.01.2024)

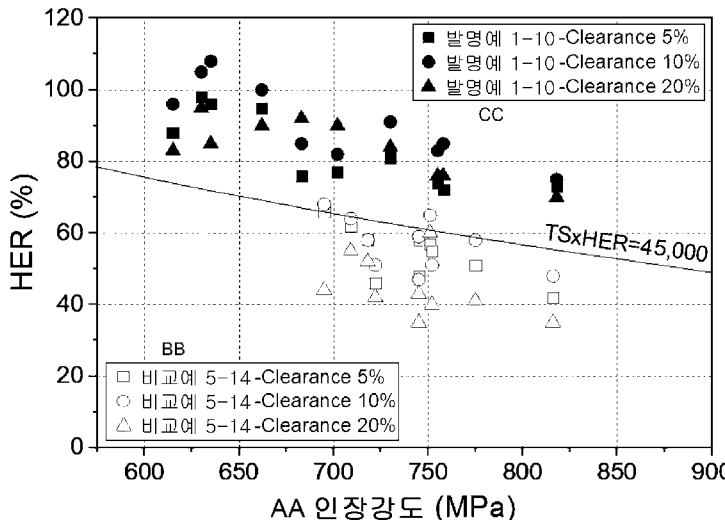


(10) 국제공개번호
WO 2024/019604 A1

- (51) 국제특허분류: C22C 38/38 (2006.01) C22C 38/28 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01) C22C 38/26 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01) C22C 38/24 (2006.01)
C22C 38/22 (2006.01) C22C 38/32 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
- (21) 국제출원번호: PCT/KR2023/095030
- (22) 국제출원일: 2023년 7월 13일 (13.07.2023)
- (25) 출원언어: 한국어
- (26) 공개언어: 한국어
- (30) 우선권정보: 10-2022-0088209 2022년 7월 18일 (18.07.2022) KR
- (71) 출원인: 주식회사 포스코 (POSCO CO., LTD) [KR/KR]; 37859 경상북도 포항시 남구 동해안로 6261, Gyeongsangbuk-do (KR).
- (72) 발명자: 김성일 (KIM, Sung-II); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26, Jeollanam-do (KR). 이일철 (YI, Il-Cheol); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26, Jeollanam-do (KR). 이제웅 (LEE, Je-Woong); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26, Jeollanam-do (KR).
- (74) 대리인: 특허법인 씨엔에스 (C&S PATENT AND LAW OFFICE); 06292 서울특별시 강남구 언주로30길 13, 대림아크로텔 7층, Seoul (KR).
- (81) 지정국 (별도의 표시가 없는 한, 가능한 모든 종류의 국내 권리의 보호를 위하여): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR,

(54) Title: HOT-ROLLED STEEL SHEET AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR

(54) 발명의 명칭: 열연강판 및 그 제조방법



AA ... Tensile strength (MPa)
 BB ... Comparative example 5-14-Clearance
 CC ... Inventive example 1-10-Clearance

(57) Abstract: A hot-rolled steel sheet and a manufacturing method therefor are provided. The hot-rolled steel sheet of the present invention comprises, in wt%, 0.03-0.08% of C, 0.01-1.0% of Si, 1.0-2.0% of Mn, 0.01-0.1% of Sol.Al, 0.005-0.5% of Cr, 0.005-0.3% of Mo, 0.001-0.05% of P, 0.001-0.01% of S, 0.001-0.01% of N, 0.005-0.12% of Ti, 0.005-0.06% of Nb, 0.005-0.2% of V, 0.0003-0.003% of B, and the balance being Fe and inevitable impurities, and satisfies relational formula 1-2.

(57) 요약서: 열연강판 및 그 제조방법이 제공된다. 본 발명의 열연강판은, 중량%로, C:0.03~0.08%, Si:0.01~1.0%, Mn:1.0~2.0%, Sol.Al:0.01~0.1%, Cr: 0.005~0.5%, Mo:0.005~0.3%, P:0.001~0.05%, S:0.001~0.01%, N:0.001~0.01%, Ti:0.005~0.12%, Nb:0.005~0.06%, V:0.005~0.2%, B:0.0003~0.003%, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, 관계식 1-2를 만족한다.

WO 2024/019604 A1

HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MU, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.

- (84) 지정국 (별도의 표시가 없는 한, 가능한 모든 종류의 역내 권리의 보호를 위하여): ARIPO (BW, CV, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SC, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), 유라시아 (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), 유럽 (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, ME, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

공개:

- 국제조사보고서와 함께 (조약 제21조(3))

명세서

발명의 명칭: 열연강판 및 그 제조방법

기술분야

- [1] 본 발명은 주로 자동차 샤시부품의 멤버류 및 로어암, 보강재, 연결재에 사용되는 고강도 열연강판의 제조에 관한 것으로, 보다 상세하게는, 인장강도가 590MPa 이상이고 HER_0 (Hole Expanding Ratio of specimen with machined hole) 이 100% 이상으로 우수하여 실제 버링성형인 HER 값이 편칭 클리어런스가 5~20%로 넓은 범위에서도 모두 인장강도 \times HER의 곱이 45,000 (MPa%) 이상을 만족하는 고강도 열연강판과 그 제조 방법에 관한 것이다.

배경기술

- [2] 종래 샤시부품용 고강도 열연강판은 성형성을 향상시키기 위해 페라이트-베이나이트의 혼합 조직을 기본 기지조직으로 하는 2상 복합조직강으로 제조하여 신장플랜지성을 향상시키거나, 페라이트상 또는 베이나이트상을 기본 기지 조직으로 하는 고강도 고버링성 강을 제조하는 기술이 제안되었다.
- [3] 특허문헌 1에서는 강을 열간압연 직후 특정한 냉각조건에 따라 페라이트 변태역에서 수초간 유지한 후, 베이나이트가 형성되도록 베이나이트 형성온도에서 권취하였다. 이에 의해, 금속 조직을 폴리고날 페라이트 및 베이나이트의 혼합조직으로 형성시킴으로서 강도 확보와 신장 플랜지성을 동시에 확보하고자 하였다. 또한 특허문헌 2에서는 C-Si-Mn 성분계를 기본으로 베이나이틱 페라이트와 그레놀러 베이나이틱페라이트를 기지조직으로 하는 고버링강을 제안하였으며, 특허문헌 3에서는 베이나이트상을 95%이상 가지며 압연방향으로 연신된 결정립을 적게 제조하여 신장플랜지성을 향상시키는 기술을 제안하였다. 그러나 특허문헌 1은 펄라이트 형성을 지연시켜 베이나이트상 형성이 유리하도록 Si을 과도하게 사용하는 기술로서, 적스케일 결합 등 표면품질이 열위하고 연질상인 페라이트 상분율이 90%이상이어서 고강도강을 제조하는데 부적합하다.
- [4] 그리고 특허문헌 2는 저온형 페라이트상인 베이나이틱 페라이트와 그레놀러 베이나이틱 페라이트를 기지조직으로 하는 기술이나, 추가적인 강도 확보를 위해 Cu를 활용해야 하므로 표면결함 및 고온취성이 발생할 수 있으며, 이를 방지할 목적으로 Ni를 첨가해야 하므로 경제적으로 불리하다.
- [5] 또한 특허문헌 3은 연신된 결정립이 적게 형성되도록 하기 위해 고온압연을 실시해야 하고, 베이나이트상을 기지조직으로 제조하기 위해 지나치게 높은 냉각속도로 냉각해야 하므로 국부적인 냉각속도 차이가 발생하기 쉬우며 압연판 형상품질이 열위해지기 쉬운 문제가 있다.
- [6] 또한 상기와 같은 고강도강들을 제조하기 위해 주로 활용하는 Si, Mn, Mo, Cr, Cu, Ni 등의 합금성분이 상기 열연강판의 강도와 신장 플랜지성을 향상시키는 데 효과적이지만, 이와 같은 물성들을 향상시키기 위해 합금성분이 많이 첨가되

면 합금성분의 편석과 미세조직의 불균일을 초래하여 신장 플랜지성이 열위하게 된다. 특히, 경화능이 높은 강은 냉각시 미세조직의 변화가 민감하게 변화하여 저온 변태조직상이 불균일하게 형성되므로 더욱 높은 신장 플랜지성을 얻기 곤란한 문제가 있다.

- [7] [선행기술문헌]
- [8] [특허문헌]
- [9] (특허문헌 1) 일본 공개특허공보 제1994-293910호
- [10] (특허문헌 2) 한국등록특허 10-1114672호
- [11] (특허문헌 3) 한국특허공개 2013-0080038호
- [12]

발명의 상세한 설명

기술적 과제

- [13] 본 발명은 인장강도가 590MPa이상이고 HER_0 이 100% 이상으로 우수하여 실제 버링성형성인 HER 값이 편칭 클리어런스가 5~20%로 넓은 범위에서도 모두 인장강도 \times HER의 곱이 45,000 (MPa%) 이상을 만족하는 열연강판 및 그 제조 방법을 제공함을 목적으로 한다.
- [14] 또한 본 발명에서 이루고자 하는 기술적 과제들은 이상에서 언급한 기술적 과제들에 한정되지 않으며, 언급하지 않은 또 다른 기술적 과제들은 아래의 기재로부터 본 발명이 속하는 기술분야에서 통상의 지식을 가진 자에게 명확하게 이해될 수 있을 것이다.

과제 해결 수단

- [15] 본 발명의 일 측면은,
- [16] 중량%로, C:0.03~0.08%, Si:0.01~1.0%, Mn:1.0~2.0%, Sol.Al:0.01~0.1%, Cr:0.005~0.5%, Mo:0.005~0.3%, P:0.001~0.05%, S:0.001~0.01%, N:0.001~0.01%, Ti:0.005~0.12%, Nb:0.005~0.06%, V:0.005~0.2%, B:0.0003~0.003%, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, 하기 관계식 1 및 관계식 2를 만족하며,
- [17] 미세조직이, 아시클라 페라이트(Acicular ferrite), 그레놀라 베이니틱 페라이트(Granular bainitic ferrite) 및 베이니틱 페라이트(Bainitic ferrite) 중 1종 이상으로 이루어진 페라이트계 저온 변태상이 주상이며, 베이나이트상과 폴리고날 페라이트상을 합계로 40% 미만, 그리고 잔여 펄라이트, 마르텐사이트, 잔류 오스테나이트 및 MA상을 합으로 3% 미만으로 포함하고, 상기 미세조직의 평균 전위밀도(Geometrical Necessary Dislocation)가 $1.0 \times 10^{14} \sim 2.5 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 을 만족하는 열연강판에 관한 것이다.
- [18] [관계식 1]
- [19] $0.2 \leq X \leq 0.6$
- [20] $X = (\text{Nb}/93 + \text{Ti}^*/48 + \text{V}/51) / (\text{C}/12 + \text{N}/14)$
- [21] $\text{Ti}^* = \text{Ti} - 3.42\text{N} - 1.5\text{S}$

- [22] 상기 관계식 1에서 Nb, Ti, C, N, S는 해당 합금원소의 중량%이며, 미 첨가된 경우에는 0을 대입한다.
- [23] [관계식 2]
- [24] $1.5 \leq T \leq 3.5$
- [25] $T = [\text{Mn}] + 2.8[\text{Mo}] + 1.5[\text{Cr}] + 500[\text{B}]$
- [26] 상기 관계식 2에서 Mn, Mo, Cr, B는 해당 합금원소의 중량%이며, 미 첨가된 경우에는 0을 대입한다.
- [27] 상기 열연강판은 인장강도가 590MPa이상이고, HER 값이 편칭 클리어런스가 5~20% 범위에서 인장강도×HER의 곱이 45,000 MPa% 이상을 만족할 수 있다.
- [28]
- [29] 또한 본 발명의 다른 측면은,
- [30] 중량%로, C:0.03~0.08%, Si:0.01~1.0%, Mn:1.0~2.0%, Sol.Al:0.01~0.1%, Cr:0.005~0.5%, Mo:0.005~0.3%, P:0.001~0.05%, S:0.001~0.01%, N:0.001~0.01%, Ti:0.005~0.12%, Nb:0.005~0.06%, V:0.005~0.2%, B:0.0003~0.003%, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, 하기 관계식 1 및 관계식 2를 만족하는 강 슬라브를 1150~1350°C로 재가열하는 단계;
- [31] 상기 재가열된 강 슬라브를 850~1150°C의 범위의 온도에서 열간압연하는 단계;
- [32] 상기 열간압연된 강판을 400~500°C의 범위의 온도까지 평균 냉각속도 50~100°C/sec로 1차 냉각하는 단계;
- [33] 상기 1차 냉각된 강판을 0.5~3초 동안 유지함으로써 강판을 450~550°C의 범위의 온도로 복열시키는 단계;
- [34] 상기 복열된 강판을 400~500°C의 범위의 온도까지 평균 냉각속도 1~30°C/sec로 2차 냉각한 후, 권취하는 단계; 및
- [35] 상기 권취된 코일을 상온~200°C의 범위의 온도까지 평균 냉각속도 0.1~25°C/hour로 냉각하는 단계를 포함하고,
- [36] 상기 1차 냉각 공정 및 상기 2차 냉각 공정 중 하나 이상의 공정에서, 강판의 전체 폭(W)에 대하여 양 에지부(W×60%) 온도(T_E)는 450~550°C로, 폭 중앙부(W×40%)의 온도(T_C)는 400~500°C가 되도록 냉각종료함으로써, 상기 권취단계에서의 권취 후 코일의 평균 온도(T_A)가 400~500°C 범위로 유지할 수 있는, 열연강판 제조방법에 관한 것이다.
- [37] [관계식 1]
- [38] $0.2 \leq X \leq 0.6$
- [39] $X = (\text{Nb}/93 + \text{Ti}^*/48 + \text{V}/51) / (\text{C}/12 + \text{N}/14)$
- [40] $\text{Ti}^* = \text{Ti} - 3.42\text{N} - 1.5\text{S}$
- [41] 상기 관계식 1에서 Nb, Ti, C, N, S는 해당 합금원소의 중량%이며, 미 첨가된 경우에는 0을 대입한다.
- [42] [관계식 2]

[43] $1.5 \leq T \leq 3.5$

[44] $T = [\text{Mn}] + 2.8[\text{Mo}] + 1.5[\text{Cr}] + 500[\text{B}]$

[45] 상기 관계식 2에서 Mn, Mo, Cr, B는 해당 합금원소의 중량%이며, 미 첨가된 경우에는 0을 대입한다.

발명의 효과

[46] 상술한 바와 같은 구성의 본 발명은, 강 미세조직과 평균 전위밀도를 제어함으로써 인장강도가 590MPa이상이고 HER_0 이 100% 이상으로 우수하여 실제 버링 성형성인 HER 값이 펀칭 클리어런스가 5~20%로 넓은 범위에서도 모두 인장강도 \times HER의 곱이 45,000MPa% 이상을 만족하는 고강도 강판을 효과적으로 제공할 수 있다.

도면의 간단한 설명

[47] 도 1은 본 발명의 실시예에서 발명에 1-10과 비교예 5-14의 펀칭 클리어런스에 따른 HER 관계를 나타내는 그래프이다.

발명의 실시를 위한 최선의 형태

[48] 이하, 본 발명을 설명한다.

[49] 본 발명의 발명자들은 상술한 종래 기술의 문제점을 해결하기 위하여 다양한 성분 및 미세조직이 서로 다른 강들에 대해, 성분, 제조공정 및 미세조직의 특징에 따른 국부 성형성(local formability)과 버링성(HER, Hole Expanding ratio)의 변화를 조사하였다. 그 결과, 각 구성상의 세부적인 특징이 국부 성형성과 버링성에 상관성이 있음을 확인하였으며, 그로부터 하기 관계식 1 및 관계식 2를 도출하였다. 그리고 도출된 관계식들을 기초로 하여, 강의 미세조직이 페라이트계 저온 변태상이 주상(主相)이고, 베이나이트상과 폴리고날 페라이트상을 합으로 40% 미만, 상기 폴리고날페라이트를 10% 이상, 잔여 펄라이트, 마르텐사이트 및 MA상을 합으로 3% 미만으로 포함하며, 평균 전위밀도(Geometrical Necessary Dislocation) 값이 $1.0 \times 10^{14} \sim 2.5 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 의 범위를 만족할 때, 인장강도가 590MPa 이상이고 HER_0 이 100% 이상으로 우수하여 실제 버링성형성인 HER 값이 펀칭 클리어런스가 5~20%로 넓은 범위에서도 모두 인장강도 \times HER의 곱이 45,000MPa% 이상을 만족하는 것을 확인하고 본 발명을 제시하는 것이다.

[50]

[51] 이하, 본 발명의 열연강판의 조성성분 및 그 함량 제한사유를 설명하며, 여기에서 "%"는 달리 규정하는 바가 없다면 중량%를 의미한다.

[52] C:0.03~0.08%

[53] 상기 C는 강을 강화시키는데 가장 경제적이며 효과적인 원소이고 각 구성상의 경도값에 큰 영향을 미친다. 그 첨가량이 증가하면 경화능이 증가하여 미세조직 중 베이나이트상, 마르텐사이트상 등의 경질상의 상분율이 증가하여 인장강도가 증가하게 된다. 또한 C와 친화력이 높은 Ti, Nb와 함께 미세 석출물을 형성하여 석출강화에 의해 항복강도 및 인장강도가 모두 증가하게 된다. 그러나 그 함

량이 0.03% 미만이면 충분한 강화 효과를 얻기 어렵고, 0.08%를 초과하면 베이나이트상, 마르텐사이트상을 비롯하여 각 상의 경도가 증가하여 과도한 강도 상승과 성형성이 저하되는 문제점이 있으며, 용접성도 열위하게 된다. 따라서 상기 C 함량은 0.03~0.08% 범위로 포함되는 것이 바람직하다. 본 발명에서 목표한 수준의 강도와 성형성을 안정적으로 확보하기 위해서는 0.04~0.07%로 한정함이 더 바람직하다.

[54] Si: 0.01~1.0%,

[55] 상기 Si는 용강을 탈산시키고 고용강화 효과가 있으며, 조대한 탄화물 형성을 지연시켜서 성형성을 향상시키는데 유리하다. 본 발명에서 이러한 효과를 얻기 위해서는 0.01% 이상 포함되는 것이 바람직하다. 다만 1.0%를 초과하면 열간압연시 강판표면에 Si에 의한 붉은색 스케일이 형성되어 강판표면 품질이 매우 나빠질 뿐만 아니라 연성과 용접성도 저하되는 문제점이 있으므로, 그 함량을 1.0% 이하로 제한하는 것이 바람직하다.

[56] Mn: 1.0~2.0%

[57] 상기 Mn은 Si과 마찬가지로 강을 고용 강화시키는데 효과적인 원소이며 강의 경화능을 증가시켜 열연 후 냉각 중 경질상인 베이나이트상 및 마르텐사이트상의 형성을 용이하게 한다. 하지만, 그 함량이 1.0% 미만이면 첨가에 따른 상기 효과를 얻을 수 없고, 2.0%를 초과하면 경화능이 크게 증가하여 베이나이트상, 마르텐사이트상을 비롯하여 각 상의 경도가 증가하여 과도한 강도 상승과 성형성이 저하되는 문제점이 있으며, 연주공정에서 슬라브 주조시 두께중심부에서 편석부가 크게 발달되며, 열연후 냉각시에는 두께방향으로의 미세조직을 불균일하게 형성하여 신장 플랜지성이 열위하게 된다. 특히, 열연판의 전장, 전폭에 있어서도 냉각시 미세조직을 균일하게 제조하기 곤란하게 된다. 보다 바람직하게는, 상기 Mn 함량의 상한을 1.8%로 제한하는 것이다.

[58] Sol.Al: 0.01~0.1%,

[59] 상기 Sol.Al은 주로 탈산을 위하여 첨가하는 성분이며, 그 함량이 0.01% 미만이면 그 첨가에 따른 효과가 부족하고, 0.1%를 초과하면 질소와 결합하여 AlN이 형성되어 연주 주조시 슬라브에 코너크랙이 발생하기 쉬우며 개재물 형성에 의한 결합이 발생하기 쉽다. 따라서 그 함량을 0.01~0.1%로 제한하는 것이 바람직하고, 그 첨가량의 상한을 0.06%로 한정함이 보다 바람직하다.

[60] Cr: 0.005~0.5%,

[61] 상기 Cr은 강을 고용강화시키며 냉각시 페라이트 상변태를 지연시켜 베이나이트 형성을 돕는 역할을 한다. 하지만 그 첨가량이 0.005% 미만이면 첨가에 따른 상기 효과를 얻을 수 없고, 0.5%를 초과하면 페라이트 변태를 과도하게 지연하여 마르텐사이트상 형성으로 연신율이 열위하게 된다. 또한 Mn과 유사하게 두께중심부에서의 편석부가 크게 발달되며, 두께방향 미세조직을 불균일하게 하여 신장 플랜지성이 열위하게 한다. 보다 바람직하게는, 상기 Cr 함량의 상한을 0.3%로 제한하는 것이다.

[62] Mo: 0.005~0.3%

[63] Mo는 강의 경화능을 증가시켜 베이나이트 조직 형성을 용이하게 한다. 하지만, 그 첨가량이 0.005% 미만이면 첨가에 따른 상기 효과를 얻을 수 없고, 0.3%를 초과하면 과도한 소입성 증가로 마르텐사이트 상이 형성되어 성형성이 급격히 열위해진다. 또한, 경제적으로도 불리하며 용접성에도 해롭다. 따라서 상기 Mo의 함량은 0.005~0.3%로 제한하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는, 상기 Mo 함량을 0.05 ~0.2%로 제한하는 것이다.

[64] P: 0.001~0.05%

[65] 상기 P는 Si과 마찬가지로 고용강화 및 페라이트 변태 촉진효과를 동시에 가지고 있다. 하지만 그 함량을 0.001% 미만으로 제어하기 위해서는 제조비용이 많이 소요되어 경제적으로 불리하며 강도를 얻기에도 불충분하며, 반면에 그 함량이 0.05%를 초과하면 입계편석에 의한 취성이 발생하며 성형시 미세한 균열이 발생하기 쉽고 연성과 신장 플랜지성, 내충격특성을 크게 악화시킨다. 따라서 상기 P의 함량은 0.001~0.05%로 제한하는 것이 바람직하다.

[66] S: 0.001~0.01%

[67] 상기 S는 강 중에 존재하는 불순물로써, 그 함량이 0.01%를 초과하면 Mn 등과 결합하여 비금속개재물을 형성하며 이에 따라 강의 절단가공시 미세한 균열이 발생하기 쉽고 신장 플랜지성과 내충격성을 크게 떨어뜨리는 문제점이 있다. 본 발명에서 S 함량의 하한에 대해서는 특별히 한정하지 않으나, 0.001% 미만으로 제조하기 위해서는 제강조업시 시간이 많이 소요되어 생산성이 떨어지므로 이를 고려할 때 그 함량의 하한을 0.001%로 한정할 수 있다. 따라서 본 발명에서는 S의 함량을 0.001~0.01%로 제한하는 것이 바람직하고, 그 상한을 0.005%로 한정함이 보다 바람직하다.

[68] N: 0.001~0.01%

[69] 상기 N은 C와 함께 대표적인 고용강화 원소이며 Ti, Al 등과 함께 조대한 석출물을 형성한다. 일반적으로, N의 고용강화 효과는 탄소보다 우수하지만, 강 중에 N의 양이 증가될수록 인성이 크게 떨어지는 문제점이 있다. 한편 그 함량을 0.001% 미만으로 제어하기 위해서는 제강조업시 시간이 많이 소요되어 생산성이 떨어지게 된다. 따라서 본 발명에서는 그 함량을 0.001~0.01%로 제한하는 것이 바람직하다.

[70] Ti: 0.005~0.12%

[71] 상기 Ti는 Nb, V와 함께 대표적인 석출강화 원소이며 N와의 강한 친화력으로 강 중 조대한 TiN을 형성한다. TiN은 열간압연을 위한 가열과정에서 결정립이 성장하는 것을 억제하는 효과가 있다. 또한 질소와 반응하고 남은 Ti이 강 중에 고용되어 탄소와 결합함으로써 TiC 석출물이 형성되어 강의 강도를 향상시키는 데 유용한 성분이다. 그러나 Ti의 함량이 0.005% 미만이면 상기 효과를 얻을 수 없고, Ti함량이 0.12%를 초과하면 조대한 TiN의 발생 및 석출물의 조대화로 성형시 신장 플랜지성을 열위하게 하는 문제점이 있다. 따라서 본 발명에서는 Ti 함량

을 0.005~0.12%로 제한하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는, 상기 Ti 함량을 0.045 ~ 0.11%로 제한하는 것이다.

[72] Nb: 0.005~0.06%

[73] 상기 Nb는 Ti, V와 함께 대표적인 석출강화 원소이며 열간압연 중 석출하여 재결정 지연에 의한 결정립 미세화 효과로 강의 강도와 충격인성 향상에 효과적이다. 그러나 Nb의 함량이 0.005% 미만이면 상기 효과를 얻을 수 없고, Nb함량이 0.06%를 초과하면 열간압연 중 지나친 재결정 지연으로 연신된 결정립 형성 및 조대한 복합석출물의 형성으로 신장 플랜지성을 열위하게 하는 문제점이 있다. 따라서, 본 발명에서는 Nb 함량을 0.005~0.06%로 제한하는 것이 바람직하다.

[74] V: 0.005~0.2%

[75] 상기 V는 Nb, Ti와 함께 대표적인 석출강화 원소이며 열간압연 중 거의 석출하지 않으며 권취 이후 석출물을 형성하여 강의 강도를 향상시키는 역할을 한다. 따라서 열간압연 중 재결정 지연에 의한 변형저항 및 압연부하의 증가 없이 추가적인 강도의 향상에 효과적이다. 본 발명에서 이러한 효과를 얻기 위해서는 V의 함량이 0.005% 이상 포함되는 것이 바람직하다. 다만 그 함량이 과다할 경우 조대한 석출물의 형성으로 신장 플랜지성을 열위하게 하는 문제점이 있으며 경제적으로도 불리하다. 따라서 본 발명에서는 그 상한을 0.2%로 한정하는 것이 바람직하고 0.15%로 한정함이 보다 바람직하다.

[76] B: 0.0003~0.003%

[77] 상기 B는 강 중 고용상태로 존재할 경우 주로 결정립계에 편석되며 결정립계를 안정화시켜 강의 취성을 개선하는 효과가 있으며 고용 N을 안정화시켜 조대한 AlN 질화물의 형성을 억제하는 역할을 한다. 또한 페라이트 상변태를 지연시켜 경질상인 베이나이트와 마르텐사이트상의 형성에 효과적이다. 본 발명에서는 B 함량이 0.0003% 이상 포함되어야 상기의 효과가 있으며 그 함량이 0.003%를 초과하면 그 효과가 더 이상 증가하지 않으며 연성이 감소하여 성형성이 열위하게 되는 문제점이 있다. 따라서, 본 발명에서는 그 상한을 0.003%로 한정하는 것이 바람직하고 0.002%로 한정함이 보다 바람직하다.

[78] 상기 조성 이외에 나머지는 Fe이다. 다만, 통상의 제조과정에서는 원료 또는 주의 환경으로부터 의도되지 않는 불가피한 불순물들이 혼입될 수 있으므로 이를 배제할 수는 없다. 이들 불순물들은 본 기술분야에서 통상의 지식을 가진 자라면 누구라도 알 수 있는 것이기 때문에 그 모든 내용을 본 명세서에서 특별히 언급하지는 않는다. 한편, 상기 조성 이외에 유효한 성분의 첨가가 배제되는 것은 아니다.

[79] 관계식 1

[80] 한편, 본 발명에서는 상술한 바와 같은 성분 범위를 갖는 강재에 있어서, C, N, S, Nb, Ti 및 V의 함량으로 구성된 하기 관계식 1의 값을 0.2 이상에서 0.6이하로 제어하는 것이 바람직하고, 0.3 이상에서 0.5 이하로 제어하는 것이 보다 바람직하다.

[81] 하기 관계식 1의 X 값이 0.6을 초과하면, 석출물의 형성이 증가하여 강도는 다소 증가하나 열간압연 중 재결정 지연으로 인해 압연방향으로 연신된 미세조직이 형성되기 쉬워져 압연의 수직방향으로의 연신율이 감소한다. 또한 열간압연된 강판의 냉각 시 미변태상내 고용 C와 고용 N 원자가 부족해져 경질상이 안정적으로 형성되기 어렵고 결정립계가 취약해져 전단면 품질이 열위하게 된다. 반면에 X값이 0.2 미만이면 재가열 중 결정립 성장이 용이하고 열연 중 재결정이 불균일해져 국부적으로 조대한 결정립이 형성되며 고용 C와 고용 N이 필요이상으로 과도해져 경질상의 경도값은 높아지는 경향을 나타내어 결국 신장 플렌지성이 열위해질 우려가 있다.

[82] [관계식 1]

[83] $0.2 \leq X \leq 0.6$

[84] $X = (Nb/93 + Ti^*/48 + V/51) / (C/12 + N/14)$

[85] $Ti^* = Ti - 3.42N - 1.5S$

[86] 상기 관계식 1에서 Nb, Ti, C, N, S는 해당 합금원소의 중량%이며, 미 첨가된 경우에는 0을 대입한다.

[87]

[88] 관계식 2

[89] 또한 본 발명에서는 상술한 바와 같은 성분 범위를 갖는 강재에 있어서, Mn, Mo, Cr 및 B으로 구성된 하기 관계식 2의 값을 1.5 이상에서 3.5 이하로 제어하는 것이 바람직하다. 하기 관계식 2는 본 발명의 강 미세조직 중 경질상인 베이나이트, 마르텐사이트 및 MA상의 형성을 적정 수준으로 유지할 수 있는 합금원소의 조합을 인자화한 것으로서, 하기 관계식 2의 "T"값이 클수록 경질상인 베이나이트, 마르텐사이트 및 MA상의 형성이 증가하며 각각의 경질상의 경도값도 증가한다. 따라서 이 값이 클수록 강도 확보에 유리하나 과도하면 강의 연성이 감소하고 연질상과 경질상간 경도차이가 증가하여 신장 플렌지성이 열위해지고 열연강판의 전장, 전폭에 있어서도 재질편차가 증가하게 되는 문제가 있다.

[90] [관계식 2]

[91] $1.5 \leq T \leq 3.5$

[92] $T = [Mn] + 2.8[Mo] + 1.5[Cr] + 500[B]$

[93] 상기 관계식 2에서 Mn, Mo, Cr, B는 해당 합금원소의 중량%이며, 미 첨가된 경우에는 0을 대입한다.

[94]

[95] 이하, 본 발명의 고강도 열연강판이 미세조직에 대하여 설명한다.

[96] 본 발명에서 제안한 강은, 미세조직이 페라이트계 저온 변태상이 주상(主相)이며, 베이나이트상과 폴리고날 페라이트상을 합으로 40% 미만, 잔여 펄라이트, 마르텐사이트 및 MA상을 합으로 3% 미만을 포함하며, 상기 미세조직의 평균 전위 밀도(Geometrical Necessary Dislocation) 값이 $1.0 \times 10^{14} \sim 2.5 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 의 범위를 만족한다.

- [97] 강판 미세조직이 본 발명에서 제안한 상기의 범위로 제어될 경우, 목표로 하는 강 인장강도 590MPa 이상을 확보하는 동시에 HER_0 (Hole Expanding Ratio of specimen with machined hole)이 100% 이상으로 우수하여 실제 버링성형성인 HER 값이 펀칭 클리어런스가 5~20%로 넓은 범위에서도 모두 인장강도 \times HER의 곱이 45,000MPa% 이상을 만족할 수 있다.
- [98] 하지만 상기 폴리고날 페라이트상, 베이나이트상 및 페라이트계 저온 변태상으로 구성된 미세조직 중 전위밀도가 높은 베이나이트의 상분율이 증가하여 폴리고날 페라이트상과의 합이 40%를 초과하면 연신율이 크게 감소하고 HER_0 이 100% 이상을 만족하더라도 펀칭 클리어런스 변화에 대한 전단면 품질의 의존성이 커져 실제의 인장강도 \times HER의 곱이 45,000MPa% 이상을 만족하기 어렵다. 또한, 상기 미세조직중 폴리고날 페라이트의 상분율이 지나치게 증가하여 베이나이트상과의 합이 40%를 초과하면, 강도가 감소하여 목표로 하는 강도를 만족시키기 어렵고 펀칭 클리어런스가 클 때 버(Burr)의 발생이 심해지고 HER이 열위해져 인장강도 \times HER의 곱도 45,000MPa% 이상을 만족하기 어렵다. 보다 바람직하게는, 상기 베이나이트와 폴리고날 페라이트상 분율의 합을 10~40%로 제한하는 것이다.
- [99] 한편 본 발명에서 페라이트계 저온 변태상이란, 아시쿨라 페라이트(Acicular ferrite), 그레놀라 베이나이트 페라이트(Granular bainitic ferrite)나 베이나이트 페라이트(Bainitic ferrite)와 같은 저온 변태에 의해 생성되는 페라이트 기반의 상 및 조직을 말한다. 이들 페라이트계 저온 변태상은 결정립의 형상이 등축정이 아니며 결정립계가 불규칙적이고 전위 밀도가 높은 점에서 폴리고날 페라이트(Polygonal ferrite)와 구별되며, 내부 또는 경계에 철탄화물이 석출되어 있지 않는 점에서 베이나이트와 구별된다. 또한 상기의 저온 변태상은 2종 이상의 상 및 조직을 포함할 수도 있다.
- [100] 본 발명은 강의 미세조직 중 페라이트상, 베이나이트상 및 페라이트계 저온 변태상 각각의 면적율에 대해서는 특별히 한정하지 않는다. 다만 폴리고날 페라이트는 강의 연성 및 미세 석출물 형성에 도움이 되는 점에서, 그 면적율을 10% 이상으로 한정함이 바람직하다.
- [101] 또한 베이나이트는 페라이트계 저온 변태상에 비해 더 경질한 상이므로 베이나이트상의 증가는 연성의 감소를 가져오므로, 이를 고려할 때 상기 베이나이트상의 면적율은 20% 이하로 한정함이 바람직하다.
- [102] 또한 본 발명의 강은 상술한 조직 이외에, 잔여 조직으로, 펄라이트, 마르텐사이트, 잔류 오스테나이트 및 MA(Martensite and Austenite)를 3 면적% 미만으로 포함할 수도 있다. 상기 상들은 단독 및 그 합으로 3면적% 이상 포함하면, 강의 신장 플렌지성이 크게 열위하게 되어 본 발명에서 제안한 인장강도 \times HER의 곱이 45,000MPa% 이상을 만족하기 어려울 수 있다.
- [103] 그리고 본 발명에서 강 중에 형성된 폴리고날 페라이트상, 베이나이트상, 페라이트계 저온 변태상, 마르텐사이트상 및 잔류 오스테나이트상 등의 구분 및 면

적분율은 후방산란전자회절 (Electron Back Scattered Diffraction, EBSD, (JEOL JSM-7001F))를 이용하여 측정하였으며, 1000~3000 배율로 분석한 결과로부터 면적분율을 측정할 수 있다.

[104] 한편 상술한 페라이트 저온 변태상들은 폴리고날 페라이트 대비 높은 경도 값을 나타낸다. 또한 상기 베이나이트상은 미세한 철탄화물을 포함하고 있는 상으로 페라이트계 저온 변태 생성상에 비해 더 높은 경도값을 갖는 경질상이다. 이와 같은 상들이 연질의 폴리고날 페라이트상과 혼재되어 형성되면, 강은 높은 강도와 함께 안정적인 HER값을 나타내는 특징이 있다. 하지만, 여러 구성상의 경도 값을 비롯한 물리적 특징이 강을 구성하는 성분에 크게 의존하여 변화하므로 구성상의 비율만으로는 강제 본연의 HER값이 어느정도 우수한지, 펀칭 클리어런스 변동에도 안정적인 HER값을 나타내는지 명확하게 구분하기 곤란하였다.

[105] 이에 본 발명에서는 강재의 미세조직적 특징 중 미세조직의 평균전위밀도 (Geometrical Necessary Dislocation)가 강재의 강도와 HER값 밸런스에 중요한 영향인자임을 확인하였다.

[106] 즉, 본 발명에서는 미세조직의 평균 전위밀도(Geometrical Necessary Dislocation)가 $1.0 \times 10^{14} \sim 2.5 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 을 만족하는 고강도 열연강판을 제공한다. 이러한 일정한 전위밀도를 갖는 페라이트계 저온 변태상 기지조직과 베이나이트상을 일정한 수준으로 유지하는 것이 강도와 연성 및 HER을 모두 높게 유지함에 유리하다.

[107] 상기 평균 전위밀도(Geometrical Necessary Dislocation)는 아래 수학적식과 같이 EBSD로 측정된 kernel average misorientation (KAM) 데이터를 사용하여 계산할 수 있다.

[108]

$$GND(m^{-2}) = \frac{2\theta}{ub}$$

[109] 여기서, θ 는 average misorientation (KAM values),

[110] u 는 unit length (step size in the EBSD measurement),

[111] b 는 burgers vector이다.

[112] 이와 같은 계산은 편의를 위하여 상기 EBSD 측정결과를 분석하는 소프트웨어인 OIM analysis™ (EDAX) 등을 이용할 수 있다. 한편 EBSD 측정은 열연강판의 두께 1/4 위치에서 압연방향에 평행한 단면을 기준으로 평가하였다.

[113]

[114] 다음으로, 본 발명의 고강도 열연강판 제조방법에 대하여 상세하게 설명한다.

[115] 본 발명의 열연강판 제조방법은, 상술한 조성성분과 상기 관계식 1 및 관계식 2를 만족하는 강 슬라브를 1150~1350°C로 재가열하는 단계; 상기 재가열된 강 슬라브를 850~1150°C의 범위의 온도에서 열간압연하는 단계; 상기 열간압연된 강판을 400~500°C의 범위의 온도까지 평균 냉각속도 50~100°C/sec로 1차 냉각하는

단계; 상기 1차 냉각된 강판을 0.5~3초 동안 유지함으로써 강판을 450~550°C의 범위의 온도로 복열시키는 단계; 상기 복열된 강판을 400~500°C의 범위의 온도까지 평균 냉각속도 1~30°C/sec로 2차 냉각한 후, 권취하는 단계; 및 상기 권취된 코일을 상온~200°C의 범위의 온도까지 평균 냉각속도 0.1~25°C/hour로 냉각하는 단계를 포함하고, 상기 1차 냉각 공정 및 상기 2차 냉각 공정 중 하나 이상의 공정에서, 강판의 전체 폭(W)에 대하여 양 에지부(W×60%) 온도(T_E)는 450~550°C로, 폭 중앙부(W×40%)의 온도(T_C)는 400~500°C가 되도록 냉각종료함으로써, 상기 권취단계에서의 권취 후 코일의 평균 온도 (T_A)가 400~500°C 범위로 유지할 수 있다.

[116]

[117] 먼저, 본 발명에서는 상술한 조성성분과 상기 관계식 1 및 관계식 2를 만족하는 강 슬라브를 1150~1350°C로 재가열한다. 이때 상기 재가열온도가 1150°C 미만이면 석출물이 충분히 재고용되지 않아 열간압연 이후의 공정에서 석출물의 형성이 감소하게 되고 조대한 TiN이 잔존하게 되며, 슬라브의 속열이 충분하지 않아 열간압연시 강판의 온도를 일정하게 제어하기 곤란하게 된다. 반면에 1350°C를 초과하면 오스테나이트 결정립의 이상입성장에 의하여 강도가 저하되므로, 상기 재가열온도는 1150~1350°C로 제한하는 것이 바람직하다.

[118] 이어, 본 발명에서는 상기 재가열된 강 슬라브를 850~1150°C의 범위의 온도에서 열간압연한다.

[119] 상기 열간압연은 850~1150°C의 범위의 온도에서 실시하며, 1150°C보다 높은 온도에서 열간압연을 개시하면 열연강판의 온도가 높아져 결정립 크기가 조대해지고 열연강판의 표면품질이 열위해지게 된다. 반면 상기 열간압연을 850°C보다 낮은 온도에서 종료하면 지나친 재결정 지연에 의해 연신된 결정립의 발달하여 이방성이 심해지고 성형성도 나빠지게 된다.

[120] 그리고 본 발명에서는 상기 열간압연된 강판을 400~500°C의 범위의 온도까지 평균 냉각속도 50~100°C/s로 1차 냉각한다.

[121] 후술하는 바와 같이, 본 발명에서는 1차 냉각 종료 후 짧은 시간동안의 냉각 휴지를 거치고 2차 냉각 후 권취하게 된다. 따라서, 1차 냉각시 지나치게 냉각종료 온도가 낮을 경우 후속과정에서 필요 이상의 경질상이 형성될 수 있다. 특히, 400°C 미만으로 냉각하면 미세조직 중 폴리고날 페라이트 상이 형성되지 않거나 그 면적분율이 10% 미만으로 형성되어 강의 연신율이 크게 부족하게 된다. 반면 500°C를 초과하여 냉각하면, 미세 석출물이 과도하게 형성되어 항복강도가 증가하고 경질상 형성에 필요한 고용 C와 고용 N이 감소하여 베이나이트상의 면적분율이 감소하며 목표한 강도를 확보하기 어렵게 된다. 따라서 400~500°C의 온도까지 1차 냉각하는 것이 바람직하다.

[122] 또한 1차 냉각 시 평균 냉각속도를 50~100°C/s로 하는 것이 바람직하다. 만일 상기 냉각속도가 50°C/sec 미만이면, 폴리고날 페라이트 상분율이 지나치게 많이 형성될 수 있어서 강도 확보에 불리하고, 상기 냉각속도가 100°C/sec 초과하면 1

차 냉각종료온도가 낮은 영역에서 폴리고날 페라이트 상분율이 크게 감소하여 연신율이 부족하게 될 수 있다.

[123] 다음으로, 본 발명에서는 상기 1차 냉각된 강판을 0.5~3초 동안 유지함으로써 강판을 450~550°C의 범위의 온도로 복열시킨다.

[124] 즉, 상기 1차 냉각된 강판을 0.5~3초 동안 냉각을 중단하고, 강판의 온도가 내부 잠열 및 변태발열에 의해 450~550°C의 범위의 온도를 만족하도록 한다. 이때 냉각 중단 시간을 0.5초 미만으로 하면 복열의 효과가 없고 3초를 초과하면 미세조직 중 폴리고날 페라이트상 분율은 크게 증가하고 경질상인 베이나이트와 베이니틱 페라이트상이 감소하게 된다.

[125] 또한 강판의 온도가 600°C에 근접하여 온도가 높은 영역의 두께 중심부에는 펄라이트 조직 및 조대한 탄화물이 형성될 수 있어 신장 플렌지성이 열위하게 된다. 반대로, 강판의 온도가 낮아 400°C에 근접한 영역에서는 과도한 냉각이 이루어져서 연신율이 부족하게 된다.

[126]

[127] 이어, 본 발명에서는 상기 복열된 강판을 400~500°C의 범위의 온도까지 평균 냉각속도 1~30°C/sec로 2차 냉각한 후, 권취한다.

[128] 2차 냉각 시 종료온도는 400~500°C의 범위인 것이 바람직하고, 430~480°C인 것이 보다 바람직하다. 만약, 2차 냉각종료 온도가 지나치게 높으면 베이나이트가 충분히 형성되지 않아 강도 확보가 어려울 수 있으며, 반면, 지나치게 낮으면 베이나이트상, 마르텐사이트상 및 MA상이 필요 이상으로 다량 형성되어 강의 연성과 신장 플렌지성이 모두 열위하게 될 수 있다.

[129] 또한 2차 냉각시 평균 냉각속도는 1~30°C/s로 하는 것이 바람직하다. 만일 냉각속도가 지나치게 높을 경우, MA상이 형성되기 쉽고 과도한 베이나이트상이 형성되어 연신율이 감소하게 된다. 냉각속도의 하한에 대해서는 특별히 한정하지 아니하나, 냉각속도를 1°C/s 미만으로 느리게 제어하기 위해서는 별도의 냉각 및 보열설비 등이 필요하여 경제적으로 불리할 수 있으므로 이를 고려하여 하한을 1°C/s로 한정할 수는 있다.

[130] 한편 본 발명에서는 상기 1차 냉각 공정 및 상기 2차 냉각 공정 중 하나 이상의 공정에서, 강판의 전체 폭(W)에 대해 양쪽 에지부(W×60%) 온도(T_E)는 450~550°C로, 폭 중앙부(W×40%)의 온도(T_C)는 400~500°C로 냉각 종료되도록 제조하며, 권취후 코일의 평균 온도(T_A)가 400~500°C가 되도록 제어한다. 여기에서, 양쪽 에지부(W×60%)는 강판의 폭 방향으로 강판의 전체 폭(W)에 대해 일측 에지부의 폭 W×30%와 타측 에지부의 W×30%을 합산한 값이며, 폭 중앙부(W×40%)는 상기 양 에지부의 폭 크기를 제외한 강판 중심부의 폭 크기를 나타낸다.

[131] 이때 (T_E)와 (T_C)는 전술한 1차 냉각 및/또는 2차 냉각이 종료된 직후의 강판의 위치별 온도를 의미한다. 에지부 온도인 T_E가 지나치게 낮아지면, 권취후 냉각속

도가 빠른 권취코일의 에지부에는 MA상과 마르텐사이트상이 형성되기 쉬워 연신율과 신장 플렌지성이 동시에 열위하게 된다. 반대로 폭 중앙부 온도인 T_C 가 지나치게 높아지면, 권취후 코일의 냉각속도가 매우 느린 중앙부에는 펄라이트 및 조대한 탄화물이 형성되어 전단품질 및 신장 플렌지성이 열위하게 된다. 여기에서, T_E 의 상한과 T_C 의 하한은 특별히 한정하지 아니하나, T_E 가 지나치게 높아지거나 T_C 가 지나치게 낮아지면 전술한 2차 냉각종료 온도의 기준을 만족하지 못하게 되므로 그 상한과 하한은 각각 550°C 와 400°C 로 한정할 수는 있다.

[132] 그리고 본 발명에서는 상기 2차 냉각이 종료된 강판을 권취하며, 이때 권취코일의 평균 온도(T_A)가 $400\sim 500^{\circ}\text{C}$ 가 되도록 제어할 수 있다.

[133]

[134] 이후, 본 발명에서는 상기 권취된 코일을 상온 $\sim 200^{\circ}\text{C}$ 의 범위의 온도까지 평균 냉각속도 $0.1\sim 25^{\circ}\text{C}/\text{hour}$ 로 냉각한다.

[135] 이때, 냉각속도가 $25^{\circ}\text{C}/\text{hour}$ 를 초과하면 강 중 MA상이 형성되기 쉬워 강의 신장 플렌지성이 열위해지며, 냉각속도를 $0.1^{\circ}\text{C}/\text{hour}$ 미만으로 제어하기 위해서는 별도의 가열설비 등이 필요하여 경제적으로 불리하다. 바람직하게는 $1\sim 10^{\circ}\text{C}/\text{hour}$ 로 냉각하는 것이 좋다.

[136]

[137] 또다르게는 본 발명에서는 상기 2차 냉각후 권취된 강판에 산세 및 도유하는 단계를 추가로 포함할 수 있다.

[138] 그리고 상기 산세 및 도유된 강판을 $450\sim 740^{\circ}\text{C}$ 의 온도범위로 가열한 다음, 용융 아연도금하는 단계를 더 포함할 수도 있다.

[139] 본 발명에서는 상기 용융아연도금은 마그네슘(Mg): $0.01\sim 30$ 중량%, 알루미늄(Al): $0.01\sim 50\%$ 및 잔부 Zn과 불가피한 불순물을 포함하는 도금욕을 이용할 수 있다.

발명의 실시를 위한 형태

[140] 이하, 본 발명을 실시예를 통하여 보다 상세하게 설명하나, 이러한 실시예의 기재는 본 발명의 실시를 예시하기 위한 것일 뿐 이러한 실시예의 기재에 의하여 본 발명이 제한되는 것은 아니다.

[141] (실시예)

[142] 하기 표 1과 같은 성분조성을 갖는 강 슬라브를 각각 마련하였다. 이어, 상기 마련된 각각의 강슬라브를 하기 표 2에 나타난 바와 같은 제조조건을 이용하여 열연강판을 제조하였다. 한편 하기 표 2에서, FDT는 열간 압연온도, CR1st는 1차 냉각속도, Hold Time은 1차 냉각후 냉각 중단 시간, MT는 2차 냉각개시 전 강판의 온도, CR2nd는 2차 냉각속도를 의미한다. 이러한 1차 냉각 종료 후, 강판 양 에지부 평균 온도를 T_E , 냉각 종료후 폭 중앙부의 평균 온도를 T_C , 그리고 2차 냉각종료 후 권취코일의 평균 온도를 T_A 로 각각 나타내었다. 한편 권취된 코일은 상온 $\sim 200^{\circ}\text{C}$ 의 범위의 온도까지 평균 냉각속도 $0.1\sim 25^{\circ}\text{C}/\text{hour}$ 로 냉각하였다.

[143] [표1]

시 편	C	Si	Mn	Cr	Mo	Nb	Ti	V	Al	P	S	N	B	X	T
비 교 강 1	0.04	0.02	1.55	0.2	0.1	0.03	0.12	0.0 06	0.03	0.0 09	0.0 03	0.0 04	0.0 006	0.7 08	2.4 30
비 교 강 2	0.05	0.02	1.65	0.3	0.1	0.02	0.03	0.0 05	0.04	0.0 08	0.0 02	0.0 04	0.0 006	0.1 33	2.6 80
비 교 강 3	0.05	0.1	1.8	0.5	0.2	0.0 25	0.0 65	0.0 07	0.03	0.0 09	0.0 02	0.0 04	0.0 01	0.3 17	3.6 10
비 교 강 4	0.05	0.08	1.2	0.0 05	0.0 05	0.02	0.07	0.0 07	0.04	0.01	0.0 02	0.0 04	0.0 005	0.3 29	1.4 72
발 명 강 1	0.05	0.02	1.7	0.2	0.15	0.02	0.1	0.0 07	0.03	0.0 09	0.0 02	0.0 04	0.0 006	0.4 69	2.7 20
발 명 강 2	0.0 42	0.1	1.5	0.03	0.0 06	0.02	0.1	0.0 07	0.03	0.0 09	0.0 02	0.0 04	0.0 005	0.5 52	1.8 12
발 명 강 3	0.04	0.1	1.55	0.05	0.0 06	0.06	0.03	0.0 07	0.03	0.0 11	0.0 02	0.0 04	0.0 007	0.2 93	1.9 92
발 명 강 4	0.05	0.08	1.6	0.01	0.0 06	0.0 05	0.12	0.0 06	0.04	0.01	0.0 03	0.0 04	0.0 005	0.5 15	1.8 82

발명강 5	0.07	0.3	1.9	0.01	0.006	0.03	0.1	0.06	0.03	0.01	0.003	0.004	0.005	0.524	2.182
발명강 6	0.065	0.1	1.8	0.3	0.006	0.015	0.09	0.008	0.03	0.009	0.002	0.004	0.006	0.324	2.567
발명강 7	0.05	0.07	1.7	0.2	0.2	0.02	0.1	0.006	0.03	0.012	0.003	0.004	0.006	0.458	2.860
발명강 8	0.06	0.06	1.8	0.05	0.2	0.02	0.1	0.007	0.03	0.01	0.003	0.005	0.005	0.371	2.685
발명강 9	0.04	0.07	1.5	0.007	0.006	0.015	0.065	0.007	0.03	0.011	0.003	0.004	0.007	0.352	1.877
발명강 10	0.04	0.3	1.5	0.3	0.006	0.015	0.065	0.007	0.03	0.011	0.003	0.004	0.006	0.352	2.267
발명강 11	0.07	0.3	1.8	0.1	0.2	0.02	0.1	0.007	0.03	0.009	0.003	0.004	0.007	0.336	2.860

[144] *표 1에서 각 성분 함량 단위는 중량%이며, 잔여 성분은 Fe 및 불가피한 불순물임. 또한 표 1에서, X는 관계식 1에 의해 정의되는 X값을, T는 관계식 2에 의해 정의되는 T값을 나타냄.

[145] [표2]

구분	강종	FDT	CR1st	Hold Time	MT	CR2nd	T _E	T _C	T _A
----	----	-----	-------	-----------	----	-------	----------------	----------------	----------------

비교 예1	비교 강1	885	68	0.7	465	15	490	448	470
비교 예2	비교 강2	862	65	0.7	470	18	485	432	450
비교 예3	비교 강3	865	70	0.7	443	20	465	430	442
비교 예4	비교 강4	860	69	0.7	477	22	472	443	463
비교 예5	발명 강1	873	58	0.7	560	15	485	430	460
비교 예6	발명 강1	866	75	0.7	350	14	493	425	465
비교 예7	발명 강1	866	115	0.7	435	18	477	435	451
비교 예8	발명 강1	872	20	0.7	460	18	480	452	462
비교 예9	발명 강1	880	78	4.2	472	15	491	438	460
비교 예10	발명 강1	876	86	0.7	471	22	550	530	540
비교 예11	발명 강1	855	58	0.7	483	21	420	350	380
비교 예12	발명 강1	884	60	0.7	468	55	485	430	445
비교 예13	발명 강1	890	62	0.6	475	25	390	465	420
비교 예14	발명 강1	878	60	0.7	454	22	455	540	485
발명 예1	발명 강2	873	72	0.7	452	16	460	455	460
발명 예2	발명 강3	887	75	0.6	482	22	500	460	485

발명 예3	발명 강4	892	65	0.7	469	25	470	425	454
발명 예4	발명 강5	874	62	0.7	462	25	500	458	482
발명 예5	발명 강6	891	64	0.7	450	18	475	435	456
발명 예6	발명 강7	888	60	0.7	463	19	450	432	445
발명 예7	발명 강8	885	69	0.6	450	16	466	420	448
발명 예8	발명 강9	892	82	0.7	473	19	495	453	472
발명 예9	발명 강10	892	82	0.7	454	20	505	451	477
발명 예10	발명 강11	885	72	0.7	465	22	482	426	440

[146]

[147]

상기와 같이 제조된 각각의 열연강판의 미세조직을 상세히 분석하여 하기 표 3에 나타내었다. 이때, 미세조직은 강판 압연방향 단면의 두께 1/4~1/2 위치에서 분석하였다. 그리고 강판 중 형성된 폴리코날 페라이트상(PF), 베이나이트상(B), 페라이트계 저온 변태상(BF), 마르텐사이트상(M) 및 MA상의 구분 및 면적분율의 측정에는 후방산란전자회절 (Electron Back Scattered Diffraction, EBSD, (JEOL JSM-7001F))를 이용하였으며 3000~5000 배율로 분석하였다. 또한 평균 전위밀도 (Geometrical Necessary Dislocation, GND)는 열연강판의 두께 1/4 위치에서 압연 방향에 평행한 단면을 기준으로 EBSD 측정후 OIM analysis™ (EDAX)을 이용하여 산정하였다. 한편 표 3과 같이, 본 실시예에서 열연강판의 미세조직 관찰결과, 잔류 오스테나이트는 모두 관찰되지 않았다.

[148]

[표3]

구분	강종	PF	BF	B	P	M	MA	GND(x10 ¹⁴)
비교예1	비교강1	39	54	7	0	0	0	0.8
비교예2	비교강2	16	69	8	0	5	2	2.6
비교예3	비교강3	11	69	7	0	7	6	2.6
비교예4	비교강4	33	67	0	0	0	0	0.9

비교예5	발명강1	15	78	3	4	0	0	0.95
비교예6	발명강1	6	71	18	0	3	2	2.8
비교예7	발명강1	5	85	10	0	0	0	2.6
비교예8	발명강1	34	58	8	0	0	0	0.9
비교예9	발명강1	32	60	4	5	0	0	0.9
비교예10	발명강1	29	64	3	4	0	0	0.95
비교예11	발명강1	11	63	15	0	8	3	3.3
비교예12	발명강1	14	68	14	0	0	4	2.8
비교예13	발명강1	12	62	22	0	2	2	3.1
비교예14	발명강1	31	64	0	8	0	0	0.95
발명예1	발명강2	25	68	5	0	0	2	1.5
발명예2	발명강3	21	75	4	0	0	1	1.2
발명예3	발명강4	25	72	3	0	0	0	1.3
발명예4	발명강5	20	67	13	0	0	0	2.3
발명예5	발명강6	25	72	3	0	0	0	1.6
발명예6	발명강7	23	65	12	0	0	0	1.9
발명예7	발명강8	21	68	11	0	0	0	2.2
발명예8	발명강9	29	62	9	0	0	0	1.7
발명예9	발명강10	20	73	7	0	0	0	1.8
발명예10	발명강11	17	71	12	0	0	0	2.4

[149] *표 3에서 PF는 폴리고날 페라이트상, B는 베이나이트상, BF는 페라이트계 저온 변태상, M은 마르텐사이트상, 그리고 MA상은 Martensite and Austenite 상을 말한다. 또한 GND(Geometrical Necessary Dislocation)는 평균전위밀도를 나타낸다.

[150] 한편 하기 표 4에는 상기 제조된 각각의 열연강판에 대한 기계적 성질을 평가하여 그 결과를 나타내었다.

[151] 기계적 성질은 인장시험과 편칭 클리어런스를 5%, 10%, 20%로 다르게 하여 평균한 HER결과를 각각의 강판에 대해 나타내었다. 여기에서 YS, TS, T-EI은 0.2% off-set 항복강도, 인장강도 및 파괴연신율을 의미하며, JIS5호 규격 시험편을 압연방향에 직각방향으로 시편을 채취하여 시험한 결과이다. 또한, HER의 평가는 JFST 1001-1996 규격을 기준으로 실시하였다. 하기 표 4의 HER시험의 결과는 3회 실시후 평균한 값이다.

[152] [표4]

구분	강종	YP(MPa)	TS(MPa)	EI(%)	HER(%)	HER(%) -5%	HER(%) -10%	HER(%) -20%	TSxHER (Min.)
비교예1	비교강1	595	735	18	105	62	58	45	33075
비교예2	비교강2	542	639	21	120	61	63	64	38979
비교예3	비교강3	630	832	14	85	32	42	35	26624
비교예4	비교강4	466	580	21	136	71	95	78	39440
비교예5	발명강1	695	20	108	66	68	44	695	30580
비교예6	발명강1	745	13	82	48	47	35	745	26075
비교예7	발명강1	751	11	105	57	65	60	751	42807
비교예8	발명강1	709	19	107	62	64	55	709	38995

비 교 예 9	발명 강1	722	17	86	46	51	42	722	30324
비 교 예 10	발명 강1	718	19	98	58	58	52	718	37336
비 교 예 11	발명 강1	816	10	75	42	48	35	816	28560
비 교 예 12	발명 강1	775	13	84	51	58	41	775	31775
비 교 예 13	발명 강1	745	13	86	58	59	43	745	32035
비 교 예 14	발명 강1	752	13	79	55	51	40	752	30080
발 명 예 1	발명 강2	540	635	20	125	96	108	85	53975
발 명 예 2	발명 강3	556	662	20	115	95	100	90	59580
발 명 예 3	발명 강4	561	630	22	118	98	105	95	59850
발 명 예 4	발명 강5	645	758	17	115	72	85	76	54576

발명예5	발명강6	620	702	19	128	77	82	90	54054
발명예6	발명강7	642	730	18	119	81	91	84	59130
발명예7	발명강8	654	755	18	116	74	83	76	55870
발명예8	발명강9	530	615	22	125	88	96	83	51045
발명예9	발명강10	604	683	19	115	76	85	92	51908
발명예10	발명강11	720	818	15	118	73	75	70	57260

[153]

[154] 상기 표 1-4에 나타난 바와 같이, 강 조성성분 및 제조 공정 조건이 본 발명의 범위를 충족하는 발명예 1-10은 모두 우수한 기계적 물성을 가짐을 확인할 수 있다.

[155]

[156] 이에 반하여, 비교예 1-2는 관계식 1을 만족하지 못한 경우로서, 비교예 1은 성분의 구성이 관계식 1의 제안 범위를 초과하여 석출강화 효과로 인해 항복강도와 인장강도가 높게 나타났다. 또한 강 미세조직 중 평균 전위밀도가 $0.9 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 로 본 발명의 제안 범위보다 작았으며, 폴리고날 페라이트상이 과도하게 형성되어 펀칭 클리어런스가 클때 HER값이 더욱 열위하게 나타났다.

[157] 비교예 2는 강 성분의 구성이 관계식 1의 제안 범위에 미달한 경우로, 마르텐사이트상 및 MA상이 과도하게 형성되었고, 평균 전위밀도가 $2.6 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 로 높았으며 소재강도 대비 HER값이 열위하였다.

[158] 비교예 3-4는 강 성분의 구성이 관계식 2를 만족하지 못한 경우로서, 비교예 3은 강 구성 성분이 관계식 1의 제안범위를 초과한 경우이다. 이 때에는 경화능이 높은 합금성분을 과도하게 포함하여 안정적인 강도는 확보하였으나 연신율이 부족해지고 HER값도 열위하였다. 그리고 비교예 4는 강 구성 성분이 관계식 1의

제안범위를 미달하는 경우로서, 경화능이 높은 합금성분이 부족하여 미세조직 중 베이나이트상이 형성되지 않았고 목표한 강도를 확보하지 못하였다.

[159] 한편 비교예 5-14는 강 조성성분은 본 발명범위 내이나 제조공정 조건이 본 발명의 범위를 벗어난 경우이다.

[160] 구체적으로, 비교예 5-6은 열간압연 후 1차 냉각시 종료온도가 본 발명의 제안 범위를 벗어난 경우로서, 비교예 5는 1차 냉각시 종료온도가 본 발명 범위를 초과하여 불필요한 펄라이트 조직이 형성되었으며 HER값이 열위하였다. 그리고 비교예 6은 1차 냉각시 종료온도가 본 발명 범위에 미달하여 폴리고날 페라이트상이 부족하고 페라이트계 저온 변태상은 결정립내에 불필요한 MA상이 형성되었고 일부 입계에는 마르텐사이트 조직도 형성되었으며 HER값이 열위하였다.

[161] 비교예 7-8은 1차 냉각 시 냉각속도가 본 발명의 제안 범위를 벗어난 경우이다. 구체적으로, 비교예 7은 냉각속도가 본 발명 제안 범위를 초과하여 폴리고날 페라이트상은 부족하였고, 대부분의 미세조직은 페라이트계 저온 변태상으로 구성되어 연신율이 크게 열위하였다. 그리고 비교예 8은 냉각속도가 제안 범위를 미달하여 폴리고날 페라이트 상분율이 크게 증가하였고 연신율은 양호하였으나 편칭 클리어런스가 클 때 HER이 열위하였다.

[162] 비교예 9는 1차 냉각 후 냉각 정지 시간이 필요이상으로 긴 경우이다. 강판의 미세조직 중 폴리고날 페라이트 상분율이 크게 증가였고, 더불어 불필요한 펄라이트 조직도 형성되어 편칭 클리어런스 작을 때나 클 때 모두 HER값이 열위하였다.

[163] 비교예 10-11은 2차 냉각 시 냉각종료온도가 본 발명의 제안 범위를 벗어난 경우이다. 비교예 10은 2차 냉각종료온도가 본 발명의 온도범위를 초과한 경우로서, 폴리고날 페라이트 상분율이 크게 증가하였으며, 더불어 불필요한 펄라이트 조직도 형성되어 HER값이 열위하였다. 그리고 비교예 11은 2차 냉각 직후 강판의 온도가 본 발명 범위에 미달한 경우로, 미세조직 중 마르텐사이트와 MA상이 불필요하게 형성되어 HER값이 열위하였다.

[164] 비교예 12는 2차 냉각 시 냉각속도가 본 발명의 제안 범위를 초과한 경우로서, 미세조직 중 MA상이 과도하게 형성되었고 HER값이 열위하였다.

[165] 비교예 13-14는 권취 직전 강판의 폭방향온도에 있어서 본 발명 기준을 만족하지 못한 경우이다. 구체적으로, 비교예 13은 강판의 에지부의 온도가 본 발명 기준에 미달한 경우로서, 에지부에 마르텐사이트상을 비롯한 저온 변태상이 과도하게 형성되어 강도는 높으나 연신율이 부족하고 HER도 열위하였다. 그리고 비교예 14는 강판의 중심부 온도가 본 발명 기준을 초과한 경우로서, 강판 중심부에 펄라이트 조직이 형성되었고 베이나이트 조직도 열화되어 펄라이트 조직과의 구별이 어려웠으며 HER 특성이 열위하였다.

[166] 한편 도 1은 본 발명의 실시예에서 발명에 1-10과 비교예 5-14의 편칭 클리어런스에 따른 HER 관계를 나타내는 그래프이다. 도 1에 나타난 바와 같이, 본 발명에 1-10의 경우가 비교예 5-14 대비 인장강도가 590MPa이상이고 HER₀이 100%

이상으로 우수하여 실제 버링성형성인 HER 값이 펀칭 클리어런스가 5~20%로 넓은 범위에서도 모두 인장강도 \times HER의 곱이 45,000MPa% 이상을 만족하는 것을 확인할 수 있다.

- [167] 이상에서 설명한 바와 같이, 본 발명의 상세한 설명에서는 본 발명의 바람직한 실시 예에 관하여 설명하였으나, 본 발명이 속하는 기술분야에서 통상의 지식을 가진 자라면 본 발명의 범주에서 벗어나지 않는 한도 내에서 여러 가지 변형이 가능함은 물론이다. 따라서 본 발명의 권리 범위는 설명된 실시 예에 국한되어 정해져서는 안 되며, 후술하는 청구범위뿐만 아니라, 이와 균등한 것들에 의해 정해져야 한다.

청구범위

[청구항 1] 중량%로, C:0.03~0.08%, Si:0.01~1.0%, Mn:1.0~2.0%, Sol.Al:0.01~0.1%, Cr: 0.005~0.5%, Mo:0.005~0.3%, P:0.001~0.05%, S:0.001~0.01%, N:0.001~0.01%, Ti:0.005~0.12%, Nb:0.005~0.06%, V:0.005~0.2%, B:0.0003~0.003%, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, 하기 관계식 1 및 관계식 2를 만족하며, 미세조직이, 아시쿨라 페라이트(Acicular ferrite), 그레놀라 베이니틱 페라이트(Granular bainitic ferrite) 및 베이니틱 페라이트(Bainitic ferrite) 중 1종 이상으로 이루어진 페라이트계 저온 변태상이 주상이며, 베이나이트상과 폴리고날 페라이트상을 합계로 40% 미만, 그리고 잔여 펄라이트, 마르텐사이트, 잔류 오스테나이트 및 MA상을 합으로 3% 미만으로 포함하고, 상기 미세조직의 평균 전위밀도(Geometrical Necessary Dislocation)가 $1.0 \times 10^{14} \sim 2.5 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 을 만족하는 열연강판.

[관계식 1]

$$0.2 \leq X \leq 0.6$$

$$X = (\text{Nb}/93 + \text{Ti}^*/48 + \text{V}/51) / (\text{C}/12 + \text{N}/14)$$

$$\text{Ti}^* = \text{Ti} - 3.42\text{N} - 1.5\text{S}$$

상기 관계식 1에서 Nb, Ti, C, N, S는 해당 합금원소의 중량%이며, 미 첨가된 경우에는 0을 대입한다.

[관계식 2]

$$1.5 \leq T \leq 3.5$$

$$T = [\text{Mn}] + 2.8[\text{Mo}] + 1.5[\text{Cr}] + 500[\text{B}]$$

상기 관계식 2에서 Mn, Mo, Cr, B는 해당 합금원소의 중량%이며, 미 첨가된 경우에는 0을 대입한다.

[청구항 2] 제 1항에 있어서, 상기 베이나이트상과 폴리고날 페라이트상의 면적 비율의 합이 10~40%인, 열연강판.

[청구항 3] 제 1항에 있어서, 상기 폴리고날 페라이트상의 면적 비율이 10% 이상인, 열연강판.

[청구항 4] 제 1항에 있어서, 상기 베이나이트상의 면적 비율이 20% 이하인, 열연강판.

[청구항 5] 제 1항에 있어서, 인장강도가 590MPa이상이고, HER 값이 편칭 클리어런스가 5~20% 범위에서 인장강도×HER의 곱이 45,000 MPa% 이상을 만족하는 열연강판.

[청구항 6] 중량%로, C:0.03~0.08%, Si:0.01~1.0%, Mn:1.0~2.0%, Sol.Al:0.01~0.1%, Cr: 0.005~0.5%, Mo:0.005~0.3%, P:0.001~0.05%, S:0.001~0.01%, N:0.001~0.01%, Ti:0.005~0.12%, Nb:0.005~0.06%, V:0.005~0.2%,

B:0.0003~0.003%, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, 하기 관계식 1 및 관계식 2를 만족하는 강 슬라브를 1150~1350°C로 재가열하는 단계;
 상기 재가열된 강 슬라브를 850~1150°C의 범위의 온도에서 열간압연하는 단계;
 상기 열간압연된 강판을 400~500°C의 범위의 온도까지 평균 냉각속도 50~100°C/sec로 1차 냉각하는 단계;
 상기 1차 냉각된 강판을 0.5~3초 동안 유지함으로써 강판을 450~550°C의 범위의 온도로 복열시키는 단계;
 상기 복열된 강판을 400~500°C의 범위의 온도까지 평균 냉각속도 1~30°C/sec로 2차 냉각한 후, 권취하는 단계; 및
 상기 권취된 코일을 상온~200°C의 범위의 온도까지 평균 냉각속도 0.1~25°C/hour로 냉각하는 단계를 포함하고,
 상기 1차 냉각 공정 및 상기 2차 냉각 공정 중 하나 이상의 공정에서, 강판의 전체 폭(W)에 대하여 양 에지부(W×60%) 온도(T_E)는 450~550°C로, 폭 중앙부(W×40%)의 온도(T_C)는 400~500°C가 되도록 냉각 종료함으로써, 상기 권취단계에서의 권취 후 코일의 평균 온도 (T_A)가 400~500°C 범위로 유지할 수 있는, 열연강판 제조방법.

[관계식 1]

$$0.2 \leq X \leq 0.6$$

$$X = (\text{Nb}/93 + \text{Ti}^*/48 + \text{V}/51) / (\text{C}/12 + \text{N}/14)$$

$$\text{Ti}^* = \text{Ti} - 3.42\text{N} - 1.5\text{S}$$

상기 관계식 1에서 Nb, Ti, C, N, S는 해당 합금원소의 중량%이며, 미 첨가된 경우에는 0을 대입한다.

[관계식 2]

$$1.5 \leq T \leq 3.5$$

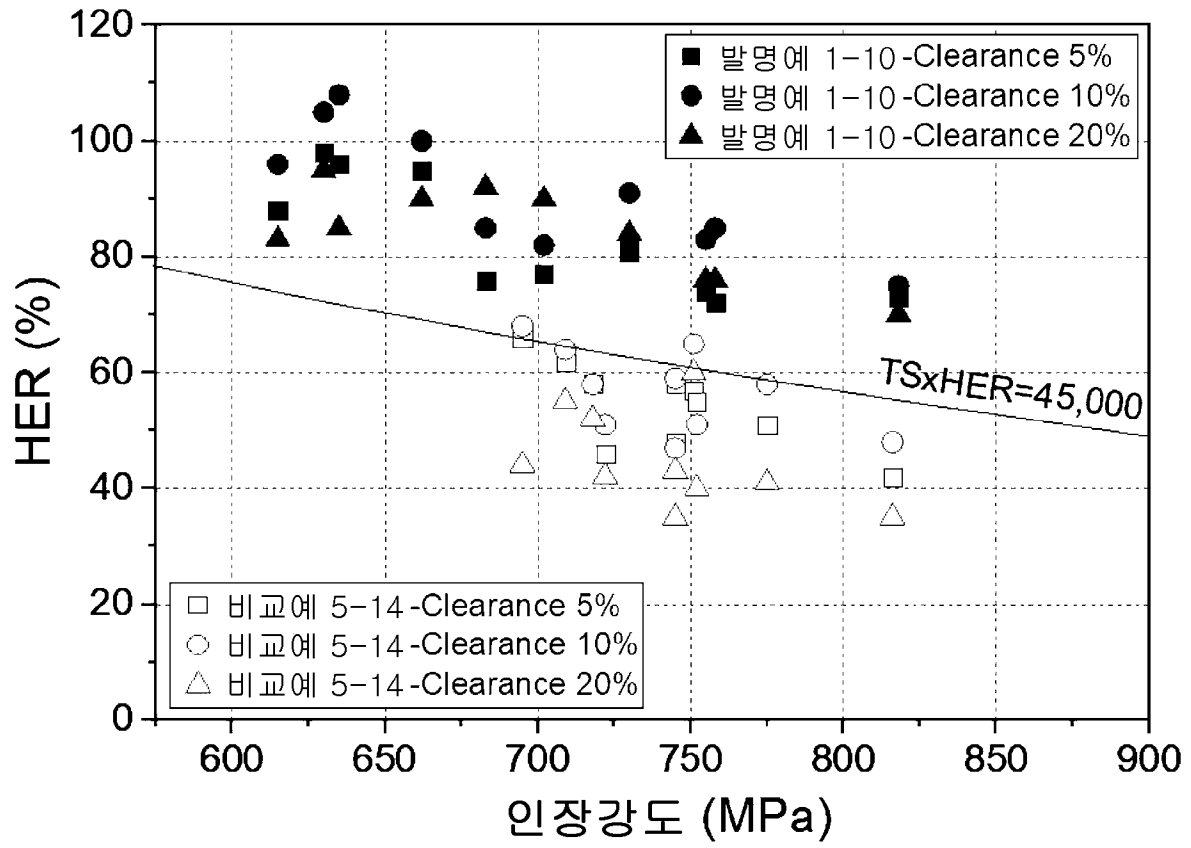
$$T = [\text{Mn}] + 2.8[\text{Mo}] + 1.5[\text{Cr}] + 500[\text{B}]$$

상기 관계식 2에서 Mn, Mo, Cr, B는 해당 합금원소의 중량%이며, 미 첨가된 경우에는 0을 대입한다.

[청구항 7] 제 6항에 있어서, 상기 2차 냉각후 권취된 강판에 산세 및 도유하는 단계를 추가로 포함하는 열연강판 제조방법.

[청구항 8] 제 6항에 있어서, 상기 산세 및 도유된 강판을 450~740°C의 온도범위로 가열한 다음, 용융아연도금하는 단계를 더 포함하는, 열연강판 제조방법.

[도1]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/KR2023/095030

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER		
C22C 38/38(2006.01)i; C22C 38/02(2006.01)i; C22C 38/06(2006.01)i; C22C 38/22(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/28(2006.01)i; C22C 38/26(2006.01)i; C22C 38/24(2006.01)i; C22C 38/32(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i		
According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC		
B. FIELDS SEARCHED		
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C22C 38/38(2006.01); C21D 8/02(2006.01); C22C 38/00(2006.01); C22C 38/14(2006.01)		
Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched Korean utility models and applications for utility models: IPC as above Japanese utility models and applications for utility models: IPC as above		
Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used) eKOMPASS (KIPO internal) & keywords: 열연강판(hot rolled steel), 페라이트(ferrite), 전위밀도(dislocation density), 베이 나틱(bainitic), 저온변태 페라이트(low-temperature transformed ferrite)		
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X A	JP 2013-133534 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP.) 08 July 2013 (2013-07-08) See paragraphs [0084] and [0098]-[0100] and claims 1-4.	1-5 6-8
A	JP 2015-054983 A (JFE STEEL CORP.) 23 March 2015 (2015-03-23) See paragraph [0036] and claims 1-2.	1-8
A	KR 10-1728789 B1 (JFE STEEL CORPORATION) 20 April 2017 (2017-04-20) See claims 1 and 4-5.	1-8
A	JP 2008-255484 A (KOBE STEEL LTD.) 23 October 2008 (2008-10-23) See claims 1-4.	1-8
A	JP 2001-020030 A (KOBE STEEL LTD.) 23 January 2001 (2001-01-23) See claims 1 and 4.	1-8
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> See patent family annex.		
* Special categories of cited documents: "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "D" document cited by the applicant in the international application "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified) "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed "T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art "&" document member of the same patent family		
Date of the actual completion of the international search 18 October 2023		Date of mailing of the international search report 18 October 2023
Name and mailing address of the ISA/KR Korean Intellectual Property Office Government Complex-Daejeon Building 4, 189 Cheongsaro, Seo-gu, Daejeon 35208 Facsimile No. +82-42-481-8578		Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/KR2023/095030

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)			Publication date (day/month/year)
JP	2013-133534	A	08 July 2013	JP	5741426	B2	01 July 2015
JP	2015-054983	A	23 March 2015	JP	6015602	B2	26 October 2016
KR	10-1728789	B1	20 April 2017	BR	112015023632	A2	18 July 2017
				BR	112015023632	B1	28 April 2020
				CN	105121684	A	02 December 2015
				CN	105121684	B	15 March 2017
				EP	2949772	A1	02 December 2015
				EP	2949772	B1	19 June 2019
				JP	5679091	B1	04 March 2015
				JP	WO2014-162680	A1	16 February 2017
				KR	10-2015-0122779	A	02 November 2015
				US	10287661	B2	14 May 2019
				US	2016-0017466	A1	21 January 2016
				WO	2014-162680	A1	09 October 2014
JP	2008-255484	A	23 October 2008	CN	101265553	A	17 September 2008
				CN	101265553	B	19 January 2011
				GB	2448114	A	08 October 2008
				GB	2448114	B	12 May 2010
				JP	5172403	B2	27 March 2013
				KR	10-0987877	B1	13 October 2010
				KR	10-2008-0084667	A	19 September 2008
				US	2008-0223491	A1	18 September 2008
				US	8052808	B2	08 November 2011
JP	2001-020030	A	23 January 2001	None			

A. 발명이 속하는 기술분류(국제특허분류(IPC)) C22C 38/38(2006.01)i; C22C 38/02(2006.01)i; C22C 38/06(2006.01)i; C22C 38/22(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/28(2006.01)i; C22C 38/26(2006.01)i; C22C 38/24(2006.01)i; C22C 38/32(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i		
B. 조사된 분야 조사된 최소문헌(국제특허분류를 기재) C22C 38/38(2006.01); C21D 8/02(2006.01); C22C 38/00(2006.01); C22C 38/14(2006.01) 조사된 기술분야에 속하는 최소문헌 이외의 문헌 한국등록실용신안공보 및 한국공개실용신안공보: 조사된 최소문헌란에 기재된 IPC 일본등록실용신안공보 및 일본공개실용신안공보: 조사된 최소문헌란에 기재된 IPC 국제조사에 이용된 전산 데이터베이스(데이터베이스의 명칭 및 검색어(해당하는 경우)) eKOMPASS(특허청 내부 검색시스템) & 키워드: 열연강판(hot rolled steel), 페라이트(ferrite), 전위밀도(dislocation density), 베이니틱(bainitic), 저온변태 페라이트(low-temperature transformed ferrite)		
C. 관련 문헌		
카테고리*	인용문헌명 및 관련 구절(해당하는 경우)의 기재	관련 청구항
X A	JP 2013-133534 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP.) 2013.07.08 단락 [0084], [0098]-[0100] 및 청구항 1-4	1-5 6-8
A	JP 2015-054983 A (JFE STEEL CORP.) 2015.03.23 단락 [0036] 및 청구항 1-2	1-8
A	KR 10-1728789 B1 (제이에프이 스틸 가부시카가이샤) 2017.04.20 청구항 1, 4-5	1-8
A	JP 2008-255484 A (KOBE STEEL LTD.) 2008.10.23 청구항 1-4	1-8
A	JP 2001-020030 A (KOBE STEEL LTD.) 2001.01.23 청구항 1, 4	1-8
<input type="checkbox"/> 추가 문헌이 C(계속)에 기재되어 있습니다. <input checked="" type="checkbox"/> 대응특허에 관한 별지를 참조하십시오.		
* 인용된 문헌의 특별 카테고리: "A" 특별히 관련이 없는 것으로 보이는 일반적인 기술수준을 정의한 문헌 "D" 본 국제출원에서 출원인이 인용한 문헌 "E" 국제출원일보다 빠른 출원일 또는 우선일을 가지나 국제출원일 이후에 공개된 선출원 또는 특허 문헌 "L" 우선권 주장에 의문을 제기하는 문헌 또는 다른 인용문헌의 공개일 또는 다른 특별한 이유(이유를 명시)를 밝히기 위하여 인용된 문헌 "O" 구두 개시, 사용, 전시 또는 기타 수단을 언급하고 있는 문헌 "P" 우선일 이후에 공개되었으나 국제출원일 이전에 공개된 문헌 "T" 국제출원일 또는 우선일 후에 공개된 문헌으로, 출원과 상충하지 않으며 발명의 기초가 되는 원리나 이론을 이해하기 위해 인용된 문헌 "X" 특별한 관련이 있는 문헌. 해당 문헌 하나만으로 청구된 발명의 신규성 또는 진보성이 없는 것으로 본다. "Y" 특별한 관련이 있는 문헌. 해당 문헌이 하나 이상의 다른 문헌과 조합하는 경우로 그 조합이 당업자에게 자명한 경우 청구된 발명은 진보성이 없는 것으로 본다. "&" 동일한 대응특허문헌에 속하는 문헌		
국제조사의 실제 완료일	국제조사보고서 발송일	
2023년10월18일 (18.10.2023)	2023년10월18일 (18.10.2023)	
ISA/KR의 명칭 및 우편주소	심사관	
대한민국 특허청 (35208) 대전광역시 서구 청사로 189, 4동 (둔산동, 정부대전청사)	김형윤	
팩스 번호 +82-42-481-8578	전화번호 +82-42-481-3953	

국제조사보고서에서 인용된 특허문헌	공개일	대응특허문헌	공개일
JP 2013-133534 A	2013/07/08	JP 5741426 B2	2015/07/01
JP 2015-054983 A	2015/03/23	JP 6015602 B2	2016/10/26
KR 10-1728789 B1	2017/04/20	BR 112015023632 A2	2017/07/18
		BR 112015023632 B1	2020/04/28
		CN 105121684 A	2015/12/02
		CN 105121684 B	2017/03/15
		EP 2949772 A1	2015/12/02
		EP 2949772 B1	2019/06/19
		JP 5679091 B1	2015/03/04
		JP WO2014-162680 A1	2017/02/16
		KR 10-2015-0122779 A	2015/11/02
		US 10287661 B2	2019/05/14
		US 2016-0017466 A1	2016/01/21
		WO 2014-162680 A1	2014/10/09
JP 2008-255484 A	2008/10/23	CN 101265553 A	2008/09/17
		CN 101265553 B	2011/01/19
		GB 2448114 A	2008/10/08
		GB 2448114 B	2010/05/12
		JP 5172403 B2	2013/03/27
		KR 10-0987877 B1	2010/10/13
		KR 10-2008-0084667 A	2008/09/19
		US 2008-0223491 A1	2008/09/18
		US 8052808 B2	2011/11/08
JP 2001-020030 A	2001/01/23	없음	