

(12) 특허협력조약에 의하여 공개된 국제출원

(19) 세계지식재산권기구  
국제사무국

(43) 국제공개일

2022년 3월 31일 (31.03.2022)



(10) 국제공개번호

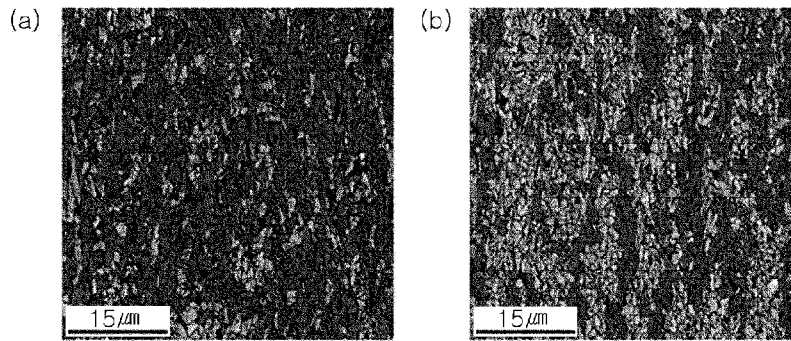
WO 2022/065772 A1

- (51) 국제특허분류:  

C22C 38/60 (2006.01)	C22C 38/22 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01)	C22C 38/26 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01)	C22C 38/28 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)	C21D 8/02 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)	C23C 2/06 (2006.01)
- (21) 국제출원번호: PCT/KR2021/012411
- (22) 국제출원일: 2021년 9월 13일 (13.09.2021)
- (25) 출원언어: 한국어
- (26) 공개언어: 한국어
- (30) 우선권정보:  
10-2020-0122129 2020년 9월 22일 (22.09.2020) KR
- (71) 출원인: 주식회사 포스코 (POSCO) [KR/KR]; 37859 경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동), Gyeongsangbuk-do (KR).
- (72) 발명자: 송태진 (SONG, Tae-Jin); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR). 김성일 (KIM, Sung-Il); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR). 최창식 (CHOI, Chang-Sik); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR).
- (74) 대리인: 특허법인 씨엔에스 (C&S PATENT AND LAW OFFICE); 06292 서울시 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, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, IT, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, 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, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, 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, 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).

(54) Title: HOT ROLLED STEEL SHEET HAVING EXCELLENT CRASHWORTHINESS AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 발명의 명칭: 충돌성능이 우수한 열연강판 및 그 제조방법



(57) Abstract: Provided are a hot rolled steel sheet having excellent crashworthiness and a method for manufacturing same. The hot rolled steel sheet of the present invention contains, in weight%, 0.05-0.13% of carbon (C), 0.2-2.0% of silicon (Si), 1.3-3.0% of manganese (Mn), 0.01-0.1% of aluminum (Al), 0.001-0.05% of phosphor (P), 0.001-0.05% of sulfur (S), 0.001-0.02% of nitrogen (N), and the balance being Fe and other inevitable impurities, and has a steel microstructure comprising, in area%, 55% or more of bainitic ferrite, 10% or more of a martensite/austenite composite phase (MA), the sum of the bainitic ferrite and the martensite/austenite composite phase (MA) being 95% or more, and the remaining total being less than 5% of granular ferrite, retained austenite, and carbides.

(57) 요약서: 충돌성능이 우수한 열연강판 및 그 제조방법이 제공된다. 본 발명의 열연강판은, 중량% 로, 탄소(C): 0.05~0.13%, 실리콘(Si): 0.2~2.0%, 망간(Mn): 1.3~3.0%, 알루미늄(Al): 0.01~0.1%, 인(P): 0.001~0.05%, 황(S): 0.001~0.05%, 질소(N): 0.001~0.02%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 강 미세조직이, 면적%로, 베이니틱 페라이트: 55% 이상, 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA): 10% 이상, 베이니틱 페라이트와 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 합: 95% 이상, 그리고 잔여 합계로 5% 미만의 입상 페라이트, 잔류 오스테나이트 및 탄화물을 포함한다.

WO 2022/065772 A1

공개:

— 국제조사보고서와 함께 (조약 제21조(3))

## 명세서

### 발명의 명칭: 충돌성능이 우수한 열연강판 및 그 제조방법 기술분야

- [1] 본 발명은 자동차의 샤시 구조부재 등에 사용될 수 있는 열연강판에 관한 것으로서, 보다 상세하게는 내충돌 특성이 우수한 고강도 열연강판 및 이를 제조하는 방법에 관한 것이다.

#### 배경기술

- [2] 최근 지구 온난화를 저감하기 위해 전기자동차를 포함한 친환경 차량의 생산 및 판매량이 급격히 증가하고 있으며, 내연기관 자동차에서 전기자동차로 전환시 엔진과 변속기 등의 부품이 제외되므로 전기자동차는 차량 프론트 구조가 짧아지는 방향으로 설계가 변경되는 추세이다. 프론트 구조는 엔진룸의 역할과 함께 차량 충돌시 전방충돌의 에너지를 흡수하는 기능을 하므로, 전기자동차 설계시 차체 하부의 샤시부품에도 충돌성능을 담당하는 구조부재를 적용하여 차체의 프론트 구조가 짧아지며 부족해지는 충돌성능을 보완하게 된다. 부품의 충돌성능은 강재의 항복강도와 비례하므로 샤시부품 용도로 적용되는 열연강판의 항복강도를 향상시키기 위한 방안이 필요하다.
- [3] 한편, 샤시부품은 차량 무게중심의 하단에 위치하므로 부품 경량화에 의한 연비 절감의 효과가 매우 높은 부분이다. 이러한 경량화 효과를 극대화하기 위해 프레스 성형에 적합한 성형성을 확보하는 것과 동시에 강판의 강도를 향상시키는 기술이 제안되어 왔다.
- [4] 일 예로, 특허문헌 1에서는 마무리압연 후 750~600°C 온도역에서 일정시간 유지하여 페라이트를 형성한 후, 마르텐사이트 생성 온도역으로 냉각하여 미세조직을 10~55%의 페라이트와 45~90%의 베이나이트 및 마르텐사이트로 구성하여 인장강도 950MPa 이상이며, 연신률과 구멍확장성이 우수한 강판의 제조방법을 제시하고 있다. 하지만, 위 특허문헌 1에서는 강판의 인장강도와 성형성에 대해서만 고려하였을 뿐, 차량 충돌시 승차자의 안전을 보장하기 위한 항복강도의 향상에 대해서는 언급하지 않고 있다.
- [5] 한편, 특허문헌 2에서는 미세조직을 베이나이트 페라이트를 90% 이상으로 하고, 구멍확장성을 향상하기 위해 마르텐사이트와 베이나이트의 분율을 각각 5% 이하로 제어하는 방법을 제시하고 있다. 특허문헌 2의 방법을 따르면, 열연강판의 인장강도는 980MPa 이상이며, 구멍확장성은 70% 이상을 확보할 수 있으나 항복비는 0.8 이하이므로 충돌성능은 열위하게 된다.
- [6] 특허문헌 3에서는 강판의 항복강도를 향상하기 위하여 압연온도를 낮게 제어하여 열간압연 중에 페라이트 변태를 유도하고, 압연 중에 생성된 페라이트는 지속적인 열간압연에 의해 가공경화 되어 페라이트의 가공경화에 의해 강판의 항복강도를 향상하는 방안을 제시하고 있다. 하지만, 특허문헌 3은

강판의 항복강도를 향상하는 방법으로는 적합할 수 있으나, 압연 온도가 낮아 페라이트에 변형이 인가될 경우 집합조직이 발달하여 강도 및 성형성의 변형 방향에 의한 차이가 크게되므로, 부품 성형시 제약을 초래할 수 있다.

[7] 따라서, 샤시부품의 경량화를 극대화하기 위해서는 강도가 우수하면서도 성형성의 이방성이 없으며, 특히 항복강도가 우수하여 차량 충돌시 승차자의 안전을 보장할 수 있는 강재의 개발이 필요한 실정이다.

[8] [선행기술문헌]

[9] (특허문헌 1) 한국 공개특허공보 제2012-0011475호

[10] (특허문헌 2) 한국 공개특허공보 제2008-255484호

[11] (특허문헌 3) 한국 공개특허공보 제2020-0047625호

## 발명의 상세한 설명

### 기술적 과제

[12] 본 발명의 일 측면은 항복강도가 높아 충돌성능이 우수한 열연강판과 이를 제조하는 방법을 제공하고자 하는 것이다.

[13] 한편, 본 발명의 과제는 상술한 내용에 한정하지 않는다. 본 발명의 과제는 본 명세서의 내용 전반으로부터 이해될 수 있을 것이며, 본 발명이 속하는 기술분야에서 통상의 지식을 가지는 자라면 본 발명의 부가적인 과제를 이해하는데 아무런 어려움이 없을 것이다.

### 과제 해결 수단

[14] 본 발명의 일 측면은,

[15] 중량%로, 탄소(C): 0.05~0.13%, 실리콘(Si): 0.2~2.0%, 망간(Mn): 1.3~3.0%, 알루미늄(Al): 0.01~0.1%, 인(P): 0.001~0.05%, 황(S): 0.001~0.05%, 질소(N): 0.001~0.02%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고,

[16] 강 미세조직이, 면적%로, 베이니틱 페라이트: 55% 이상, 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA): 10% 이상, 베이니틱 페라이트와 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 합: 95% 이상, 그리고 잔여 합계로 5% 미만의 입상 페라이트, 잔류 오스테나이트 및 탄화물을 포함하고,

[17] 상기 베이니틱 페라이트는 입자내 방위차가 1.5° 이상 10.5° 이하인 것의 면적분율이 베이니틱 페라이트 전체 면적의 55% 이상이고,

[18] 상기 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 평균입경은 2.0 $\mu$ m 이하이며, 평균 간격이 0.3  $\mu$ m 이상인 항복강도가 우수한 고강도 열연강판에 관한 것이다.

[19] 상기 열연강판은, 중량%로, 크롬(Cr): 0.01~2.0%, 몰리브데늄(Mo): 0.01~2.0%, 티타늄(Ti): 0.01~0.2% 및 니오븀(Nb): 0.01~0.1% 중 1종 이상을 추가로 포함할 수 있다.

[20] 상기 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 면적 분율이 10~45%일 수가 있다.

[21] 상기 열연강판은 항복강도가 750MPa 이상이고, 인장강도가 950MPa 이상이며,

연신률이 8% 이상이며, 구멍확장성이 25% 이상이고, 압연수직 방향과 압연평행 방향에서 측정된 연신률의 차이가 3% 이하일 수가 있다.

[22]

[23] 본 발명의 다른 일측면은,

[24] 상술한 합금조성을 가지는 강 슬라브를 1100~1350°C에서 재가열 하는 단계;

[25] 상기 재가열된 강 슬라브를 마무리 열간압연 직후의 열연판의 온도인

FDT(°C)가 750~1150°C 사이에서 하기 관계식 1 및 관계식 2를 만족하고, 마지막 압연 2 Pass의 압하량의 합이 10~40%로 제어하면서 마무리 열간압연하는 단계;

[26] 상기 열간압연된 강판을 Ms~520°C 사이의 하기 관계식 3에서 정의된 T1 온도 이하의 온도까지 50°C/s이상의 냉각속도로 1차 냉각하고, 이어, T1~Ms-50°C

사이의 권취온도까지 50°C/s 이하의 냉각속도로 2차 냉각하는 단계; 및

[27] 상기 2차 냉각 후 권취된 열연강판을 상온까지 최종 냉각하는 단계;를

포함하는 항복강도가 우수한 고강도 열연강판의 제조방법에 관한 것이다.

[28] [관계식 1]

[29]  $FDT \geq T_{nr} - 50^\circ C$

[30] 여기서, Tnr은 재결정 지연이 개시되는 온도로서,  $T_{nr} =$

$795 + 88 \times [C] + 45 \times [Mn] + 23 \times [Cr] + 760 \times [Ti] + 480 \times [Nb] - 80 \times [Si]$ 이며, 각 원소는 중량%를 의미한다.

[31] [관계식 2]

[32]  $Du = 3.7 + 0.36 \times [C] - 1.21 \times [Si] - 0.23 \times [Mn] - 0.19 \times [Cr] - 41.63 \times [Ti] - 54.44 \times [Nb] + 0.049 \times [FDT - 773] \leq 10$ , Du는 마무리 열간압연 후 1차 냉각 직전의 오스테나이트의

유효결정립도를 나타내는 지표로서, 각 원소는 중량%를 의미한다.

[33] [관계식 3]

[34]  $k(t) = \frac{20}{D_v} \exp\left\{-\left(\frac{T_1 + 273 - T_D}{112}\right)^{1.92}\right\} \geq 7.0 \times 10^{-3}$

[35] 여기서,  $T_D = 820 - 290 \times [C] - 90 \times [Mn] - 70 \times [Cr] - 62 \times [Mo] - 35 \times [Si]$ 이며, 각 원소는 중량 함량을 의미한다.

[36] Ms는 냉각에 의해 마르텐사이트 생성이 시작되는 온도이며,  $M_s =$

$550 - 330 \times [C] - 41 \times [Mn] - 20 \times [Cr] - 10 \times [Mo] + 30 \times [Al] - 20 \times [Si]$ 이며, Ms는 °C 단위이며, 각 원소는 중량%를 의미한다.

[37] 상기 열연강판은, 중량%로, 크로뮴(Cr): 0.01~2.0%, 몰리브데늄(Mo):

0.01~2.0%, 티타늄(Ti): 0.01~0.2% 및 니오븀(Nb): 0.01~0.1% 중 1종 이상을 추가할 수 있다.

[38] 상기 최종 냉각이 완료된 강판을 산세 및 도유하는 단계를 더 포함할 수 있다.

[39] 상기 최종 냉각이 완료된 강판을 산세 후 400~750°C의 온도범위로 가열하여 용융아연도금하는 단계를 추가로 포함할 수 있다.

**발명의 효과**

- [40] 본 발명에 의하면, 항복강도가 750MPa 이상이며, 인장강도가 950MPa 이상이고 압연수직 방향과 압연직각 방향의 연신률의 차이가 3% 이하인 항복강도가 우수한 고강도 열연강판을 제공할 수 있다.

### 도면의 간단한 설명

- [41] 도 1은 본 발명의 실시예에서의 강 미세조직을 주사전자현미경에 부착된 후방전자회절산란법으로 관찰한 사진으로서, 도 1(a)은 발명에 1을, 도 2(b)는 비교예 4의 경우를 나타낸다.

### 발명의 실시를 위한 최선의 형태

- [42] 이하, 본 발명의 바람직한 실시형태들을 설명한다. 그러나, 본 발명의 실시형태는 여러 가지 다른 형태로 변형될 수 있으며, 본 발명의 범위가 이하 설명하는 실시형태로 한정되는 것은 아니다. 또한, 본 발명의 실시형태는 당해 기술분야에서 평균적인 지식을 가진 자에게 본 발명을 더욱 완전하게 설명하기 위해서 제공되는 것이다.
- [43] 본 발명자들은 종래의 열연강판에 있어서 950MPa 이상의 인장강도를 갖는 강재의 제조는 가능하나, 항복강도가 낮아 충돌성능이 열위한 문제가 있다는 점을 인지하고, 이를 해결하기 위해 깊이 연구하였다.
- [44] 항복강도를 높게 하기 위해서는 복합상으로 구성되는 미세조직에서 기지조직의 전위밀도를 증가시켜 강도를 향상하는 것이 유효하나, 기지조직의 상변태 후 혹은 상변태 중에 변형을 가하여 가공경화시키는 경우, 항복강도는 향상되지만 집합조직의 형성으로 인해 성형 방향별로 재질이 차이가 증가하여 이방성이 열위해지는 것을 확인하였다.
- [45] 한편 베이나이트는 확산을 수반하지 않는 전단변태(Displacive Phase Transformation)로 생성된 베이나이트 페라이트와, 이후 탄소와 같은 침입형 합금원소의 확산에 의해 생산된 2차 생성물로 구성된 복합조직으로 정의되며, 2차 생성물은 베이나이트 생성의 온도와 합금원소의 종류에 따라 탄화물, 펄라이트, 마르텐사이트/오스테나이트 복합상으로 존재할 수 있다.
- [46] 베이나이트 페라이트는 전단변태로 생성되기 때문에 변태 중 생성되는 전단변형량을 저감하기 위해 조직내에 나선전위가 규칙적으로 배열된다. 그리고 베이나이트 페라이트의 생성시 수반되는 부피팽창을 오스테나이트 내부에서 수용하기 위해 생성된 칼날전위가 변태가 진행된 후 베이나이트 페라이트 기지내에 축적되어 변태가 완료된다. 따라서 베이나이트 페라이트의 전위밀도는 높은 수준이 되어 이방성이 열위해지는 문제없이 강의 항복강도를 향상하기에 적합하다. 하지만 베이나이트 페라이트 내부에 생성된 전위는, 베이나이트 변태가 진행되는 상온 이상의 온도역에서 유지되는 동안, 회복 현상에 의해 그 밀도가 점차적으로 감소하게 되므로 베이나이트 페라이트 내부의 전위밀도를 적정수준이 유지되도록 관리하는 것이 중요함을 깨닫고 이에 대해 연구하였다. 그 결과, 강판의 합금 조성범위와 열간 압연 및 냉각조건을 적절히

제어하여, 미세조직의 기지조직과 2차상의 분율과 크기를 최적화 함으로써 우수한 충돌성능과 고강도를 갖는 강판을 얻을 수 있음을 인지하고, 본 발명을 완성하기에 이르렀다.

[47]

[48] 이하, 본 발명의 일측면에 따른 항복강도가 우수한 열연강판에 대하여 상세히 설명한다.

[49] 본 발명의 일측면에 따른 항복강도가 우수한 열연강판은, 중량%로, 탄소(C): 0.05~0.13%, 실리콘(Si): 0.2~2.0%, 망간(Mn): 1.3~3.0%, 알루미늄(Al): 0.01~0.1%, 인(P): 0.001~0.05%, 황(S): 0.001~0.05%, 질소(N): 0.001~0.02%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 강 미세조직이, 면적%로, 베이니틱 페라이트: 55% 이상, 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA): 10% 이상, 베이니틱 페라이트와 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 합: 95% 이상, 그리고 잔여 합계로 5% 미만의 입상 페라이트, 잔류 오스테나이트 및 탄화물을 포함하고, 상기 베이니틱 페라이트는 입자내 방위차가 1.5° 이상 10.5° 이하인 것의 면적분율이 베이니틱 페라이트 전체 면적의 55% 이상이고, 상기 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 평균입경은 2.0 $\mu$ m 이하이며, 평균 간격이 0.3  $\mu$ m 이상이다.

[50]

[51] 이하, 먼저 본 발명의 열연강판의 합금조성을 한정하는 이유에 대하여 상세히 설명한다. 이때, 특별한 언급이 없는 한 각 원소의 함량은 중량%를 의미한다.

[52]

[53] **탄소(C): 0.05~0.13%**

[54] 탄소(C)는 강을 강화시키는데 가장 경제적이면서도 효과적인 원소이다. 이러한 C의 함량이 증가할수록 냉각 중 입상 페라이트의 생성을 억제하여 베이나이트 조직 분율의 증가에 기여하며, 베이나이트 변태 중에 오스테나이트로 확산하여 오스테나이트를 안정화시킴으로써 최종 냉각과정에서 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)으로 잔류하여 인장강도가 향상된다.

[55] 상기 C의 함량이 0.05% 미만이면 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 분율이 낮아 인장강도를 확보할 수 없다. 반면 그 함량이 0.13%를 초과하게 되면 인장강도가 과도하게 상승하고, 성형성과 용접성이 열위해지는 문제가 있다. 따라서, 본 발명에서는 상기 C의 함량이 0.05~0.13%인 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는 0.06~0.11%로 포함할 수 있다.

[56]

[57] **실리콘(Si): 0.2~2.0%**

[58] 실리콘(Si)은 강의 경화능을 향상시키는 원소이며, 고용강화 효과로 강도를 향상시키는 역할을 한다. 또한, 베이나이트 변태 후 탄화물의 형성을 지연시켜 2차상이 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)이 되도록 하여 인장강도를

향상한다.

[59] 상기 Si의 함량이 0.2% 미만인 경우, 탄화물이 형성되어 마르텐사이트-오스테나이트 복합상의 분율이 낮아 인장강도를 확보하기 어렵다. 반면, 그 함량이 2.0%를 초과하게 되면 재가열시 슬라브 표면에 Fe-Si 복합산화물이 형성되어 강판 표면품질이 나빠질 뿐만 아니라, 용접성도 저하되는 문제가 있다. 따라서, 본 발명에서는 상기 Si의 함량이 0.2~2.0%인 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는 0.3~1.2%로 포함할 수 있다.

[60]

[61] **망간 (Mn): 1.3~3.0%**

[62] 망간(Mn)은 강의 경화능을 향상시키는 원소로, 마무리압연 후 냉각 중에 입상 페라이트의 형성을 방지하여 베이나이트의 형성을 용이하게 한다.

[63] 상기 Mn의 함량이 1.3% 미만이면 경화능이 부족하여 입상 페라이트의 분율이 과도하게 증가한다. 반면, 그 함량이 3.0%를 초과하는 경우 경화능이 크게 증가하여 냉각대에서 베이나이트 변태가 원활히 일어나지 않아 권취 후 복열에 의한 온도상승으로 베이니틱 페라이트 내부 전위밀도가 오히려 감소하고, 좌굴발생의 위험을 야기한다. 따라서, 본 발명에서는 상기 Mn의 함량은 1.3~3.0%인 것이 바람직하고, 보다 바람직하게는 1.8~2.3%로 포함할 수 있다.

[64]

[65] **알루미늄 (Al): 0.01~0.1%**

[66] 알루미늄(Al)은 탈산을 위해 첨가하는 원소로 탈산 후 강중에 일부 존재하게 된다. 이러한 Al은 그 함량이 0.1%를 초과하는 경우 강중에 산화물 및 질화물계 개재물의 증가를 초래하므로 강판의 성형성을 열위하게 한다. 한편, 상기 Al을 0.01% 미만으로 과도하게 저감하게 되면 불필요한 정련비용의 증가를 초래한다. 따라서, 본 발명에서 상기 Al의 함량은 0.01~0.1%인 것이 바람직하다.

[67]

[68] **인(P): 0.001~0.05%**

[69] 인(P)은 불가피하게 함유되는 불순물로써, 편석에 의해 강의 가공성을 저하시키는데 주요 원인이 되는 원소이므로, 그 함량을 가능한 한 낮게 제어하는 것이 바람직하다. 이론상 인의 함량은 0%로 제한하는 것이 유리하나, 상기 P의 함량을 0.001% 미만으로 제조하기 위해서는 제조비용이 과도하게 증가한다. 따라서, 본 발명에서는 상기 P의 함량은 0.001~0.05%인 것이 바람직하다.

[70]

[71] **황(S): 0.001~0.05%**

[72] 황(S)은 불가피하게 함유되는 불순물로써, Mn 등과 결합하여 비금속 개재물을 형성하며, 그로 인해 강의 가공성을 저하시키는 주요 원인이 되는 원소이므로, 그 함량을 가능한 한 낮게 제어하는 것이 바람직하다. 이론상 S의 함량은 0%로 제한하는 것이 유리하나, 상기 S의 함량을 0.001% 미만으로 제조하기 위해서는 제조비용이 과도하게 증가한다. 따라서, 본 발명에서는 상기 S 함량은

0.001~0.05%인 것이 바람직하다.

[73]

[74] 질소(N): **0.001~0.02%**

[75] 질소는 불가피하게 함유되는 불순물로써 알루미늄과 작용하여 미세한 질화물을 석출시켜 강의 가공성을 저하시키는 원소이므로, 그 함량을 가능한 한 낮게 제어하는 것이 바람직하다. 이론상 N의 함량은 0%로 제한하는 것이 유리하나, 상기 N의 함량을 0.001% 미만으로 제조하기 위해서는 제조비용이 과도하게 증가한다. 따라서, 본 발명에서는 상기 N 함량은 0.001~0.02%인 것이 바람직하다.

[76]

[77] 또한 본 발명은 필요에 따라 상술한 조성성분 이외에, 크롬(Cr): 0.01~2.0%, 몰리브덴(Mo): 0.01~2.0%, 티타늄(Ti): 0.01~0.2% 및 니오븀(Nb): 0.01~0.1% 중 1종 이상을 추가로 포함할 수 있다.

[78]

[79] 크롬(Cr): **0.01~2.0%**

[80] 크롬(Cr)은 강의 경화능을 향상시키는 원소로, 마무리 압연 후 냉각 중에 페라이트의 형성을 억제하여 베이나이트의 형성을 용이하게 한다. 상기 Cr의 함량이 0.01% 미만인 경우 첨가효과를 충분히 얻을 수 없다. 반면, 그 함량이 2.0%를 초과하는 경우 경화능이 과도하게 증가하여 냉각대에서 베이나이트 변태가 원활히 일어나지 않는 문제가 있다. 따라서, 본 발명에서는 상기 Cr의 함량은 0.01~2.0%인 것이 바람직하고, 보다 바람직하게는 0.1~1.5%인 것이 바람직하다.

[81]

[82] 몰리브덴(Mo): **0.01~2.0%**

[83] 몰리브덴(Mo)은 강의 경화능을 향상시키는 원소이며, 고용강화 효과로 강도를 향상시키는 역할을 하므로 마무리 압연 후 냉각 중에 페라이트의 형성을 방지하여 베이나이트의 형성을 용이하게 한다. 상기 Mo는 탄소의 확산속도를 느리게하여 베이나이트 변태속도를 지연시키는 역할을 하므로, 그 함량이 2.0%를 초과하게 되면 냉각대에서 베이나이트 변태가 원활히 일어나지 않는 문제가 있다. 한편, 그 함량이 0.01% 미만인 경우 마무리압연 후 냉각 중 페라이트 생성을 억제하는 첨가효과를 충분히 얻을 수 없다. 따라서, 본 발명에서는 상기 Mo의 함량은 0.01~2.0%인 것이 바람직하고, 보다 바람직하게는 0.05~1.0%인 것이 바람직하다.

[84]

[85] 티타늄(Ti): **0.01~0.2%**

[86] 티타늄(Ti)은 탄질화물을 형성하는 원소로 열간압연시 재결정 지연에 의해 오스테나이트의 결정립을 미세하게 하여 냉각대에서 베이나이트의 변태를 촉진하고 미세조직내 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 입도를

미세하게 하여 강의 강도를 향상한다. 상기 Ti의 함량이 0.01% 미만인 경우 첨가효과를 충분히 얻을 수 없다. 한편, 상기 Ti의 함량이 0.2%를 초과하게 되면 조대한 탄질화물이 생성되어 강판의 인성을 저하한다. 따라서, 본 발명에서는 상기 Ti의 함량은 0.01~0.2%인 것이 바람직하고, 보다 바람직하게는 0.02~0.10%를 포함할 수 있다.

[87]

[88] **니오븀(Nb): 0.01~0.1%**

[89] 니오븀(Nb)은 Ti과 유사하게 탄질화물을 형성하는 원소이다. 니오븀을 첨가하게 되면 열간압연시 재결정 지연에 의해 오스테나이트의 결정립을 미세하게 하여 냉각대에서 베이나이트의 변태를 촉진하고 미세조직내 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 입도를 미세하게 하여 강의 강도를 향상한다. 상기 Nb의 함량이 0.01% 미만인 경우 첨가효과를 충분히 얻을 수 없는 한편, 그 함량이 0.1%를 초과하게 되면 조대한 탄질화물이 생성되어 강판의 인성을 저하하고, 압연시 압연부하를 증가시켜 작업성을 열위하게 한다. 따라서, 본 발명에서는 상기 Nb의 함량은 0.01~0.1%인 것이 바람직하고, 보다 바람직하게는 0.01~0.05%를 포함할 수 있다.

[90]

[91] 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.

[92]

[93] 상술한 합금조성을 만족하는 본 발명의 강판은 베이니틱 페라이트와 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA: Martensite-Austenite constituents) 면적분율의 합이 95% 이상인 것이 바람직하다. 만일 베이니틱 페라이트와 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA) 면적분율의 합이 95% 미만이면 본 발명에서 의도하는 우수한 항복강도와 인장강도를 확보할 수 없는 문제가 있다. 이 때, 강 미세조직에서 상기 베이니틱 페라이트가 차지하는 면적분율은 55% 이상인 것이 바람직한데, 그 면적분율이 55% 미만이면 750MPa 이상의 항복강도를 확보할 수 없는 문제가 있기 때문이다.

[94]

나아가, 상기 베이니틱 페라이트는 입자내 방위차가 1.5° 이상 10.5° 이하인 것의 면적분율이 베이니틱 페라이트 전체 면적의 55% 이상인 것이 바람직하다.

[95]

본 발명의 중요한 특징은 기지조직을 이루는 베이니틱 페라이트의 전위밀도를 적정 수준으로 제어하는 것이다. 베이니틱 페라이트 내 전위는 전단 변태시 발생한 전위가 회복이 지연되며 조직내에 잔류하는 것과, 권취 후 오스테나이트가 마르텐사이트로 변태하며 베이니틱 페라이트 조직내에 도입되어 잔류하게 된다. 이러한 베이니틱 페라이트 내의 전위밀도를

이론적으로는 투과전자현미경을 활용하여 두께를 측정하고 관찰된 전위를 수를 산출하여 그 밀도를 측정하는 것이 가능한 하지만, 전위밀도의 입자 위치별 산포를 고려하기에는 방법이 경제적이지 않으므로 후방전자산란회절상 해석(EBSD)을 통해 간접적으로 정량화하였다. 입자내 방위차는 인접하는 입자의 방위차가  $15^\circ$  이상인 것을 독립된 결정립으로 정의한 후 산출되는 값으로 한다. 한편, 입자내 방위차가  $10.5^\circ$  이상인 경우 인접하는 베이니틱 페라이트의 형제정(Variant)와 혼동될 수 있으므로 상한을  $10.5^\circ$ 로 설정하였으며, 입자내 방위차가  $1.5^\circ$  미만인 경우 EBSD 해석의 측정편차 범위에 해당하게 되어 정확성이 저하된다. 본 발명에서는 입자내 방위차가  $1.5^\circ \sim 10.5^\circ$ 인 베이니틱 페라이트가 전체 베이니틱 페라이트 면적의 55% 이상인 경우 항복강도가 향상되는 것을 확인하였다. 보다 바람직하게는 60% 이상을 포함할 수 있다. 상한에 대해서는 한정할 필요가 없으나, 95%를 초과하게 되는 경우 연신률이 열위해질 수 있으니, 95% 이하로 관리하는 것도 바람직하다.

[96]

[97] 한편, 상기 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 면적분율은 10% 이상인 것이 바람직하다. 본 발명에서 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)은 조직내에 분산되어 전위의 이동을 방해하는 장애물로 작용함으로써 강의 인장강도를 향상시키는 역할을 하며, 권취 후 냉각시 오스테나이트가 마르텐사이트로 변태함으로써 추가의 전위를 베이니틱 페라이트 내부에 도입하여 강의 항복강도를 향상시키는 역할을 동시에 한다. 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 면적분율이 10% 미만인 경우, 의도하는 인장강도와 항복강도의 향상을 기대할 수 없다. 한편, 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 면적분율이 과도한 경우, 강의 강도가 과도하게 상승하고 성형성이 열위해지게 된다. 따라서 본 발명에서 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 면적분율이 10~45%인 것이 바람직하고, 보다 더 바람직하게는 15~35%인 것이다.

[98]

이때, 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 평균입경은  $2.0\mu\text{m}$  이하이며, 평균 간격이  $0.3\mu\text{m}$  이상인 것이 바람직하다. 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)은 분산강화와 같은 기구로 강의 인장강도를 향상시키므로 미세한 크기로 고르게 분산되어 있는 경우 강화 효율이 높다. 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 평균입경이  $2.0\mu\text{m}$  이하이며, 평균 간격이  $0.3\mu\text{m}$  이상이 되는 경우 구멍확장성이 우수해지는 것을 본 발명자들은 확인하였다. 구멍확장성은 샤시 부품이 버링성형을 통해 제조되는 경우가 많은 것을 고려할 때, 가급적 구멍확장성이 우수한 것이 바람직하다. 통상적으로 마르텐사이트/오스테나이트는 복합상(MA)을 활용한 강의 구멍확장성은 기지조직과의 경도차가 크게되어 구멍확장성이 우수하지 않지만, 본 발명에서와 같이 기지조직에 전위를 도입하여 경도차를 저감하고, 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 크기를 미세하게 제어하여 국부적인

변형집중을 방지하는 경우 양호한 구멍확장성을 확보할 수 있음을 확인하였다. 국부적인 변형집중을 방지하기 위해 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 평균입경은  $2.0\mu\text{m}$  이하인 것이 바람직하고, 각기 다른 위치에서 발생한 변형집중이 중첩되지 않기 위해서 복합상의 평균 간격은  $0.3\mu\text{m}$  이상인 것이 바람직하다.

[99]

[100] 기타 본 발명에서는 강 미세조직으로 그 합계로 5% 미만의 입상 페라이트, 잔류 오스테나이트 및 탄화물을 포함할 수 있다.

[101] 마무리 압연후 냉각 중 생성되는 페라이트는 통상적으로 확산변태에 의해 생성되므로 강도가 낮은 것이 특징이다. 그러나 본 발명과 같이 5% 미만 첨가되는 경우, 페라이트 생성 후 잔여 오스테나이트가 베이나이트와 마르텐사이트로 변태되며 그 변태 시 입자변형을 수용하기 위해 미리 생성되어 있던 페라이트도 전단변형을 받게되므로, 입상 페라이트 내부의 전위밀도가 높은 수준을 유지하여 강의 강도를 크게 저하하지 않는 것을 확인하였다. 한편, 5% 이상 존재하게 되면 강의 강도를 저하시키므로 그 상한을 5% 미만으로 관리하는 것이 필요하다.

[102] 냉각대에서 냉각 중 혹은 권취 후 베이나이트 변태가 진행될 때, 탄소는 베이나이트 페라이트에서 미변태된 오스테나이트로 확산하여 이동하게 된다. 오스테나이트 내에서 탄소의 확산계수는 현저히 떨어지게 되어 오스테나이트 내부의 탄소농도는 불균일한 분포를 가지게 되며, 탄소가 국부적으로 과도하게 농화된 부위에서는 상온으로 냉각 중에 마르텐사이트로 변태하지 못하고 오스테나이트로 잔류할 수 있다. 이러한 잔류 오스테나이트의 상안정도는 높은 수준이 아니므로 강판의 제조 후 오스테나이트로 관찰되더라도, 부품을 제조하며 변형이 인가되는 단계에서 대부분 유기소성변태에 의해 마르텐사이트로 변태하며 강의 인장강도를 증가시키는 역할을 한다. 따라서, 본 발명에서는 마르텐사이트와 오스테나이트의 분율은 별도로 관리하지 않는다. 하지만 이러한 오스테나이트의 함량이 지나치게 높은 경우 수소집적과 관련된 취화현상을 유발할 수 있으므로 그 상한을 5% 미만으로 관리하는 것이 필요하다.

[103] 베이나이트 변태시 탄소의 오스테나이트로의 확산과 함께 철탄화물이 생성될 수 있다. 본 발명에서는 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)을 활용하여 강도를 향상하기 때문에 철탄화물의 생성은 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA) 분율의 저하를 일으킬 수 있다. 따라서 철탄화물의 과도한 생성은 본 발명에서 의도하는 강화효과를 저해한다. 한편, Ti과 Nb가 첨가되는 경우, 합금탄질화물이 존재할 수 있다. 이 경우 결정립 미세화에 의한 추가의 강화효과를 기대할 수 있지만, 조대 탄화물은 강의 인성을 저하하므로, 강중에 존재하는 탄화물은 면적분율로 5% 미만으로 관리하는 것이 필요하다.

[104]

[105] 상술한 합금조성과 미세조직을 가지는 본 발명의 강판은 항복강도가 750MPa 이상, 인장강도가 950MPa 이상이며, 연신률이 8% 이상, 구멍확장성이 25% 이상으로 우수한 충돌성능을 확보할 수 있다.

[106]

[107] 다음으로, 본 발명의 다른 일 측면인 항복강도가 우수한 고강도 열연강판을 제조하는 방법에 대하여 상세히 설명한다.

[108] 본 발명에 따른 항복강도가 우수한 고강도 열연강판은, 상술한 바와 같은 합금조성을 갖는 강 슬라브를 재가열-열간압연-냉각-권취하는 일련의 공정을 통해 제조할 수 있다. 구체적으로, 본 발명의 열연강판 제조방법은, 상술한 합금조성을 가지는 강 슬라브를 1100~1350°C에서 재가열 하는 단계; 상기 재가열된 강 슬라브를 마무리 열간압연 직후의 열연판의 온도인 FDT(°C)가 750~1150°C 사이에서 하기 관계식 1 및 관계식 2를 만족하고, 마지막 압연 2 Pass의 압하량의 합이 10~40%로 제어하면서 마무리 열간압연하는 단계; 상기 열간압연된 강판을 Ms~520°C 사이의 하기 관계식 3에서 정의되는 T1 온도 이하의 온도까지 50°C/s이상의 냉각속도로 1차 냉각하고, 이어, T<sub>1</sub>~Ms-50°C 사이의 권취온도까지 50°C/s 이하의 냉각속도로 2차 냉각하는 단계; 및 상기 2차 냉각 후 권취된 열연강판을 상온까지 최종 냉각하는 단계;를 포함한다.

[109]

[110] 이하, 각각의 제조 공정 조건에 대하여 상세히 설명한다.

[111] 강 슬라브 재가열

[112] 본 발명에서는 열간압연을 행하기에 앞서 강 슬라브를 재가열하여 균질화처리하는 공정을 거치는 것이 바람직하며, 이때, 1100~1350°C에서 재가열 공정을 행하는 것이 바람직하다. 만일, 재가열 온도가 1100°C 미만이면 합금원소의 균질화가 충분하지 않은 문제가 있다. 반면, 그 온도가 1350°C를 초과하게 되면 슬라브 표면에 산화물이 과도하게 형성되어 강판의 표면품질이 저하되므로 바람직하지 못하다.

[113]

[114] 열간 압연

[115] 상기 재가열된 강 슬라브를 열간압연하여 열연강판으로 제조한다. 이때, 마지막압연 2Pass의 압하량의 합이 10~40%가 되도록 제어하면서 압연하고, 마무리 열간압연 직후의 열연판의 온도인 FDT(°C)가 750~1150°C 사이에서 하기 관계식 1 및 관계식 2를 만족하도록 하는 것이 바람직하다.

[116] [관계식 1]

[117]  $FDT \geq T_{nr} - 50^\circ\text{C}$

[118] 여기서, T<sub>nr</sub>은 재결정 지점이 개시되는 온도로서,  $T_{nr} = 795 + 88 \times [C] + 45 \times [Mn] + 23 \times [Cr] + 760 \times [Ti] + 480 \times [Nb] - 80 \times [Si]$ 이며, 각 원소는 중량%를 의미한다.

[119] [관계식 2]

- [120]  $Du=3.7+0.36\times[C]-1.21\times[Si]-0.23\times[Mn]-0.19\times[Cr]-41.63\times[Ti]-54.44\times[Nb]+0.049\times[FDT-773]\leq 10$ , Du는 마무리 열간압연 후 1차 냉각 직전의 오스테나이트의 유효결정립도를 나타내는 지표로서, 각 원소는 중량%를 의미한다.
- [121] 상기 열간압연 시 FDT가 1150°C보다 높은 온도에서 개시하게 되면, 압연 후 산화물이 강판 표면에 과도하게 생성되어 산세 후에도 효과적으로 제거되지 못하여 표면품질이 열위해진다. 한편, FDT 750°C가 낮은 온도에서 열간압연을 진행할 경우, 압연부하가 과도하게 증가하여 작업성이 나빠지며, 압연 중 페라이트가 생성되어 이방성이 열위해지는 문제도 있을 수가 있다.
- [122] 마무리 열간압연 시 마지막 2Pass의 압하량의 합은 10~40% 사이에서 행하는 것이 바람직하다. 통상 열간압연을 다단 압연하는 실시하는 주요한 이유는 압연부하를 저감하고 두께를 정밀하게 제어하는 것으로, 마지막 2Pass 압하율의 합이 40%를 초과하는 경우 마지막 2Pass 압연부하가 과도하게 증가하여 작업성이 열위해지는 문제가 있다. 반면, 마지막 2Pass 압하율의 합이 10% 미만인 경우, 강판의 온도가 급격히 저하되며 작업성을 불량하게 한다.
- [123] 열간 압연 중 혹은 열간 압연 후 강판은 가공경화, 회복, 재결정이 발생하며 오스테나이트의 결정입도와 내부 에너지가 변화한다. 통상적으로 재결 이방성을 향상하기 위해 마무리 열간압연 온도인 FDT를 개결정 온도인 Tnr 이상인 것으로 제어하여 집합조직의 형성을 최소화하는 것이 일반적이다. 한편 베이나이트 변태에서는 상변태에 수반되는 전단변형을 내부적으로 수용하기 위해 여러 개의 형제정(Variant)으로 미세조직이 분화된다. 이러한 특성으로 전단 변태로 생성된 베이나이트는 확산 변태로 생성된 페라이트에 비해, 집합조직의 형성이 압연온도에 덜 민감해진다. 하지만, 압연온도가 낮아 오스테나이트의 누적 변형량이 큰 경우에는 형제정의 생성이 오스테나이트 내부 변형량을 상쇄하는 방향으로 선택적으로 발생할 수 있고, 이 경우 집합조직이 형성되어 이방성이 열위해진다. 따라서, 압연 종료온도는 상기 관계식 1에 정의된 온도 이상에서 수행하는 것이 바람직하다.
- [124]
- [125] 한편, 열간 압연 후 오스테나이트의 결정립도는 합금 성분, 압연종료온도 및 압하량의 영향을 받으며, 후속되는 냉각 공정에서의 페라이트와 베이나이트 생성 거동 및 최종 미세조직에 영향을 미치게 된다. 본 발명에서 중요한 구성상의 하나인 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 크기는 열간 압연 후 오스테나이트 결정립도의 크기가 클수록 증가한다. 본 발명에서 마지막 압하율의 합이 10~40%인 조건에서 오스테나이트의 결정립도는 압연종료온도와 첨가된 합금원소의 종류에 따라 상기 관계식2의 Du와 같이 산출할 수 있음을 확인하였으며, 그 값이 10을 초과하는 경우 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 결정립도가 2 $\mu$ m를 초과하여 구멍확장성이 열위해지는 것을 확인하였다.
- [126]

- [127] 냉각 단계
- [128] 상기 열간 압연 후, 열연장판을 Ms~520°C 사이의 하기 관계식 3을 만족하는 온도 T1까지 50°C/s 이상의 냉각속도로 1차 냉각하고, 이어, T1~Ms-50°C 사이의 권취온도까지 50°C/s 이하의 냉각속도로 2차 냉각하는 것이 바람직하다.
- [129] 베이나이트 변태시 생성된 전위는 회복현상에 의해 그 밀도가 서서히 감소하며, 전위밀도 소실의 정도는 베이나이트 변태 온도가 높을수록 크다. 본 발명에서 의도하는 전위밀도를 유지하기 위해서는 베이나이트 변태온도가 520°C 미만이어야 하므로 1차 냉각 종료온도인 T1의 상한은 520°C가 바람직하다. 반면, 1차 냉각종료온도가 Ms 이하가 되면 마르텐사이트 변태가 급격히 진행되어, 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 분율이 과도하게 증가하게 된다. 따라서, 1차 냉각 종료온도인 T1은 Ms~520°C 것이 바람직하다.
- [130] 한편, 본 발명에서는 베이나이트 페라이트와 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 면적분율의 합이 95%이상이어야 하므로, 1차 냉각과정에서 생성되는 입상 페라이트의 생성을 효과적으로 억제해야 한다. 본 발명에서 제안하는 합금 조성이 상기 관계식 2를 만족하는 경우 1차 냉각속도가 50°C/s 이상인 경우, 입상 페라이트의 생성을 5% 미만으로 관리하는 것이 가능함을 확인하였다. 1차 냉각속도의 상한은 특별히 한정하지 않으나, 강판이 급격히 냉각되는 경우 관형상이 뒤틀릴 수 있으므로 200°C/s 이내로 제어하는 것이 바람직하다.
- [131]
- [132] 나아가, 본 발명자들은 본 발명에서 제안하는 합금조성을 갖는 강으로 강도가 우수한 강판을 제조하는 것이 가능함을 확인하였으나, 권취 후 좌굴에 의해 후속 공정의 작업성이 열위해지는 현상을 해결하기 위하여 연구와 실험을 거듭하였다. 그 결과, 좌굴의 발생원인은 권취 전 형성된 베이나이트 양이 미미하고, 권취 이후 상변태가 진행됨으로써 변태소성에 의해 좌굴이 발생하는 것으로 확인하였다. 그리고 권취 후 좌굴이 발생하는 것을 방지하기 위해서는 권취 전 냉각단계에서 베이나이트의 생성이 60% 이상이 되어야 함을 확인하였다. 그런데 권취 전 베이나이트 생성분율을 증가시키기 위해서는 권취 전 유지시간을 증가하는 것이 가장 효과적이다.
- [133] 철강제품 제조공정에서 압연-냉각-권취는 연속적으로 나열된 설비에 의해 진행되므로, 권취 전 유지시간을 증가시키기 위해서는 냉각대의 길이를 증가하거나 압연 속도를 낮게 하는 방법이 있다. 하지만 냉각대의 길이를 증가시키는 것은 비용이 발생하고, 압연속도를 느리게 하는 것은 생산성의 저하를 유발하므로 통상적인 열연제조공정에서는 냉각대를 통과하는 시간이 제한적일 수밖에 없다. 따라서 본 발명은 주어진 시간에서 좌굴이 발생하지 않을 수준으로 권취 전 베이나이트 변태량의 분율이 확보될 수 있도록 제시함을 특징으로 한다.
- [134] 본 발명자들은 좌굴이 발생하지 않기 위해 권취 전 냉각대에서 상변태가

완료된 분율은 60% 이상이어야 함을 확인하였으며, 통상의 열연공정에서 확보 가능한 냉각시간이 15초 이내인 것을 감안할 때, 1차 냉각 종료온도는 Ms~520°C 범위를 만족하면서, 하기 관계식 3에 의해 정의되는 T1 온도 범위 이내로 해야 함을 알 수 있었다.

[135] [관계식 3]

$$[136] \quad k(t) = \frac{20}{D_u} \exp\left\{-\left(\frac{T_1 + 273 - T_D}{112}\right)^{1.92}\right\} \geq 7.0 \times 10^{-3}$$

[137] 여기서, Ms는 냉각에 의해 마르텐사이트 생성이 시작되는 온도이며, Ms = 550-330×[C]-41×[Mn]-20×[Cr]-10×[Mo]+30×[Al]-20×[Si]이며, Ms는 °C 단위이며, 각 원소는 중량%를 의미한다

[138]

[139] 그리고 본 발명에서는 상기 1차 냉각 후 T1~Ms-50°C 사이의 권취온도까지 50°C/s 이하의 냉각속도로 2차 냉각한다. 2차 냉각이 진행되는 동안 베이나이트 변태가 진행되어 오스테나이트는 안정화되어 실질적인 Ms 온도는 하락하게 된다. 따라서 2차 냉각 종료온도의 하한은 미변태된 오스테나이트로의 탄소농화가 고려되지 않은 Ms 온도보다 낮게 적용하는 것이 가능하고, 베이나이트 변태가 60% 이상 진행된 경우 Ms-50°C 이상의 온도를 적용할 수 있다. 2차 냉각시 베이나이트 변태가 진행되므로 급격한 온도변화는 판형상의 뒤틀림을 유발할 수 있으므로 2차 냉각속도의 상한은 50°C/s로 설정한다.

[140]

[141] 권취 및 최종냉각 단계

[142] 이어, 상기 1차 냉각 및 2차 냉각된 열연강판은 2차 냉각 종료온도에서 권취한 후 상온까지 최종 냉각한다.

[143] 본 발명에서는 상기 최종 냉각이 완료된 강판에 추가로 산세 및 도유하여 할 수 있다.

[144] 또한, 산세 후 400~750°C의 온도범위로 가열하여 용융아연도금공정을 적용할 수 있다. 상기 용융아연도금공정은 아연계 도금용을 이용할 수 있으며, 상기 아연계 도금욕내 합금조성에 대해서는 특별히 한정하지 아니한다.

[145]

### 발명의 실시를 위한 형태

[146] 이하 실시예를 통하여 본 발명을 보다 상세히 설명한다.

[147] (실시예)

[148] 하기 표 1이 합금조성을 갖는 강 슬라브를 마련하였으며, 이때, 상기 합금조성의 잔여 성분은 Fe 및 불가피한 불순물이다. 이렇게 마련된 강 슬라브를 하기 표2의 제조 조건에 따라 열연강판을 제조하였다. 구체적으로, 강 슬라브의 재가열 온도는 1200°C, 열간 압연 후 열연강판의 두께는 2.6mm로 하였으며, 마무리압연 최종 2Pass의 합은 25%로 동일하게 적용하였다. 열간압연 직후의

냉각은 60~70°C/s의 냉각속도로 행하였고, 1차 냉각 후 2차 냉각까지의 유지시간은 15초를 적용하였다. 한편 하기 표 2에는 전술한 관계식 1 내지 관계식 3의 만족 여부를 ○와 x로 표기하였으며, ○는 관계식이 만족된 경우, x는 관계식이 만족되지 않는 경우를 나타낸다.

[149]

[150] 상기 제조된 각각의 열연강판에 대하여 기계적 특성인 항복강도(YS), 인장강도(TS), 연신률(EI), 압연직각 방향과 압연 수직방향 연신률의 차이(Del\_EI) 및 구멍확장성(HER)을 측정하여 하기 표 3에 나타내었다. 그리고 상기 제조된 각 열연강판의 미세조직을 관찰하여 그 결과를 또한 하기 표3에 나타내었다.

[151] 한편, 본 발명에서 항복강도와 연신률은 각각 0.2% off-set 항복강도와, 파괴연신률을 나타낸다, 그리고, 항복강도, 인장강도 및 연신율의 측정은 JIS-5호 규격 시험편을 압연방향에 수직인 방향으로 시험편을 채취하여 시험한 결과치이다. 한편 Del\_EI은 상기 규격의 시험편을 압연방향에 평행한 방향에서 측정된 파괴연신률과 압연방향에 수직인 방향에서 측정한 파괴연신률의 차이를 나타내는 결과치이다.

[152] 또한 강 중 미세조직으로 형성된 베이니틱 페라이트상과 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 분율은 시험편을 레페라 에칭법으로 에칭한 후, 광학현미경과 이미지 분석기를 이용하여 1000배율로 분석한 결과로 나타내었다. 그리고 베이니틱 페라이트의 입자내 방위차는 후방전자산란회절법(Electron Back Scattered Diffraction)을 이용하여 측정하였다.

[153] 그리고 후방전자산란회절법은 주사전자현미경에 장착된 측정기를 사용하였으며, 가속전압은 20kV를 사용하여, 70nm의 간격을 적용하여 50 $\mu$ m × 50 $\mu$ m론의 면적을 측정하였으며, OIM Analysis™ 분석 프로그램을 사용하였다.

[154] [표1]

	강 조성성분(중량%)										
	C	Si	Mn	P	S	Sol.A I	Cr	Mo	Ti	Nb	N
발명 강1	0.08	0.5	2.1	0.012	0.004	0.03	0.3	0	0.03	0.02	0.004 6
발명 강2	0.10	0.5	2.1	0.011	0.003	0.03	0.3	0	0.03	0.02	0.004 5
발명 강3	0.08	0.2	2.3	0.011	0.003	0.03	0.8	0	0.03	0.02	0.003 9
발명 강4	0.06	0.9	2.3	0.013	0.004	0.03	0.6	0	0.04	0.02	0.004 9
발명 강5	0.06	0.3	2.5	0.015	0.004	0.02	0.2	0.2	0.06	0.02	0.003 8
발명 강6	0.12	0.3	2.1	0.009	0.003	0.03	0	0.2	0.04	0.02	0.004 1
발명 강7	0.08	1.2	2.3	0.011	0.002	0.03	0.6	0	0	0	0.004 2
발명 강8	0.08	0.5	1.5	0.011	0.003	0.03	0.3	0	0.03	0.02	0.004 1
비교 강1	0.04	0.3	2.1	0.009	0.004	0.02	0.6	0.2	0	0	0.003 9
비교 강2	0.08	0.5	3.5	0.013	0.003	0.03	0.3	0	0.03	0.02	0.004 5
비교 강3	0.08	1.5	2.1	0.014	0.004	0.03	2.5	0	0.03	0.02	0.003 8

[155] [표2]

구분	강종	FDT(°C)	1차 냉각종료 온도(°C)	2차 냉각종료 온도(°C)	2차 냉각 속도(°C/s)	관계식1	관계식2	관계식3
발명예1	발명강1	921	502	446	3.7	○	○	○
발명예2	발명강1	919	460	441	1.3	○	○	○
발명예3	발명강1	878	462	441	1.4	○	○	○
발명예4	발명강2	922	482	452	2.0	○	○	○
발명예5	발명강3	920	487	451	2.4	○	○	○
발명예6	발명강3	909	509	482	1.8	○	○	○
발명예7	발명강4	922	477	461	1.1	○	○	○
발명예8	발명강5	923	479	451	1.9	○	○	○
발명예9	발명강6	921	479	451	1.9	○	○	○
발명예10	발명강7	918	481	448	2.2	○	○	○
발명예11	발명강7	917	462	439	1.5	○	○	○
발명예12	발명강7	877	461	434	1.8	○	○	○
발명예13	발명강8	918	479	461	1.2	○	○	○
발명예14	발명강8	920	475	441	2.3	○	○	○
비교예1	비교강1	923	473	441	2.1	○	○	○

비교예2	비교강2	921	493	449	2.9	○	○	×
비교예3	비교강3	923	483	449	2.3	○	○	×
비교예4	발명강1	917	552	526	1.7	○	○	○
비교예5	발명강1	834	481	461	1.3	×	○	○
비교예6	발명강7	921	551	531	1.3	○	○	×
비교예7	발명강7	964	483	452	2.1	○	×	○

[156] [표3]

구분	베이나틱 페라이트		마르텐사이트/오 스테 나이트 복합상			기계적 특성				
	분율 (%)	1.5°~10.5° 분율(%)	분율 (%)	평균 입경( μm)	간격 (μm)	YP(M Pa)	TS(M Pa)	EL(% )	Del-E l(%)	HER( %)
발명 예1	81	65	19	1.6	0.8	863	1075	11.5	2.1	39
발명 예2	75	74	25	1.7	0.9	920	1125	10.4	2.1	38
발명 예3	75	73	25	1.3	0.7	947	1164	9.9	2.3	34
발명 예4	67	70	33	1.7	0.8	942	1176	10.3	2.1	32
발명 예5	76	68	24	1.7	0.9	869	1076	11.6	2.3	40
발명 예6	79	61	21	1.5	0.9	794	1001	13.1	2.4	43
발명 예7	85	69	15	1.5	1.0	803	984	12.8	2.0	47
발명 예8	84	71	16	1.5	0.9	826	1011	12.7	2.3	45
발명 예9	59	69	41	1.7	0.7	1006	1264	8.7	2.2	25
발명 예10	75	71	25	1.9	1.0	873	1077	11.7	1.8	40
발명 예11	74	76	26	2.0	1.0	913	1114	10.9	1.8	39
발명 예12	75	76	55	1.6	0.8	939	1147	10.4	2.0	36
발명 예13	77	69	23	1.7	0.9	859	1064	11.8	2.0	41
발명	74	72	26	1.7	0.9	904	1112	10.9	2.0	38

예 14										
비교 예 1	91	55	9	2.3	2.0	770	923	13.6	2.0	54
비교 예 2	75	67	25	1.6	0.8	873	1085	11.5	2.4	39
비교 예 3	75	70	25	1.4	0.7	903	1121	11.0	2.0	36
비교 예 4	84	38	16	1.4	0.9	687	888	15.4	2.1	48
비교 예 5	77	69	23	0.7	0.4	940	1202	7.8	3.8	27
비교 예 6	84	48	16	1.7	1.1	666	861	15.9	1.8	50
비교 예 7	76	63	24	2.4	1.3	798	1024	11.8	1.5	23

- [157] 상기 표 1 내지 표 3에 나타난 바와 같이, 본 발명에서 제안하는 합금조성 및 제조조건을 모두 만족하는 발명에 1 내지 14는 미세조직이 베이니틱 페라이트의 면적 분율이 55% 이상, 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 면적분율이 10% 이상, 그리고 이들 조직의 합계 면적 분율이 95% 이상임을 알 수 있다. 또한 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 평균입경이  $2.0\mu\text{m}$  이하이고, 복합상의 평균 간격은  $0.3\mu\text{m}$  이상을 만족함에 따라, 의도하는 강도와 성형성을 확보할 수 있었다.
- [158] 이에 따라, 본 발명의 강관은 항복강도는 750MPa 이상, 인장강도는 950MPa 이상, 연신률은 8% 이상, Del\_EI은 3% 미만, HER은 25% 이상을 확보할 수 있음을 알 수 있다.
- [159]
- [160] 이에 반하여, 비교예 1은 C 함량이 0.05% 미만으로, 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)이 면적분율로 10%를 확보할 수 없게 되어, 950MPa 이상의 인장강도를 확보할 수 없었다.
- [161] 비교예 2는 Mn의 함량이 지나치게 높아 권취 전에 충분한 양의 베이나이트 변태가 이루어지지 않으므로 권취 후 좌굴발생의 위험이 있었다.
- [162] 비교예 3은 Cr의 함량이 지나치게 높아 권취 전에 충분한 양의 베이나이트 변태가 이루어지지 않으므로 권취 후 좌굴발생의 위험이 있었다.
- [163] 비교예 4는 1차 냉각종료온도와 2차 냉각종료 온도가 지나치게 높아 베이니틱 페라이트 내부 전위의 소실이 과도하게 발생하여, 베이니틱 페라이트 입자내

방위차가  $1.5^{\circ}$ ~ $10.5^{\circ}$  이내인 면적분율을 55% 이상 확보할 수 없어 항복강도와 인장강도가 열위하였다.

- [164] 비교예 5는 압연종료온도가 지나치게 낮아 관계식 1을 만족하지 못하여, 형제정의 선택적인 생성이 이루어져 재질이방성이 과도하게 발생하게 되어 측정방향별 연신률의 차이가 3%를 초과하였다.
- [165] 비교예 6은 1차 냉각종료온도와 2차 냉각종료온도가 지나치게 높아 베이니틱 페라이트 내부 전위의 소실이 과도하게 발생하여 항복강도가 열위하였으며, 동시에 관계식3을 만족하지 못하였다. 따라서 베이나이트 변태 속도가 느려, 권취 전 변태되는 베이나이트의 양이 60% 이상을 확보할 수 없으므로, 재질이 불량한 문제와 함께 권취 후 좌굴발생의 위험이 있다.
- [166] 비교예 7은 압연온도종료온도가 지나치게 높아 관계식 2를 만족하지 못하였고, 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 입경이 지나치게 조대하였다. 그 결과 25% 이상의 구멍확장성을 확보할 수 없었다.
- [167]
- [168] 도 1은 본 발명의 실시예에서의 강 미세조직을 주사전자현미경에 부착된 후방전자회절산란법으로 관찰한 사진으로서, 도 1(a)은 발명에 1을, 도 2(b)는 비교예 4의 경우를 나타낸다. 각 사진에서, 검은색은 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)을 나타내며, 흰색은 베이니틱 페라이트 입자내 방위차가  $1.5^{\circ}$  미만인 영역을 나타내고, 회색은 베이니틱 페라이트 입자내 방위차가  $1.5^{\circ}$ ~ $10.5^{\circ}$ 인 영역을 나타낸다.
- [169]
- [170] 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, 탄소(C): 0.05~0.13%, 실리콘(Si): 0.2~2.0%, 망간(Mn): 1.3~3.0%, 알루미늄(Al): 0.01~0.1%, 인(P): 0.001~0.05%, 황(S): 0.001~0.05%, 질소(N): 0.001~0.02%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 강 미세조직이, 면적%로, 베이니틱 페라이트: 55% 이상, 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA): 10% 이상, 베이니틱 페라이트와 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 합: 95% 이상, 그리고 잔여 합계로 5% 미만의 입상 페라이트, 잔류 오스테나이트 및 탄화물을 포함하고, 상기 베이니틱 페라이트는 입자내 방위차가 1.5° 이상 10.5° 이하인 것의 면적분율이 베이니틱 페라이트 전체 면적의 55% 이상이고, 상기 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 평균입경은 2.0 $\mu$ m 이하이며, 평균 간격이 0.3  $\mu$ m 이상인 항복강도가 우수한 고강도 열연강판.
- [청구항 2] 제 1항에 있어서, 상기 열연강판은, 중량%로, 크롬(Cr): 0.01~2.0%, 몰리브덴(Mo): 0.01~2.0%, 티타늄(Ti): 0.01~0.2% 및 니오븀(Nb): 0.01~0.1% 중 1종 이상을 추가로 포함하는 것을 특징으로 하는 항복강도가 우수한 고강도 열연강판.
- [청구항 3] 제 1항에 있어서, 상기 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA)의 면적 분율이 10~45%인 것을 특징으로 하는 항복강도가 우수한 고강도 열연강판.
- [청구항 4] 제 1항에 있어서, 상기 열연강판은 항복강도가 750MPa 이상이고, 인장강도가 950MPa 이상이며, 연신률이 8% 이상이며, 구멍확장성이 25% 이상이고, 압연수직 방향과 압연평행 방향에서 측정된 연신률의 차이가 3% 이하인 것을 특징으로 하는 항복강도가 우수한 고강도 열연강판.
- [청구항 5] 중량%로, 탄소(C): 0.05~0.13%, 실리콘(Si): 0.2~2.0%, 망간(Mn): 1.3~3.0%, 알루미늄(Al): 0.01~0.1%, 인(P): 0.001~0.05%, 황(S): 0.001~0.05%, 질소(N): 0.001~0.02%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하는 강 슬라브를 1100~1350°C에서 재가열 하는 단계; 상기 재가열된 강 슬라브를 마무리 열간압연 직후의 열연판의 온도인 FDT(°C)가 750~1150°C 사이에서 하기 관계식 1 및 관계식 2를 만족하고, 마지막 압연 2 Pass의 압하량의 합이 10~40%로 제어하면서 마무리 열간압연하는 단계; 상기 열간압연된 강판을 Ms~520°C 사이의 하기 관계식 3에서 정의된 T1 온도 이하의 온도까지 50°C/s 이상의 냉각속도로 1차 냉각하고, 이어, T1 ~Ms-50°C 사이의 권취온도까지 50°C/s 이하의 냉각속도로 2차 냉각하는 단계; 및

상기 2차 냉각 후 권취된 열연강판을 상온까지 최종 냉각하는 단계;를 포함하는 항복강도가 우수한 고강도 열연강판의 제조방법.

[관계식 1]

$$FDT \geq T_{nr} - 50^{\circ}\text{C}$$

여기서,  $T_{nr}$ 은 재결정 지연이 개시되는 온도로서,  $T_{nr} =$

$795 + 88 \times [\text{C}] + 45 \times [\text{Mn}] + 23 \times [\text{Cr}] + 760 \times [\text{Ti}] + 480 \times [\text{Nb}] - 80 \times [\text{Si}]$ 이며, 각 원소는 중량%를 의미한다.

[관계식 2]

$$D_u = 3.7 + 0.36 \times [\text{C}] - 1.21 \times [\text{Si}] - 0.23 \times [\text{Mn}] - 0.19 \times [\text{Cr}] - 41.63 \times [\text{Ti}] - 54.44 \times [\text{Nb}] + 0.$$

$0.49 \times [FDT - 773] \leq 10$ ,  $D_u$ 는 마무리 열간압연 후 1차 냉각 직전의

오스테나이트의 유효결정립도를 나타내는 지표로서, 각 원소는 중량%를 의미한다.

[관계식 3]

$$k(t) = \frac{20}{D_v} \exp\left\{-\left(\frac{T_1 + 273 - T_D}{112}\right)^{1.92}\right\} \geq 7.0 \times 10^{-3}$$

여기서,  $T_D = 820 - 290 \times [\text{C}] - 90 \times [\text{Mn}] - 70 \times [\text{Cr}] - 62 \times [\text{Mo}] - 35 \times [\text{Si}]$ 이며, 각 원소는 중량 함량을 의미한다.

$M_s$ 는 냉각에 의해 마르텐사이트 생성이 시작되는 온도이며,  $M_s =$

$550 - 330 \times [\text{C}] - 41 \times [\text{Mn}] - 20 \times [\text{Cr}] - 10 \times [\text{Mo}] + 30 \times [\text{Al}] - 20 \times [\text{Si}]$ 이며,  $M_s$ 는  $^{\circ}\text{C}$  단위이며, 각 원소는 중량%를 의미한다.

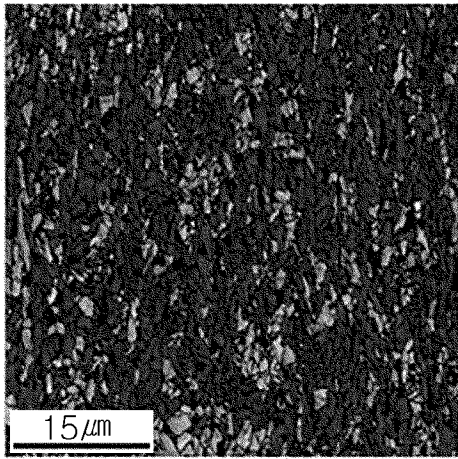
[청구항 6] 제 5항에 있어서, 상기 열연강판은, 중량%로, 크롬(Cr): 0.01~2.0%, 몰리브덴(Mo): 0.01~2.0%, 티타늄(Ti): 0.01~0.2% 및 니오븀(Nb): 0.01~0.1% 중 1종 이상을 추가로 포함하는 것을 특징으로 하는 항복강도가 우수한 고강도 열연강판의 제조방법.

[청구항 7] 제 5항에 있어서, 상기 최종 냉각이 완료된 강판을 산세 및 도유하는 단계를 더 포함하는 항복강도가 우수한 고강도 강판의 열연강판의 제조방법.

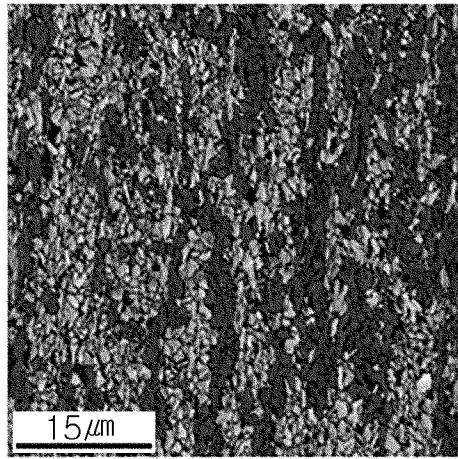
[청구항 8] 제 5항에 있어서, 상기 최종 냉각이 완료된 강판을 산세 후 400~750 $^{\circ}\text{C}$ 의 온도범위로 가열하여 용융아연도금하는 단계를 추가로 포함하는 항복강도가 우수한 고강도 강판의 열연강판의 제조방법.

[도 1]

(a)



(b)



## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/KR2021/012411

<b>A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER</b>		
C22C 38/60(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/02(2006.01)i; C22C 38/04(2006.01)i; C22C 38/06(2006.01)i; C22C 38/22(2006.01)i; C22C 38/26(2006.01)i; C22C 38/28(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i; C23C 2/06(2006.01)i		
According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC		
<b>B. FIELDS SEARCHED</b>		
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C22C 38/60(2006.01); B21B 3/00(2006.01); C21D 8/02(2006.01); C22C 38/00(2006.01); C22C 38/02(2006.01); C22C 38/14(2006.01); C22C 38/28(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), 베이니틱페라이트(bainitic ferrite), 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA), 방위 (orientation)		
<b>C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT</b>		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	KR 10-1980471 B1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 21 May 2019 (2019-05-21) See paragraphs [0117], [0122], [0129], [0140] and [0150]-[0154], claim 1 and table 2.	1-8
A	KR 10-2006-0072196 A (POSCO) 28 June 2006 (2006-06-28) See paragraph [0049] and claim 1.	1-8
A	JP 5903880 B2 (JFE STEEL CORP.) 13 April 2016 (2016-04-13) See claim 1.	1-8
A	KR 10-2009-0070484 A (POSCO) 01 July 2009 (2009-07-01) See paragraphs [0080] and [0118] and claim 1.	1-8
A	KR 10-1758003 B1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 13 July 2017 (2017-07-13) See claim 1.	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 <b>24 December 2021</b>		Date of mailing of the international search report <b>24 December 2021</b>
Name and mailing address of the ISA/KR <b>Korean Intellectual Property Office Government Complex-Daejeon Building 4, 189 Cheongsaro, Seo-gu, Daejeon 35208</b> Facsimile No. +82-42-481-8578		Authorized officer  Telephone No.

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**  
**Information on patent family members**

International application No.

**PCT/KR2021/012411**

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
KR	10-1980471	B1	21 May 2019	BR 112017017443 A2	03 April 2018
				CN 107406929 A	28 November 2017
				CN 107406929 B	04 January 2019
				EP 3263729 A1	03 January 2018
				EP 3263729 B1	20 November 2019
				ES 2769224 T3	25 June 2020
				JP 6399201 B2	03 October 2018
				JP WO2016-135896 A1	12 October 2017
				KR 10-2017-0106459 A	20 September 2017
				MX 2017010532 A	14 December 2017
				PL 3263729 T3	18 May 2020
				TW 201641714 A	01 December 2016
				TW 1598450 B	11 September 2017
				US 10689737 B2	23 June 2020
				US 2018-0037980 A1	08 February 2018
				WO 2016-135896 A1	01 September 2016
<hr/>					
KR	10-2006-0072196	A	28 June 2006	KR 10-1105128 B1	16 January 2012
<hr/>					
JP	5903880	B2	13 April 2016	JP 2013-133476 A	08 July 2013
<hr/>					
KR	10-2009-0070484	A	01 July 2009	KR 10-0957970 B1	17 May 2010
<hr/>					
KR	10-1758003	B1	13 July 2017	BR 112015024840 A2	18 July 2017
				BR 112015024840 B1	31 March 2020
				CN 105102658 A	25 November 2015
				CN 105102658 B	15 March 2017
				EP 2987884 A1	24 February 2016
				EP 2987884 B1	03 April 2019
				ES 2726654 T3	08 October 2019
				JP 6194951 B2	13 September 2017
				JP WO2014-171427 A1	23 February 2017
				KR 10-2015-0121161 A	28 October 2015
				MX 2015013563 A	05 February 2016
				PL 2987884 T3	31 July 2019
				TW 201502286 A	16 January 2015
				TW 1525201 B	11 March 2016
				US 10000829 B2	19 June 2018
				US 2016-0017465 A1	21 January 2016
				WO 2014-171427 A1	23 October 2014

<b>A. 발명이 속하는 기술분류(국제특허분류(IPC))</b> C22C 38/60(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/02(2006.01)i; C22C 38/04(2006.01)i; C22C 38/06(2006.01)i; C22C 38/22(2006.01)i; C22C 38/26(2006.01)i; C22C 38/28(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i; C23C 2/06(2006.01)i		
<b>B. 조사된 분야</b> 조사된 최소문헌(국제특허분류를 기재) C22C 38/60(2006.01); B21B 3/00(2006.01); C21D 8/02(2006.01); C22C 38/00(2006.01); C22C 38/02(2006.01); C22C 38/14(2006.01); C22C 38/28(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), 베이니틱페라이트(bainitic ferrite), 마르텐사이트/오스테나이트 복합상(MA), 방위(orientation)		
<b>C. 관련 문헌</b>		
카테고리*	인용문헌명 및 관련 구절(해당하는 경우)의 기재	관련 청구항
A	KR 10-1980471 B1 (신닛테츠스미킨 카부시카이사) 2019.05.21 단락 [0117], [0122], [0129], [0140], [0150]-[0154], 청구항 1 및 표 2	1-8
A	KR 10-2006-0072196 A (주식회사 포스코) 2006.06.28 단락 [0049] 및 청구항 1	1-8
A	JP 5903880 B2 (JFE STEEL CORP.) 2016.04.13 청구항 1	1-8
A	KR 10-2009-0070484 A (주식회사 포스코) 2009.07.01 단락 [0080], [0118] 및 청구항 1	1-8
A	KR 10-1758003 B1 (신닛테츠스미킨 카부시카이사) 2017.07.13 청구항 1	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		
국제조사의 실제 완료일 <b>2021년12월24일(24.12.2021)</b>		국제조사보고서 발송일 <b>2021년12월24일(24.12.2021)</b>
ISA/KR의 명칭 및 우편주소 대한민국 특허청 (35208) 대전광역시 서구 청사로 189, 4동 (둔산동, 정부대전청사) 팩스 번호 +82-42-481-8578		심사관 방승훈 전화번호 +82-42-481-5560

국제조사보고서에서 인용된 특허문헌	공개일	대응특허문헌	공개일
KR 10-1980471 B1	2019/05/21	BR 112017017443 A2	2018/04/03
		CN 107406929 A	2017/11/28
		CN 107406929 B	2019/01/04
		EP 3263729 A1	2018/01/03
		EP 3263729 B1	2019/11/20
		ES 2769224 T3	2020/06/25
		JP 6399201 B2	2018/10/03
		JP WO2016-135896 A1	2017/10/12
		KR 10-2017-0106459 A	2017/09/20
		MX 2017010532 A	2017/12/14
		PL 3263729 T3	2020/05/18
		TW 201641714 A	2016/12/01
		TW I598450 B	2017/09/11
		US 10689737 B2	2020/06/23
		US 2018-0037980 A1	2018/02/08
		WO 2016-135896 A1	2016/09/01
		KR 10-2006-0072196 A	2006/06/28
JP 5903880 B2	2016/04/13	JP 2013-133476 A	2013/07/08
KR 10-2009-0070484 A	2009/07/01	KR 10-0957970 B1	2010/05/17
KR 10-1758003 B1	2017/07/13	BR 112015024840 A2	2017/07/18
		BR 112015024840 B1	2020/03/31
		CN 105102658 A	2015/11/25
		CN 105102658 B	2017/03/15
		EP 2987884 A1	2016/02/24
		EP 2987884 B1	2019/04/03
		ES 2726654 T3	2019/10/08
		JP 6194951 B2	2017/09/13
		JP WO2014-171427 A1	2017/02/23
		KR 10-2015-0121161 A	2015/10/28
		MX 2015013563 A	2016/02/05
		PL 2987884 T3	2019/07/31
		TW 201502286 A	2015/01/16
		TW I525201 B	2016/03/11
		US 10000829 B2	2018/06/19
US 2016-0017465 A1	2016/01/21		
WO 2014-171427 A1	2014/10/23		