

(12) 특허협력조약에 의하여 공개된 국제출원

(19) 세계지식재산권기구
국제사무국

(43) 국제공개일

2021년 6월 24일 (24.06.2021)



WIPO | PCT



(10) 국제공개번호

WO 2021/125596 A1

(51) 국제특허분류:

C22C 38/04 (2006.01) C22C 38/00 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01) C21D 9/68 (2006.01)

(21) 국제출원번호: PCT/KR2020/016653

(22) 국제출원일: 2020년 11월 24일 (24.11.2020)

(25) 출원언어: 한국어

(26) 공개언어: 한국어

(30) 우선권정보:

10-2019-0169606 2019년 12월 18일 (18.12.2019) KR

(71) 출원인: 주식회사 포스코 (POSCO) [KR/KR]; 37859
경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동),
Gyeongsangbuk-do (KR).

(72) 발명자: 이재훈 (LEE, Jae-Hoon); 57807 전라남도 광양
시 폭포사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR).
한상호 (HAN, Sang-Ho); 57807 전라남도 광양시 폭포
사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR).

(74) 대리인: 특허법인 씨엔에스 (C&S PATENT AND LAW
OFFICE); 06292 서울시 강남구 언주로30길 13, 대림아
크로텔 7층, Seoul (KR).

(81) 지정국 (별도의 표시가 없는 한, 가능한 모든 종류의 국
내 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 역
내 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), 유
럽 (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).

공개:

— 국제조사보고서와 함께 (조약 제21조(3))

(54) Title: HIGH-STRENGTH STEEL SHEET HAVING SUPERIOR WORKABILITY, AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR

(54) 발명의 명칭: 가공성이 우수한 고강도 강판 및 그 제조방법

(57) Abstract: The present invention relates to a steel sheet which can be used for automobile parts and the like, and relates to a steel sheet having a superior strength-ductility and strength-hole expansibility balance and superior bending workability, and a method for manufacturing same.

(57) 요약서: 본 발명은 자동차 부품 등에 사용될 수 있는 강판에 관한 것으로서, 강도와 연성의 밸런스 및 강도와 구멍확장성의 밸런스가 우수하고, 굽힘가공성이 우수한 강판과 이를 제조하는 방법에 관한 것이다.



WO 2021/125596 A1

명세서

발명의 명칭: 가공성이 우수한 고강도 강판 및 그 제조방법

기술분야

- [1] 본 발명은 자동차 부품 등에 사용될 수 있는 강판에 관한 것으로서, 고강도 특성을 구비하면서도 가공성이 우수한 강판과 이를 제조하는 방법에 관한 것이다.

[2]

배경기술

- [3] 최근 자동차 산업은 지구 환경을 보호하기 위하여 소재 경량화를 도모하고, 동시에 탑승자 안정성을 확보할 수 있는 방안에 주목하고 있다. 이러한 안정성과 경량화 요구에 부응하기 위해 고강도 강판의 적용이 급격히 증가하고 있다. 일반적으로 강판의 고강도화가 이루어질수록 강판의 가공성은 저하되는 것으로 알려져 있다. 따라서, 자동차 부품용 강판에 있어서, 고강도 특성을 구비하면서도, 연성, 굽힘가공성 및 구멍확장성 등으로 대표되는 가공성이 우수한 강판이 요구되고 있는 실정이다.

[4]

- [5] 강판의 가공성을 개선하는 기술로써, 템퍼드 마르텐사이트를 활용하는 방법이 특허문헌 1 및 2에 개시되어 있다. 경질의 마르텐사이트를 템퍼링(tempering)시켜 만든 템퍼드 마르텐사이트는 연질화된 마르텐사이트이므로, 템퍼드 마르텐사이트는 기존의 템퍼링되지 않은 마르텐사이트(프레시 마르텐사이트)와 강도의 차이가 존재한다. 따라서, 프레시 마르텐사이트를 억제시키고 템퍼드 마르텐사이트를 형성하게 되면 가공성이 증가할 수 있다.

[6]

그러나 특허문헌 1 및 2에 개시된 기술로는 인장강도와 연신율의 밸런스(TSXEI)가 22,000MPa% 이상을 만족하지 못하고, 이는 우수한 강도 및 연성이 모두 우수한 강판을 확보하기 어렵다는 것을 의미한다.

[7]

- [8] 한편, 자동차 부재용 강판은 고강도이면서 가공성이 우수한 특성을 모두 얻기 위해서 잔류 오스테나이트의 변태유기소성을 이용한 TRIP(Transformation Induced Plasticity)강이 개발되었다. 특허문헌 3에서는 강도 및 가공성이 우수한 TRIP강이 개시되어 있다.

[9]

특허문헌 3에서는 다각형의 페라이트와 잔류 오스테나이트 및 마르텐사이트를 포함하여, 연성과 가공성을 향상시키고자 하였으나, 베이나이트를 주상(主相)으로 하고 있어 높은 강도를 확보하지 못하고, 인장강도와 연신율의 밸런스(TSXEI) 역시 22,000MPa% 이상을 만족하지 못하는 것을 알 수 있다.

[10]

[11] 즉, 높은 강도를 가지면서도, 연성, 굽힘가공성 및 구멍확장성 등으로 대표되는 가공성이 우수한 강판에 대한 요구를 충족시키지 못하고 있는 실정이다.

[12]

[13] (선행기술문헌)

[14] (특허문헌 1) 한국 공개특허공보 제10-2006-0118602호

[15] (특허문헌 2) 일본 공개특허공보 제2009-019258호

[16] (특허문헌 3) 한국 공개특허공보 제10-2014-0012167호

[17]

발명의 상세한 설명

기술적 과제

[18] 본 발명의 일측면에 따르면, 강판의 조성 및 미세조직을 최적화하여 우수한 연성, 굽힘가공성 및 구멍확장성을 갖는 고강도 강판과 이를 제조하는 방법이 제공될 수 있다.

[19]

[20] 본 발명의 과제는 상술한 사항에 한정되지 않는다. 본 발명의 추가적인 과제는 명세서 전반적인 내용에 기술되어 있으며, 본 발명이 속하는 기술분야에서 통상의 지식을 가진 자라면 본 발명의 명세서에 기재된 내용으로부터 본 발명의 추가적인 과제를 이해하는데 아무런 어려움이 없을 것이다.

[21]

기술적 해결방법

[22] 본 발명의 일 측면에 따른 가공성이 우수한 고강도 강판은, 중량%로, C: 0.25~0.75%, Si: 4.0% 이하, Mn: 0.9~5.0%, Al: 5.0% 이하, P: 0.15% 이하, S: 0.03% 이하, N: 0.03% 이하, 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, 미세조직으로, 30~70부피%의 템퍼드 마르텐사이트, 10~45부피%의 베이나이트, 10~40부피%의 잔류 오스테나이트, 3~20부피%의 페라이트 및 불가피한 조직을 포함하고, 아래의 [관계식 1]을 만족할 수 있다.

[23] [관계식 1]

[24] $1.1 \leq [\text{Si}+\text{Al}]_F / [\text{Si}+\text{Al}]_\gamma \leq 3.0$

[25] 상기 관계식 1에서, $[\text{Si}+\text{Al}]_F$ 는 페라이트에 포함된 Si 및 Al의 평균 합계 함량(중량%)이고, $[\text{Si}+\text{Al}]_\gamma$ 는 잔류 오스테나이트에 포함된 Si 및 Al의 평균 합계 함량(중량%)이다.

[26] 상기 강판은, 아래의 (1) 내지 (9) 중 어느 하나 이상을 더 포함할 수 있다.

[27] (1) Ti: 0~0.5%, Nb: 0~0.5% 및 V: 0~0.5% 중 1종 이상

[28] (2) Cr: 0~3.0% 및 Mo: 0~3.0% 중 1종 이상

[29] (3) Cu: 0~4.5% 및 Ni: 0~4.5% 중 1종 이상

[30] (4) B: 0~0.005%

[31] (5) Ca: 0~0.05%, Y를 제외하는 REM: 0~0.05% 및 Mg: 0~0.05% 중 1종 이상

- [32] (6) W: 0~0.5% 및 Zr: 0~0.5% 중 1종 이상
- [33] (7) Sb: 0~0.5% 및 Sn: 0~0.5% 중 1종 이상
- [34] (8) Y: 0~0.2% 및 Hf: 0~0.2% 중 1종 이상
- [35] (9) Co: 0~1.5%
- [36] 상기 Si 및 Al의 합계 함량(Si+Al)은 1.0~6.0중량%일 수 있다.
- [37] 상기 강판은, 아래의 [관계식 2]로 표현되는 인장강도와 연신율의 밸런스(B_{T-E})가 22,000(MPa%) 이상이고, 아래의 [관계식 3]으로 표현되는 인장강도와 구멍확장률의 밸런스 (B_{T-H})가 $7 \times 10^6(\text{MPa}^2\%^{1/2})$ 이상이며, 아래의 [관계식 4]로 표현되는 굽힘가공률(B_R)이 0.5~3.0의 범위를 만족할 수 있다.
- [38] [관계식 2]
- [39] $B_{T-E} = [\text{인장강도(TS, MPa)}] * [\text{연신율(El, \%)}]$
- [40] [관계식 3]
- [41] $B_{T-H} = [\text{인장강도(TS, MPa)}]^2 * [\text{구멍확장률(HER, \%)}]^{1/2}$
- [42] [관계식 4]
- [43] $B_R = R/t$
- [44] 상기 관계식 4에서, R은 90° 굽힘 시험 후 크랙이 발생하지 않는 최소 굽힘 반경(mm)을 의미하고, t는 강판의 두께(mm)를 의미한다.
- [45]
- [46] 본 발명의 다른 일 측면에 따른 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조방법은, 중량%로, C: 0.25~0.75%, Si: 4.0% 이하, Mn: 0.9~5.0%, Al: 5.0% 이하, P: 0.15% 이하, S: 0.03% 이하, N: 0.03% 이하, 나머지는 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하는 강 슬라브를 가열하고, 열간압연하는 단계; 상기 열간압연된 강판을 권취하는 단계; 상기 권취된 강판을 650~850°C의 온도범위에서 600~1700초 동안 열연소둔 열처리하는 단계; 상기 열연소둔 열처리된 강판을 냉간압연하는 단계; 상기 냉간압연된 강판을 Ac1 이상 Ac3 미만의 온도범위까지 가열(1차 가열)하여, 50초 이상 유지(1차 유지)하는 단계; 평균 냉각속도 1°C/s 이상으로, 100~300°C의 온도범위까지 냉각(1차 냉각)하는 단계; 상기 1차 냉각된 강판을 300~500°C의 온도범위까지 가열(2차 가열)하여, 50초 이상 유지(2차 유지)하는 단계; 및 상온까지 냉각(2차 냉각)하는 단계;를 포함할 수 있다.
- [47] 상기 강 슬라브는 아래의 (1) 내지 (9) 중 어느 하나 이상을 더 포함할 수 있다.
- [48] (1) Ti: 0~0.5%, Nb: 0~0.5% 및 V: 0~0.5% 중 1종 이상
- [49] (2) Cr: 0~3.0% 및 Mo: 0~3.0% 중 1종 이상
- [50] (3) Cu: 0~4.5% 및 Ni: 0~4.5% 중 1종 이상
- [51] (4) B: 0~0.005%
- [52] (5) Ca: 0~0.05%, Y를 제외하는 REM: 0~0.05% 및 Mg: 0~0.05% 중 1종 이상
- [53] (6) W: 0~0.5% 및 Zr: 0~0.5% 중 1종 이상
- [54] (7) Sb: 0~0.5% 및 Sn: 0~0.5% 중 1종 이상
- [55] (8) Y: 0~0.2% 및 Hf: 0~0.2% 중 1종 이상

- [56] (9) Co: 0~1.5%
- [57] 상기 강 슬라브에 포함되는 상기 Si 및 Al의 합계 함량(Si+Al)은 1.0~6.0중량%일 수 있다.
- [58] 상기 강 슬라브는 1000~1350°C의 온도범위로 가열되고, 800~1000°C의 온도범위에서 마무리 열간 압연될 수 있다.
- [59] 상기 열간압연된 강판은 300~600°C의 온도범위에서 권취될 수 있다.
- [60] 상기 냉간압연의 압하율은 30~90%일 수 있다.
- [61] 상기 2차 냉각의 냉각속도는 1°C/s 이상일 수 있다.
- [62]

발명의 효과

- [63] 본 발명의 바람직한 일 측면에 의하면, 강도가 우수할 뿐만 아니라, 연성, 굽힘가공성 및 구멍확장성 등의 가공성이 우수하여, 자동차 부품용으로 특히 적합한 강판을 제공할 수 있다.

[64]

발명의 실시를 위한 최선의 형태

- [65] 본 발명은 가공성이 우수한 고강도 강판 및 그 제조방법에 관한 것으로, 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 지식을 가지는 자에게 본 발명을 더욱 상세하기 위하여 제공되는 것이다.

[66]

- [67] 본 발명의 발명자들은 베이나이트, 템퍼드 마르텐사이트, 잔류 오스테나이트 및 페라이트를 포함하는 변태유기소성(Transformation Induced Plasticity, TRIP)강에 있어서, 잔류 오스테나이트의 안정화를 도모함과 동시에, 잔류 오스테나이트와 페라이트에 포함되는 특정 성분의 비율을 일정 범위로 제어하는 경우, 잔류 오스테나이트와 페라이트의 상간 경도차를 감소시킴으로써 강판의 가공성 및 강도의 동시 확보가 가능하다는 점을 인지하게 되었다. 이를 규명하여, 고강도강의 연성과 가공성을 향상시킬 수 있는 방법을 고안하고, 본 발명에 이르게 되었다.

[68]

- [69] 이하, 본 발명의 일 측면에 따른 가공성이 우수한 고강도 강판에 대해 보다 상세히 설명한다.

[70]

- [71] 본 발명의 일 측면에 따른 가공성이 우수한 고강도 강판은, 중량%로, C: 0.25~0.75%, Si: 4.0% 이하, Mn: 0.9~5.0%, Al: 5.0% 이하, P: 0.15% 이하, S: 0.03% 이하, N: 0.03% 이하, 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, 미세조직으로,

30~70부피%의 템퍼드 마르텐사이트, 10~45부피%의 베이나이트, 10~40부피%의 잔류 오스테나이트, 3~20부피%의 페라이트 및 불가피한 조직을 포함하고, 아래의 [관계식 1]을 만족할 수 있다.

[72]

[73] [관계식 1]

[74] $1.1 \leq [\text{Si}+\text{Al}]_F / [\text{Si}+\text{Al}]_Y \leq 3.0$

[75] 상기 관계식 1에서, $[\text{Si}+\text{Al}]_F$ 는 페라이트에 포함된 Si 및 Al의 평균 합계 함량(중량%)이고, $[\text{Si}+\text{Al}]_Y$ 는 잔류 오스테나이트에 포함된 Si 및 Al의 평균 합계 함량(중량%)이다.

[76]

[77] 이하, 본 발명의 강 조성에 대하여 보다 상세히 설명한다. 이하, 특별히 달리 표시하지 않는 한 각 원소의 함량을 나타내는 %는 중량을 기준으로 한다.

[78]

[79] 본 발명의 일 측면에 따른 가공성이 우수한 고강도 강판은, 중량%로, C: 0.25~0.75%, Si: 4.0% 이하, Mn: 0.9~5.0%, Al: 5.0% 이하, P: 0.15% 이하, S: 0.03% 이하, N: 0.03% 이하, 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함한다, 또한, 추가적으로 Ti: 0.5% 이하(0% 포함), Nb: 0.5% 이하(0% 포함), V: 0.5% 이하(0% 포함), Cr: 3.0% 이하(0% 포함), Mo: 3.0% 이하(0% 포함), Cu: 4.5% 이하(0% 포함), Ni: 4.5% 이하(0% 포함), B: 0.005% 이하(0% 포함), Ca: 0.05% 이하(0% 포함), Y를 제외하는 REM: 0.05% 이하(0% 포함), Mg: 0.05% 이하(0% 포함), W: 0.5% 이하(0% 포함), Zr: 0.5% 이하(0% 포함), Sb: 0.5% 이하(0% 포함), Sn: 0.5% 이하(0% 포함), Y: 0.2% 이하(0% 포함), Hf: 0.2% 이하(0% 포함), Co: 1.5% 이하(0% 포함) 중 1종 이상을 더 포함할 수 있다. 아울러, 상기 Si 및 Al의 합계 함량(Si+Al)은 1.0~6.0%일 수 있다.

[80]

[81] 탄소(C): 0.25~0.75%

[82] 탄소(C)는 강판의 강도 확보에 불가결한 원소인 동시에, 강판의 연성 향상에 기여하는 잔류 오스테나이트를 안정화시키는 원소이기도 하다. 따라서, 본 발명은 이와 같은 효과 달성을 위해 0.25% 이상의 탄소(C)를 포함할 수 있다. 바람직한 탄소(C) 함량은 0.25% 초과일 수 있고, 0.27% 이상일 수 있으며, 0.30% 이상일 수 있다. 보다 바람직한 탄소(C) 함량은 0.31% 이상일 수 있다. 반면, 탄소(C) 함량이 일정 수준을 초과하는 경우, 과도한 강도 상승에 따라 냉각 압연이 어려워질 수 있다. 따라서, 본 발명은 탄소(C) 함량의 상한을 0.75%로 제한할 수 있다. 탄소(C) 함량은 0.70% 이하일 수 있으며, 보다 바람직한 탄소 함량(C)은 0.67% 이하일 수 있다.

[83]

[84] 실리콘(Si): 4.0% 이하 (0%는 제외)

[85] 실리콘(Si)은 고용강화에 의한 강도 향상에 기여하는 원소이며, 페라이트를

강화시키고, 조직을 균일화시킴으로써 가공성을 개선하는 원소이기도 하다. 또한, 실리콘(Si)은 시멘타이트의 석출을 억제시켜 잔류 오스테나이트의 생성에 기여하는 원소이다. 따라서, 본 발명은 이와 같은 효과 달성을 위해 실리콘(Si)을 필수적으로 첨가할 수 있다. 바람직한 실리콘(Si) 함량은 0.02% 이상일 수 있으며, 보다 바람직한 실리콘(Si) 함량은 0.05% 이상일 수 있다. 다만, 실리콘(Si) 함량이 일정 수준을 초과하는 경우, 도금공정에서 미도금과 같이 도금결함 문제를 유발할 뿐만 아니라, 강판의 용접성을 저하시킬 수 있는바, 본 발명은 실리콘(Si) 함량의 상한을 4.0%로 제한할 수 있다. 바람직한 실리콘(Si) 함량의 상한은 3.8%일 수 있으며, 보다 바람직한 실리콘(Si) 함량의 상한은 3.5%일 수 있다.

[86]

[87] 알루미늄(Al): 5.0% 이하 (0%는 제외)

[88] 알루미늄(Al)은 강중의 산소와 결합하여 탈산 작용을 하는 원소이다. 또한, 알루미늄(Al)은 실리콘(Si)과 동일하게 시멘타이트 석출을 억제시켜 잔류 오스테나이트를 안정화시키는 원소이기도 하다. 따라서, 본 발명은 이와 같은 효과 달성을 위해 알루미늄(Al)을 필수적으로 첨가할 수 있다. 바람직한 알루미늄(Al) 함량은 0.05% 이상일 수 있으며, 보다 바람직한 알루미늄(Al) 함량은 0.1% 이상일 수 있다. 반면, 알루미늄(Al)이 과다하게 첨가되는 경우, 강판의 개재물이 증가될 뿐만 아니라, 강판의 가공성을 저하시킬 수 있는바, 본 발명은 알루미늄(Al) 함량의 상한을 5.0%로 제한할 수 있다. 바람직한 알루미늄(Al) 함량의 상한은 4.75%일 수 있으며, 보다 바람직한 알루미늄(Al) 함량의 상한은 4.5%일 수 있다.

[89]

[90] 한편, 실리콘(Si)과 알루미늄(Al)의 합계 함량(Si+Al)은 1.0~6.0%인 것이 바람직하다. 실리콘(Si) 및 알루미늄(Al)은 본 발명에서 미세조직 형성에 영향을 주어, 연성, 굽힘가공성 및 구멍확장성에 영향을 미치는 성분이므로, 실리콘(Si) 및 알루미늄(Al)의 합계 함량은 1.0~6.0%인 것이 바람직하다. 보다 바람직한 실리콘(Si)과 알루미늄(Al)의 합계 함량(Si+Al)은 1.5% 이상일 수 있으며, 4.0% 이하일 수 있다.

[91]

[92] 망간(Mn): 0.9~5.0%

[93] 망간(Mn)은 강도와 연성을 함께 높이는데 유용한 원소이다. 따라서, 본 발명은 이와 같은 효과를 달성하기 위하여 망간(Mn) 함량의 하한을 0.9%로 제한할 수 있다. 바람직한 망간(Mn) 함량의 하한은 1.0%일 수 있으며, 보다 바람직한 망간(Mn) 함량의 하한은 1.1%일 수 있다. 반면, 망간(Mn)이 과다하게 첨가되는 경우, 베이나이트 변태시간이 증가하여 오스테나이트 중의 탄소(C) 농화도가 충분하지 않게 되므로, 목적하는 오스테나이트 분율을 확보할 수 없는 문제점이 존재한다. 따라서, 본 발명은 망간(Mn) 함량의 상한을 5.0%로 제한할 수 있다.

바람직한 망간(Mn) 함량의 상한은 4.7%일 수 있으며, 보다 바람직한 망간(Mn) 함량의 상한은 4.5%일 수 있다.

[94]

[95] 인(P): 0.15% 이하 (0% 포함)

[96] 인(P)은 불순물로 함유되어 충격인성을 열화시키는 원소이다. 따라서, 인(P)의 함량은 0.15% 이하로 관리하는 것이 바람직하다.

[97]

[98] 황(S): 0.03% 이하 (0% 포함)

[99] 황(S)은 불순물로 함유되어 강판 중에 MnS를 형성하고, 연성을 열화시키는 원소이다. 따라서, 황(S)의 함량은 0.03% 이하인 것이 바람직하다.

[100]

[101] 질소(N): 0.03% 이하 (0% 포함)

[102] 질소(N)는 불순물로 함유되어 연속주조 중에 질화물을 만들어 슬라브의 균열을 일으키는 원소이다. 따라서, 질소(N)의 함량은 0.03% 이하인 것이 바람직하다.

[103]

[104] 한편, 본 발명의 강판은 상술한 합금성분 이외에 추가적으로 포함될 수 있는 합금 조성이 존재하며, 이에 대해서는 아래에서 상세히 설명한다.

[105]

[106] 티타늄(Ti): 0~0.5%, 니오븀(Nb): 0~0.5% 및 바나듐(V): 0~0.5% 중 1종 이상

[107] 티타늄(Ti), 니오븀(Nb) 및 바나듐(V)은 석출물을 만들어 결정립을 미세화시키는 원소이며, 강판의 강도 및 충격인성의 향상에 기여하는 원소이므로, 본 발명은 이와 같은 효과를 위해 티타늄(Ti), 니오븀(Nb) 및 바나듐(V) 중의 1종 이상을 첨가할 수 있다. 다만, 티타늄(Ti), 니오븀(Nb) 및 바나듐(V)의 각 함량이 일정 수준을 초과하는 경우, 과도한 석출물이 형성되어 충격인성이 저하될 뿐만 아니라, 제조원가 상승의 원인이 되므로, 본 발명은 티타늄(Ti), 니오븀(Nb) 및 바나듐(V)의 함량을 각각 0.5% 이하로 제한할 수 있다.

[108]

[109] 크롬(Cr): 0~3.0% 및 몰리브덴(Mo): 0~3.0% 중 1종 이상

[110] 크롬(Cr) 및 몰리브덴(Mo)은 합금화 처리시 오스테나이트 분해를 억제할 뿐만 아니라, 망간(Mn)과 동일하게 오스테나이트를 안정화시키는 원소이므로, 본 발명은 이와 같은 효과를 위해 크롬(Cr) 및 몰리브덴(Mo) 중의 1종 이상을 첨가할 수 있다. 다만, 크롬(Cr) 및 몰리브덴(Mo)의 함량이 일정 수준을 초과하는 경우, 베이나이트 변태시간이 증가하여 오스테나이트 중의 탄소(C) 농화량이 충분하지 않게 되므로, 목적하는 잔류 오스테나이트 분율을 확보할 수 없다. 따라서, 본 발명은 크롬(Cr) 및 몰리브덴(Mo)의 함량을 각각 3.0% 이하로 제한할 수 있다.

[111]

[112] 구리(Cu): 0~4.5% 및 니켈(Ni): 0~4.5% 중 1종 이상

[113] 구리(Cu) 및 니켈(Ni)은 오스테나이트를 안정화시키고, 부식을 억제하는 원소이다. 또한, 구리(Cu) 및 니켈(Ni)은 강판 표면으로 농화되어, 강판 내로 이동하는 수소 침입을 막아 수소지연파괴를 억제하는 원소이기도 하다. 따라서, 본 발명은 이와 같은 효과를 위해, 구리(Cu) 및 니켈(Ni) 중의 1종 이상을 첨가할 수 있다. 다만, 구리(Cu) 및 니켈(Ni)의 함량이 일정 수준을 초과하는 경우, 과도한 특성효과뿐만 아니라, 제조원가 상승의 원인이 되므로, 본 발명은 구리(Cu) 및 니켈(Ni)의 함량을 각각 4.5% 이하로 제한할 수 있다.

[114]

[115] 보론(B): 0~0.005%

[116] 보론(B)은 담금질성을 향상시켜 강도를 높이는 원소이며, 결정립계의 핵생성을 억제하는 원소이기도 하다. 따라서, 본 발명은 이와 같은 효과를 위해, 보론(B)을 첨가할 수 있다. 다만, 보론(B)의 함량이 일정 수준을 초과하는 경우, 과도한 특성효과뿐만 아니라, 제조원가 상승의 원인이 되므로, 본 발명은 보론(B)의 함량을 0.005% 이하로 제한할 수 있다.

[117]

[118] 칼슘(Ca): 0~0.05%, 마그네슘(Mg): 0~0.05% 및 이트륨(Y)을 제외한 희토류 원소(REM): 0~0.05% 중 1종 이상

[119] 여기서, 희토류원소(REM)란 스칸듐(Sc), 이트륨(Y)과 란타넘족원소를 의미한다. 칼슘(Ca), 마그네슘(Mg), 이트륨(Y)을 제외한 희토류원소(REM)는 황화물을 구형화시킴으로써 강판의 연성 향상에 기여하는 원소이므로, 본 발명은 이와 같은 효과를 위해 칼슘(Ca), 마그네슘(Mg), 이트륨(Y)을 제외한 희토류원소(REM) 중의 1종 이상을 첨가할 수 있다. 다만, 칼슘(Ca), 마그네슘(Mg), 이트륨(Y)을 제외한 희토류원소(REM)의 함량이 일정 수준을 초과하는 경우, 과도한 특성효과뿐만 아니라 제조원가 상승의 원인이 되므로, 본 발명은 칼슘(Ca), 마그네슘(Mg), 이트륨(Y)을 제외한 희토류원소(REM)의 함량을 각각 0.05% 이하로 제한할 수 있다.

[120]

[121] 텅스텐(W): 0~0.5% 및 지르코늄(Zr): 0~0.5% 중 1종 이상

[122] 텅스텐(W) 및 지르코늄(Zr)은 담금질성을 향상시켜 강판의 강도를 증가시키는 원소이므로, 본 발명은 이와 같은 효과를 위해 텅스텐(W) 및 지르코늄(Zr) 중의 1종 이상을 첨가할 수 있다. 다만, 텅스텐(W) 및 지르코늄(Zr)의 함량이 일정 수준을 초과하는 경우, 과도한 특성효과뿐만 아니라 제조원가 상승의 원인이 되므로, 본 발명은 텅스텐(W) 및 지르코늄(Zr)의 함량을 각각 0.5% 이하로 제한할 수 있다.

[123]

[124] 안티몬(Sb): 0~0.5% 및 주석(Sn): 0~0.5% 중 1종 이상

[125] 안티몬(Sb) 및 주석(Sn)은 강판의 도금 젖음성과 도금 밀착성을 향상시키는

원소이므로, 본 발명은 이와 같은 효과를 위해 안티몬(Sb) 및 주석(Sn) 중의 1종 이상을 첨가할 수 있다. 다만, 안티몬(Sb) 및 주석(Sn)의 함량이 일정 수준을 초과하는 경우, 강판의 취성이 증가하여 열간가공 또는 냉간가공 시 균열이 발생할 수 있으므로, 본 발명은 안티몬(Sb) 및 주석(Sn)의 함량을 각각 0.5% 이하로 제한할 수 있다.

[126]

[127] 이트륨(Y): 0~0.2% 및 하프늄(Hf): 0~0.2% 중 1종 이상

[128] 이트륨(Y) 및 하프늄(Hf)은 강판의 내식성을 향상시키는 원소이므로, 본 발명은 이와 같은 효과를 위해 이트륨(Y) 및 하프늄(Hf) 중의 1종 이상을 첨가할 수 있다. 다만, 이트륨(Y) 및 하프늄(Hf)의 함량이 일정 수준을 초과하는 경우, 강판의 연성이 열화될 수 있으므로, 본 발명은 이트륨(Y) 및 하프늄(Hf)의 함량을 각각 0.2% 이하로 제한할 수 있다.

[129]

[130] 코발트(Co): 0~1.5%

[131] 코발트(Co)는 베이나이트 변태를 촉진시켜 TRIP 효과를 증가시키는 원소이므로, 본 발명은 이와 같은 효과를 위해 코발트(Co)를 첨가할 수 있다. 다만, 코발트(Co)의 함량이 일정 수준을 초과하는 경우, 강판의 용접성과 연성이 열화될 수 있으므로, 본 발명은 코발트(Co) 함량을 1.5% 이하로 제한할 수 있다.

[132]

[133] 본 발명의 일 측면에 따른 가공성이 우수한 고강도 강판은 전술한 성분 이외에 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함할 수 있다. 다만, 통상의 제조과정에서는 원료 또는 주위 환경으로부터 의도되지 않는 불순물이 불가피하게 혼입될 수 있으므로, 이를 전면적으로 배제할 수는 없다. 이들 불순물은 본 기술분야에서 통상의 지식을 가진 자라면 누구라도 알 수 있는 것이기 때문에 그 모든 내용을 본 명세서에서 특별히 언급하지는 않는다. 더불어, 전술한 성분 이외에 유효한 성분의 추가적인 첨가가 전면적으로 배제되는 것은 아니다.

[134]

[135] 본 발명의 일 측면에 따른 가공성이 우수한 고강도 강판은, 미세조직으로 템퍼드 마르텐사이트, 베이나이트, 잔류 오스테나이트 및 페라이트를 포함할 수 있다. 바람직한 일 예로서, 본 발명의 일 측면에 따른 가공성이 우수한 고강도 강판은, 부피분율로, 30~70%의 템퍼드 마르텐사이트, 10~45%의 베이나이트, 10~40%의 잔류 오스테나이트, 3~20%의 페라이트 및 불가피한 조직을 포함할 수 있다. 본 발명의 불가피한 조직으로서, 프레스 마르텐사이트(Fresh Martensite), 펄라이트, 도상 마르텐사이트(Martensite Austenite Constituent, M-A) 등이 포함될 수 있다. 프레스 마르텐사이트나 펄라이트가 과도하게 형성되면, 강판의 가공성이 저하되거나, 잔류 오스테나이트의 분율을 저감시킬 수 있다.

[136]

[137] 본 발명의 일 측면에 따른 가공성이 우수한 고강도 강판은, 아래의 [관계식 1]과 같이, 잔류 오스테나이트에 포함된 실리콘(Si) 및 알루미늄(Al)의 평균 합계 함량([Si+Al]_γ, 중량%)에 대한 페라이트에 포함된 실리콘(Si) 및 알루미늄(Al)의 평균 합계 함량([Si+Al]_F, 중량%)의 비가 1.1~3.0의 범위를 만족할 수 있다.

[138]

[139] [관계식 1]

[140] $1.1 \leq [\text{Si+Al}]_F / [\text{Si+Al}]_\gamma \leq 3.0$

[141]

[142] 또한, 본 발명의 일 측면에 따른 가공성이 우수한 고강도 강판은, 아래의 [관계식 2]로 표현되는 인장강도와 연신율의 밸런스(B_{T-E})가 22,000(MPa%) 이상이고, 아래의 [관계식 3]으로 표현되는 인장강도와 구멍확장률의 밸런스 (B_{T-H})가 $7 \times 10^6 (\text{MPa}^2 \%^{1/2})$ 이상이며, 아래의 [관계식 4]로 표현되는 굽힘가공률(B_R)이 0.5~3.0의 범위를 만족하므로, 우수한 강도와 연성의 밸런스 및 강도와 구멍확장성의 밸런스를 가질 뿐만 아니라, 우수한 굽힘가공성을 가질 수 있다.

[143]

[144] [관계식 2]

[145] $B_{T-E} = [\text{인장강도(TS, MPa)}] * [\text{연신율(El, \%)}]$

[146]

[147] [관계식 3]

[148] $B_{T-H} = [\text{인장강도(TS, MPa)}]^2 * [\text{구멍확장률(HER, \%)}]^{1/2}$

[149]

[150] [관계식 4]

[151] $B_R = R/t$

[152] 상기 관계식 4에서, R은 90° 굽힘 시험 후 크랙이 발생하지 않는 최소 굽힘 반경(mm)을 의미하고, t는 강판의 두께(mm)를 의미한다.

[153]

[154] 본 발명은 고강도 특성뿐만 아니라, 우수한 연성 및 굽힘가공성을 동시에 확보하고자 하므로, 강판의 잔류 오스테나이트를 안정화시키는 것이 중요하다. 잔류 오스테나이트를 안정화시키기 위해서는, 강판의 페라이트, 베이나이트 및 템퍼드 마르텐사이트에서의 탄소(C)와 망간(Mn)을 오스테나이트로 농화시키는 것이 필요하다. 그러나, 페라이트를 활용하여 오스테나이트 중으로 탄소(C)를 농화시키면, 페라이트의 낮은 강도 특성 때문에 강판의 강도가 부족할 수 있으며, 과도한 상간 경도차가 발생하여 구멍확장률(HER)이 저하될 수 있다. 따라서, 본 발명은 베이나이트 및 템퍼드 마르텐사이트를 활용하여 오스테나이트 중으로 탄소(C)와 망간(Mn)을 농화시키고자 한다.

[155]

[156] 잔류 오스테나이트 중의 실리콘(Si) 및 알루미늄(Al) 함량을 일정 범위로 제한하는 경우, 베이나이트 및 템퍼드 마르텐사이트로부터 잔류 오스테나이트

중으로 탄소(C)와 망간(Mn)을 다량 농화시킬 수 있으므로, 잔류 오스테나이트를 효과적으로 안정화시킬 수 있다. 또한, 오스테나이트 중의 실리콘(Si) 및 알루미늄(Al) 함량을 일정 범위로 제한함에 따라, 페라이트 중의 실리콘(Si) 및 알루미늄(Al) 함량을 증가시킬 수 있다. 페라이트 중의 실리콘(Si) 및 알루미늄(Al) 함량이 증가됨에 따라 페라이트의 경도는 증가하며, 연질조직인 페라이트와 경질조직인 템퍼드 마르텐사이트, 베이나이트 및 잔류 오스테나이트의 상간 경도차를 효과적으로 감소시킬 수 있다.

[157]

[158] 따라서, 본 발명은 잔류 오스테나이트에 포함된 실리콘(Si) 및 알루미늄(Al)의 평균 합계 함량($[Si+Al]_V$, 중량%)에 대한 페라이트에 포함된 실리콘(Si) 및 알루미늄(Al)의 평균 합계 함량($[Si+Al]_F$, 중량%)의 비를 1.1 이상으로 제한하므로, 연질조직과 경질조직의 상간 경도차를 효과적으로 감소시킬 수 있다. 반면, 페라이트 중의 실리콘(Si) 및 알루미늄(Al) 함량이 과다한 경우, 오히려 페라이트가 과도하게 경질화되어 가공성이 저하되므로, 목적하는 인장강도와 연신율의 밸런스(TSXEI), 인장강도와 구멍확장률의 밸런스($TS^2/XHER^{1/2}$) 및 굽힘가공률(R/t)을 모두 확보할 수 없게 된다. 따라서, 본 발명은 본 발명은 잔류 오스테나이트에 포함된 실리콘(Si) 및 알루미늄(Al)의 평균 합계 함량($[Si+Al]_V$, 중량%)에 대한 페라이트에 포함된 실리콘(Si) 및 알루미늄(Al)의 평균 합계 함량($[Si+Al]_F$, 중량%)의 비를 3.0 이하로 제한할 수 있다.

[159]

[160] 잔류 오스테나이트가 포함된 강판은, 가공 중 오스테나이트에서 마르텐사이트로의 변태시 발생하는 변태유기소성에 의해 우수한 연성 및 굽힘가공성을 갖는다. 잔류 오스테나이트의 분율이 일정 수준 미만인 경우에는 인장강도와 연신율의 밸런스(TSXEI)가 22,000MPa% 미만이거나, 굽힘가공률(R/t)이 3.0을 초과할 수 있다. 한편, 잔류 오스테나이트의 분율이 일정 수준을 초과하게 되면 국부연신율(Local Elongation)이 저하될 수 있다. 따라서, 본 발명은 인장강도와 연신율의 밸런스(TSXEI) 뿐만 아니라, 굽힘가공률(R/t)이 우수한 강판을 얻기 위해 잔류 오스테나이트의 분율을 10~40부피%의 범위로 제한할 수 있다.

[161]

[162] 한편, 템퍼링 되지 않은 마르텐사이트(프레시 마르텐사이트)와 템퍼드 마르텐사이트는 모두 강판의 강도를 향상시키는 미세조직이다. 그러나, 템퍼드 마르텐사이트와 비교할 때, 프레시 마르텐사이트는 강판의 연성 및 구멍확장성을 크게 저하시키는 특성이 있다. 이는 템퍼링 열처리에 의해 템퍼드 마르텐사이트의 미세조직이 연질화되기 때문이다. 따라서, 본 발명은 강도와 연성의 밸런스, 강도와 구멍확장성의 밸런스 및 굽힘가공성이 우수한 강판을 제공하기 위해, 템퍼드 마르텐사이트를 활용하는 것이 바람직하다. 템퍼드 마르텐사이트의 분율이 일정 수준 미만에서는 22,000MPa% 이상의 인장강도와

연신율의 밸런스(TSXEI) 또는 $7 \times 10^6 (\text{MPa}^{2\%})^{1/2}$ 이상의 인장강도와 구멍확장률의 밸런스($\text{TS}^2\text{XHER}^{1/2}$)를 확보하기 어렵고, 템퍼드 마르텐사이트의 분율이 일정 수준 초과에서는, 연성 및 가공성이 저하되어, 인장강도와 연신율의 밸런스(TSXEI)가 22,000MPa% 미만이거나, 굽힘가공률(R/t)이 3.0을 초과하여 바람직하지 않다. 따라서, 본 발명은 인장강도와 연신율의 밸런스(TSXEI), 인장강도와 구멍확장률의 밸런스($\text{TS}^2\text{XHER}^{1/2}$) 및 굽힘가공률(R/t)이 우수한 강판을 얻기 위해 템퍼드 마르텐사이트의 분율을 30~70부피%의 범위로 제한할 수 있다.

[163]

[164] 인장강도와 연신율의 밸런스(TSXEI), 인장강도와 구멍확장률의 밸런스($\text{TS}^2\text{XHER}^{1/2}$) 및 굽힘가공률(R/t)을 향상시키기 위해서는, 미세조직으로 베이나이트가 적절하게 포함되는 것이 바람직하다. 베이나이트 분율이 일정 수준 이상인 경우에 한하여, 22,000MPa% 이상의 인장강도와 연신율의 밸런스(TSXEI), $7 \times 10^6 (\text{MPa}^{2\%})^{1/2}$ 이상의 인장강도와 구멍확장률의 밸런스($\text{TS}^2\text{XHER}^{1/2}$) 및 0.5~3.0의 굽힘가공률(R/t)을 확보할 수 있다. 반면, 베이나이트의 분율이 과도한 경우, 템퍼드 마르텐사이트 분율의 감소가 필수적으로 수반되므로, 결국 본 발명이 목적하는 인장강도와 연신율의 밸런스(TSXEI), 인장강도와 구멍확장률의 밸런스($\text{TS}^2\text{XHER}^{1/2}$) 및 굽힘가공률(R/t)을 확보할 수 없게 된다. 따라서, 본 발명은 베이나이트의 분율을 10~45부피%의 범위로 제한할 수 있다.

[165]

[166] 페라이트는 연성 향상에 기여하는 원소이므로, 페라이트의 분율이 일정 수준 이상인 경우에 한하여 본 발명이 목적하는 인장강도와 연신율의 밸런스(TSXEI)를 확보할 수 있다. 다만, 페라이트의 분율이 과도한 경우에는, 상간 경도차가 증가하여 구멍확장률(HER)이 저하될 수 있는바, 본 발명이 목적하는 인장강도와 구멍확장률의 밸런스($\text{TS}^2\text{XHER}^{1/2}$)를 확보하지 못하게 된다. 따라서, 본 발명은 페라이트의 분율을 3~20부피%의 범위로 제한할 수 있다.

[167]

[168] 이하, 본 발명의 강판을 제조하는 방법의 일 예에 대해 상세히 설명한다.

[169]

[170] 본 발명의 일 측면에 따른 고강도 강판의 제조방법은, 소정의 성분을 가지는 강 슬라브를 준비하고, 강 슬라브를 가열하고, 열간압연하는 단계; 상기 열간압연된 강판을 권취하는 단계; 상기 권취된 강판을 650~850°C의 온도범위에서 600~1700초 동안 열연소둔 열처리하는 단계; 상기 열연소둔 열처리된 강판을 냉간압연하는 단계; 상기 냉간압연된 강판을 5°C/s 이상의 평균 승온속도로도 Ac1 이상 Ac3 미만의 온도범위까지 가열(1차 가열)하여, 50초 이상 유지(1차 유지)하는 단계; 평균 냉각속도 1°C/s 이상으로, 100~300°C의 온도범위까지

냉각(1차 냉각)하는 단계; 상기 1차 냉각된 강판을 300~500°C의 온도범위까지 가열(2차 가열)하여, 50초 이상 유지(2차 유지)하는 단계; 및 상온까지 냉각(2차 냉각)하는 단계;를 포함할 수 있다.

[171]

[172] 강 슬라브 준비 및 가열

[173] 소정의 성분을 가지는 강 슬라브를 준비한다. 본 발명의 강 슬라브는 전술한 강판의 합금조성과 대응하는 합금조성을 가지므로, 강 슬라브의 합금조성에 대한 설명은 전술한 강판의 합금조성에 대한 설명으로 대신한다.

[174]

[175] 준비된 강 슬라브를 일정 온도범위로 가열할 수 있으며, 이 때의 강 슬라브의 가열 온도는 1000~1350°C의 범위일 수 있다. 강 슬라브의 가열 온도가 1000°C 미만일 경우, 목적하는 마무리 열간압연 온도범위 이하의 온도구간에서 열간압연될 소지가 있으며, 강 슬라브의 가열 온도가 1350°C를 초과할 경우, 강의 용점에 도달하여 녹아버릴 소지가 있기 때문이다.

[176]

[177] 열간압연 및 권취

[178] 가열된 강 슬라브는 열간압연되어 열연강판으로 제공될 수 있다. 열간압연 시 마무리 열간압연 온도는 800~1000°C의 범위가 바람직하다. 마무리 열간압연 온도가 800°C 미만인 경우, 과도한 압연부하가 문제될 수 있으며, 마무리 열간압연 온도가 1000°C를 초과하는 경우, 열연강판의 결정립이 조대하게 형성되어 최종 강판의 물성저하를 야기할 수 있기 때문이다.

[179]

[180] 열간압연이 완료된 열연강판은 10°C/s 이상의 평균 냉각속도로 냉각될 수 있으며, 300~600°C의 온도에서 권취될 수 있다. 권취온도가 300°C 미만인 경우, 권취가 용이하지 않고, 권취온도가 600°C를 초과하는 경우, 표면 스케일(scale)이 열연강판의 내부까지 형성되어 산세를 어렵게 할 소지가 있기 때문이다.

[181]

[182] 열연소둔 열처리

[183] 권취 후의 후속공정인 산세 및 냉간압연을 용이하게 실시하기 위해서 열연소둔 열처리 공정을 실시하는 것이 바람직하다. 열연소둔 열처리는 650~850°C의 온도구간에서 600~1700초 동안 행할 수 있다. 열연소둔 열처리 온도가 650°C 미만이거나, 열연소둔 열처리 시간인 600초 미만인 경우, 열연소둔 열처리된 강판의 강도가 높아 후속되는 냉간압연이 용이하지 않을 수 있다. 반면, 열연소둔 열처리 온도가 850°C를 초과하거나, 열연소둔 열처리 시간인 1700초를 초과하는 경우, 강판 내부로 깊게 형성된 스케일(scale)에 기인하여 산세가 용이하지 않을 수 있다.

[184]

[185] 산세 및 냉간압연

- [186] 열연소둔 열처리 후에 강판 표면에 생성된 스케일을 제거하기 위해서 산세를 실시하고, 냉간압연을 실시할 수 있다. 본 발명에서 산세 및 냉간압연 조건을 특별히 제한하는 것은 아니나, 냉간압연은 누적 압하율 30~90%로 실시하는 것이 바람직하다. 냉간압연의 누적 압하율이 90%를 초과하는 경우, 강판의 높은 강도로 인하여 냉간압연을 단시간에 수행하기 어려울 소지가 있다.
- [187]
- [188] 냉간압연된 강판은 소둔 열처리 공정을 거쳐 미도금의 냉연강판으로 제작되거나, 내식성을 부여하기 위해서 도금공정을 거쳐 도금강판으로 제작될 수 있다. 도금은 용융아연도금, 전기아연도금, 용융알루미늄도금 등의 도금방법을 적용할 수 있고, 그 방법과 종류를 특별히 제한하지 않는다.
- [189]
- [190] 소둔 열처리
- [191] 본 발명은 강판의 강도 및 가공성 동시 확보를 위해서, 소둔 열처리 공정을 실시한다.
- [192]
- [193] 냉간압연된 강판을 $Ac1$ 이상 $Ac3$ 미만(이상역)의 온도범위로 가열(1차 가열)하고, 해당 온도범위에서 50초 이상 유지(1차 유지)한다. 1차 가열 또는 1차 유지 온도가 $Ac3$ 이상(단상역)인 경우 목적하는 페라이트 조직을 구현할 수 없으므로, 목적하는 수준의 $[Si+Al]_F / [Si+Al]_V$ 및 인장강도와 구멍확장률의 밸런스($TS^2XHER^{1/2}$)를 구현할 수 없게 된다. 또한, 1차 가열 또는 1차 유지 온도가 $Ac1$ 미만의 온도범위인 경우, 충분한 가열이 이루어지지 않아 후속하는 열처리에 의하더라도 본 발명이 목적하는 미세조직을 구현하지 못할 우려가 있다. 1차 가열의 평균 승온속도는 $5^{\circ}C/s$ 이상일 수 있다.
- [194]
- [195] 1차 유지 시간이 50초 미만인 경우에는 조직을 충분히 균일화시키지 못하여 강판의 물성이 저하될 수 있다. 1차 유지 시간의 상한은 특별히 한정하지 않으나, 결정립 조대화로 인한 인성의 감소를 방지하기 위해 1차 가열 시간은 1200초 이하로 제한하는 것이 바람직하다.
- [196]
- [197] 1차 유지 후, 평균 냉각속도 $1^{\circ}C/s$ 이상의 1차 냉각속도로 $100\sim 300^{\circ}C$ 의 1차 냉각정지온도까지 냉각(1차 냉각)할 수 있다. 1차 냉각속도의 상한은 특별히 규정할 필요는 없으나, $100^{\circ}C$ 이하로 하는 것이 바람직하다. 1차 냉각정지온도가 $100^{\circ}C$ 미만인 경우에는 템퍼드 마르텐사이트가 과도하게 형성되고, 잔류 오스테나이트의 형성량이 부족하여 상기 강판의 $[Si+Al]_F / [Si+Al]_V$, 인장강도와 연신율의 밸런스($TSXEI$) 및 굽힘가공률(R/t)을 저하시킬 수 있다. 반면, 1차 냉각정지온도가 $300^{\circ}C$ 를 초과하게 되면, 베이나이트가 과도하게 형성되고 템퍼드 마르텐사이트의 형성량이 부족하여 상기 강판의 인장강도 및 연신율의 밸런스($TSXEI$) 및 인장강도와 구멍확장률의 밸런스($TS^2XHER^{1/2}$)를 저하시킬

수 있다.

[198]

[199] 상기 1차 냉각 후, 평균 승온속도 5°C/s 이상의 2차 가열속도로 $300\sim 500^{\circ}\text{C}$ 의 2차 가열온도까지 가열(2차 가열)하고, 해당 온도범위에서 50초 이상 유지(2차 유지)할 수 있다. 2차 승온속도의 상한은 특별히 규정할 필요는 없으나, 100°C 이하로 하는 것이 바람직하다. 2차 가열 또는 2차 유지 온도가 300°C 미만이거나, 유지시간이 50초 미만이면, 템퍼드 마르텐사이트가 과도하게 형성되고, 강 중의 실리콘(Si) 및 알루미늄(Al) 함량 제어가 불충분하여, 목적하는 잔류 오스테나이트 분율을 확보하기 어렵다. 그 결과, 강판의 $[\text{Si+Al}]_{\text{F}} / [\text{Si+Al}]_{\gamma}$, 인장강도와 연신율의 밸런스(TSXEI) 및 굽힘가공률(R/t)이 저하될 수 있다. 반면, 2차 가열 또는 유지 온도가 500°C 를 초과하거나, 2차 유지 시간이 144,000초 이상인 경우에는 강 중의 실리콘(Si) 및 알루미늄(Al) 함량 제어가 불충분하여 잔류 오스테나이트의 분율을 확보하기 어렵다. 그 결과, 상기 강판의 $[\text{Si+Al}]_{\text{F}} / [\text{Si+Al}]_{\gamma}$ 및 인장강도와 연신율의 밸런스(TSXEI)가 저하될 수 있다.

[200]

[201] 2차 유지 후, 1°C/s 이상의 평균 냉각속도로 상온까지 냉각(2차 냉각)할 수 있다.

[202]

[203] 전술한 제조방법에 의해 제조된 가공성이 우수한 고강도 강판은, 미세조직으로 템퍼드 마르텐사이트, 베이나이트, 잔류 오스테나이트 및 페라이트를 포함할 수 있으며, 바람직한 일 예로서, 부피분율로, 30~70%의 템퍼드 마르텐사이트, 10~45%의 베이나이트, 10~40%의 잔류 오스테나이트, 3~20%의 페라이트 및 불가피한 조직을 포함할 수 있다.

[204]

[205] 또한, 전술한 제조방법에 의해 제조된 가공성이 우수한 고강도 강판은, 아래의 [관계식 1]과 같이, 잔류 오스테나이트에 포함된 실리콘(Si) 및 알루미늄(Al)의 평균 합계 함량($[\text{Si+Al}]_{\gamma}$, 중량%)에 대한 페라이트에 포함된 실리콘(Si) 및 알루미늄(Al)의 평균 합계 함량($[\text{Si+Al}]_{\text{F}}$, 중량%)의 비가 1.1~3.0의 범위를 만족할 수 있으며, 아래의 [관계식 2]로 표현되는 인장강도와 연신율의 밸런스($B_{\text{T-E}}$)가 22,000(MPa%) 이상이고, 아래의 [관계식 3]으로 표현되는 인장강도와 구멍확장률의 밸런스($B_{\text{T-H}}$)가 $7 \times 10^6 (\text{MPa}^{2\%^{1/2}})$ 이상이며, 아래의 [관계식 4]로 표현되는 굽힘가공률(B_{R})이 0.5~3.0의 범위를 만족할 수 있다.

[206]

[207] [관계식 1]

[208] $1.1 \leq [\text{Si+Al}]_{\text{F}} / [\text{Si+Al}]_{\gamma} \leq 3.0$

[209]

[210] [관계식 2]

[211] $B_{\text{T-E}} = [\text{인장강도(TS, MPa)}] * [\text{연신율(EL, \%)}]$

[212]

[213] [관계식 3]

[214] $B_{T-H} = [\text{인장강도(TS, MPa)}]^2 * [\text{구멍확장률(HER, \%)}]^{1/2}$

[215]

[216] [관계식 4]

[217] $B_R = R/t$

[218] 상기 관계식 4에서, R은 90° 굽힘 시험 후 크랙이 발생하지 않는 최소 굽힘 반경(mm)을 의미하고, t는 강판의 두께(mm)를 의미한다.

[219]

발명의 실시를 위한 형태

[220] 이하, 구체적인 실시예를 통해 본 발명의 일 측면에 따른 가공성이 우수한 고강도 강판 및 그 제조방법에 대해 보다 상세히 설명한다. 하기 실시예는 본 발명의 이해를 위한 것일 뿐, 본 발명의 권리범위를 특정하기 위한 것이 아님을 유의할 필요가 있다. 본 발명의 권리범위는 특허청구범위에 기재된 사항과 이로부터 합리적으로 유추되는 사항에 의해 결정된다.

[221]

[222] (실시예)

[223] 하기 표 1에 기재된 합금 조성(나머지는 Fe와 불가피한 불순물임)을 갖는 두께 100mm의 강 슬라브를 제조하여, 1200°C에서 가열한 다음, 900°C에서 마무리 열간 압연을 실시하였다. 이후 30°C/s의 평균 냉각속도로 냉각하고, 표 2 및 표 3의 권취온도에서 권취하여, 두께 3mm의 열연강판을 제조하였다. 상기 열연강판을 표 2 및 3의 조건으로 열연소둔 열처리하였다. 이후, 산세하여 표면 스케일을 제거한 후, 1.5mm두께까지 냉간압연을 실시하였다.

[224] 이후, 표 2 내지 5의 소둔 열처리 조건으로 열처리를 실시하여, 강판을 제조하였다.

[225]

[226] 이렇게 제조된 강판의 미세조직을 관찰하여 그 결과를 표 6 및 표 7에 나타내었다. 미세조직 중 페라이트(F), 베이나이트(B), 템퍼드 마르텐사이트(TM) 및 펄라이트(P)는 연마된 시편 단면을 나이트탈 에칭한 후 SEM을 통하여 관찰하였다. 이 중에서 구별이 어려운 베이나이트와 템퍼드 마르텐사이트는 딜라테이션 평가 후에 팽창 곡선을 이용하여 분율을 계산하였다. 한편, 프레스 마르텐사이트(FM)와 잔류 오스테나이트(잔류 γ) 역시 구별이 쉽지 않기 때문에, 상기 SEM로 관찰된 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트 분율에서 X선 회절법으로 계산된 잔류 오스테나이트의 분율을 뺀 값을 프레스 마르텐사이트 분율로 결정하였다.

[227]

[228] 한편, 강판의 $[\text{Si+Al}]_F / [\text{Si+Al}]_\gamma$, 인장강도와 연신율의 밸런스 (TSXEI), 인장강도와 구멍확장률의 밸런스($\text{TS}^2 \times \text{HER}^{1/2}$), 굽힘가공률(R/t)을 관찰하여, 그

결과를 표 8 및 표 9에 나타내었다.

[229]

[230] 잔류 오스테나이트에 포함된 실리콘(Si) 및 알루미늄(Al)의 평균 합계 함량($[Si+Al]_y$, 중량%) 및 페라이트에 포함된 실리콘(Si) 및 알루미늄(Al)의 평균 합계 함량($[Si+Al]_F$, 중량%)은 EPMA(Electron Probe MicroAnalyser)를 이용하여 측정하였다.

[231]

[232] 인장강도(TS) 및 연신율(El)은 인장시험을 통해 평가되었으며, 압연판재의 압연방향에 대해 90° 방향을 기준으로 JIS5호 규격에 의거하여 채취된 시험편으로 평가하여 인장강도(TS) 및 연신율(El)을 측정하였다.
굽힘가공률(R/t)은 V-벤딩시험으로 평가되었으며, 압연판재의 압연방향에 대하여 90°방향을 기준으로 시험편을 채취하여 90° 굽힘 시험 후 크랙이 발생하지 않는 최소 굽힘반경 R을 판재의 두께 t로 나눈 값으로 결정하여 산출하였다.
구멍확장률(HER)은 구멍확장시험을 통해 평가되었으며, 10mmØ의 펀칭구멍(다이 내경 10.3mm, 클리어런스 12.5%)을 형성한 후 꼭지각 60°의 원추형 펀치를 펀칭구멍의 버(burr)가 외측이 되는 방향으로 펀칭구멍에 삽입하고, 20mm/min의 이동 속도로 펀칭구멍 주변부를 압박 확장한 후 아래의 [관계식 5]를 이용하여 산출하였다.

[233]

[234] [관계식 5]

[235] $\text{구멍확장률(HER, \%)} = \{(D - D_0) / D_0\} \times 100$

[236] 상기 관계식 5에서, D는 균열이 두께방향을 따라 강판을 관통하였을 때의 구멍 직경(mm)을 의미하며, D_0 는 초기 구멍 직경(mm)을 의미한다.

[237]

[238]

[표 1]

강종	화학적 성분 (중량%)									
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	기타
A	0.34	1.57	2.07	0.008	0.0009	0.33	0.0028	0.55		
B	0.35	2.41	2.15	0.012	0.0010	0.55	0.0026	0.26	0.22	
C	0.33	2.05	2.02	0.012	0.0013	0.47	0.0031		0.51	
D	0.39	2.14	3.75	0.008	0.0010	0.52	0.0028		0.47	
E	0.40	1.68	2.42	0.009	0.0009	0.44	0.0031			
F	0.56	1.84	2.26	0.009	0.0009	0.95	0.0030			
G	0.67	1.75	1.05	0.010	0.0012	0.87	0.0027			
H	0.37	1.94	2.08	0.010	0.0009	1.13	0.0035			
I	0.34	1.15	1.88	0.009	0.0010	2.55	0.0028			
J	0.32	0.05	2.76	0.008	0.0010	4.75	0.0030			Ti: 0.05
K	0.42	2.21	2.57	0.011	0.0011	0.42	0.0027			Nb: 0.05
L	0.40	2.35	2.35	0.010	0.0011	0.35	0.0028			V: 0.05
M	0.34	1.38	1.84	0.009	0.0012	0.56	0.0027			Ni: 0.33
N	0.35	1.53	2.32	0.012	0.0013	0.63	0.0024			Cu: 0.37
O	0.31	1.27	2.57	0.013	0.0007	0.69	0.0028			B: 0.003

P	0.36	1.42	2.85	0.012	0.0008	0.57	0.0026			Ca: 0.002
Q	0.36	1.94	2.55	0.008	0.0009	0.52	0.0031			REM: 0.001
R	0.43	1.42	2.79	0.009	0.0009	0.52	0.0031			Mg: 0.001
S	0.41	1.57	2.30	0.010	0.0010	0.55	0.0034			W: 0.13
T	0.38	1.62	2.16	0.010	0.0011	0.46	0.0033			Zr: 0.11
U	0.35	1.38	2.73	0.009	0.0013	0.43	0.0032			Sb: 0.02
V	0.38	1.53	2.22	0.008	0.0012	0.41	0.0030			Sn: 0.02
W	0.33	1.37	2.51	0.009	0.0009	0.47	0.0027			Y: 0.01
X	0.27	3.72	1.75	0.010	0.0010	0.43	0.0028			Hf: 0.01
Y	0.34	2.16	2.55	0.009	0.0013	0.49	0.0026			Co: 0.34
XA	0.22	1.48	2.23	0.008	0.0010	0.45	0.0031			
XB	0.77	1.52	2.07	0.008	0.0011	0.37	0.0027			
XC	0.34	0.03	2.06	0.009	0.0012	0.04	0.0028			
XD	0.32	4.29	2.25	0.011	0.0009	0.05	0.0031			
XE	0.43	0.02	2.28	0.012	0.0010	5.24	0.0030			
XF	0.45	1.59	0.78	0.009	0.0010	0.42	0.0035			
XG	0.39	1.63	5.37	0.009	0.0007	0.54	0.0028			

XH	0.35	2.24	2.24	0.008	0.0009	0.46	0.0030	3.25		
XI	0.33	2.17	2.18	0.011	0.0009	0.48	0.0027		3.32	

[239]

[240]

[표2]

시편 번호	강종	열연강판 권취온도(°C)	열연강판 소둔온도(°C)	열연강판 소둔시간(s)	1차평균가 열속도(°C/ s)	1차유지온 도구간(°C)	1차유지 시간(s)
1	A	550	750	1200	10	이상역	120
2	A	450	900	1300	산세불량		
3	A	500	600	1100	냉간압연시 파단발생		
4	A	550	750	1800	산세불량		
5	A	500	800	500	냉간압연시 파단발생		
6	A	500	750	1300	10	단상역	120
7	A	500	750	1000	10	이상역	120
8	B	500	700	1500	10	이상역	120
9	B	500	800	1000	10	이상역	120
10	B	550	750	1200	10	이상역	120
11	C	500	750	1100	10	이상역	120
12	C	500	650	1200	10	이상역	120
13	C	450	750	1000	10	이상역	120
14	C	500	700	1200	10	이상역	120
15	C	550	750	800	10	이상역	120
16	C	500	800	1300	10	이상역	120
17	C	500	750	1500	10	이상역	120
18	D	500	750	1200	10	이상역	120
19	E	550	650	600	10	이상역	120
20	F	500	850	1700	10	이상역	120
21	G	350	750	1300	10	이상역	120
22	H	450	700	1600	10	이상역	120
23	I	500	750	900	10	이상역	120
24	J	400	750	1300	10	이상역	120
25	K	500	750	1000	10	이상역	120

[241]

[242]

[표3]

시편 번호	강종	열연강판 권취온도(°C)	열연강판 소둔온도(°C)	열연강판 소둔시간(s)	1차평균가 열속도(°C/ s)	1차유지온 도구간(°C)	1차유지 시간(s)
26	L	450	800	1200	10	이상역	120
27	M	500	750	1400	10	이상역	120
28	N	500	700	1200	10	이상역	120
29	O	500	750	1600	10	이상역	120
30	P	500	750	1700	10	이상역	120
31	Q	550	700	1400	10	이상역	120
32	R	500	750	1200	10	이상역	120
33	S	450	750	900	10	이상역	120
34	T	500	800	1500	10	이상역	120
35	U	550	800	1300	10	이상역	120
36	V	500	750	1100	10	이상역	120
37	W	450	750	1200	10	이상역	120
38	X	500	750	1100	10	이상역	120
39	Y	450	750	1400	10	이상역	120
40	XA	500	800	1200	10	이상역	120
41	XB	500	750	1300	10	이상역	120
42	XC	500	700	1100	10	이상역	120
43	XD	500	700	1400	10	이상역	120
44	XE	450	750	1200	10	이상역	120
45	XF	500	750	1500	10	이상역	120
46	XG	500	800	1300	10	이상역	120
47	XH	500	750	1300	10	이상역	120
48	XI	500	750	1200	10	이상역	120

[243]

[244]

[표4]

시편 번호	강종	1차평균냉 각속도(°C/ s)	1차냉각정 지온도(°C)	2차평균가 열속도(°C/ s)	2차유지 온도(°C)	2차유지 시간(s)	2차평균냉 각속도(°C/ s)
1	A	20	190	15	400	300	10
2	A	산세불량					
3	A	냉간압연시 파단발생					
4	A	산세불량					
5	A	냉간압연시 파단발생					
6	A	20	200	15	400	300	10
7	A	0.5	220	15	350	300	10
8	B	20	220	15	400	300	10
9	B	20	180	15	400	300	10
10	B	20	250	15	400	300	10
11	C	20	130	15	400	600	10
12	C	20	80	15	450	300	10
13	C	20	330	15	400	300	10
14	C	20	220	15	270	300	10
15	C	20	210	15	530	300	10
16	C	20	200	15	400	40	10
17	C	20	180	15	400	155,520	10
18	D	20	190	15	450	300	10
19	E	20	180	15	400	300	10
20	F	20	200	15	400	300	10
21	G	20	230	15	400	300	10
22	H	20	200	15	350	300	10
23	I	20	220	15	400	600	10
24	J	20	220	15	400	300	10
25	K	20	210	15	400	300	10

[245]

[246]

[표5]

시편 번호	강종	1차평균냉 각속도(°C/ s)	1차냉각정 지온도(°C)	2차평균가 열속도(°C/ s)	2차유지 온도(°C)	2차유지 시간(s)	2차평균냉 각속도(°C/ s)
26	L	20	200	15	450	300	10
27	M	20	220	15	400	300	10
28	N	20	200	15	400	300	10
29	O	20	200	15	360	300	10
30	P	20	220	15	400	300	10
31	Q	20	180	15	400	600	10
32	R	20	200	15	400	300	10
33	S	20	220	15	400	300	10
34	T	20	200	15	450	300	10
35	U	20	220	15	400	300	10
36	V	20	180	15	400	600	10
37	W	20	200	15	400	300	10
38	X	20	180	15	400	300	10
39	Y	20	220	15	400	300	10
40	XA	20	200	15	400	300	10
41	XB	20	200	15	400	300	10
42	XC	20	220	15	400	600	10
43	XD	20	200	15	400	300	10
44	XE	20	200	15	400	300	10
45	XF	20	180	15	400	300	10
46	XG	20	200	15	400	300	10
47	XH	20	200	15	400	300	10
48	XI	20	220	15	400	300	10

[247]

[248]

[표6]

시편 번호	강종	페라이 트(vol.%)	베이나이트 (vol.%)	템퍼드 마르텐 사이트(v ol.%)	프레스마르텐 사이트(vol.%)	잔류 오스테 나이트(v ol.%)	펄라이 트(vol.%)
1	A	9	16	54	0	21	0
2	A	산세불량					
3	A	냉간압연시 파단발생					
4	A	산세불량					
5	A	냉간압연시 파단발생					
6	A	1	22	59	0	18	0
7	A	23	12	48	0	4	13
8	B	4	19	60	0	17	0
9	B	13	17	53	1	16	0
10	B	11	13	54	0	22	0
11	C	8	24	48	1	19	0
12	C	7	4	83	0	6	0
13	C	9	67	5	1	18	0
14	C	8	14	73	0	5	0
15	C	10	19	64	0	7	0
16	C	7	13	74	1	5	0
17	C	12	17	62	3	6	0
18	D	8	19	52	0	21	0
19	E	8	15	59	1	17	0
20	F	6	23	51	1	19	0
21	G	5	42	37	0	16	0
22	H	17	15	49	0	19	0
23	I	10	17	54	1	18	0
24	J	7	15	58	0	20	0
25	K	8	20	57	0	15	0

[249]

[250] [표7]

시편 번호	강종	페라이 트(vol.%)	베이나이트 (vol.%)	템퍼드 마르텐 사이트(v ol.%)	프레스마르텐 사이트(vol.%)	잔류 오스테 나이트(v ol.%)	펄라이 트(vol.%)
26	L	9	17	58	0	16	0
27	M	7	18	57	1	17	0
28	N	7	16	61	0	16	0
29	O	5	24	55	1	15	0
30	P	6	23	51	0	20	0
31	Q	5	19	57	1	18	0
32	R	6	15	46	0	33	0
33	S	9	18	51	0	22	0
34	T	10	22	50	1	17	0
35	U	8	21	53	0	18	0
36	V	7	18	56	0	19	0
37	W	12	16	57	0	15	0
38	X	9	23	52	0	16	0
39	Y	9	20	54	0	17	0
40	XA	8	16	64	0	12	0
41	XB	6	13	20	18	43	0
42	XC	9	24	64	1	2	0
43	XD	5	12	41	23	19	0
44	XE	6	15	42	21	16	0
45	XF	7	19	61	0	4	9
46	XG	5	13	49	16	17	0
47	XH	6	18	41	20	15	0
48	XI	5	15	47	17	16	0

[251]

[252]

[표8]

시편 번호	강종	$[\text{Si}+\text{Al}]_{\text{F}}/[\text{Si}+\text{Al}]_{\text{Y}}$	$B_{\text{T-E}}$ (MPa%)	$B_{\text{T-H}}(\text{MPa}^{2\%^{1/2}})$	R/t
1	A	1.61	31,135	9,781,387	1.77
2	A	산세불량			
3	A	냉간압연시 파단발생			
4	A	산세불량			
5	A	냉간압연시 파단발생			
6	A	0.16	29,051	5,803,088	2.65
7	A	3.35	17,528	7,616,159	2.81
8	B	1.13	28,360	8,122,500	1.52
9	B	2.85	29,953	13,121,237	1.38
10	B	2.15	32,065	10,908,148	1.79
11	C	1.64	31,862	10,017,866	2.02
12	C	3.27	18,054	7,323,758	5.46
13	C	2.58	21,005	6,432,024	2.59
14	C	3.64	12,408	7,552,059	5.14
15	C	3.57	19,553	8,265,134	2.38
16	C	3.41	17,885	7,960,353	6.43
17	C	4.26	20,552	7,601,760	2.64
18	D	1.83	29,279	9,933,127	1.54
19	E	1.59	31,560	9,335,505	2.17
20	F	1.42	32,751	8,715,296	1.69
21	G	2.37	28,309	11,576,801	1.32
22	H	2.40	34,562	10,725,001	2.37
23	I	2.28	28,095	12,046,089	2.50
24	J	1.38	29,483	8,997,334	2.42
25	K	2.05	31,455	9,514,719	1.62

[253]

[254]

[표9]

시편번호	강종	$[Si+Al]_F/[Si+Al]_γ$	B_{T-E} (MPa%)	$B_{T-H}(MPa^{2\%^{1/2}})$	R/t
26	L	1.83	31,558	9,964,449	1.38
27	M	1.47	30,685	9,509,448	1.65
28	N	1.35	32,004	9,276,374	2.34
29	O	1.96	35,263	8,973,023	2.05
30	P	2.62	33,014	10,653,164	2.16
31	Q	2.36	29,638	10,296,263	2.72
32	R	2.55	28,664	11,083,322	1.95
33	S	2.49	32,051	10,362,452	1.46
34	T	2.04	33,698	9,723,541	2.35
35	U	2.38	32,045	10,108,656	2.18
36	V	2.29	30,160	9,483,225	2.03
37	W	1.65	28,807	8,809,459	2.28
38	X	2.43	29,416	12,030,595	1.51
39	Y	1.51	30,542	9,707,191	1.63
40	XA	1.86	18,506	5,803,029	2.69
41	XB	2.14	21,562	6,103,923	6.72
42	XC	4.63	12,671	7,425,675	5.06
43	XD	2.69	25,472	8,275,517	5.34
44	XE	2.72	28,630	9,274,725	7.15
45	XF	3.48	16,085	8,158,727	2.76
46	XG	2.81	25,583	7,519,296	5.88
47	XH	2.54	23,408	7,880,551	6.34
48	XI	2.86	25,627	8,271,065	4.86

[255]

[256] 상기 표 1 내지 9에 나타난 바와 같이, 본 발명에서 제시하는 조건을 충족하는 시편들의 경우, $[Si+Al]_F/[Si+Al]_γ$ 의 값이 1.1~3.0의 범위를 만족하고, 인장강도 및 연신율의 밸런스(TSXEL)가 22,000MPa% 이상이며, 인장강도와 구멍확장률의 밸런스($TS^{2XHER^{1/2}}$)가 $7*10^6(MPa^{2\%^{1/2}})$ 이상이고, 굽힘가공률(R/t)이 0.5~3.0

범위를 충족하여, 우수한 강도 및 가공성을 동시에 구비하는 것을 알 수 있다.

[257]

[258] 시편 2 내지 5는 본 발명의 합금 조성범위는 중복되나, 열연소둔 온도 및 시간이 본 발명의 범위를 벗어나므로, 산세 불량이 발생하거나 냉간압연 시 파단이 발생한 것을 확인할 수 있다.

[259]

[260] 시편 6은 냉간압연 후 소둔열처리 과정에서 1차 가열 또는 유지온도가 본 발명이 제한하는 범위를 초과하므로, 페라이트의 형성량이 부족하였다. 그 결과, 시편 6은 $[\text{Si}+\text{Al}]_{\text{F}} / [\text{Si}+\text{Al}]_{\gamma}$ 의 값이 1.1 미만이며, 인장강도와 구멍확장률의 밸런스($\text{TS}^2 \text{XHER}^{1/2}$)가 $7 \times 10^6 (\text{MPa}^2\%^{1/2})$ 미만인 것을 확인할 수 있다.

[261]

[262] 시편 7은 냉간압연 후 소둔열처리 과정에서 1차 냉각속도가 본 발명이 제한하는 범위에 미치지 못하므로, 페라이트가 과도하게 형성되고, 잔류 오스테나이트가 적게 형성되었다. 그 결과, 시편 7은 $[\text{Si}+\text{Al}]_{\text{F}} / [\text{Si}+\text{Al}]_{\gamma}$ 의 값이 3.0을 초과하고, 인장강도 연신율의 밸런스(TSXEI)가 22,000MPa% 미만인 것을 확인할 수 있다.

[263]

[264] 시편 12는 1차 냉각정지 온도가 낮아 템퍼드 마르텐사이트가 과도하게 형성되었으며, 잔류 오스테나이트가 적게 형성되었다. 그 결과, 시편 12는 $[\text{Si}+\text{Al}]_{\text{F}} / [\text{Si}+\text{Al}]_{\gamma}$ 의 값이 3.0을 초과하고, 인장강도 연신율의 밸런스(TSXEI)가 22,000MPa% 미만이며, 굽힘가공률(R/t)이 3.0을 초과하는 것을 확인할 수 있다.

[265]

[266] 시편 13은 1차 냉각정지 온도가 높아 베이나이트가 과도하게 형성되었으며, 템퍼드 마르텐사이트가 적게 형성되었다. 그 결과, 시편 13은 인장강도 연신율의 밸런스(TSXEI)가 22,000MPa% 미만이며, 인장강도와 구멍확장률의 밸런스($\text{TS}^2 \text{XHER}^{1/2}$)가 $7 \times 10^6 (\text{MPa}^2\%^{1/2})$ 미만인 것을 확인할 수 있다.

[267]

[268] 시편 14는 2차 가열 또는 유지온도가 낮아 템퍼드 마르텐사이트가 과도하게 형성되었으며, 잔류 오스테나이트가 적게 형성되었다. 그 결과, 시편 14는 $[\text{Si}+\text{Al}]_{\text{F}} / [\text{Si}+\text{Al}]_{\gamma}$ 의 값이 3.0을 초과하고, 인장강도 연신율의 밸런스(TSXEI)가 22,000MPa% 미만이며, 굽힘가공률(R/t)이 3.0을 초과하는 것을 확인할 수 있다.

[269]

[270] 시편 15는 2차 가열 또는 유지온도가 높아 잔류 오스테나이트의 형성량이 부족하였으며, $[\text{Si}+\text{Al}]_{\text{F}} / [\text{Si}+\text{Al}]_{\gamma}$ 의 값이 3.0을 초과하고, 인장강도 연신율의 밸런스(TSXEI)가 22,000MPa% 미만인 것을 확인할 수 있다.

[271]

[272] 시편 16은 2차 유지시간이 부족하여 템퍼드 마르텐사이트가 과도하게 형성되었으며, 잔류 오스테나이트가 적게 형성되었다. 그 결과, 시편 16은

$[\text{Si}+\text{Al}]_{\text{F}} / [\text{Si}+\text{Al}]_{\gamma}$ 의 값이 3.0을 초과하고, 인장강도 연신율의 밸런스(TSXEI)가 22,000MPa% 미만이며, 굽힘가공률(R/t)이 3.0을 초과하는 것을 확인할 수 있다.

[273]

[274] 시편 17은 2차 유지시간이 과도하여 잔류 오스테나이트의 형성량이 부족하였으며, $[\text{Si}+\text{Al}]_{\text{F}} / [\text{Si}+\text{Al}]_{\gamma}$ 의 값이 3.0을 초과하고, 인장강도 연신율의 밸런스(TSXEI)가 22,000MPa% 미만인 것을 확인할 수 있다.

[275]

[276] 시편 40 내지 48은 본 발명에서 제시하는 제조조건은 충족하는 경우이나, 합금 조성범위를 벗어난 경우이다. 이들의 경우에는 본 발명의 $[\text{Si}+\text{Al}]_{\text{F}} / [\text{Si}+\text{Al}]_{\gamma}$, 인장강도 연신율의 밸런스(TSXEI), 인장강도와 구멍확장률의 밸런스($\text{TS}^2\text{XHER}^{1/2}$)가 $7 \times 10^6 (\text{MPa}^2\%^{1/2})$ 및 굽힘가공률(R/t) 조건을 동시에 충족하지 못하는 것을 확인할 수 있다. 한편, 시편 42는 알루미늄(Al) 및 실리콘(Si) 합계 함량이 1.0% 미만인 경우로, $[\text{Si}+\text{Al}]_{\text{F}} / [\text{Si}+\text{Al}]_{\gamma}$, 인장강도 연신율의 밸런스(TSXEI) 및 굽힘가공률(R/t) 조건을 만족하지 않는 것을 확인할 수 있다.

[277]

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

청구범위

- [청구항 1] 중량%로, C: 0.25~0.75%, Si: 4.0% 이하, Mn: 0.9~5.0%, Al: 5.0% 이하, P: 0.15% 이하, S: 0.03% 이하, N: 0.03% 이하, 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고,
미세조직으로, 30~70부피%의 템퍼드 마르텐사이트, 10~45부피%의 베이나이트, 10~40부피%의 잔류 오스테나이트, 3~20부피%의 페라이트 및 불가피한 조직을 포함하고,
아래의 [관계식 1]을 만족하는, 가공성이 우수한 고강도 강판.

[관계식 1]

$$1.1 \leq [\text{Si+Al}]_F / [\text{Si+Al}]_\gamma \leq 3.0$$

상기 관계식 1에서, $[\text{Si+Al}]_F$ 는 페라이트에 포함된 Si 및 Al의 평균 합계 함량(중량%)이고, $[\text{Si+Al}]_\gamma$ 는 잔류 오스테나이트에 포함된 Si 및 Al의 평균 합계 함량(중량%)이다.

- [청구항 2] 제1항에 있어서,
상기 강판은, 아래의 (1) 내지 (9) 중 어느 하나 이상을 더 포함하는,
가공성이 우수한 고강도 강판.

- (1) Ti: 0~0.5%, Nb: 0~0.5% 및 V: 0~0.5% 중 1종 이상
- (2) Cr: 0~3.0% 및 Mo: 0~3.0% 중 1종 이상
- (3) Cu: 0~4.5% 및 Ni: 0~4.5% 중 1종 이상
- (4) B: 0~0.005%
- (5) Ca: 0~0.05%, Y를 제외하는 REM: 0~0.05% 및 Mg: 0~0.05% 중 1종 이상
- (6) W: 0~0.5% 및 Zr: 0~0.5% 중 1종 이상
- (7) Sb: 0~0.5% 및 Sn: 0~0.5% 중 1종 이상
- (8) Y: 0~0.2% 및 Hf: 0~0.2% 중 1종 이상
- (9) Co: 0~1.5%

- [청구항 3] 제1항에 있어서,
상기 Si 및 Al의 합계 함량(Si+Al)은 1.0~6.0중량%인, 가공성이 우수한 고강도 강판.

- [청구항 4] 제1항에 있어서,
상기 강판은, 아래의 [관계식 2]로 표현되는 인장강도와 연신율의 밸런스(B_{TE})가 22,000(MPa%) 이상이고, 아래의 [관계식 3]으로 표현되는 인장강도와 구멍확장률의 밸런스(B_{TH})가 $7 \times 10^6 (\text{MPa}^2 \%^{1/2})$ 이상이며,
아래의 [관계식 4]로 표현되는 굽힘가공률(B_R)이 0.5~3.0인, 가공성이 우수한 고강도 강판.

[관계식 2]

$$B_{TE} = [\text{인장강도(TS, MPa)}] * [\text{연신율(El, \%)}]$$

[관계식 3]

$$B_{TH} = [\text{인장강도(TS, MPa)}]^2 * [\text{구멍확장률(HER, \%)}]^{1/2}$$

[관계식 4]

$$B_R = R/t$$

상기 관계식 4에서, R은 90° 굽힘 시험 후 크랙이 발생하지 않는 최소 굽힘 반경(mm)을 의미하고, t는 강판의 두께(mm)를 의미한다.

[청구항 5] 중량%로, C: 0.25~0.75%, Si: 4.0% 이하, Mn: 0.9~5.0%, Al: 5.0% 이하, P: 0.15% 이하, S: 0.03% 이하, N: 0.03% 이하, 나머지는 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하는 강 슬라브를 가열하고, 열간압연하는 단계;
상기 열간압연된 강판을 권취하는 단계;
상기 권취된 강판을 650~850°C의 온도범위에서 600~1700초 동안 열연소둔 열처리하는 단계;
상기 열연소둔 열처리된 강판을 냉간압연하는 단계;
상기 냉간압연된 강판을 Ac1 이상 Ac3 미만의 온도범위까지 가열(1차 가열)하여, 50초 이상 유지(1차 유지)하는 단계;
평균 냉각속도 1°C/s 이상으로, 100~300°C의 온도범위까지 냉각(1차 냉각)하는 단계;
상기 1차 냉각된 강판을 300~500°C의 온도범위까지 가열(2차 가열)하여, 50초 이상 유지(2차 유지)하는 단계; 및
상온까지 냉각(2차 냉각)하는 단계;를 포함하는, 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조방법.

[청구항 6] 제5항에 있어서,
상기 강 슬라브는 아래의 (1) 내지 (9) 중 어느 하나 이상을 더 포함하는, 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조방법.
(1) Ti: 0~0.5%, Nb: 0~0.5% 및 V: 0~0.5% 중 1종 이상
(2) Cr: 0~3.0% 및 Mo: 0~3.0% 중 1종 이상
(3) Cu: 0~4.5% 및 Ni: 0~4.5% 중 1종 이상
(4) B: 0~0.005%
(5) Ca: 0~0.05%, Y를 제외하는 REM: 0~0.05% 및 Mg: 0~0.05% 중 1종 이상
(6) W: 0~0.5% 및 Zr: 0~0.5% 중 1종 이상
(7) Sb: 0~0.5% 및 Sn: 0~0.5% 중 1종 이상
(8) Y: 0~0.2% 및 Hf: 0~0.2% 중 1종 이상
(9) Co: 0~1.5%

[청구항 7] 제5항에 있어서,
상기 강 슬라브에 포함되는 상기 Si 및 Al의 합계 함량(Si+Al)은 1.0~6.0중량%인, 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조방법.

[청구항 8] 제5항에 있어서,

상기 강 슬라브는 1000~1350°C의 온도범위로 가열되고, 800~1000°C의 온도범위에서 마무리 열간 압연되는, 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조방법.

[청구항 9] 제5항 있어서,
상기 열간압연된 강판은 300~600°C의 온도범위에서 권취되는, 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조방법.

[청구항 10] 제5항에 있어서,
상기 냉간압연의 압하율은 30~90%인, 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조방법.

[청구항 11] 제5항에 있어서,
상기 2차 냉각의 냉각속도는 1°C/s 이상인, 가공성이 우수한 고강도 강판의 제조방법.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/KR2020/016653

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/04(2006.01)i; C22C 38/06(2006.01)i; C22C 38/02(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i; C21D 9/68(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 38/04(2006.01); C21D 9/46(2006.01); C21D 9/48(2006.01); C22C 38/00(2006.01); C22C 38/38(2006.01); C22C 38/60(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: 소둔(annealing), 템퍼링(tempering), 냉간압연(cold rolling), 마르텐사이트(martensite)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP 2017-053001 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL) 16 March 2017 (2017-03-16) See paragraphs [0048] and [0060]-[0072], claims 1-2 and 5 and tables 6-7.	1-11
A	WO 2018-147400 A1 (JFE STEEL CORP.) 16 August 2018 (2018-08-16) See claim 1.	1-11
A	WO 2018-221307 A1 (KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO (KOBELCO STEEL LTD.)) 06 December 2018 (2018-12-06) See claim 1.	1-11
A	JP 2012-237042 A (JFE STEEL CORP.) 06 December 2012 (2012-12-06) See claim 1.	1-11
A	KR 10-2018-0088707 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 06 August 2018 (2018-08-06) See claim 1.	1-11



Further documents are listed in the continuation of Box C.



See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	“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
“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	“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
“D” document cited by the applicant in the international application	“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
“E” earlier application or patent but published on or after the international filing date	“&” document member of the same patent family
“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	

Date of the actual completion of the international search

16 March 2021

Date of mailing of the international search report

16 March 2021

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/KR2020/016653

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)			Publication date (day/month/year)
JP	2017-053001	A	16 March 2017	JP	6620474	B2	18 December 2019
WO	2018-147400	A1	16 August 2018	CN	110312813	A	08 October 2019
				EP	3581670	A1	18 December 2019
				JP	6384641	B1	05 September 2018
				KR	10-2019-0107089	A	18 September 2019
				KR	10-2225998	B1	09 March 2021
				MX	2019009599	A	14 October 2019
				US	2020-0040420	A1	06 February 2020
WO	2018-221307	A1	06 December 2018	CN	110678569	A	10 January 2020
				EP	3636788	A1	15 April 2020
				JP	2018-204058	A	27 December 2018
				KR	10-2020-0003010	A	08 January 2020
				MX	2019013949	A	24 February 2020
				US	2020-0190619	A1	18 June 2020
JP	2012-237042	A	06 December 2012	JP	5862051	B2	16 February 2016
KR	10-2018-0088707	A	06 August 2018	BR	112018012681	A2	04 December 2018
				CN	108495943	A	04 September 2018
				EP	3434801	A1	30 January 2019
				JP	6288394	B2	07 March 2018
				KR	10-2099769	B1	10 April 2020
				MX	2018007364	A	15 August 2018
				TW	201739930	A	16 November 2017
				TW	I611027	B	11 January 2018
				US	2019-0003009	A1	03 January 2019
				WO	2017-164346	A1	28 September 2017

A.발명이 속하는 기술분류(국제특허분류(IPC))
C22C 38/04(2006.01)i; C22C 38/06(2006.01)i; C22C 38/02(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i; C21D 9/68(2006.01)i

B.조사된 분야
조사된 최소문헌(국제특허분류를 기재)
C22C 38/04(2006.01); C21D 9/46(2006.01); C21D 9/48(2006.01); C22C 38/00(2006.01); C22C 38/38(2006.01); C22C 38/60(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: 소둔(annealing), 템퍼링(tempering), 냉간압연(cold rolling), 마르텐사이트(martensite)

C.관련 문헌

카테고리*	인용문헌명 및 관련 구절(해당하는 경우)의 기재	관련 청구항
X	JP 2017-053001 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL) 2017.03.16 단락 [0048], [0060]-[0072], 청구항 1-2, 5 및 표 6-7	1-11
A	WO 2018-147400 A1 (JFE STEEL CORP.) 2018.08.16 청구항 1	1-11
A	WO 2018-221307 A1 (KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO (KOBELCORP.)) 2018.12.06 청구항 1	1-11
A	JP 2012-237042 A (JFE STEEL CORP.) 2012.12.06 청구항 1	1-11
A	KR 10-2018-0088707 A (신닛테츠스미킨 카부시키카이사) 2018.08.06 청구항 1	1-11

☐ 추가 문헌이 C(계속)에 기재되어 있습니다.☒ 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 2021년03월16일(16.03.2021)	국제조사보고서 발송일 2021년03월16일(16.03.2021)
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

서식 PCT/ISA/210 (두 번째 용지) (2019년 7월)

국제조사보고서에서 인용된 특허문헌	공개일	대응특허문헌	공개일
JP 2017-053001 A	2017/03/16	JP 6620474 B2	2019/12/18
WO 2018-147400 A1	2018/08/16	CN 110312813 A	2019/10/08
		EP 3581670 A1	2019/12/18
		JP 6384641 B1	2018/09/05
		KR 10-2019-0107089 A	2019/09/18
		KR 10-2225998 B1	2021/03/09
		MX 2019009599 A	2019/10/14
		US 2020-0040420 A1	2020/02/06
WO 2018-221307 A1	2018/12/06	CN 110678569 A	2020/01/10
		EP 3636788 A1	2020/04/15
		JP 2018-204058 A	2018/12/27
		KR 10-2020-0003010 A	2020/01/08
		MX 2019013949 A	2020/02/24
		US 2020-0190619 A1	2020/06/18
JP 2012-237042 A	2012/12/06	JP 5862051 B2	2016/02/16
KR 10-2018-0088707 A	2018/08/06	BR 112018012681 A2	2018/12/04
		CN 108495943 A	2018/09/04
		EP 3434801 A1	2019/01/30
		JP 6288394 B2	2018/03/07
		KR 10-2099769 B1	2020/04/10
		MX 2018007364 A	2018/08/15
		TW 201739930 A	2017/11/16
		TW I611027 B	2018/01/11
		US 2019-0003009 A1	2019/01/03
		WO 2017-164346 A1	2017/09/28