

(12) 특허협력조약에 의하여 공개된 국제출원

(19) 세계지식재산권기구  
국제사무국

(43) 국제공개일  
2020년 6월 25일 (25.06.2020) **WIPO | PCT**



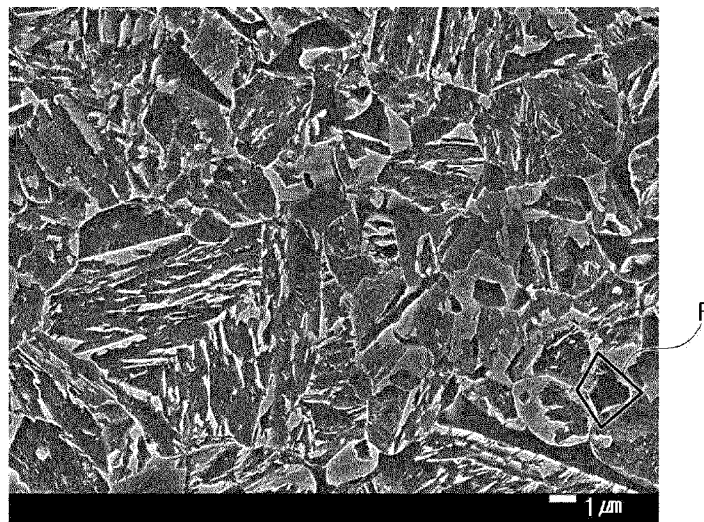
(10) 국제공개번호  
**WO 2020/130675 A1**

- (51) 국제특허분류:  
C22C 38/38 (2006.01) C22C 38/00 (2006.01)  
C22C 38/34 (2006.01) C22C 38/32 (2006.01)  
C22C 38/22 (2006.01) C22C 38/28 (2006.01)  
C22C 38/02 (2006.01) C23C 2/06 (2006.01)  
C22C 38/06 (2006.01) C23C 24/00 (2006.01)
- (21) 국제출원번호: PCT/KR2019/018106
- (22) 국제출원일: 2019년 12월 19일 (19.12.2019)
- (25) 출원언어: 한국어
- (26) 공개언어: 한국어
- (30) 우선권정보:  
10-2018-0165144 2018년 12월 19일 (19.12.2018)KR
- (71) 출원인: 주식회사 포스코 (POSCO) [KR/KR]; 37859  
경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동),  
Gyeongsangbuk-do (KR).
- (72) 발명자: 조항식 (CHO, Hang-Sik); 57807 전라남도 광양  
시 폭포사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR).  
임영록 (IM, Young-Roc); 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, 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,

(54) Title: HIGH-STRENGTH COLD-ROLLED STEEL SHEET HAVING EXCELLENT BENDING WORKABILITY AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR

(54) 발명의 명칭: 고풍힘 가공성이 우수한 고강도 냉연강판 및 그 제조방법

[도2]



(57) Abstract: A high-strength cold-rolled steel sheet having excellent bending workability according to an aspect of the present invention comprises, by weight %, 0.13-0.25 % of carbon (C), 1.0-2.0 % of silicon (Si), 1.5-3.0 % of manganese (Mn), 0.08-1.5 % of aluminum (Al)+chromium (Cr)+molybdenum (Mo), 0.1 % or less of phosphorus (P), 0.01 % or less of sulfur (S), 0.01 % or less of nitrogen (N), the remainder of Fe and inevitable impurities, and comprises, by area fraction, 3-25 % of ferrite, 20-40 % of martensite, and 5-20 % of residual austenite, in which a nickel-rich layer formed of nickel (Ni) introduced from outside is provided on a surface layer portion, and the concentration of nickel (Ni) at a depth of 1 μm from the surface can be greater than or equal to 0.15 wt%.

[다음 쪽 계속]

WO 2020/130675 A1

SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, 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).

공개:

— 국제조사보고서와 함께 (조약 제21조(3))

---

(57) 요약서: 본 발명의 일 측면에 따른 곱힘 가공성이 우수한 고강도 냉연강판은, 중량%로, 탄소(C): 0.13~0.25%, 실리콘(Si): 1.0~2.0%, 망간(Mn): 1.5~3.0%, 알루미늄(Al)+크롬(Cr)+몰리브덴(Mo): 0.08~1.5%, 인(P): 0.1% 이하, 황(S): 0.01% 이하, 질소(N): 0.01% 이하, 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, 면적분율로, 페라이트: 3~25%, 마르텐사이트: 20~40%, 잔류 오스테나이트: 5~20%를 포함하고, 외부로부터 유입된 니켈(Ni)에 의해 형성되는 니켈 농화층을 표층부에 구비하고, 표면으로부터 1 $\mu$ m의 깊이에서의 니켈(Ni) 농도가 0.15wt% 이상일 수 있다.

## 명세서

### 발명의 명칭: 굽힘 가공성이 우수한 고강도 냉연강판 및 그 제조방법

#### 기술분야

- [1] 본 발명은 냉연강판 및 그 제조방법에 관한 것이며, 상세하게는 고강도 특성을 가지면서도 굽힘 가공성을 효과적으로 향상시킨 냉연강판 및 그 제조방법에 관한 것이다.

#### 배경기술

- [2] 자동차용 강판은 지구환경 보존을 위한 연비 규제와 충돌 등 사고 시의 탑승자 안정성을 확보하기 위하여, 고강도 강재의 채용을 늘려가고 있다. 자동차용 강재의 등급은 통상 인장강도와 연신율의 곱(TS×EL)으로 나타내는 경우가 많으며, 반드시 이로 제한되는 것은 아니지만 TS×EL이 25,000MPa·% 미만인 AHSS(Advanced High Strength Steel), 50,000MPa·%를 초과하는 UHSS(Ultra High Strength Steel), 그리고 AHSS와 UHSS 사이의 값을 가지는 X-AHSS(Extra-Advanced High Strength Steel) 등이 대표적인 예로 제시될 수 있다.
- [3]
- [4] 강재의 등급이 정해지면, 인장강도와 연신율의 곱이 대략 일정하게 결정되는 것이기 때문에, 강재의 인장강도와 연신율을 동시에 만족시키는 것이 용이하지 않다. 인장강도와 연신율은 서로 반비례하는 것이 일반적인 강재의 특성이기 때문이다.
- [5]
- [6] 강재의 강도와 연신율의 곱을 높이기 위하여 새로운 개념을 가지는 강재로서, 강재 내에 잔류 오스테나이트가 존재하여 가공성과 강도 모두를 향상시킬 수 있는 소위 TRIP(Transformation Induced Plasticity) 현상을 이용한 강재가 개발되었으며, 이와 같은 TRIP 강은 동일한 강도에서도 연신율이 향상되어 고성형성의 고강도 강재를 제조하는데 주로 활용되어 왔다.
- [7]
- [8] 그러나 이와 같은 종래의 강재는 인장강도나 연신율을 높은 수준으로 확보 가능하더라도, 굽힘 가공성은 취약하다는 문제점이 존재한다.
- [9]
- [10] 일반적으로 자동차용 강판으로 이용되는 TRIP 냉연강판은, 냉간 압연 후 고온에서의 소둔 열처리 공정을 통해 제조므로, 소둔 시 강판 표면에서의 탈탄 반응이 유발될 수 있다. 즉, 강판 표면측에서 오스테나이트 안정화원소인 탄소가 소실됨에 따라 강판 표면측에는 연신율 확보에 유리한 잔류 오스테나이트를 충분히 확보할 수 없게 된다. 따라서, 이와 같은 강판에 가혹한 굽힘 가공이 실시되는 경우, 강판 표층부에서 크랙이 쉽게 발생하여 전파되므로, 강판의

파손을 유발할 수 있다. 강판의 굽힘 가공 시 강판의 일 측은 수축되는 반면 이와 배향되는 강판의 타 측은 인장되므로, 표층부에 잔류 오스테나이트가 충분히 확보되지 않은 강판의 경우, 인장되는 측의 강판 표층으로부터 크랙이 발생할 가능성이 매우 높기 때문이다.

[11]

[12] 따라서, 소둔 열처리 공정을 거치더라도, 표층부의 잔류 오스테나이트 분율을 효과적으로 확보하여 굽힘 가공 시 크랙 발생을 효과적으로 억제 가능한 냉연강판 및 그 제조공정의 개발이 필요한 실정이다.

[13]

[14] (선행기술문헌)

[15] (특허문헌 1) 일본 공개특허공보 특개2014-019905호 (2014.02.03. 공개)

### 발명의 상세한 설명

#### 기술적 과제

[16] 본 발명의 한 가지 측면에 따르면 굽힘 가공성이 우수한 고강도 냉연강판 및 그 제조방법이 제공될 수 있다.

[17] 본 발명의 과제는 상술한 내용에 한정되지 않는다. 통상의 기술자라면 본 명세서의 전반적인 내용으로부터 본 발명의 추가적인 과제를 이해하는데 아무런 어려움이 없을 것이다.

#### 과제 해결 수단

[18] 본 발명의 일 측면에 따른 굽힘 가공성이 우수한 고강도 냉연강판은, 중량%로, 탄소(C): 0.13~0.25%, 실리콘(Si): 1.0~2.0%, 망간(Mn): 1.5~3.0%, 알루미늄(Al)+크롬(Cr)+몰리브덴(Mo): 0.08~1.5%, 인(P): 0.1% 이하, 황(S): 0.01% 이하, 질소(N): 0.01% 이하, 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, 면적분율로, 페라이트: 3~25%, 마르텐사이트: 20~40%, 잔류 오스테나이트: 5~20%를 포함하고, 외부로부터 유입된 니켈(Ni)에 의해 형성되는 니켈 농화층을 표층부에 구비하고, 표면으로부터 1 $\mu$ m의 깊이에서의 니켈(Ni) 농도가 0.15wt% 이상일 수 있다.

[19] 상기 냉연강판의 임계 곡률비(Rc/t)가 2 이하일 수 있다.

[20] 여기서, 상기 임계 곡률비(Rc/t)는 다양한 선단부 곡률 반경(R)을 가지는 복수의 냉간 벤딩 치구를 이용하여 강판을 90° 벤딩 가공하는 냉간 벤딩 시험에 의해 측정되며, 여기서 t 및 Rc는 각각 냉간 벤딩 시험에 제공된 강판의 두께 및 강판 표층부에 크랙이 발생하는 시점에서의 냉간 벤딩 치구의 선단부 곡률 반경을 의미할 수 있다.

[21] 상기 냉연강판은 면적분율로 15~50%의 베이나이트를 더 포함할 수 있다.

[22] 상기 냉연강판 표면에서의 잔류 오스테나이트 분율은 5~20면적%일 수 있다.

[23] t/4를 기준으로(여기서, t는 강판 두께를 의미함), 상기 페라이트의 평균 결정립도가 2 $\mu$ m 이하이고, 상기 냉연강판 두께방향의 페라이트 길이에 대한

- 상기 냉연강판 압연방향의 페라이트 길이 비의 평균값이 0.5~1.5일 수 있다.
- [24] 상기 냉연강판은 3~15면적%의 페라이트를 포함할 수 있다.
- [25] 상기 마르텐사이트는 템퍼드 마르텐사이트 및 프레스 마르텐사이트로 이루어지며, 상기 마르텐사이트 중 상기 템퍼드 마르텐사이트가 차지하는 비율은 50면적%를 초과할 수 있다.
- [26] 상기 냉연강판은, 중량%로, 보론(B): 0.001~0.005% 및 티타늄(Ti): 0.005~0.04% 중 1종 이상을 더 포함할 수 있다.
- [27] 상기 알루미늄(Al)은 0.01~0.09중량%의 함량으로 상기 냉연강판에 포함될 수 있다.
- [28] 상기 크롬(Cr)은 0.01~0.7중량%의 함량으로 상기 냉연강판에 포함될 수 있다.
- [29] 상기 크롬(Cr)은 0.2~0.6중량%의 함량으로 상기 냉연강판에 포함될 수 있다.
- [30] 상기 몰리브덴(Mo)은 0.02~0.08중량%의 함량으로 상기 냉연강판에 포함될 수 있다.
- [31] 상기 냉연강판은 표면에 형성된 합금화 용융아연도금층을 더 포함할 수 있다.
- [32] 상기 냉연강판은, 1180MPa 이상의 인장강도, 14% 이상의 연신율을 가질 수 있다.
- [33] 본 발명의 일 측면에 따름 급힘 가공성이 우수한 고강도 냉연강판은, 중량%로, 탄소(C): 0.13~0.25%, 실리콘(Si): 1.0~2.0%, 망간(Mn): 1.5~3.0%, 알루미늄(Al)+크롬(Cr)+몰리브덴(Mo): 0.08~1.5%, 인(P): 0.1% 이하, 황(S): 0.01% 이하, 질소(N): 0.01% 이하, 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하는 강재를 냉간압연 한 후 상기 냉간압연된 강재의 표면에 니켈(Ni) 파우더를 300mg/m<sup>2</sup> 이상의 도포량으로 도포하고, 상기 강재가 완전히 오스테나이트로 변태되도록 상기 강재를 가열하고, 상기 가열된 강재를 630~670°C의 서냉 정지온도까지 5~12°C/s의 냉각속도로 서냉한 후 서냉 정지온도에서 10~90초 동안 유지하고, 상기 서냉 및 유지된 강재를 마르텐사이트 변태종료온도(Mf) 이상, 마르텐사이트 변태개시온도(Ms) 이하의 온도범위까지 7~30°C/s의 냉각속도로 급냉하고, 상기 급냉된 강재를 마르텐사이트 변태개시온도(Ms) 초과, 베이나이트 변태개시온도(Bs) 이하의 온도에서 300~600초 동안 유지하는 분배처리에 의해 제조될 수 있다.
- [34] 상기 강재는, 중량%로, 보론(B): 0.001~0.005% 및 티타늄(Ti): 0.005~0.04% 중 1종 이상을 더 포함할 수 있다.
- [35] 상기 알루미늄(Al)은 0.01~0.09중량%의 함량으로 상기 강재에 포함될 수 있다.
- [36] 상기 크롬(Cr)은 0.01~0.7중량%의 함량으로 상기 강재에 포함될 수 있다.
- [37] 상기 크롬(Cr)은 0.2~0.6중량%의 함량으로 상기 강재에 포함될 수 있다.
- [38] 상기 몰리브덴(Mo)은 0.02~0.08중량%의 함량으로 상기 강재에 포함될 수 있다.
- [39] 상기 냉연강판의 표면에 합금화 용융아연도금층을 형성할 수 있다.
- [40] 상기 과제의 해결 수단은 본 발명의 특징을 모두 열거한 것은 아니며, 본 발명의 다양한 특징과 그에 따른 장점과 효과는 아래의 구체적인 실시예를 참조하여

보다 상세하게 이해될 수 있을 것이다.

### 발명의 효과

- [41] 본 발명의 일 측면에 따르면, 고강도 특성을 가지면서도 연신율 특성 및 굽힘 가공성이 우수하여 자동차용 강판으로 특히 적합한 냉연강판 및 그 제조방법을 제공할 수 있다.

### 도면의 간단한 설명

- [42] 도 1은 주사전자현미경을 이용하여 기존 TRIP 강의 미세조직을 관찰한 이미지이다.
- [43] 도 2는 본 발명의 일 구현예에 따른 냉연강판의 미세조직을 주사전자현미경으로 관찰한 사진이다.
- [44] 도 3은 시간에 따른 온도변화를 이용하여 본 발명의 제조방법을 도시한 그래프이다.
- [45] 도 4는 GDS를 이용하여 발명에 2의 깊이 방향으로부터의 각 성분 원소의 농도를 분석한 결과이다.

### 발명의 실시를 위한 최선의 형태

- [46] 본 발명은 굽힘 가공성이 우수한 고강도 냉연강판 및 그 제조방법에 관한 것으로, 이하에서는 본 발명의 바람직한 실시예들을 설명하고자 한다. 본 발명의 실시예들은 여러 가지 형태로 변형될 수 있으며, 본 발명의 범위가 아래에서 설명되는 실시예들에 한정되는 것으로 해석되어서는 안된다. 본 실시예들은 당해 발명이 속하는 기술분야에서 통상의 지식을 가지는 자에게 본 발명을 더욱 상세하기 위하여 제공되는 것이다.

[47]

- [48] 본 발명에서 냉연강판이라 함은 통상의 미도금 냉연강판은 물론 도금된 강판까지 모두 포함하는 개념이라는 점에 유의할 필요가 있다. 본 발명의 냉연강판에 사용되는 도금은 아연계 도금, 알루미늄계 도금, 합금도금, 합금화도금 등의 모든 종류의 도금일 수 있으며, 바람직하게는 합금화 용융아연도금일 수 있다.

[49]

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

[51]

- [52] 본 발명의 일 측면에 냉연강판은, 중량%로, 탄소(C): 0.13~0.25%, 실리콘(Si): 1.0~2.0%, 망간(Mn): 1.5~3.0%, 알루미늄(Al)+크롬(Cr)+몰리브덴(Mo): 0.08~1.5%, 인(P): 0.1% 이하, 황(S): 0.01% 이하, 질소(N): 0.01% 이하, 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함할 수 있다. 또한, 본 발명의 일 측면에 따른 냉연강판은, 중량%로, 보론(B): 0.001~0.005% 및 티타늄(Ti): 0.005~0.04% 중 1종

이상을 더 포함할 수 있다. 상기 알루미늄(Al), 크롬(Cr) 및 몰리브덴(Mo)은 각각 중량%로, 0.01~0.09%, 0.01~0.7%, 0.02~0.08%의 함량으로 포함될 수 있다.

[53]

[54] 탄소(C) 0.13~0.25%

[55] 탄소(C)는 경제적으로 강도를 확보할 수 있는 중요한 원소이므로, 본 발명은 이러한 효과를 달성하기 위하여 탄소(C) 함량의 하한을 0.13%로 제한할 수 있다. 다만, 탄소(C)가 과다하게 첨가되는 경우, 용접성이 열화되는 문제점이 발생할 수 있으므로, 본 발명은 탄소(C) 함량의 상한을 0.25%로 제한할 수 있다. 따라서, 본 발명의 탄소(C) 함량은 0.15~0.25%의 범위일 수 있다. 바람직한 탄소(C) 함량은 0.14~0.25%의 범위일 수 있으며, 보다 바람직한 탄소(C) 함량은 0.14~0.20%의 범위일 수 있다.

[56]

[57] 실리콘(Si): 1.0~2.0%

[58] 실리콘(Si)은 강재의 강도 및 연신율을 효과적으로 향상시킬 수 있는 원소이므로, 본 발명은 이러한 효과를 달성하기 위하여 실리콘(Si) 함량의 하한을 1.0%로 제한할 수 있다. 실리콘(Si)은 표면 스케일 결함을 유발할 뿐만 아니라 도금강판의 표면특성을 저하시키고, 화성처리성을 떨어뜨리기 때문에 통상 실리콘(Si)의 함량은 1.0% 이하의 범위로 제한되는 경우가 많았으나, 최근 도금기술의 발전 등에 의해 강 중 함량 2.0% 정도까지는 큰 문제없이 제조할 수 있게 되었으므로, 본 발명은 실리콘(Si) 함량의 상한을 2.0%로 제한할 수 있다. 따라서, 본 발명의 실리콘(Si) 함량은 1.0~2.0%의 범위일 수 있다. 바람직한 실리콘(Si) 함량은 1.2~2.0%의 범위일 수 있으며, 보다 바람직한 실리콘(Si) 함량은 1.2~1.8%의 범위일 수 있다.

[59]

[60] 망간(Mn): 1.5~3.0%

[61] 망간(Mn)은 강재 내에 존재할 경우 고용강화에 큰 역할을 할 수 있는 원소이며, 변태강화강에서 경화능 향상에 기여하는 원소이므로, 본 발명은 망간(Mn) 함량의 하한을 1.5%로 제한할 수 있다. 다만, 망간(Mn)이 과다하게 첨가되는 경우, 용접성과 냉각압연 부하 등의 문제가 발생할 가능성이 높으며, 소둔 농화물 형성에 의해 덴트(dent)와 같은 표면결함을 유발할 수 있으므로, 본 발명은 망간(Mn) 함량의 상한을 3.0%로 제한할 수 있다. 따라서, 본 발명의 망간(Mn) 함량은 1.5~3.0%의 범위일 수 있다. 바람직한 망간(Mn) 함량은 2.0~3.0%의 범위일 수 있으며, 보다 바람직한 망간(Mn) 함량은 2.2~2.9%의 범위일 수 있다.

[62]

[63] 알루미늄(Al), 크롬(Cr) 및 몰리브덴(Mo)의 합: 0.08~1.5%

[64] 알루미늄(Al), 크롬(Cr) 및 몰리브덴(Mo)은 강도 증가 및 페라이트역 확장 원소로서 페라이트 분율을 확보하는데 유용한 원소이므로, 본 발명은

알루미늄(Al), 크롬(Cr) 및 몰리브덴(Mo) 함량의 합을 0.08% 이상으로 제한할 수 있다. 다만, 알루미늄(Al), 크롬(Cr) 및 몰리브덴(Mo)이 과다하게 첨가되는 경우, 슬라브의 표면 품질 저하 및 제조비용의 증가가 문제되므로, 본 발명은 알루미늄(Al), 크롬(Cr) 및 몰리브덴(Mo) 함량의 합을 1.5% 이하로 제한할 수 있다. 따라서, 본 발명의 알루미늄(Al), 크롬(Cr) 및 몰리브덴(Mo) 함량의 합은 0.08~1.5%의 범위일 수 있다.

[65]

[66] 알루미늄(Al): 0.01~0.09%

[67] 알루미늄(Al)은 강 중 산소(O)와 결합하여 탈산 작용을 하고, 실리콘(Si)과 같이 페라이트 내 탄소(C)를 오스테나이트로 분배하여 마르텐사이트 경화능을 향상시키는데 중요한 원소이므로, 본 발명은 이와 같은 효과 달성을 위해 알루미늄(Al) 함량의 하한을 0.01%로 제한할 수 있다. 다만, 알루미늄(Al)이 과다하게 첨가되는 경우, 연주 시 노즐막힘이 발생할 가능성이 있으며, 강도 증가에 따른 버링성 저하가 문제될 수 있으므로, 본 발명은 알루미늄(Al) 함량의 상한을 0.09%로 제한할 수 있다. 따라서, 본 발명의 알루미늄(Al) 함량은 0.01~0.09%의 범위일 수 있다. 바람직한 알루미늄(Al) 함량은 0.02~0.09%의 범위일 수 있으며, 보다 바람직한 알루미늄(Al) 함량은 0.02~0.08%의 범위일 수 있다. 본 발명에서 알루미늄(Al)이라 함은 산 가용성 Al(sol.Al)을 의미한다.

[68]

[69] 크롬(Cr): 0.01~0.7%

[70] 크롬(Cr)은 효과적인 경화능 향상 원소이므로, 본 발명은 강도 향상의 효과를 달성하기 위하여 크롬(Cr) 함량의 하한을 0.01%로 제한할 수 있다. 다만, 크롬(Cr)이 과다하게 첨가되는 경우 실리콘(Si)의 산화를 촉진시켜 열연재 표면의 적스케일 결합을 증가시키고, 최종 강재의 표면 품질을 저하를 유발하므로, 본 발명은 크롬(Cr) 함량의 상한을 0.7%로 제한할 수 있다. 따라서, 본 발명의 크롬(Cr) 함량은 0.01~0.7%의 범위일 수 있다. 바람직한 크롬(Cr) 함량은 0.1~0.7%의 범위일 수 있으며, 보다 바람직한 크롬(Cr) 함량은 0.2~0.6%의 범위일 수 있다.

[71]

[72] 몰리브덴(Mo): 0.02~0.08%

[73] 몰리브덴(Mo) 역시 경화능 향상에 효과적으로 기여하는 원소이므로, 본 발명은 강도 향상의 효과를 달성하기 위해 몰리브덴(Mo) 함량의 하한을 0.02%로 제한할 수 있다. 다만, 몰리브덴(Mo)은 고가의 원소로서 과다 첨가는 경제성 측면에서 바람직하지 않으며, 몰리브덴(Mo)이 과다하게 첨가되는 경우 강도가 과도하게 증가하여 버링성이 저하되는 문제가 발생하므로, 본 발명은 몰리브덴(Mo) 함량의 상한을 0.08%로 제한할 수 있다. 바람직한 몰리브덴(Mo) 함량은 0.03~0.08%의 범위일 수 있으며, 보다 바람직한 몰리브덴(Mo) 함량은 0.03~0.07%의 범위일 수 있다.

[74]

[75] 인(P): 0.1% 이하

[76] 인(P)은 강의 성형성을 해지지 않으면서도 강도 확보에 유리한 원소이나, 과도하게 첨가되는 경우 취성 파괴가 발생할 가능성이 크게 높아져 열간압연 도중 슬라브의 관파단이 발생할 가능성이 증가되며, 도금표면 특성을 저해하는 원소로도 작용할 수 있다. 따라서, 본 발명은 인(P) 함량의 상한을 0.1%로 제한할 수 있으며, 보다 바람직한 인(P) 함량의 상한은 0.05%일 수 있다. 다만, 불가피하게 첨가되는 수준을 고려하여 0%는 제외될 수 있다.

[77]

[78] 황(S): 0.01% 이하

[79] 황(S)은 강 중 불순물 원소로서 불가피하게 첨가되는 원소이므로, 그 함량을 가급적 낮게 관리하는 것이 바람직하다. 특히, 황(S)은 강의 연성 및 용접성을 저해하는 원소로서 본 발명에서는 그 함량을 최대한 억제하는 것이 바람직하다. 따라서, 본 발명은 황(S) 함량의 상한을 0.01%로 제한할 수 있으며, 보다 바람직한 황(S) 함량의 상한은 0.005%일 수 있다. 다만, 불가피하게 첨가되는 수준을 고려하여 0%는 제외될 수 있다.

[80]

[81] 질소(N): 0.01% 이하

[82] 질소(N)는 불순물 원소로서 불가피하게 첨가되는 원소이다. 질소(N)는 가능한 낮게 관리하는 것이 중요하나, 이를 위해서는 강의 정련 비용이 급격히 상승하는 문제가 있다. 따라서, 본 발명은 조업조건상 가능한 범위를 고려하여 질소(N) 함량의 상한을 0.01%로 제어할 수 있으며, 보다 바람직한 질소(N) 함량의 상한은 0.005%일 수 있다. 다만, 불가피하게 첨가되는 수준을 고려하여 0%는 제외될 수 있다.

[83]

[84] 보론(B): 0.001~0.005%

[85] 보론(B)은 고용에 의한 강도 향상에 효과적으로 기여하는 원소이며, 소량 첨가에 의하더라도 이와 같은 효과를 확보할 수 있는 유효한 원소이다. 따라서, 본 발명은 이와 같은 효과 달성을 위해 보론(B) 함량의 하한을 0.001%로 제한할 수 있다. 다만, 보론(B)이 과도하게 첨가되는 경우, 강도 향상 효과는 포화되는 반면, 표면에 과도한 보론(B) 농화층을 형성하여 도금 밀착성의 열화를 초래할 수 있으므로, 본 발명은 보론(B) 함량의 상한을 0.005%로 제한할 수 있다. 따라서, 본 발명의 보론(B) 함량은 0.001~0.005%의 범위일 수 있다. 바람직한 보론(B) 함량은 0.001~0.004%의 범위일 수 있으며, 보다 바람직한 보론 함량은 0.0013~0.0035%의 범위일 수 있다.

[86]

[87] 티타늄(Ti): 0.005~0.04%

[88] 티타늄(Ti)은 강의 강도 상승 및 입도 미세화에 유효한 원소이다. 또한,

티타늄(Ti)은 질소(N)와 결합하여 TiN 석출물을 형성하므로, 보론(B)이 질소(N)와 결합되어 보론(B)의 첨가 효과가 소실되는 것을 효과적으로 방지할 수 있는 원소이다. 따라서, 본 발명은 티타늄(Ti) 함량의 하한을 0.005%로 제한할 수 있다. 다만, 티타늄(Ti)이 과도하게 첨가되는 경우, 연주시 노즐 막힘을 유발하거나, 과도한 석출물 생성에 의해 강의 연성이 열화될 수 있으므로, 본 발명은 티타늄(Ti) 함량의 상한을 0.04%로 제한할 수 있다. 따라서, 본 발명의 티타늄(Ti) 함량은 0.005~0.04%의 범위일 수 있다. 바람직한 티타늄(Ti) 함량은 0.01~0.04%의 범위일 수 있으며, 보다 바람직한 티타늄(Ti) 함량은 0.01~0.03%의 범위일 수 있다.

[89]

[90] 본 발명의 냉연강판은, 상술한 강 조성 이외 나머지는 Fe 및 불가피한 불순물을 포함할 수 있다. 불가피한 불순물은 통상의 철강 제조공정에서 의도되지 않게 혼입될 수 있는 것으로, 이를 전면 배제할 수는 없으며, 통상의 철강제조 분야의 기술자라면 그 의미를 쉽게 이해할 수 있다. 또한, 본 발명은, 앞서 언급한 강 조성 이외의 다른 조성의 첨가를 전면적으로 배제하는 것은 아니다.

[91]

[92] 이하, 본 발명의 미세조직에 대해 보다 상세히 설명한다. 이하, 달리 특별히 표시하지 않는 한, 미세조직의 비율을 나타내는 %는 면적을 기준으로 한다.

[93]

[94] 본 발명의 발명자들은 강재의 강도와 연신율을 동시에 확보하는 동시에, 굽힘 가공성도 겸비시키기 위한 조건을 검토한 결과, 강재의 조성과 조직의 종류 및 분율을 적절히 제어하여 강도와 연신율을 적정범위로 제어하더라도, 강재에 표층부 조직을 적절히 제어하지 않으며 높은 굽힘 가공성을 얻을 수 없다는 사실을 확인하고 본 발명에 이르게 되었다.

[95]

[96] 본 발명은 강재의 강도와 연신율을 확보하기 위하여, 강재 내에 페라이트의 조성을 적절한 범위 내로 제어하고, 그 외에 잔류 오스테나이트와 마르텐사이트를 포함하는 TRIP 강재를 그 대상으로 한다.

[97]

[98] 일반적으로, TRIP 강재에서 마르텐사이트는 높은 강도 확보를 위하여 강재 내에 소정의 범위로 포함되며, 페라이트는 강재의 연신율을 확보하기 위하여 소정의 범위로 포함된다. 잔류 오스테나이트는 가공 과정 중 마르텐사이트로 변태되며, 이러한 변태 과정을 통해 강재의 가공성 향상에 기여할 수 있다.

[99]

[100] 이러한 측면에서, 본 발명의 페라이트는 면적분율로 3~25%의 범위로 포함될 수 있다. 즉, 충분한 연신율을 부여하기 위하여 페라이트 분율을 3면적% 이상으로 제어할 필요가 있으며, 연질조직인 페라이트가 과도하게 형성됨에 따라 강재의 강도가 저하되는 것을 방지하기 위하여 페라이트의 분율을

25면적% 이하로 제어할 수 있다. 바람직한 페라이트의 분율은 20면적% 이하일 수 있으며, 보다 바람직한 페라이트 분율은 15면적% 이하, 또는 15면적% 미만일 수 있다.

[101]

[102] 또한, 충분한 강도 확보를 위하여 마르텐사이트는 20면적% 이상의 비율로 포함되는 것이 바람직하며, 경질조직인 마르텐사이트가 과도하게 형성됨에 따라 연신율 감소가 일어날 수 있으므로, 마르텐사이트의 비율을 40면적% 이하로 제어할 수 있다.

[103]

[104] 본 발명의 마르텐사이트는 템퍼드 마르텐사이트(tempered martensite) 및 프레스 마르텐사이트(fresh martensite)로 이루어지며, 전체 마르텐사이트 중 템퍼드 마르텐사이트가 차지하는 비율은 50면적%를 초과할 수 있다. 바람직한 템퍼드 마르텐사이트의 비율은 전체 마르텐사이트 대비 60면적% 이상일 수 있다. 프레스 마르텐사이트는 강도 확보에 유효하지만, 강도 및 연신율의 양립 측면에서는 템퍼드 마르텐사이트가 보다 바람직하기 때문이다.

[105]

[106] 더불어, 잔류 오스테나이트를 포함하는 경우 강재의 TSxEL이 높아지므로, 전체적으로 강도와 연신율의 밸런스가 향상될 수 있다. 따라서, 잔류 오스테나이트는 5면적% 이상으로 포함되는 것이 바람직하다. 다만, 잔류 오스테나이트가 과도하게 형성되는 경우 수소취성의 민감도가 늘어나는 문제가 있으므로, 잔류 오스테나이트의 분율은 20면적% 이하로 제어하는 것이 바람직하다.

[107]

[108] 이와는 별도로, 본 발명에서는 면적분율로 15~50%의 베이나이트를 더 포함할 수 있다. 베이나이트는 조직 간의 강도 차를 줄여서 가공성을 향상시킬 수 있으므로, 베이나이트 분율을 15면적% 이상으로 제어하는 것이 바람직하다. 다만, 베이나이트가 과도하게 형성되는 경우 오히려 가공성이 저하될 수 있는바, 베이나이트의 분율은 45면적% 이하로 제어하는 것이 바람직하다.

[109]

[110] 본 발명의 강재에서는 경질조직인 마르텐사이트와 연질조직인 페라이트가 포함되므로, 버링 가공 또는 이와 유사한 프레스 가공 시 연질조직과 경질조직의 경계에서 크랙이 개시되어 전파되는 현상이 발생할 수 있다. 페라이트 조직은 연신율 향상에는 크게 기여할 수 있으나, 버링 가공 등에서 페라이트와 마르텐사이트 조직간의 경도 차이로 인한 크랙 발생을 조장하는 단점이 있다.

[111]

[112] 이와 같은 형태의 파손을 방지하기 위하여, 본 발명의 한가지 측면에서는 페라이트를 미세화함과 동시에 페라이트의 길이 비(강판 압연방향 길이/강판 두께방향 길이)를 일정 범위로 제한할 수 있다. 본 발명의 발명자는 TRIP 강에

존재하는 페라이트의 형상과 가공 시 크랙 발생 및 전파 특성에 대해 심도 있게 연구하였으며, 페라이트의 입도뿐만 아니라 페라이트의 길이 비(강판 압연방향 길이/강판 두께방향 길이)가 가공 시 크랙 발생 및 전파 특성에 영향을 미치는 것을 확인할 수 있었다.

[113]

[114] 즉, 통상의 TRIP 강에서 연질조직인 페라이트는 압연방향을 따라 연신된 형태로 존재하므로, 페라이트 결정립의 미세화에 의하더라도 가공 시 발생한 크랙이 압연방향을 따라 쉽게 진행되는 것을 효과적으로 억제할 수 없다. 따라서, 본 발명은 최종 강재에 존재하는 페라이트를 미세화하되, 페라이트 형상 제어를 통해 크랙의 발생 및 전파를 최대한 억제하고자 한다.

[115]

[116] 본 발명의 바람직한 한가지 측면에서, 페라이트의 평균 결정립도를  $2\mu\text{m}$  이하로 제어하여 페라이트를 미세화함과 동시에 평균 페라이트의 길이 비(강판 압연방향 길이/강판 두께방향 길이)를 1.5 이하로 제어할 수 있다. 즉, 본 발명은 페라이트의 결정립을 일정 수준 이하로 미세화하되, 평균 페라이트 결정립 길이 비(강판 압연방향 길이/강판 두께방향 길이)를 일정 수준 이하로 제어하므로, 크랙의 발생 및 진행을 효과적으로 저지하여 강재의 가공성을 효과적으로 확보할 수 있다. 다만, 평균 페라이트의 길이 비(강판 압연방향 길이/강판 두께방향 길이)를 일정 수준 미만으로 제어하는 데에는 공정상 한계점이 존재하므로, 본 발명은 평균 페라이트의 길이 비(강판 압연방향 길이/강판 두께방향 길이)의 하한을 0.5로 제한할 수 있다.

[117]

[118] 본 발명의 페라이트 평균 결정립도 및 평균 페라이트 길이 비는  $t/4$  지점을 기준으로 하며, 여기서  $t$ 는 강판의 두께(mm)를 의미한다.

[119]

[120] 본 발명은 페라이트를 미세화함과 동시에 페라이트의 길이 비를 최적의 수준으로 제어하므로, 강재의 가공 시 크랙의 발생 및 진행을 효과적으로 억제할 수 있으며, 그에 따라 강재의 파손을 효과적으로 방지할 수 있다.

[121]

[122] 도 2는 본 발명의 일 구현예에 따른 냉연강판의 미세조직을 주사전자현미경으로 관찰한 사진으로, 페라이트(F)의 연신 및 조대화가 효과적으로 억제된 것을 확인할 수 있다.

[123]

[124] 또한, 일반적인 TRIP 강의 경우, 냉간압연 후 고온의 소둔 열처리를 실시하므로, 강재의 표면에서 탈탄 현상이 발생하게 된다. 탄소(C)는 오스테나이트 안정화에 효과적으로 기여하는 원소이므로, 탈탄 현상이 발생하는 경우 강재의 표면에서 목적하는 오스테나이트의 안정화 효과를 달성할 수 없게 된다. 즉, 강재 표면에서의 오스테나이트 안정화도가 낮아짐에

따라 강제 표면의 잔류 오스테나이트 비율을 충분히 확보할 수 없게 된다.

[125]

[126] 잔류 오스테나이트는 연신율 향상에 효과적으로 기여하는 조직이므로, 목적하는 잔류 오스테나이트 비율을 충분히 확보하지 못한 강제 표층부의 연신율이 저하된다. 따라서, 이와 같이 강제 표층부의 잔류 오스테나이트 조직이 일정 수준 이하로 형성되는 경우, 굽힘 가공 등의 가혹한 가공 시 강제의 표면측으로부터 크랙이 쉽게 발생하여 진행되므로, 강제의 파손이 유발될 수 있다.

[127]

[128] 따라서, 본 발명의 한가지 측면에 따르면, 강제 표층부에 니켈(Ni) 농화층을 형성하여, 강제 표층부에서의 탄소(C) 소실에 따른 오스테나이트 안정화도 감소를 효과적으로 억제하고자 한다. 즉, 니켈(Ni)은 탄소(C)와 유사한 수준으로 오스테나이트의 안정화도에 기여하는 원소이므로, 고온 소둔 열처리 시 강제 표층부에서 탄소(C) 소실이 발생하더라도 강제 표층부에 형성된 니켈(Ni) 농화층에 의해 강제 표층부의 오스테나이트 안정화도 저하 현상을 효과적으로 방지할 수 있다.

[129]

[130] 본 발명의 니켈(Ni) 농화층은 냉간압연 후 소둔 열처리 전에 강제의 표면에 도포되는 니켈(Ni) 파우더에 의해 형성될 수 있다. 본 발명은 제강 시 니켈(Ni)을 첨가하여 강제의 표면에 니켈(Ni) 농화층을 형성하는 것을 전면적으로 배제하는 것은 아니나, 본 발명이 목적하는 니켈(Ni) 농화층을 형성하기 위해서는 다량의 니켈(Ni)이 첨가되어야 하므로, 니켈(Ni)이 고가의 원소인 점을 고려할 때 경제적 측면에서 바람직하지 않다. 본 발명이 목적하는 니켈(Ni) 농화층을 형성하기 위하여 니켈(Ni) 파우더는  $300\text{mg/m}^2$  이상의 도포량으로 도포될 수 있으며, 경제적 측면을 고려하여 니켈(Ni) 파우더의 도포량 상한은  $2000\text{mg/m}^2$ 으로 제한될 수 있다.

[131]

[132] 니켈(Ni) 파우더 도포 후 고온에서의 소둔 열처리를 실시하므로, 강제의 내부로 유입된 니켈(Ni)은 강제 표층부측에 니켈(Ni) 농화층을 형성할 수 있다. 따라서, 본 발명의 강제는 강제 표면으로부터  $1\mu\text{m}$  깊이에서의 니켈(Ni) 농도를 일정 수준으로 제한할 수 있다. 본 발명의 강제는 표면에 도금층이 형성된 경우를 포함하므로, 강제 표면으로부터  $1\mu\text{m}$  깊이에서의 니켈(Ni) 농도를 기준으로 니켈(Ni) 농화도를 측정할 수 있다. 니켈(Ni) 농화층은 강제의 표면측에 형성되나, 강제의 표면 직하부에는 도금층의 성분이 유입되어 정확한 니켈(Ni) 농화층 농도를 측정하기 어렵기 때문이다.

[133]

[134] 본 발명의 바람직한 한 가지 측면에 따르면, 강제 표면측의 잔류 오스테나이트 분율을 목적하는 수준으로 확보하기 위하여 강제 표면으로부터  $1\mu\text{m}$  깊이에서의

니켈(Ni) 농도를 0.15wt% 이상으로 제어할 수 있다. 또한, 강재 표면층의 잔류 오스테나이트 분율 확보 측면에서 강재 표면으로부터 1 $\mu$ m 깊이에서의 니켈(Ni) 농도가 높을 수록 유리하나, 이를 위해서는 과도한 니켈(Ni) 파우더의 도포 및 장시간의 소둔 열처리가 요구되는 점에 비추어 볼 때 경제적 측면에서 바람직하지 않다. 따라서, 본 발명은 강재 표면으로부터 1 $\mu$ m 깊이에서의 니켈(Ni) 농도를 0.7wt% 이하로 제어할 수 있으며, 보다 바람직하게는, 강재 표면으로부터 1 $\mu$ m 깊이에서의 니켈(Ni) 농도를 0.5wt% 이하로 제어할 수 있다.

[135]

[136] 본 발명은 강재 표면으로부터 1 $\mu$ m 깊이에서의 니켈(Ni) 농도를 0.15~0.7wt% 수준으로 제어하므로, 강재 표면에서 관찰되는 잔류 오스테나이트의 분율이 5~20면적% 수준을 유지할 수 있다. 따라서, 본 발명의 강재는 강재 표층부층의 연신율을 충분히 확보하므로, 우수한 굽힘 가공성을 확보할 수 있다.

[137]

[138] 본 발명의 강재에 대해 냉간 벤딩 시험을 실시하는 경우, 강재 표면에 크랙이 발생하는 시점의 임계 곡률비(Rc/t)가 2 이하일 수 있으며, 보다 바람직한 임계 곡률비(Rc/t)는 1.5 이하일 수 있다. 본 발명에서 냉간 벤딩 시험은 다양한 선단부 곡률 반경(R)을 가지는 복수의 냉간 벤딩 치구를 적용하여 강재를 90° 냉간 벤딩 가공한 후 강재 표층부의 크랙 발생 여부를 관찰하되, 냉간 벤딩 치구의 선단부 곡률 반경(R)이 순차적으로 감소하도록 냉간 벤딩 치구를 적용하여, 강재의 표층부에 크랙이 발생하는 시점에서의 냉간 벤딩 치구의 선단부 곡률 반경(Rc)과 강판 두께(t)의 비를 기초로 임계 곡률비(Rc/t)를 산출한다. 임계 곡률비(Rc/t) 값이 작을수록 가혹한 벤딩 조건에서도 우수한 크랙 발생 저항성을 확보함을 의미한다. 본 발명의 강재는 2 이하의 임계 곡률비(Rc/t)를 가지므로, 자동차용 강재로 적합한 가공성을 구비할 수 있다.

[139]

[140] 이와 같은 조건을 충족하는 본 발명의 냉연강판은, 1180MPa 이상의 인장강도, 14% 이상의 연신율을 만족할 수 있다.

[141]

[142] 이하, 본 발명의 제조방법에 대해 보다 상세히 설명한다.

[143]

[144] 상술한 조성의 강재를 냉간압연 한 후 상기 냉간압연된 강재의 표면에 니켈(Ni) 파우더를 300mg/m<sup>2</sup> 이상의 도포량으로 도포하고, 상기 강재가 완전히 오스테나이트로 변태되도록 상기 강재를 가열하고, 상기 가열된 강재를 630~670°C의 서냉 정지온도까지 5~12°C/s의 냉각속도로 서냉한 후 서냉 정지온도에서 10~90초 동안 유지하고, 상기 서냉 및 유지된 강재를 마르텐사이트 변태종료온도(Mf) 이상, 마르텐사이트 변태개시온도(Ms) 이하의 온도범위까지 7~30°C/s의 냉각속도로 급냉하고, 상기 급냉된 강재를 마르텐사이트 변태개시온도(Ms) 초과, 베이나이트 변태개시온도(Bs) 이하의

온도에서 300~600초 동안 유지하여 분배처리할 수 있다. 도 3은 시간에 따른 온도변화를 이용하여 냉간압연 및 니켈(Ni) 파우더 도포 후의 본 발명의 제조방법을 도시한 그래프이다.

[145]

[146] 본 발명의 냉간압연에 제공되는 강재는 열연재일 수 있으며, 이와 같은 열연재는 통상의 TRIP 강 제조에 이용되는 열연재일 수 있다. 본 발명의 냉간압연에 제공되는 열연재의 제조방법은 특별히 제한되는 것은 아니나, 상술한 조성으로 구비되는 슬라브를 1000~1300°C의 온도범위에서 재가열하고, 800~950°C의 마무리 압연 온도범위에서 열간압연하고, 750°C 이하의 온도범위에서 권취하여 제조될 수 있다. 본 발명의 냉간압연 역시 통상의 TRIP 강 제조에 있어서 실시되는 공정 조건으로 실시될 수 있다. 고객사의 요구 두께를 확보하기 위하여 적절한 압하율로 냉간압연을 실시할 수 있으나, 후속의 소둔 공정에서의 조대 페라이트 생성을 억제하기 위하여 30% 이상의 냉간 압하율로 냉간압연을 실시하는 것이 바람직하다.

[147]

[148] 이하, 본 발명의 공정 조건에 대하여 보다 상세히 설명한다.

[149]

[150] 냉간압연 후 니켈(Ni) 파우더 도포

[151] 본 발명은 강재의 표층부에 니켈(Ni) 농화층을 형성하고자 하므로, 냉간압연 후 강재의 표면에 니켈(Ni)을 공급할 수 있다. 본 발명에서의 니켈(Ni) 공급 방법은 특별히 제한되는 것은 아니나, 바람직하게는 니켈(Ni) 파우더를 도포하는 방식에 의해 강재의 표면에 니켈(Ni)을 공급할 수 있다.

[152]

[153] 전술한 바와 같이 본 발명은 강재 표면으로부터 1 $\mu$ m의 깊이에서의 니켈(Ni) 농도를 0.15wt% 이상으로 제어하고자 하므로, 300mg/m<sup>2</sup> 이상의 도포량으로 니켈(Ni) 파우더를 도포할 수 있다. 반면, 니켈(Ni)은 고가의 원소로써 과도한 도포는 경제적 측면에서 바람직하지 않으므로, 본 발명은 니켈(Ni) 파우더의 도포량을 2000mg/m<sup>2</sup> 이하로 제한할 수 있다. 보다 바람직한 니켈(Ni) 파우더의 도포량은 500~1000mg/m<sup>2</sup>의 범위일 수 있다.

[154]

[155] 오스테나이트 영역으로 강재를 가열

[156] 냉간압연 후 니켈(Ni) 파우더가 도포된 강재의 조직을 모두 오스테나이트로 변태시키고, 니켈(Ni)의 표면침투를 유도하기 위하여 강재를 오스테나이트 온도 영역(full austenite 영역)으로 가열할 수 있다.

[157]

[158] 통상 페라이트를 일정 수준으로 포함하는 TRIP 강의 경우 오스테나이트와 페라이트가 공전하는 소위 이상역 온도 구간으로 강재를 가열하는 경우가 많으나, 이와 같이 가열할 경우 본 발명에서 의도하는 입도 및 길이 비를 가지는

페라이트를 얻기가 매우 곤란할 뿐만 아니라, 열간압연 과정에서 생성된 밴드 조직이 그대로 잔존하여 버링성 개선에 불리하다. 따라서, 본 발명에서는 냉간압연된 강재를 840°C 이상의 오스테나이트 영역으로 가열할 수 있다.

[159]

[160] 가열된 강재를 630~670°C의 영역까지 서냉 및 유지

[161] 본 발명은 페라이트의 미세화 및 길이비 조절을 위해, 가열된 강재를 5~12°C/s의 냉각속도로 서냉한 후 해당 온도범위에서 일정 시간 유지할 수 있다. 가열된 강재를 서냉하는 동안 강재 내부에서는 다발적인 핵생성 작용에 의하여 미세한 결정립을 가지는 페라이트가 형성될 수 있기 때문이다. 따라서, 본 발명은 페라이트의 핵생성 사이트 증가 및 페라이트의 길이 비 조절을 위해, 가열된 강재를 일정 온도범위까지 서냉할 수 있다. 서냉 정지온도를 초과하여 서냉을 중지하고 바로 급냉을 실시하는 경우, 충분한 페라이트 분율을 확보할 수 없어 연신을 확보 측면에서 불리하며, 서냉 정지온도 미만의 온도까지 서냉을 실시하는 경우, 페라이트 이외의 기타 조직의 비율이 충분하지 않아 강도 확보 측면에서 불리하기 때문에, 본 발명은 서냉 정지온도를 630~670°C의 범위로 제한할 수 있다. 또한, 본 발명의 서냉은 일반적인 서냉 조건에 비해 다소 빠른 냉각속도를 적용하므로, 페라이트의 핵생성 사이트를 효과적으로 증가시킬 수 있다. 따라서, 본 발명의 서냉에서의 냉각속도는 5~12°C/s의 범위일 수 있으나, 페라이트 핵생성 사이트 증가 측면에서 보다 바람직한 냉각속도는 7~12°C/s의 범위일 수 있다.

[162]

[163] 630~670°C의 온도범위까지 강재를 냉각한 후 해당 온도범위에서 서냉된 강재를 10~90초 동안 유지할 수 있다. 본 발명은 가열된 강재에 대해 서냉 후 유지를 적용하므로, 서냉에 의해 생성된 페라이트가 조대하게 성장하는 것을 효과적으로 방지할 수 있다. 즉, 본 발명은 서냉 및 유지에 의해 페라이트가 압연방향을 따라 성장하는 것을 효과적으로 방지하므로, 페라이트의 길이 비(강판 압연방향 길이/강판 두께방향 길이)를 효과적으로 제어할 수 있다.

[164]

[165] 서냉 및 유지된 강재를  $M_f$ ~ $M_s$ 의 온도로 급냉

[166] 본 발명에서 의도하는 비율의 마르텐사이트를 얻기 위해서는 서냉 및 유지된 강재를 바로  $M_f$ ~ $M_s$ 의 온도범위까지 급냉하는 절차가 후속될 수 있다. 여기서,  $M_f$ 는 마르텐사이트 변태종료온도를 의미하며,  $M_s$ 는 마르텐사이트 변태개시온도를 의미한다. 서냉 및 유지된 강재를  $M_f$ ~ $M_s$ 의 온도범위까지 급냉하므로, 급냉 후 강재에는 마르텐사이트 및 잔류 오스테나이트가 도입될 수 있다. 즉, 급냉 정지온도를  $M_s$  이하로 제어하므로 급냉 후 강재 내에 마르텐사이트가 도입될 수 있으며, 급냉 정지온도를  $M_f$  이상으로 제어하므로 오스테나이트가 전부 마르텐사이트로 변태되는 것을 방지하여 급냉 후 강재 내에 잔류 오스테나이트가 도입될 수 있다. 급냉 시 바람직한 냉각속도는

7~30°C/s의 범위일 수 있으며, 바람직한 하나의 수단은 켄칭(Quenching)일 수 있다.

[167]

[168] 급냉된 강재를 분배(Partitioning) 처리

[169] 급냉된 조직 중 마르텐사이트는 탄소를 다량 함유하고 있던 오스테나이트가 부확산 변태한 것이기 때문에, 마르텐사이트 내에는 다량의 탄소가 함유되어 있다. 이러한 경우, 조직의 경도가 높을 수 있으나, 반대로 인성이 급격히 열화되는 문제가 발생할 수 있다. 통상의 경우, 높은 온도에서 강재를 템퍼링 처리하여 마르텐사이트 내에서 탄소가 탄화물로 석출하도록 하는 방법을 사용한다. 하지만, 본 발명에서는 특유의 방식으로 조직을 제어하기 위하여 템퍼링이 아닌 다른 방법을 사용할 수 있다.

[170]

[171] 즉, 본 발명에서는 급냉된 강재를 Ms 초과, Bs 이하의 온도범위에서 일정 시간 유지되도록 함으로써 마르텐사이트 내에 존재하던 탄소가 고용량의 차이로 인하여 잔류 오스테나이트로 분배(Pratitioning)되고, 소정량의 베이나이트가 생성되도록 유도한다. 여기서, Ms는 마르텐사이트 변태개시온도를 의미하며, Bs는 베이나이트 변태개시온도를 의미한다. 잔류 오스테나이트의 탄소 고용량이 증가할 경우 잔류 오스테나이트의 안정성이 증대되므로, 본 발명이 목적하는 잔류 오스테나이트 분율을 효과적으로 확보할 수 있다.

[172]

[173] 또한, 이와 같이 강재를 유지함으로써 본 발명의 강재는 베이나이트를 면적비율로 15~45%로 포함할 수 있다. 즉, 본 발명에서는 급냉 후 1차 냉각단계와 2차 유지단계에서 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트 사이에 탄소의 분배가 일어나며, 마르텐사이트의 일부가 베이나이트로 변태되어 본 발명의 일 측면에서 의도하는 조직 구성을 얻을 수 있다.

[174]

[175] 충분한 분배 효과를 얻기 위해서는 상술한 유지시간은 300초 이상일 수 있다. 다만, 유지시간이 600초를 초과하는 경우, 더 이상 효과의 상승을 기대하기 어려울 뿐 아니라, 생산성이 저하될 수도 있으므로, 본 발명의 일 측면에서는 상술한 유지시간의 상한을 600초로 제한할 수 있다.

[176]

[177] 전술한 처리를 거친 냉연강판은 이후 공지된 방법에 의하여 도금처리될 수 있으며, 본 발명의 도금처리는 합금화 용융아연도금처리일 수 있다.

[178]

[179] 이상의 제조방법에 의해 제조된 냉연강판은, 면적분율로, 페라이트: 3~15%, 마르텐사이트: 20~40%, 잔류 오스테나이트 5~20%를 포함하고, 외부로부터 유입된 니켈(Ni)에 의해 형성되는 니켈 농화층을 표층부에 구비하고, 표면으로부터 1 $\mu$ m의 깊이에서의 니켈(Ni) 농도가 0.15wt% 이상일 수 있다.

[180]

[181] 또한, 이상의 제조방법을 통해 제조된 냉연강판은, 1180MPa 이상의 인장강도, 14% 이상의 연신율, 1.5 이하의 임계 곡률비( $r/t$ )를 만족할 수 있다.

[182]

### 발명의 실시를 위한 형태

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

[184]

[185] (실시예)

[186] 아래의 표 1에 기재된 조성의 강재를 표 2에 기재된 조건으로 처리하여 냉연강판을 제조하였다. 표 2에서 급냉은 냉연강판의 표면에 미스트를 분사하거나 질소가스 또는 질소-수소 혼합가스를 분사하는 방법으로 실시하였다. 비교예 1은 급냉 후 유지가 본 발명의 급냉 후 유지보다 짧은 시간으로 실시된 경우이며, 비교예 3은 니켈(Ni) 파우더 도포량이 본 발명의 범위에 미달하는 경우이다. 급냉 후 유지 온도는 모든 발명예와 비교예에서 Ms 초과 Bs 미만의 관계를 충족한다.

[187]

[188]

[표1]

| 구분   | 강 조성(wt%) |     |     |       |       |       |       |       |      |      |       |
|------|-----------|-----|-----|-------|-------|-------|-------|-------|------|------|-------|
|      | C         | Si  | Mn  | P     | S     | Al    | N     | Cr    | Mo   | Ti   | B     |
| 발명예1 | 0.23      | 1.8 | 2.4 | 0.02  | 0.003 | 0.03  | 0.006 | 0.3   | 0.01 | 0.02 | 0.002 |
| 발명예2 | 0.2       | 1.7 | 2.6 | 0.006 | 0.005 | 0.21  | 0.004 | 0.01  | 0.03 | 0.02 | 0.002 |
| 발명예3 | 0.16      | 1.1 | 2.8 | 0.011 | 0.006 | 0.047 | 0.005 | 0.03  | 0.02 | 0.02 | 0.002 |
| 발명예4 | 0.19      | 1.5 | 2.2 | 0.01  | 0.004 | 0.03  | 0.006 | 0.02  | 0.04 | 0.02 | 0.002 |
| 발명예5 | 0.18      | 1.7 | 2.5 | 0.015 | 0.005 | 0.05  | 0.005 | 0.5   | 0.02 | 0.02 | 0.002 |
| 비교예1 | 0.22      | 1.2 | 2.5 | 0.008 | 0.005 | 0.39  | 0.006 | 0.05  | 0.05 | 0.02 | 0.002 |
| 비교예2 | 0.27      | 0.1 | 1.1 | 0.015 | 0.008 | 0.043 | 0.005 | 0.002 | 0.01 | 0.02 | 0.002 |
| 비교예3 | 0.2       | 1.6 | 2.7 | 0.01  | 0.007 | 0.03  | 0.004 | 0.1   | 0.02 | 0.02 | 0.002 |

[189]

[190]

[표2]

| 구분       | Ni과우더<br>도포량<br>(mg/m <sup>2</sup> ) | 가<br>열<br>온<br>도(<br>°C) | 가열시<br>간 (초) | 서<br>냉<br>정<br>지<br>온<br>도(<br>°C) | 서냉<br>속도(<br>°C/s) | 서냉<br>후유<br>지시<br>간(초) | 급<br>냉<br>정<br>지<br>온<br>도(<br>°C) | 급냉<br>후유<br>지온<br>도(°C) | 급냉<br>후유<br>지시<br>간(초) | 도금실<br>시<br>여부 |
|----------|--------------------------------------|--------------------------|--------------|------------------------------------|--------------------|------------------------|------------------------------------|-------------------------|------------------------|----------------|
| 발명예<br>1 | 700                                  | 870                      | 60           | 650                                | 25                 | 60                     | 300                                | 400                     | 500                    | 실시             |
| 발명예<br>2 | 500                                  | 870                      | 60           | 650                                | 25                 | 60                     | 300                                | 400                     | 500                    | 실시             |
| 발명예<br>3 | 900                                  | 850                      | 60           | 650                                | 25                 | 60                     | 300                                | 400                     | 500                    | 실시             |
| 발명예<br>4 | 600                                  | 870                      | 60           | 650                                | 25                 | 60                     | 300                                | 400                     | 500                    | 실시             |
| 발명예<br>5 | 800                                  | 870                      | 60           | 650                                | 25                 | 60                     | 300                                | 400                     | 500                    | 실시             |
| 비교예<br>1 | 500                                  | 870                      | 60           | 650                                | 25                 | 60                     | 300                                | 400                     | 100                    | 실시             |
| 비교예<br>2 | 700                                  | 870                      | 60           | 650                                | 25                 | 60                     | 300                                | 400                     | 500                    | 실시             |
| 비교예<br>3 | 10                                   | 870                      | 60           | 650                                | 25                 | 60                     | 300                                | 400                     | 500                    | 실시             |

[191]

[192] 상술한 과정에 의해 제조된 냉연강판의 내부조직과 물성을 평가한 결과를 아래의 표 3에 나타내었다. 주사전자현미경을 이용하여 각 냉연강판의 미세조직을 관찰 및 평가하였다. 니켈(Ni) 농도는 주사전자현미경의 에너지 분산형 X선 분석 결과를 기초로 분석 및 평가하였으며, 측정 결과의 정확성 확보를 위해 염산 등을 이용하여 도금층을 제거한 후 니켈(Ni) 농도를 측정하였다. 항복강도(YS), 인장강도(TS) 및 연신율(T-El)은 JIS 5호 인장시험편을 이용하여 측정 및 평가하였다. 도금성 평가는 표면에 미도금된 영역이 존재하는지(X), 그렇지 않은지(O) 여부를 기준으로 판단하였다.

[193]

[194]

[표3]

| 구분       | 소지철<br>표면1<br>$\mu\text{m}$ 깊이<br>Ni농도<br>(wt%) | 페라이<br>트비율(<br>면적%) | 마르텐<br>사이트<br>비율(<br>면적%) | 잔류<br>오스테<br>나이트<br>비율(<br>면적%<br>) | 베이나<br>이트<br>비율(<br>면적%<br>) | 항복강<br>도(MPa) | 인장강<br>도(MPa) | 연<br>신<br>율(<br>%) | 임계<br>곡률<br>비(r/t) | 도<br>금<br>성 |
|----------|-------------------------------------------------|---------------------|---------------------------|-------------------------------------|------------------------------|---------------|---------------|--------------------|--------------------|-------------|
| 발명<br>예1 | 0.3                                             | 9                   | 29                        | 13                                  | 49                           | 1045          | 1270          | 18                 | 0.5                | O           |
| 발명<br>예2 | 0.2                                             | 13                  | 32                        | 11                                  | 44                           | 1021          | 1258          | 16                 | 0.5                | O           |
| 발명<br>예3 | 0.45                                            | 14                  | 30                        | 10                                  | 46                           | 968           | 1202          | 15                 | 1                  | O           |
| 발명<br>예4 | 0.26                                            | 22                  | 31                        | 12                                  | 35                           | 905           | 1245          | 16                 | 1.7                | O           |
| 발명<br>예5 | 0.38                                            | 20                  | 34                        | 11                                  | 35                           | 921           | 1278          | 15                 | 1.7                | O           |
| 비교<br>예1 | 0.2                                             | 15                  | 39                        | 4                                   | 42                           | 873           | 1351          | 9                  | 2                  | O           |
| 비교<br>예2 | 0.3                                             | 7                   | 41                        | 3                                   | 49                           | 1120          | 1398          | 8                  | 2                  | O           |
| 비교<br>예3 | 0.01                                            | 11                  | 27                        | 12                                  | 50                           | 1002          | 1240          | 16                 | 3                  | O           |

[195]

[196] 상기 표 3에서 확인할 수 있듯이, 본 발명의 조성을 충족하고 본 발명의 제조조건을 만족하는 발명에 1 내지 발명에 5는 소지철의 표면으로부터  $1\mu\text{m}$  깊이에서의 니켈(Ni) 농화도가 0.15wt% 이상으로, 임계 곡률비(r/t)가 2 이하인 것을 확인할 수 있다.

[197]

[198] 도 4는 GDS를 이용하여 발명에 2의 깊이 방향으로부터의 각 성분 원소의 농도를 분석한 결과이다. 도 4에서, x축은 강판의 표면으로부터의 깊이( $\mu\text{m}$ )를 의미하며, y축은 해당 원소의 농도(wt%)를 의미한다. 정확한 Ni 농도 측정을 위해 Ni 농도에 한하여 x100 스케일을 적용하였다. 즉, y축에 나타난 100이라는 수치범위가, Fe 및 Zn에 대해서는 100wt%를 의미하지만, Ni에 대해서는 1wt%를 의미한다. 도 4에 나타난 바와 같이, 발명에 2는 강판 표면에 니켈(Ni) 농화층을

구비하며, 강판 표면으로부터  $1\mu\text{m}$  깊이에서의 니켈(Ni) 농도가 0.2wt%이므로, 본 발명이 목적하는 굽힘 가공성을 확보하는 것을 알 수 있다.

[199]

[200] 반면, 본 발명의 강 조성 및/또는 본 발명의 제조조건을 만족하지 않는 비교예 1 내지 비교예 3 은 본 발명이 목적하는 연신을 및/또는 굽힘 가공성을 확보하지 못함을 알 수 있다.

[201]

[202] 비교예 1은 본 발명이 제한하는 분배 시간보다 짧은 시간 분배 처리하였는바, 잔류 오스테나이트가 충분히 형성되지 않아 연신을 및 굽힘 가공성이 열위한 것을 확인할 수 있다.

[203]

[204] 비교예 2는 C 함량이 본 발명의 범위를 초과하고, Si 및 Mn이 본 발명의 범위에 미치지 못하므로, 잔류 오스테나이트가 충분히 형성되지 않아 연신율이 및 굽힘 가공성이 열위한 것을 확인할 수 있다.

[205]

[206] 비교예 3은 본 발명이 제한하는 Ni 농화도 조건을 만족하지 않으므로, 굽힘 가공성이 열위한 것을 확인할 수 있다. 이와 같은 굽힘 가공성 열화는, 탈탄 현상에 의해 강판 표층에 충분한 잔류 오스테나이트가 형성되지 못한 것에 기인하는 것으로 파악된다.

[207]

[208] 따라서, 본 발명의 강 조성 및 제조조건을 모두 만족하는 발명예는 본 발명이 목적하는 연신을 및 임계 곡률비(Rc/t)를 만족하는 반면, 본 발명의 강 조성 및 제조조건 중 하나 이상을 만족하지 않는 비교예는 본 발명이 목적하는 연신을 및 임계 곡률비(Rc/t) 중 하나 이상의 물성값을 만족하지는 않음을 확인할 수 있다.

[209]

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

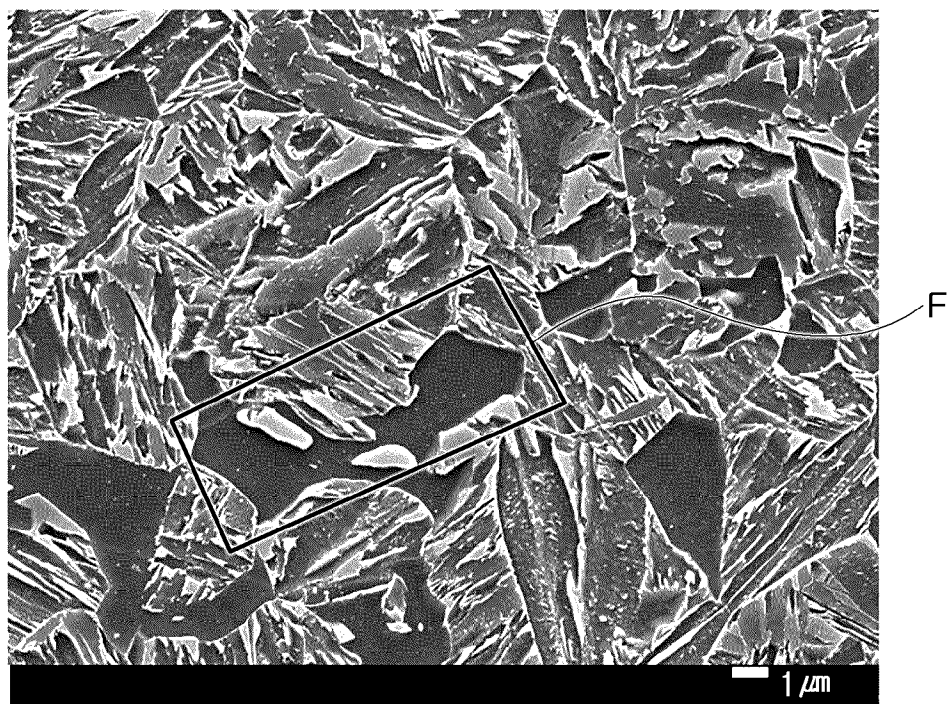
## 청구범위

- [청구항 1] 중량%로, 탄소(C): 0.13~0.25%, 실리콘(Si): 1.0~2.0%, 망간(Mn): 1.5~3.0%, 알루미늄(Al)+크롬(Cr)+몰리브덴(Mo): 0.08~1.5%, 인(P): 0.1% 이하, 황(S): 0.01% 이하, 질소(N): 0.01% 이하, 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고,  
면적분율로, 페라이트: 3~25%, 마르텐사이트: 20~40%, 잔류 오스테나이트: 5~20%를 포함하고,  
외부로부터 유입된 니켈(Ni)에 의해 형성되는 니켈 농화층을 표층부에 구비하고,  
표면으로부터 1 $\mu$ m의 깊이에서의 니켈(Ni) 농도가 0.15wt% 이상인, 곱힘 가공성이 우수한 고강도 냉연강판.
- [청구항 2] 제1항에 있어서,  
상기 냉연강판의 임계 곡률비(Rc/t)가 2 이하인, 곱힘 가공성이 우수한 고강도 냉연강판.  
여기서, 상기 임계 곡률비(Rc/t)는 다양한 선단부 곡률 반경(R)을 가지는 복수의 냉간 벤딩 치구를 이용하여 강판을 90° 벤딩 가공하는 냉간 벤딩 시험에 의해 측정되며, 여기서 t 및 Rc는 각각 냉간 벤딩 시험에 제공된 강판의 두께 및 강판 표층부에 크랙이 발생하는 시점에서의 냉간 벤딩 치구의 선단부 곡률 반경을 의미한다.
- [청구항 3] 제1항에 있어서,  
상기 냉연강판은 면적분율로 15~50%의 베이나이트를 더 포함하는, 곱힘 가공성이 우수한 고강도 냉연강판.
- [청구항 4] 제1항에 있어서,  
상기 냉연강판 표면에서의 잔류 오스테나이트 분율은 5~20면적%인, 곱힘 가공성이 우수한 고강도 냉연강판.
- [청구항 5] 제1항에 있어서,  
t/4를 기준으로(여기서, t는 강판 두께를 의미함), 상기 페라이트의 평균 결정립도가 2 $\mu$ m 이하이고, 상기 냉연강판 두께방향의 페라이트 길이에 대한 상기 냉연강판 압연방향의 페라이트 길이 비의 평균값이 0.5~1.5인, 곱힘 가공성이 우수한 고강도 냉연강판.
- [청구항 6] 제1항에 있어서,  
상기 냉연강판은 3~15면적%의 페라이트를 포함하는, 곱힘 가공성이 우수한 고강도 냉연강판.
- [청구항 7] 제1항에 있어서,  
상기 마르텐사이트는 템퍼드 마르텐사이트 및 프레스 마르텐사이트로 이루어지며,  
상기 마르텐사이트 중 상기 템퍼드 마르텐사이트가 차지하는 비율은

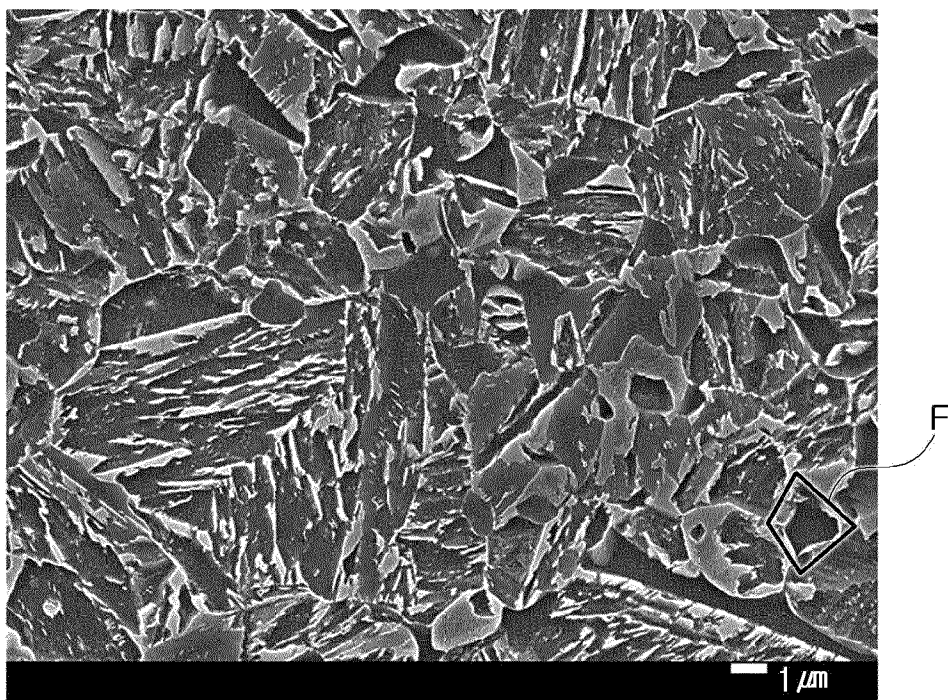
- 50면적%를 초과하는, 굽힘 가공성이 우수한 고강도 냉연강판.
- [청구항 8] 제1항에 있어서,  
상기 냉연강판은, 중량%로, 보론(B): 0.001~0.005% 및 티타늄(Ti): 0.005~0.04% 중 1종 이상을 더 포함하는, 굽힘 가공성이 우수한 고강도 냉연강판.
- [청구항 9] 제1항에 있어서,  
상기 알루미늄(Al)은 0.01~0.09중량%의 함량으로 상기 냉연강판에 포함되는, 굽힘 가공성이 우수한 고강도 냉연강판.
- [청구항 10] 제1항에 있어서,  
상기 크롬(Cr)은 0.01~0.7중량%의 함량으로 상기 냉연강판에 포함되는, 굽힘 가공성이 우수한 고강도 냉연강판.
- [청구항 11] 제1항에 있어서,  
상기 몰리브덴(Mo)은 0.02~0.08중량%의 함량으로 상기 냉연강판에 포함되는, 굽힘 가공성이 우수한 고강도 냉연강판.
- [청구항 12] 제1항에 있어서,  
상기 냉연강판은 표면에 형성된 합금화 용융아연도금층을 더 포함하는, 굽힘 가공성이 우수한 고강도 냉연강판.
- [청구항 13] 제1항에 있어서,  
상기 냉연강판은, 1180MPa 이상의 인장강도, 14% 이상의 연신율을 가지는, 굽힘 가공성이 우수한 고강도 냉연강판.
- [청구항 14] 중량%로, 탄소(C): 0.13~0.25%, 실리콘(Si): 1.0~2.0%, 망간(Mn): 1.5~3.0%, 알루미늄(Al)+크롬(Cr)+몰리브덴(Mo): 0.08~1.5%, 인(P): 0.1% 이하, 황(S): 0.01% 이하, 질소(N): 0.01% 이하, 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하는 강재를 냉간압연 한 후 상기 냉간압연된 강재의 표면에 니켈(Ni) 파우더를 300mg/m<sup>2</sup> 이상의 도포량으로 도포하고,  
상기 강재가 완전히 오스테나이트로 변태되도록 상기 강재를 가열하고,  
상기 가열된 강재를 630~670°C의 서냉 정지온도까지 5~12°C/s의 냉각속도로 서냉한 후 서냉 정지온도에서 10~90초 동안 유지하고,  
상기 서냉 및 유지된 강재를 마르텐사이트 변태종료온도(Mf) 이상, 마르텐사이트 변태개시온도(Ms) 이하의 온도범위까지 7~30°C/s의 냉각속도로 급냉하고,  
상기 급냉된 강재를 마르텐사이트 변태개시온도(Ms) 초과, 베이나이트 변태개시온도(Bs) 이하의 온도에서 300~600초 동안 유지하여 분배처리하는, 굽힘 가공성이 우수한 고강도 냉연강판의 제조방법.
- [청구항 15] 제14항에 있어서,  
상기 강재는, 중량%로, 보론(B): 0.001~0.005% 및 티타늄(Ti): 0.005~0.04% 중 1종 이상을 더 포함하는, 굽힘 가공성이 우수한 고강도 냉연강판의 제조방법.

- [청구항 16] 제14항에 있어서,  
상기 알루미늄(Al)은 0.01~0.09중량%의 함량으로 상기 강재에 포함되는,  
굽힘 가공성이 우수한 고강도 냉연강판의 제조방법.
- [청구항 17] 제14항에 있어서,  
상기 크롬(Cr)은 0.01~0.7중량%의 함량으로 상기 강재에 포함되는, 굽힘  
가공성이 우수한 고강도 냉연강판의 제조방법.
- [청구항 18] 제14항에 있어서,  
상기 몰리브덴(Mo)은 0.02~0.08중량%의 함량으로 상기 강재에 포함되는,  
굽힘 가공성이 우수한 고강도 냉연강판의 제조방법.
- [청구항 19] 제14항에 있어서,  
상기 냉연강판의 표면에 합금화 용융아연도금층을 형성하는, 굽힘  
가공성이 우수한 고강도 냉연강판의 제조방법.

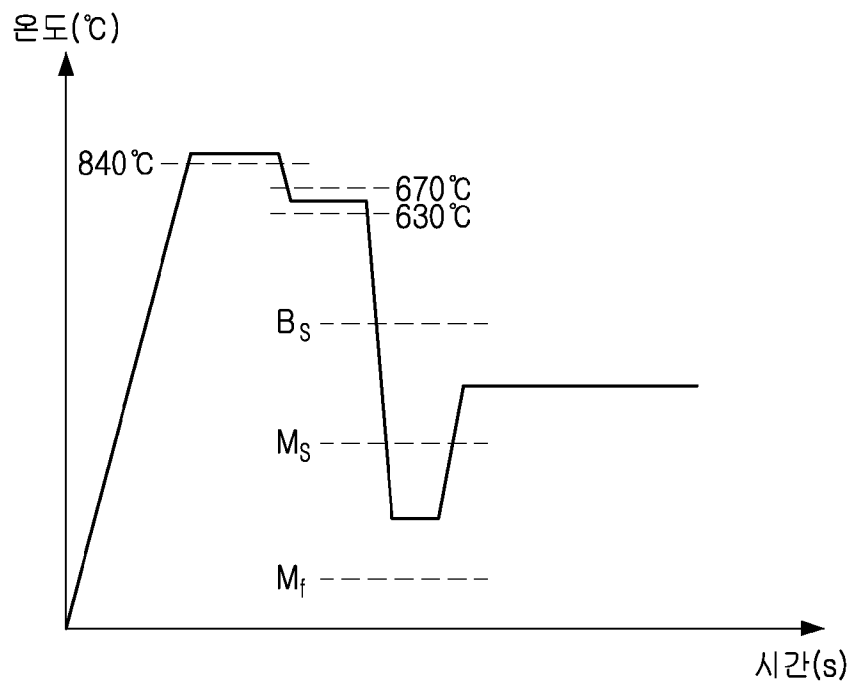
[도1]



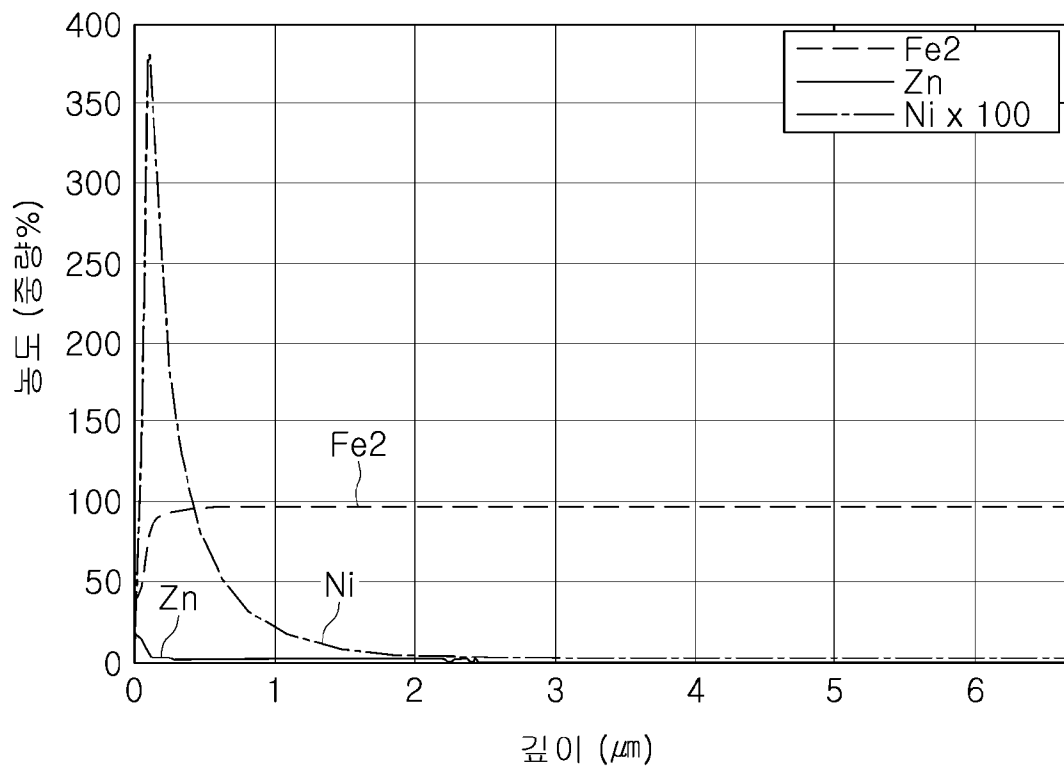
[도2]



[도3]



[도4]



## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/KR2019/018106

## A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

*C22C 38/38(2006.01)i, C22C 38/34(2006.01)i, C22C 38/22(2006.01)i, C22C 38/02(2006.01)i, C22C 38/06(2006.01)i, C22C 38/00(2006.01)i, C22C 38/32(2006.01)i, C22C 38/28(2006.01)i, C23C 2/06(2006.01)i, C23C 24/00(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; C21D 8/02; C21D 8/04; C22C 38/00; C22C 38/04; C22C 38/06; C22C 38/58; C23C 2/06; C23C 2/40; C22C 38/34; C22C 38/22; C22C 38/02; C22C 38/32; C22C 38/28; C23C 24/00

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) &amp; Keywords: bending processability, high strength, cold rolled steel, nickel, austenite

## C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

| Category* | Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages                                    | Relevant to claim No. |
|-----------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------------------|
| Y         | JP 2014-173138 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL) 22 September 2014<br>See paragraphs [0058]-[0063] and claims 1, 5-7. | 1-19                  |
| Y         | KR 10-1736632 B1 (POSCO) 17 May 2017<br>See paragraphs [0078], [0107]-[0108] and claims 2, 7.                         | 1-19                  |
| Y         | KR 10-1477877 B1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 30 December 2014<br>See paragraphs [0148]-[0150] and claim 7.             | 14-19                 |
| A         | KR 10-1736635 B1 (POSCO) 17 May 2017<br>See claims 1, 6.                                                              | 1-19                  |
| A         | JP 2002-047535 A (SUMITOMO METAL IND. LTD.) 15 February 2002<br>See paragraphs [0034]-[0035], [0070] and claims 1, 4. | 1-19                  |



Further documents are listed in the continuation of Box C.



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

“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

“&amp;” document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search

02 APRIL 2020 (02.04.2020)

Date of mailing of the international search report

02 APRIL 2020 (02.04.2020)

Name and mailing address of the ISA/KR



Korean Intellectual Property Office  
Government Complex Daejeon Building 4, 189, Cheongsu-ro, Seo-gu,  
Daejeon, 35208, Republic of Korea

Facsimile No. +82-42-481-8578

Authorized officer

Telephone No.

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

International application No.

**PCT/KR2019/018106**

| Patent document<br>cited in search report | Publication<br>date | Patent family<br>member | Publication<br>date |
|-------------------------------------------|---------------------|-------------------------|---------------------|
| JP 2014-173138 A                          | 22/09/2014          | JP 6205759 B2           | 04/10/2017          |
| KR 10-1736632 B1                          | 17/05/2017          | None                    |                     |
| KR 10-1477877 B1                          | 30/12/2014          | BR 112012018697 A2      | 03/05/2016          |
|                                           |                     | BR 112012018697 B1      | 21/11/2018          |
|                                           |                     | CA 2788095 A1           | 04/08/2011          |
|                                           |                     | CA 2788095 C            | 23/12/2014          |
|                                           |                     | CN 102770571 A          | 07/11/2012          |
|                                           |                     | CN 102770571 B          | 09/07/2014          |
|                                           |                     | EP 2530180 A1           | 05/12/2012          |
|                                           |                     | EP 2530180 B1           | 14/11/2018          |
|                                           |                     | ES 2705232 T3           | 22/03/2019          |
|                                           |                     | JP 4902026 B2           | 21/03/2012          |
|                                           |                     | JP W02011-093490 A1     | 06/06/2013          |
|                                           |                     | KR 10-2012-0107003 A    | 27/09/2012          |
|                                           |                     | MX 2012008690 A         | 23/08/2012          |
|                                           |                     | PL 2530180 T3           | 31/05/2019          |
|                                           |                     | US 2012-0305144 A1      | 06/12/2012          |
|                                           |                     | US 9410231 B2           | 09/08/2016          |
|                                           |                     | WO 2011-093490 A1       | 04/08/2011          |
| KR 10-1736635 B1                          | 17/05/2017          | CN 108431268 A          | 21/08/2018          |
|                                           |                     | EP 3395977 A1           | 31/10/2018          |
|                                           |                     | JP 2019-504203 A        | 14/02/2019          |
|                                           |                     | KR 10-1736634 B1        | 17/05/2017          |
|                                           |                     | US 2018-0371569 A1      | 27/12/2018          |
|                                           |                     | WO 2017-111428 A1       | 29/06/2017          |
|                                           |                     | WO 2017-111428 A8       | 21/12/2017          |
| JP 2002-047535 A                          | 15/02/2002          | JP 3716718 B2           | 16/11/2005          |

**A. 발명이 속하는 기술분류(국제특허분류(IPC))**

C22C 38/38(2006.01)i, C22C 38/34(2006.01)i, C22C 38/22(2006.01)i, C22C 38/02(2006.01)i, C22C 38/06(2006.01)i, C22C 38/00(2006.01)i, C22C 38/32(2006.01)i, C22C 38/28(2006.01)i, C23C 2/06(2006.01)i, C23C 24/00(2006.01)i

**B. 조사된 분야**

조사된 최소문헌(국제특허분류를 기재)

C22C 38/38; C21D 8/02; C21D 8/04; C22C 38/00; C22C 38/04; C22C 38/06; C22C 38/58; C23C 2/06; C23C 2/40; C22C 38/34; C22C 38/22; C22C 38/02; C22C 38/32; C22C 38/28; C23C 24/00

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: 굽힘 가공성(bending processability), 고강도(high strength), 냉연강판(cold rolled steel), 니켈(nickel), 오스테나이트(austenite)

**C. 관련 문헌**

| 카테고리* | 인용문헌명 및 관련 구절(해당하는 경우)의 기재                                                                    | 관련 청구항 |
|-------|-----------------------------------------------------------------------------------------------|--------|
| Y     | JP 2014-173138 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL) 2014.09.22<br>단락 [0058]-[0063] 및 청구항 1, 5-7  | 1-19   |
| Y     | KR 10-1736632 B1 (주식회사 포스코) 2017.05.17<br>단락 [0078], [0107]-[0108] 및 청구항 2, 7                 | 1-19   |
| Y     | KR 10-1477877 B1 (신닛뽀세이테쓰 카부시카카이사) 2014.12.30<br>단락 [0148]-[0150] 및 청구항 7                     | 14-19  |
| A     | KR 10-1736635 B1 (주식회사 포스코) 2017.05.17<br>청구항 1, 6                                            | 1-19   |
| A     | JP 2002-047535 A (SUMITOMO METAL IND. LTD.) 2002.02.15<br>단락 [0034]-[0035], [0070] 및 청구항 1, 4 | 1-19   |

☐ 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 이후 “X”에 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

2020년 04월 02일 (02.04.2020)

국제조사보고서 발송일

2020년 04월 02일 (02.04.2020)

ISA/KR의 명칭 및 우편주소



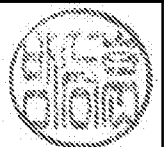
대한민국 특허청  
(35208) 대전광역시 서구 청사로 189,  
4동 (둔산동, 정부대전청사)

팩스 번호 +82-42-481-8578

심사관

방승훈

전화번호 +82-42-481-5560



| 국제조사보고서에서<br>인용된 특허문헌 | 공개일        | 대응특허문헌                                                                                                                                                                                                                                                                                                                           | 공개일                                                                                                                                                                                                                                        |
|-----------------------|------------|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| JP 2014-173138 A      | 2014/09/22 | JP 6205759 B2                                                                                                                                                                                                                                                                                                                    | 2017/10/04                                                                                                                                                                                                                                 |
| KR 10-1736632 B1      | 2017/05/17 | 없음                                                                                                                                                                                                                                                                                                                               |                                                                                                                                                                                                                                            |
| KR 10-1477877 B1      | 2014/12/30 | BR 112012018697 A2<br>BR 112012018697 B1<br>CA 2788095 A1<br>CA 2788095 C<br>CN 102770571 A<br>CN 102770571 B<br>EP 2530180 A1<br>EP 2530180 B1<br>ES 2705232 T3<br>JP 4902026 B2<br>JP W02011-093490 A1<br>KR 10-2012-0107003 A<br>MX 2012008690 A<br>PL 2530180 T3<br>US 2012-0305144 A1<br>US 9410231 B2<br>WO 2011-093490 A1 | 2016/05/03<br>2018/11/21<br>2011/08/04<br>2014/12/23<br>2012/11/07<br>2014/07/09<br>2012/12/05<br>2018/11/14<br>2019/03/22<br>2012/03/21<br>2013/06/06<br>2012/09/27<br>2012/08/23<br>2019/05/31<br>2012/12/06<br>2016/08/09<br>2011/08/04 |
| KR 10-1736635 B1      | 2017/05/17 | CN 108431268 A<br>EP 3395977 A1<br>JP 2019-504203 A<br>KR 10-1736634 B1<br>US 2018-0371569 A1<br>WO 2017-111428 A1<br>WO 2017-111428 A8                                                                                                                                                                                          | 2018/08/21<br>2018/10/31<br>2019/02/14<br>2017/05/17<br>2018/12/27<br>2017/06/29<br>2017/12/21                                                                                                                                             |
| JP 2002-047535 A      | 2002/02/15 | JP 3716718 B2                                                                                                                                                                                                                                                                                                                    | 2005/11/16                                                                                                                                                                                                                                 |