

(12) 특허협력조약에 의하여 공개된 국제출원

(19) 세계지식재산권기구  
국제사무국

(43) 국제공개일

2024년 6월 27일 (27.06.2024)



(10) 국제공개번호

WO 2024/136299 A1

(51) 국제특허분류:

C22C 38/38 (2006.01)

C22C 38/06 (2006.01)

C22C 38/22 (2006.01)

C22C 38/60 (2006.01)

C22C 38/28 (2006.01)

C22C 38/26 (2006.01)

C21D 8/02 (2006.01)

B21C 47/02 (2006.01)

(21) 국제출원번호:

PCT/KR2023/020641

(22) 국제출원일:

2023년 12월 14일 (14.12.2023)

(25) 출원언어:

한국어

(26) 공개언어:

한국어

(30) 우선권정보:

10-2022-0181093 2022년 12월 21일 (21.12.2022) KR

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

(72) 발명자: 안연상 (AHN, Yeon-Sang); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26, Jeollanam-do (KR). 조항식 (CHO, Hang-Sik); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26, Jeollanam-do (KR). 류주현 (RYU, Joo-Hyun); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26, Jeollanam-do (KR).

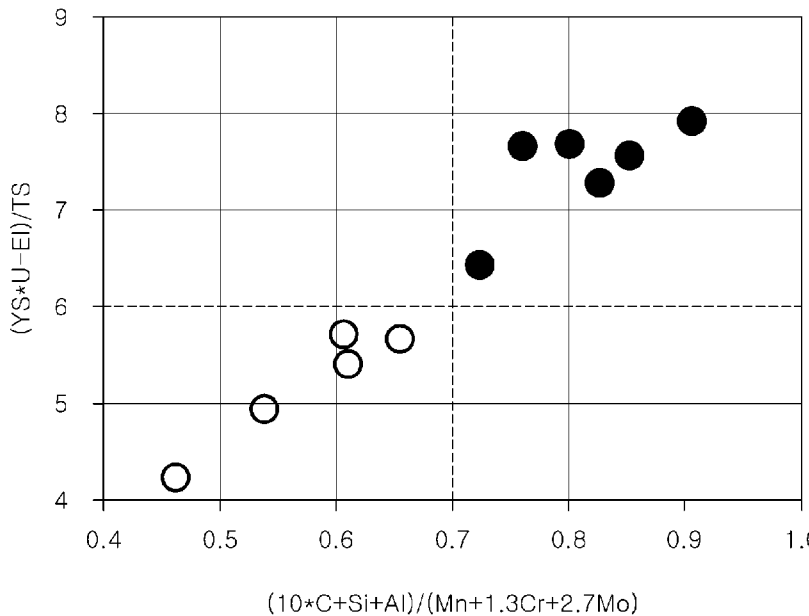
(74) 대리인: 특허법인 씨엔에스 (C&S PATENT AND LAW OFFICE); 06292 서울특별시 강남구 언주로30길 13, 대림아크로텔 7층, Seoul (KR).

(81) 지정국 (별도의 표시가 없는 한, 가능한 모든 종류의 국내 권리의 보호를 위하여): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MU, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.

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

(54) Title: STEEL SHEET AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 발명의 명칭: 강판 및 그 제조방법



(57) Abstract: The present invention relates to a high-strength steel sheet used for a vehicle structural member, etc. and, more specifically, to a steel sheet having excellent formability and crashworthiness, and a method for manufacturing same.

(57) 요약서: 본 발명은 자동차 구조부재 등을 사용되는 고강도 강판에 관한 것으로서, 보다 상세하게는 성형성 및 파괴저항성이 우수한 강판과 이를 제조하는 방법에 관한 것이다.

[다음 쪽 계속]

WO 2024/136299 A1

공개:

— 국제조사보고서와 함께 (조약 제21조(3))

# 명세서

## 발명의 명칭: 강판 및 그 제조방법

### 기술분야

[1] 본 발명은 자동차 구조부재 등을 사용되는 고강도 강판에 관한 것으로서, 보다 상세하게는 성형성 및 파괴저항성이 우수한 강판과 이를 제조하는 방법에 관한 것이다.

[2]

### 배경기술

[3] 최근 자동차 산업에서 환경 및 안전 규제가 점점 가혹화됨에 따라, 이산화탄소 배출 규제와 연비 규제도 점점 강화되고 있다. 미국의 고속도로 안전보험협회는 탑승자 보호를 위한 충돌 안정성 규제를 점차 강화해왔으며, 2013년 부터는 25% small overlap과 같은 가혹한 충돌 성능을 요구하고 있다.

[4]

[5] 이러한 환경 및 안전 이슈를 해결할 수 있는 유일한 해결책은 자동차 경량화이다. 경량화를 달성하기 위해서는 강재의 고강도화가 필요하고, 또한 고강도를 확보하는 동시에 우수한 성형성도 요구된다. 뿐만 아니라, 차체의 충돌성능을 확보하기 위해서는 파괴저항성이 우수해야 한다.

[6]

[7] 일반적으로, 고강도 자동차 소재는 석출강화강, 소부경화강, 고용강화강, 변태강화강 등으로 구분될 수 있다.

[8]

상기 변태강화강으로는 이상조직강(Dual Phase Steel, DP강), 복합조직강(Complex Phase Steel, CP강)이나 변태유기소성(Transformation Induced Plasticity, TRIP강)강 등이 있다. 이들 변태강화강을 첨단고강도강 (Advance High Strength Steel: AHSS)이라고도 한다.

[9]

이 중, DP강은 연질의 페라이트 내에 경질의 마르텐사이트가 미세하고 균질하게 분산되어 고강도를 확보하는 강이며, CP강은 페라이트, 마르텐사이트, 베이나이트의 2상 또는 3상을 포함하며, 강도 향상을 위해 Ti, Nb 등의 석출경화원소를 첨가하는 강이다. TRIP강은 미세하고 균질하게 분산된 잔류 오스테나이트를 포함하고, 상온 가공시 상기 잔류 오스테나이트 상이 마르텐사이트로의 변태를 일으켜 고강도 및 고연성을 확보할 수 있는 강이다.

[10]

[11] 한편, 최근의 자동차용 강판은 연비 향상, 내구성 향상 등을 위해 강도가 더욱 높은 강판이 요구되고 있으며, 충돌 안전성 및 승객의 보호 차원에서 인장강도 980MPa 이상의 초고강도 강판을 차체 구조용이나 보강재로서 적용하는 사례가 증가하고 있다.

- [12] 특히, 차체의 내충돌성 향상을 위하여 멤버(member), 시트레일(seat rail) 및 필라(pillar) 등의 구조 부재에 항복강도가 우수한 고강도강이 채용되고 있다. 구조 부재는 인장강도(TS) 대비 항복강도(YS), 즉 항복비( $YR=YS/TS$ )가 높을수록 내충돌특성에 유리한 특징을 가지고 있다.
- [13] 그런데, 일반적으로 강판의 강도가 증가할수록 연성은 감소하게 되므로, 성형성, 가공성 등이 저하하는 문제가 발생하고 있어, 이를 보완할 수 있는 재료의 개발이 요구되고 있는 실정이다. 다시 말해서, 충돌 안정성과 부품 성형성을 동시에 확보하기 위해서는 항복강도가 높으면서 연성이 우수한 소재의 개발이 필수적이다.
- [14]
- [15] 강의 항복비(YR)를 향상하기 위해 인장강도 대비 항복강도를 향상해야 한다. 이를 달성할 수 있는 대표적인 방법으로 연속소둔시 수냉각을 이용하는 방법이 있다. 이는, 소둔공정에서 균열시킨 후 물에 침적하여 마르텐사이트를 형성시킨 후 템퍼링 공정을 통해 미세조직이 템퍼드 마르텐사이트 상을 가지는 강판을 제조할 수 있다. 그러나, 이 방법은 수냉각시 폭방향, 길이방향의 온도 편차로 인해 형상 품질이 열위하게 되어, 성형시 크랙 발생 등 작업성 열화 및 위치별 재질 편차 등을 유발하는 등 매우 심각한 단점이 존재한다.
- [16] 상기 기술과 관련된 종래기술로서, 특허문헌 1은 탄소(C)를 0.18% 이상으로 함유하는 강재를 연속소둔 처리한 후 상온까지 수냉한 다음, 120~300°C의 온도로 1~15분간 과시효 처리하여 마르텐사이트의 체적율이 80~97%인 마르텐사이트 강재를 개시한다. 이와 같이, 수냉후 템퍼링 방식에 의한 초고강도강을 제조하는 경우 항복비는 매우 높으나 폭방향, 길이방향의 온도편차에 의해 코일의 형상 품질이 열화하는 문제가 발생하여 성형 가공시 크랙 발생 및 작업성 저하등의 문제가 발생한다.
- [17]
- [18] 특허문헌 2는 마르텐사이트를 주체로 하는 복합조직으로 구성된 강판으로서, 가공성을 향상시키기 위해 조직 내부에 입경 1~100nm의 미세 석출 구리 입자를 분산시킨 고장력 강판을 제조하는 방법이 개시되어 있다. 그러나, 미세한 구리 입자를 석출시키기 위해 Cu를 2~5중량%로 과다 첨가함으로, Cu로 기인한 적열 취성이 발생할 우려가 있으며, 제조비용이 과도하게 상승하는 문제가 있다.
- [19]
- [20] 한편, 특허문헌 3은 페라이트를 기지조직으로 하여 펄라이트(pearlite)를 2~10 면적%로 포함하는 석출강화형 강판으로, Nb, Ti, V 등의 탄·질화물 형성원소를 첨가함으로써 석출강화 및 결정립 미세화에 의한 강도 향상을 도모하고 있다. 이 강판은 구멍확장성은 양호한 한편, 인장강도를 높이는 데에 한계가 있고, 항복강도가 높고 연성이 낮아 프레스 성형시 크랙이 발생하는 문제가 있다.
- [21]

[22] 특허문헌 4에는 템퍼드 마르텐사이트를 활용하여 고강도와 고연성을 동시에 확보하며, 연속소둔 후에 판 형상도 우수한 냉연강판을 제조하는 방법을 개시하나, 탄소가 0.2% 이상으로 높아 용접성이 열위하고, Si 다량 함유로 로내 덴터 결합이 발생할 우려가 있다.

[23]

[24] (특허문헌 1) 일본 공개특허공보 제1992-289120호

[25] (특허문헌 2) 일본 공개특허공보 제2005-264176호

[26] (특허문헌 3) 한국 공개특허공보 제2015-0073844호

[27] (특허문헌 4) 일본 공개특허공보 제2010-090432호

[28]

## 발명의 상세한 설명

### 기술적 과제

[29] 본 발명의 일측면은, 자동차 구조 부재용 등으로 적합한 강판으로서, 고강도뿐만 아니라 성형성과 파괴 저항성이 우수한 강판과 이를 제조하는 방법을 제공하고자 하는 것이다.

[30]

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

[32]

### 과제 해결 수단

[33] 본 발명의 일태양은 중량%로, 탄소(C): 0.1~0.2%, 실리콘(Si): 0.5~1.3%, 알루미늄(Al) 0.5% 이하(0% 제외), 망간(Mn): 1.9~3.0%, 몰리브덴(Mo): 0.3% 이하, 크롬(Cr): 1% 이하(0% 제외), 인(P): 0.1% 이하, 황(S): 0.1% 이하, 나머지는 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고,

[34] 상기 C, Si, Al, Mn, Cr 및 Mo은 하기 관계식 1을 만족하며,

[35] 미세조직은 면적 %로, 페라이트: 10~35%, 잔류오스테나이트: 3~15%, 프레스시 마르텐사이트: 20% 이하(0% 제외), 나머지는 템퍼드 마르텐사이트와 베이나이트 중 하나 이상을 포함하고,

[36] 상기 프레스시 마르텐사이트는 프레스시 마르텐사이트 상간 거리가 프레스시 마르텐사이트 입경의 3배 이상인 프레스시 마르텐사이트의 분율이 30% 이상인 강판에 관한 것이다.

[37] [관계식 1]

[38]  $(10C+Si+Al)/(Mn+1.3Cr+2.7Mo) \geq 0.7$

[39] (여기서, 각 원소는 중량 함량을 의미한다.)

[40] 상기 프레스시 마르텐사이트의 분율은 하기 관계식 2를 만족할 수 있다.

- [41] [관계식 2]
- [42]  $(FM_{TM+B} / FM_T) \times 100 \geq 80\%$
- [43] (여기서,  $FM_T$ 은 프레스시 마르텐사이트 전체 분율이고,  $FM_{TM+B}$ 은 프레스시 마르텐사이트 분율 중 템퍼드 마르텐사이트 또는 베이나이트에 접해 있는 프레스시 마르텐사이트 분율을 의미한다.)
- [44] 상기 강판은 항복강도(YS), 균일연성(U-El, Uniform Elongation) 및 인장강도(TS)가 하기 관계식 3을 만족할 수 있다.
- [45] [관계식 3]
- [46]  $YS \times U-El / TS \geq 6$
- [47] 상기 강판은 항복강도(YS), 불균일연성(P-El, Post Uniform Elongation) 및 인장강도(TS)가 하기 관계식 4를 만족할 수 있다.
- [48] [관계식 4]
- [49]  $YS \times P-El / TS \geq 3$
- [50] 상기 강판은 보론(B): 0.01% 이하를 더 포함할 수 있다.
- [51] 상기 강판은 티타늄(Ti): 0.05% 이하 및 니오븀(Nb): 0.05 이하 중 1종 이상을 더 포함할 수 있다.
- [52] 상기 강판은 아연계 도금층을 더 포함할 수 있다.
- [53]
- [54] 본 발명의 다른 일태양은 중량%로, 탄소(C): 0.1~0.2%, 실리콘(Si): 0.5~1.3%, 알루미늄(Al) 0.5% 이하(0% 제외), 망간(Mn): 1.9~3.0%, 몰리브덴(Mo): 0.3% 이하, 크롬(Cr): 1% 이하(0% 제외), 인(P): 0.1% 이하, 황(S): 0.1% 이하, 나머지는 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 상기 C, Si, Al, Mn, Cr 및 Mo은 하기 관계식 1을 만족하는 강 슬라브를 1100~1300°C의 온도범위에서 가열하는 단계;
- [55] 상기 재가열된 강 슬라브를 Ar3 이상의 온도 범위에서 마무리 열간압연하여 열연강판을 제조하는 단계;
- [56] 상기 열연강판을 400~700°C의 온도범위에서 권취하는 단계;
- [57] 상기 권취 후 열연강판을 0.1°C/s의 냉각속도로 상온까지 냉각하는 단계;
- [58] 상기 냉각 후 열연강판을 총 압하율 30~80%로 냉간압연하여 냉연강판을 제조하는 단계;
- [59] 상기 냉연강판을 Ac1+30°C~Ac3+30°C의 온도에서 연속소둔 처리하는 단계;
- [60] 상기 연속소둔 처리된 냉연강판을 450~700°C까지 10°C/s 이하의 냉각속도로 1차 냉각하는 단계;
- [61] 상기 1차 냉각 후 250~500°C까지 5°C/s 이상의 냉각속도로 냉각하는 2차 냉각하는 단계; 및
- [62] 상기 2차 냉각된 냉연강판을 490°C 이하의 온도로 재가열하여 20초 이상 유지하는 단계를 포함하며,
- [63] 상기 냉간압연은 최초 1~3번 스텐드의 누적 압하율 25% 이상으로 행하는, 강판의 제조방법에 관한 것이다.

- [64] [관계식 1]  
 [65]  $(10C+Si+Al)/(Mn+1.3Cr+2.7Mo) \geq 0.7$   
 [66] (여기서, 각 원소는 중량 함량을 의미한다.)  
 [67] 상기 연속소둔은 800~880°C의 온도에서 행할 수 있다.  
 [68] 상기 2차 냉각시 냉각속도는 1차 냉각시 냉각속도 보다 빠르게 행할 수 있다.  
 [69] 상기 2차 냉각은 수소(H<sub>2</sub>) 가스를 이용하는 수소급냉설비에서 행할 수 있다.  
 [70] 상기 2차 냉각 후 30초 유지하는 단계를 더 포함할 수 있다.  
 [71] 상기 재가열 및 유지 후, 430~490°C의 도금욕에서 용융아연도금하는 단계를 더 포함할 수 있다.  
 [72] 상기 용융아연도금 후, 합금화 열처리하는 단계를 더 포함할 수 있다.  
 [73] 상기 합금화 열처리 후 Ms~100°C 이하의 온도까지 5°C/s 이상의 냉각속도로 냉각한 후, 2% 미만의 조질압연 하는 단계를 더 포함할 수 있다.

[74]

### 발명의 효과

- [75] 본 발명에 의하면, 인장강도 980MPa 이상의 고강도를 가지면서, 성형성이 우수한 강판을 제공함으로써, 부품 가공시 발생하는 가공결함을 방지하여 복잡한 형상의 다양한 부품을 제조할 수 있다. 또한, 파괴저항성이 향상되어 부품과 차량의 안전성 향상에 기여할 수 있다.

[76]

- [77] 본 발명의 다양하면서도 유익한 장점과 효과는 상술한 내용에 한정되지 않고, 본 발명의 구체적인 실시 태양을 설명하는 과정에서 보다 쉽게 이해될 수 있을 것이다.

[78]

### 도면의 간단한 설명

- [79] 도 1은 본 발명의 실시예의 결과에서, 관계식 1에 따른 관계식 3의 변화를 나타낸 그래프이다.  
 [80] 도 2는 본 발명의 실시예의 결과에서, 관계식 1에 따른 관계식 4의 변화를 나타낸 그래프이다.

[81]

### 발명의 실시를 위한 최선의 형태

- [82] 본 명세서에서 사용되는 용어는 본 발명을 설명하기 위한 것이고, 본 발명을 한정하는 것을 의도하지 않는다. 또한, 본 명세서에서 사용되는 단수 형태들은 관련 정의가 이와 명백히 반대되는 의미를 나타내지 않는 한 복수 형태들도 포함한다.  
 [83] 명세서에서 사용되는 "포함하는"의 의미는 구성을 구체화하고, 다른 구성의 존재나 부가를 제외하는 것은 아니다.

- [84] 달리 정의하지 않는 한, 본 명세서에서 사용되는 기술 용어 및 과학 용어를 포함하는 모든 용어들은 본 발명이 속하는 기술분야에서 통상의 지식을 가진 자가 일반적으로 이해하는 의미와 동일한 의미를 가진다. 사전에 정의된 용어들은 관련 기술문헌과 현재 개시된 내용에 부합하는 의미를 가지도록 해석된다
- [85]
- [86] 본 발명의 발명자들은 우수한 성형성과 파괴저항성을 갖는 고강도 강판을 제공하고자 깊이 연구하였다.
- [87] 그 결과, 강의 합금 성분계 및 제조조건을 최적화함에 의해 목표로 하는 물성 확보에 유리한 조직을 가질 수 있으며, 이로부터 복잡한 형상으로의 가공이 요구되는 자동차용 구조 부재용 등에 적합한 강판을 제공할 수 있음을 확인하고, 본 발명을 완성하기에 이르렀다.
- [88]
- [89] 이하, 본 발명에 대하여 상세히 설명한다.
- [90]
- [91] 먼저, 본 발명의 일측면에 따른 강판의 합금조성에 대해 상세히 설명한다.
- [92] 본 발명에서 특별히 언급하지 않는 한 각 원소의 함량은 중량을 기준으로 하며, 조직의 비율은 면적을 기준으로 한다.
- [93] 상기 강판은 탄소(C): 0.1~0.2%, 실리콘(Si): 0.5~1.3%, 알루미늄(Al) 0.5% 이하(0% 제외), 망간(Mn): 1.9~3.0%, 몰리브덴(Mo): 0.3% 이하, 크롬(Cr): 1% 이하(0% 제외), 인(P): 0.1% 이하, 황(S): 0.1% 이하, 나머지는 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함할 수 있다.
- [94]
- [95] 탄소(C): 0.1~0.2%
- [96] 상기 C는 강중 변태조직의 강화를 위해 첨가되는 매우 중요한 원소이다. 이러한 C는 강의 고강도화를 도모하고, 복합조직강에서 마르텐사이트의 형성을 촉진한다. 상기 C의 함량이 증가하면 마르텐사이트의 양이 높아진다.
- [97] 상기 C의 함량이 0.2%를 초과하게 되면 마르텐사이트 형성에 의한 강도는 높아지나, 탄소 농도가 낮은 페라이트와의 강도 차이가 커진다. 이러한 강도 차이는 소성 변형시 상간 계면에서 파괴가 쉽게 발생하므로 연성과 가공경화율이 저하되는 문제가 있다. 또한, 용접성이 열위하여 부품 가공시 용접 결함이 발생하고, 용접시 LME(Liquid Metal Embrittlement) 균열이 발생하여 부품 성능을 저해한다. 한편, 상기 C의 함량이 0.1% 미만이면 목표 수준의 강도를 확보하게 어렵고, 연성에 필요한 일정 분율의 잔류 오스테나이트 상을 확보하기 어려워진다. 상기 C의 함량은 0.10~0.20%인 것이 더 유리하다. 보다 유리하게는 0.12~0.18%로 할 수 있다.
- [98]
- [99] 실리콘(Si): 0.5~1.3%

- [100] 상기 Si은 페라이트 안정화 원소로서, 페라이트의 변태를 촉진시키고 미변태 오스테나이트 내로 탄소(C)의 농축을 조장하여 마르텐사이트 형성에 기여하는 원소이다. 또한, 상기 Si은 고용강화능이 우수하여 페라이트의 강도를 높여 상(phase)간 정도차를 줄이는 데에 효과적이다. 그리고, 베이나이트 영역에서 유지시 베이나이트 내에 탄화물의 석출을 효과적으로 억제시킴으로써 미변태 오스테나이트로의 C 농축을 조장하여 저온 급냉시 마르텐사이트의 변태를 지연시킴으로써 연성에 필요한 잔류 오스테나이트를 형성하므로, 강관의 연성을 향상시키는 데에 유용한 원소이다. 즉, 상기 Si은 강관의 연성을 저하시키지 않으면서 강도를 확보할 수 있는 유용한 원소이다.
- [101] 이러한 Si의 함량이 1.3%를 초과하게 되면 표면 스케일 결함을 유발하여 도금 표면품질에 악영향을 미치며, 화성처리성을 저해하고, 용접성이 열위하여 부품 가공시 용접결함이 발생하는 문제가 있다. 특히, 용접시 LME 균열이 발생하여 부품 성능을 저하시킨다. 한편, 그 함량이 0.5% 미만이면 연성에 필요한 일정 분율의 잔류 오스테나이트 상을 확보하기 어렵고, 고용경화능이 열위하여 페라이트의 강도가 낮아져 상간 정도차를 줄이는데 한계가 있어서 성형성을 저하시킬 수 있다. 상기 Si의 함량은 0.50~1.30%인 것이 더 유리하다. 보다 유리하게는 0.7~1.2%로 할 수 있다.
- [102]
- [103] 알루미늄(Al) 0.5% 이하 (0% 제외)
- [104] 상기 알루미늄, 보다 바람직하게는 산가용 알루미늄(Sol.Al)은 강의 입도 미세화와 탈산을 위해 첨가되는 원소로서, Si과 유사하게 페라이트 안정화 원소이다. 상기 Al은 페라이트 내 탄소를 오스테나이트로 분배하여 마르텐사이트의 경화능을 향상시키는데 유용한 원소이다. 또한, 소둔 중 베이나이트 영역에서 유지시 베이나이트 내에 탄화물의 석출을 효과적으로 억제시킴으로써 미변태 오스테나이트로의 C 농축을 조장하여 저온 급냉시 마르텐사이트 변태를 지연시키고, 잔류 오스테나이트 상을 생성시켜 강관의 연성을 향상시킬 수 있다.
- [105] 이러한 Al의 함량이 0.5%를 초과하게 되면 제강 연주 조업시 개재물이 과도하게 형성되어 강관 표면에서 표면 불량이 발생할 가능성이 높아질 뿐만 아니라, 제조원가의 상승을 초래하는 문제가 있다. 뿐만 아니라, 용접성이 열위하여 부품 가공시 용접결함을 발생시킬 우려가 있다. 따라서, 상기 Al은 0.5% 이하로 포함할 수 있으며, 0%는 제외한다. 상기 Al의 함량은 0.50% 이하인 것이 더 유리하다.
- [106]
- [107] 망간(Mn): 1.9~3.0%
- [108] 상기 Mn은 연성의 저하없이 입자를 미세화시키며, 강 중 황(S)을 완전히 MnS로 석출시켜 FeS 생성에 의한 열간취성을 방지함과 더불어, 강을 강화시키는 데에 유효한 원소이다. 또한, 상기 Mn은 복합조직강에서 마르텐사이트 상이 얻어지는 임계냉각속도를 낮춤으로써 마르텐사이트의 형성을 보다 용이하게 한다.

- [109] 이러한 Mn의 함량이 1.9% 미만이면 본 발명에서 목표로 하는 강도를 확보하는데 어려움이 있다. 반면, 그 함량이 3.0%를 초과하게 되면 용접성, 열간압연성 등의 문제가 발생할 가능성이 높으며, 마르텐사이트가 과잉으로 형성되어 재질이 불안정할 뿐만 아니라, 조직 내에 망간 산화물 띠(Mn-Band)가 형성되어 가공 크랙, 판 파단 등의 결함을 일으키는 위험성이 높아진다. 그리고, 소둔 과정에서 Mn 산화물이 표면에 용출되어 표면 품질을 크게 저해하는 문제가 있다.
- [110] 따라서, 본 발명에서 상기 Mn은 1.9~3.0%로 포함할 수 있으며, 1.90~3.00%인 것이 더 유리하다. 보다 유리하게는 2.0~2.8%로 할 수 있다.
- [111]
- [112] 몰리브덴(Mo): 0.3% 이하
- [113] 상기 Mo은 오스테나이트가 펄라이트로 변태되는 것을 지연시킴과 동시에, 페라이트의 미세화 및 강도를 향상시키기 위해 선택적으로 포함할 수 있는 원소이다. 이러한 Mo은 강의 경화능을 향상시키며, 마르텐사이트를 결정립계에 미세하게 형성시켜 항복비 제어가 가능하다는 장점이 있다. 다만, 고가의 원소로서 그 함량이 높아질수록 제조원가가 상승하여 경제적으로 불리하다.
- [114] 상술한 효과를 충분히 얻기 위해서는 상기 Mo을 최대 0.3%로 첨가할 수 있다. 상기 Mo의 함량이 0.3%를 초과하게 되면 합금원가의 급격한 상승을 초래하여 경제성이 떨어지고, 결정립 미세화 효과와 고용강화 효과가 과잉으로 일어나 오히려 강의 연성이 저하되는 문제가 있다. 상기 Mo의 함량은 0.30% 이하인 것이 더 유리하다.
- [115]
- [116] 크롬(Cr): 1.0% 이하 (0% 제외)
- [117] 상기 Cr은 강의 경화능을 향상시키고 고강도를 확보하기 위해 첨가하는 원소로서, 마르텐사이트 형성에 중요한 역할을 한다. 또한, 강도 상승 대비 연신율의 하락을 최소화시켜 고연성을 갖는 복합조직강의 제조에 유리하다. 특히 열간압연 과정에서  $Cr_{23}C_6$ 과 같은 Cr계 탄화물을 형성하는데, 이 탄화물은 소둔 과정에서 일부는 용해되고, 일부는 용해되지 않고 남아, 냉각 후 마르텐사이트내 고용 C량을 적정수준 이하로 제어할 수 있어서, 항복점 연신(YP-El) 발생을 억제하여 항복비가 낮은 복합조직강 제조에 유리하다.
- [118] 상기 Cr의 함량이 1.0%를 초과하게 되면 상술한 효과가 포화될 뿐만 아니라, 열연강도가 과도하게 증가하여 냉간압연성이 열화하는 문제가 있다. 또한, Cr계 탄화물이 과잉으로 형성되고 조대화됨으로써, 소둔 후 마르텐사이트 크기가 조대해져 연신율의 저하를 초래하는 문제가 있다. 상기 Cr의 함량은 1.00% 이하인 것이 더 유리하다.
- [119]
- [120] 인(P): 0.1% 이하
- [121] 상기 P는 고용강화 효과가 큰 치환형 원소로서, 면내 이방성을 개선하고, 성형성을 크게 해치지 않으면서 강도 확보에 가장 유리한 원소이다. 하지만, 상기 P의

함량이 과다할 경우, 취성과파괴 발생 가능성이 크게 증가하여 열간압연 도중 슬라브의 판 파단 발생 가능성 및 도금 표면특성을 저해하는 문제가 있다. 따라서, 상기 P는 0.1% 이하로 포함할 수 있으며, 강 제조 과정 중에 불가피하게 첨가되는 수준을 고려하여 0%는 제외할 수 있다.

[122]

[123] 황(S): 0.1% 이하

[124] 상기 S은 강 중 불가피하게 첨가되는 불순물로서, 연성 및 용접성을 저해하는 원소이므로 그 함량을 가능한 낮게 관리하는 것이 유리하다. 특히, 적열 취성을 발생시킬 가능성이 높으므로, 그 함량을 0.01% 이하로 제어하는 것이 바람직하다. 다만, 강 제조과정 중에 불가피하게 첨가되는 수준을 고려하여 0%는 제외할 수 있다.

[125]

[126] 보론(B): 0.01% 이하

[127] 상기 B은 소둔 중 냉각 과정에서 오스테나이트가 펄라이트로 변태되는 것을 지연시키는 원소로서, 페라이트 형성을 억제하고 마르텐사이트 형성을 촉진하는 경화능을 확보하기 위해 선택적으로 포함할 수 있는 원소이다. 이러한 B의 함량이 0.01%를 초과하게 되면 강 표면에 B이 과도하게 농화되어 도금밀착성 등을 열화시키는 문제가 있다. 따라서, 상기 B은 0.01% 이하로 포함할 수 있다. 상기 B의 함량은 0.010% 이하인 것이 더 유리하다.

[128]

[129] 한편, 상기 성분이외에, 티타늄(Ti): 0.05% 이하 및 니오븀(Nb): 0.05 이하 중 1종 이상을 추가로 더 포함할 수 있다.

[130] 상기 Ti과 Nb은 강의 강도 상승 및 나노 석출물 형성에 의한 결정립 미세화에 유효한 원소들이다. 이들 원소들을 첨가하게 되면 탄소와 결합하여 매우 미세한 나노 석출물을 형성하며, 이러한 나노 석출물은 기지조직을 강화시켜 상(phase) 간 경도차를 감소시키는 역할을 한다.

[131] 이러한 Ti과 Nb의 첨가시 그 함량이 각각 0.05%를 초과하게 되면 제조비용이 상승하며, 석출물이 과도하게 형성되어 연성이 크게 저하되는 문제가 있다. 따라서, 상기 Ti과 Nb 중 1종 이상을 첨가하는 경우 각각 0.05% 이하로 포함할 수 있다. 상기 Ti과 Nb의 함량은 0.050% 이하인 것이 더 유리하다.

[132]

[133] 나머지 성분은 철(Fe)이다. 다만, 통상의 제조과정에서는 원료 또는 주위 환경으로부터 의도되지 않는 불순물들이 불가피하게 혼입될 수 있으므로, 이를 배제할 수는 없다. 이들 불순물들은 통상의 제조과정의 기술자라면 누구라도 알 수 있는 것이기 때문에 그 모든 내용을 특별히 본 명세서에서 언급하지는 않는다.

[134]

[135] 상기 강판은 상술한 합금조성 중 C, Si, Al, Mn, Cr 및 Mo은 하기 관계식 1을 만족하는 것이 효과적이다.

[136] [관계식 1]

[137]  $(10C+Si+Al)/(Mn+1.3Cr+2.7Mo) \geq 0.7$

[138] (여기서, 각 원소는 중량 함량을 의미한다.)

[139] 상기 관계식 1을 만족하는 경우 연성에 기여할 수 있는 잔류 오스테나이트를 충분히 확보할 수 있다. 또한, 제조공정과의 최적화를 통해 프레스 성형 또는 충돌 시 국부적인 응력 집중을 크게 받을 수 있는 정도가 아주 높은 프레스 마르텐사이트 상들의 상간거리를 넓히고, 그 분포를 템퍼드 마르텐사이트와 베이나이트 조직 주변에 미세하고 고르게 분산시킴으로써, 프레스 마르텐사이트에 발생하는 국부적인 응력 집중을 완화시켜 프레스 마르텐사이트 주변에서 발생하는 기공(void)의 생성과 합체를 지연시켜 프레스 성형과정에서 크랙 발생이 없는 우수한 성형성을 확보할 수 있다. 또한, 차량 충돌 시에도 파괴를 지연시킴으로써, 파괴저항성 향상도 도모할 수 있다. 반면에, 상기 관계식 1을 만족하지 못하는 경우에는 잔류 오스테나이트 분율을 충분히 확보하지 못하고, 미세한 프레스 마르텐사이트를 균일하게 분포시킬 수 없어 성형성 및 파괴저항성 확보가 용이하지 않다. 상기 관계식 1은 0.70 이하인 것이 더 유리하다.

[140]

[141] 다음으로 본 발명 강판의 미세조직에 대해 상세히 설명한다. 미세조직은 면적 분율로, 페라이트: 10~35%, 잔류 오스테나이트: 3~15%, 프레스 마르텐사이트: 20% 이하(0% 제외), 나머지는 템퍼드 마르텐사이트와 베이나이트 중 하나 이상을 포함할 수 있다.

[142]

[143] 상기 페라이트는 성형성과 강도 확보에 대단히 중요하다. 페라이트의 분율이 증가하면 미변태 오스테나이트로 탄소를 축적시켜 마르텐사이트 변태온도가 상온 이하로 낮아지게 되어 상온에서 잔류 오스테나이트를 확보하는데 기여할 수 있다. 또한, 페라이트는 연질상으로 변형이 쉽게 이루어지므로 그 자체로 연성을 확보하는데 기여할 수 있다. 이를 위해 상기 페라이트는 10% 이상인 것이 효과적이다. 상기 페라이트의 분율이 35%를 초과하게 되면, 강도가 낮아져 원하는 강도를 확보할 수 없고, 10% 미만인 경우에는 페라이트 자체의 연성 기여 효과를 기대할 수 없고, 또한 오스테나이트내 탄소의 축적이 저해되어 원하는 잔류 오스테나이트 분율을 확보하기 어렵다.

[144]

[145] 또한 본 발명에서는 베이나이트가 생성되거나, 생성된 마르텐사이트가 템퍼링되면서 베이나이트 또는 마르텐사이트 내에 도입되어 있던 탄소가 주변의 미변태 오스테나이트로 이동하여 축적되면서 마르텐사이트 변태온도가 상온 이하로 낮아지게 되어, 상온에서 잔류 오스테나이트를 확보할 수 있다. 상기 잔류 오스테나이트가 3% 이상 확보될 경우 성형 중 변태유기소성을 일으켜 강판의 연성 확보에 유리하다. 그러나, 잔류 오스테나이트가 지나치게 많을 경우, 도금 강판

의 경우 자동차 부품 조립 점용접시 액체 금속 취성에 취약한 경향이 있으므로, 15%는 넘지 않는 것이 효과적이다.

[146]

[147] 상기 프레스 마르텐사이트는 강도를 확보하는데 아주 효과적이지만, 그 분율이 20%를 초과하는 경우에는, 상기 프레스 마르텐사이트를 템퍼드 마르텐사이트 또는 베이나이트 조직 주변에 미세하고 고르게 분산시킬 수 없다. 프레스 마르텐사이트가 집중되는 경우, 경도가 높은 특성에 따라 성형 또는 충돌시 국부적인 응력집중을 크게 받을 수 있어 취성이나 파괴의 원인이 될 수 있다. 즉, 성형성을 감소시킬 수 있다.

[148]

[149] 상기 미세조직 중 나머지는 템퍼드 마르텐사이트와 베이나이트상 중 어느 하나 이상인 것이 효과적이다. 상 중에서 적어도 하나 이상이 40% 이상 포함되면 미변태 오스테나이트내에 탄소를 농축시켜 연성에 기여하는 잔류 오스테나이트를 3~15% 분율로 생성시킬 수 있고, 프레스 마르텐사이트 분율도 20% 이하로 제어할 수 있게 된다. 이에 따라 프레스 마르텐사이트를 템퍼드 마르텐사이트 또는 베이나이트 조직 주변에 미세하고 고르게 분산시킬 수 있다. 하지만 그 분율이 40% 미만인 경우에는 원하는 잔류오스테나이트 분율을 확보할 수 없고, 최종적으로 생성되는 프레스 마르텐사이트 분율도 20%를 초과하게 됨으로써 미세한 프레스 마르텐사이트를 템퍼드 마르텐사이트 또는 베이나이트 주변에 고르고 미세하게 분산시키기가 어렵다.

[150]

[151] 구체적으로, 프레스 마르텐사이트는 상기 미세조직 상 중에서 가장 강도가 높은 미세조직이다. 프레스 마르텐사이트가 미세하고 고르게 분산되어 있는 경우, 부품 프레스 성형과정에서 변형이 가해졌을 때 프레스 마르텐사이트로 가해지는 국부적인 응력집중이 이웃한 미세조직으로 분산되며 완화된다. 이에 따라, 기공의 생성과 합체를 지연시키므로 부품성형시 가공크랙 발생없이 우수한 성형성을 갖는다. 반면에, 프레스 마르텐사이트가 조대하고 고르지 못하게 편중되어 있는 경우에는, 프레스 마르텐사이트에 국부적으로 응력이 집중됨으로써 기공의 생성과 합체가 수월하게 이루어진다. 이에 따라, 부품 성형시 가공크랙이 발생하여 성형성을 떨어뜨리게 된다. 또한 차량 충돌시에도 프레스 마르텐사이트가 미세하고 고르게 분산되어 있는 경우에는 국부적인 응력집중을 완화시키므로 기공의 생성과 합체가 지연되므로써 충돌파괴 저항성을 향상시킬 수 있는 반면, 프레스 마르텐사이트가 조대하고 고르지 못하게 편중되어 있는 경우에는 프레스 마르텐사이트에 국부적으로 응력이 집중되어 기공의 생성과 합체가 수월하게 이루어져 차량 충돌시 파괴 저항성을 열위하게 한다.

[152]

[153] 또한, 상기 강판에서 프레스 마르텐사이트는 프레스 마르텐사이트 상간 거리가 프레스 마르텐사이트 입경의 3배 이상인 프레스 마르텐사이트의 분율이 30% 이

상일 수 있다. 프레스시 마르텐사이트 상간거리(L)가 프레스시 마르텐사이트 입경(d)의 3배이상( $L > 3d$ )인 프레스시 마르텐사이트의 분율이 30% 이상일 경우, 앞서 설명한 프레스시 마르텐사이트에 국부적인 응력집중을 방지하고 기공의 생성과 합체 지연 효과를 극대화 할 수 있어 성형성과 충돌 파괴저항성을 향상시킬 수 있으나, 그 분율이 30% 미만일 경우에는 프레스시 마르텐사이트에 국부적인 응력집중을 증가시켜 기공의 생성과 합체를 촉진하여 성형성과 충돌 파괴저항성을 열위하게 한다.

[154]

[155] 한편, 상기 프레스시 마르텐사이트의 분율은 하기 관계식 2를 만족하는 것이 효과적일 수 있다. 이는 템퍼드 마르텐사이트 또는 베이나이트상 주변에 미세한 프레스시 마르텐사이트를 균일하게 분산시킨 미세조직을 구현하는 것이 성형성과 파괴저항성 측면에서 효과적임을 의미한다. 관계식 2에서 언급한 템퍼드 마르텐사이트 또는 베이나이트에 접해 있는 프레스시 마르텐사이트 분율이 전체 프레스시 마르텐사이트 분율의 80%를 넘을 경우 미세한 프레스시 마르텐사이트의 고른 분산 효과로 인해 프레스시 마르텐사이트에 국부적인 응력집중 완화효과와 기공의 생성과 합체 지연 효과를 극대화할 수 있어 성형성과 충돌 파괴저항성을 향상시킬 수 있으나, 그 분율이 80% 미만일 경우에는 미세한 프레스시 마르텐사이트의 고른 분산효과가 사라져 프레스시 마르텐사이트에 국부적으로 응력집중을 증가시켜 기공의 생성과 합체를 수월하게 하므로써 성형성과 충돌 파괴저항성을 열위하게 한다.

[156] [관계식 2]

$$[157] \quad (FM_{TM+B} / FM_T) \times 100 \geq 80\%$$

[158] (여기서,  $FM_T$ 은 프레스시 마르텐사이트 전체 분율이고,  $FM_{TM+B}$ 은 프레스시 마르텐사이트 분율 중 템퍼드 마르텐사이트 또는 베이나이트에 접해 있는 프레스시 마르텐사이트 분율을 의미한다.)

[159]

[160] 본 발명의 강판은 인장강도(TS) 980MPa 이상의 고강도를 가지면서, 항복강도(YS) 700MPa 이상이고 총연신율(T-EI)이 13% 이상일뿐만 아니라, 본 발명의 강판은 인장강도(TS), 항복강도(YS) 및 균일연성(U-EI)의 관계가 하기 관계식 3을 만족하고, 인장강도(TS), 항복강도(YS) 및 불균일연성(P-EI)이 하기 관계식 4의 관계를 만족함으로써, 성형성 및 파괴저항성이 우수한 강판을 제공할 수 있다. 하기 관계식 3 및 4에서 YS와 TS의 단위는 MPa이고, U-EI 및 P-EI의 단위는 % 이다.

[161] [관계식 3]

$$[162] \quad YS \times U-EI / TS \geq 6$$

[163] [관계식 4]

$$[164] \quad YS \times P-EI / TS \geq 3$$

- [165] 소재의 인장시험시 하중-변위 선도에서 과단시까지의 변형율을 총 연성 (Total Elongation, T-EI), 최대 하중점까지의 변형율을 균일연성 (Uniform Elongation, U-EI), 최대하중점에서 과단시까지의 변형율을 불균일연성 (Post Uniform Elongation, P-EI)으로 정의한다. 소재에 변형이 가해질 때 균일연성 지점까지는 소재전체의 변형이 균일하게 진행되며, 이 지점을 넘어서서는 소재의 어느 한 부분에 넥킹이 발생한다. 따라서 균일연성이 우수할 경우 부품 성형시 높은 변형율에도 넥킹없이 우수한 성형성을 갖는다. 관계식 3의 의미는 상기에 언급한대로 미세조직을 제어하여 미세한 프래시 마르텐사이트를 고르게 분포시킬 경우, 항복강도가 높음에도 불구하고 우수한 성형성을 갖는다는 것을 의미한다. 또한 불균일연성이 우수하면 넥킹이 발생함에도 불구하고 최종 소재의 과단까지는 더 많은 변형이 수반되어야 한다. 상기 관계식 3은 6.0 이상인 것이 더 유리하다. 식 4의 의미는 상기에 언급한대로 미세조직을 제어하여 미세한 프래시 마르텐사이트를 고르게 분포시킬 경우, 항복강도가 높고 불균일연성도 우수하므로, 차량 충돌시 조직내 기공의 생성과 합체를 지연시키므로써 충돌 파괴저항성이 우수하다는 것을 의미한다.상기 관계식 4는 3.0 이상인 것이 더 유리하다. 종합해보면 관계식 3과 4를 만족할 경우, 항복강도가 높음에도 부품 성형성도 우수하고, 차량 충돌시 파괴 저항성도 동시에 우수한 강제임을 의미한다.
- [166]
- [167] 한편, 본 발명의 강판은 냉연강판일 수 있으며, 상기 냉연강판의 적어도 일면에 아연계 도금층을 포함하는 용융아연도금강판, 상기 용융아연도금강판을 합금화 처리한 합금화 용융아연도금강판일 수 있다.
- [168] 특별히 한정하는 것은 아니나, 상기 아연계 도금층은 아연을 주로 함유하는 아연도금층, 아연 이외에 알루미늄 및/또는 마그네슘을 함유하는 아연합금도금층일 수 있다.
- [169]
- [170] 이하, 본 발명의 다른 일구현예인 강판을 제조하는 방법에 대하여 상세히 설명한다.
- [171]
- [172] 간략히, 본 발명은 [강 슬라브 재가열 - 열간압연 - 권취 - 냉간압연 - 연속소둔 - 냉각 - 재가열 및 유지]의 공정을 거쳐 목적하는 강판을 제조할 수 있으며, 이후 [용융아연도금 - 합금화 열처리] 등의 공정을 더 행할 수 있다.
- [173] 각 단계별 조건에 대해서는 하기에 상세히 설명한다.
- [174]
- [175] 강 슬라브 가열
- [176] 먼저, 전술한 합금 성분 및 관계식 1을 충족하는 강 슬라브를 준비한 후, 이를 가열할 수 있다. 본 공정은 후속하는 열간압연 공정을 원활히 수행하고, 목표로 하는 강판의 물성을 충분히 얻기 위해 행하여진다.

- [177] 상기 가열 공정은 특별히 제안하지 않으며, 통상의 가열조건이면 충분하다. 바람직한 일례로 1100~1300°C의 온도범위에서 행할 수 있다. 상기 가열 온도가 1100°C 미만이면 강관과 압연기 사이에 마찰이 증가하여 열간압연시 롤러에 부하되는 하중이 급격히 증가하는 문제가 있다. 반면, 그 온도가 1300°C를 초과하게 되면 온도 상승을 위해 요구되는 에너지 비용이 증가할 뿐만 아니라, 표면 스케일의 양이 증가하여 재료의 손실로 이어질 수 있다.
- [178]
- [179] 열간압연
- [180] 상기에 따라 가열된 강 슬라브를 Ar3 변태점 이상에서 마무리 열간압연하여 열연강관을 제조할 수 있으며, 이때 열간압연 조건은 특별히 제한되지 않으며 통상의 열간압연 온도에서 행할 수 있다. 바람직한 일례로 상기 마무리 열간압연은 800~1000°C의 온도범위에서 행할 수 있다.
- [181]
- [182] 권취
- [183] 상기에 따라 제조된 열연강관을 권취할 수 있으며, 이때 400~700°C의 온도범위에서 행할 수 있다.
- [184] 상기 권취 온도가 400°C 미만이면 열연강관의 강도가 과도하게 높아져 후속하는 냉간압연시 압연 부하를 유발할 수 있다. 또한, 열간압연된 강관을 권취 온도까지 냉각하기 위한 비용과 시간이 과도하게 소요되어 공정 비용 상승의 원인이 된다. 반면, 그 온도가 700°C를 초과하게 되면 열연강관 표면에 스케일이 과도하게 발생하여 표면 결함을 유발할 가능성이 높으며, 도금성이 약화되는 원인이 된다.
- [185]
- [186] 냉각
- [187] 상기 권취된 열연강관을 상온까지 0.1°C/s 이하(0°C/s 제외)의 냉각속도로 냉각하는 것이 바람직하다. 여기서, 냉각은 평균냉각속도를 의미한다.
- [188] 이와 같이, 권취된 열연강관을 일정 속도로 냉각을 행함으로써 오스테나이트의 핵생성 사이트(site)가 되는 탄화물을 미세하게 분산시킨 열연강관을 얻을 수 있다. 즉, 열연 과정에서 미세한 탄화물을 강 내에 고르게 분산시키고, 이후의 소둔시 이 탄화물이 용해되면서 강 중에 오스테나이트 상을 미세하게 분산 및 형성시킬 수 있으며, 이로 인해 소둔이 완료된 후에는 균일하게 분산된 미세 마르텐사이트 상을 얻을 수 있다.
- [189]
- [190] 냉간압연
- [191] 상기에 따라 권취된 열연강관을 냉간압연하여 냉연강관으로 제조할 수 있으며, 이때 30~80%의 냉간압하율(총 압하율)로 행할 수 있다.
- [192] 특히, 본 발명은 상기 냉간압연시 초기 스텐드, 바람직하게 1~3번 스텐드의 누적 압하율을 25% 이상으로 행함으로써 강 내부에 저장된 에너지(stored energy)

를 높임으로써 후속하는 소둔 과정에서 페라이트의 재결정을 촉진하는 구동력으로 작용하는 효과를 얻을 수 있다. 이로 인해, 강 내에 미재결정 페라이트의 분율을 낮추는 효과를 부여할 수 있다.

- [193] 강 내 미재결정 페라이트가 존재할 경우, 국부적으로 변형 및 응력이 집중되어 강의 연성이 열위하게 되는 반면, 재결정 페라이트는 변형 및 응력 집중을 완화시킴으로써 연성 향상에 기여한다.
- [194] 상기 냉간압연시 초기 1~3번 스텐드의 누적 압하율이 25% 미만이거나, 최종 스텐드까지의 냉간압하율(총 압하율)이 30% 미만이면 목표로 하는 두께를 확보하기 어려울 뿐만 아니라, 강판의 형상교정이 어려워지는 문제가 있다. 또한, 미재결정 페라이트의 분율이 높아져 연성이 저하되는 문제가 있다. 반면, 상기 냉간압연시 최종 스텐드까지의 냉간압하율이 80%를 초과하게 되면 강도가 높아져 냉간압연시 롤 부하를 가져오는 문제가 있으며, 강판 에지(edge)부에서 크랙이 발생할 가능성이 높아지는 문제가 있다.
- [195] 본 발명에서 상기 냉간압연은 5 또는 6개 스텐드로 구성되는 압연기를 이용하여 실시될 수 있으며, 다만 이에 한정하는 것은 아님을 밝혀둔다.
- [196]
- [197] 연속소둔
- [198] 상기에 따라 제조된 냉연강판을 연속 소둔 처리하는 것이 바람직하다. 상기 연속 소둔 처리는 일 예로 연속 합금화 용융도금로에서 행해질 수 있다.
- [199] 상기 연속 소둔 단계는 재결정과 동시에 페라이트와 오스테나이트 상을 형성하고, 탄소를 분해하기 위한 공정이다.
- [200]
- [201] 상기 연속 소둔 처리는  $Ac1+30^{\circ}C \sim Ac3+30^{\circ}C$ 의 온도범위에서 행하는 것이 바람직하며, 보다 유리하게는  $800 \sim 880^{\circ}C$ 의 온도범위에서 행할 수 있다.
- [202] 상기 연속 소둔시 그 온도가  $Ac1+30^{\circ}C$  미만이면 충분한 재결정이 이루어지지 못할 뿐만 아니라, 충분한 오스테나이트의 형성이 어려워 소둔 후 목표 수준의 템퍼드 마르텐사이트, 프레스 마르텐사이트와 베이나이트의 분율을 확보할 수 없다. 반면, 그 온도가  $Ac3+30^{\circ}C$ 를 초과하게 되면 오스테나이트 결정립 크기가 조대해져 미세한 잔류 오스테나이트 상을 경질상 주변에 고르게 형성할 수 없게 된다. 또한, 생산성이 저하되고, 고온 소둔으로 인한 Si, Mn, B 등의 용융아연도금의 젖음성을 저하시키는 원소들에 의해 표면 농화물의 형성이 심화되어 도금 표면 품질을 확보할 수 없다.
- [203]
- [204] 단계적 냉각
- [205] 상기한 바에 따라 연속 소둔 처리된 냉연강판을 단계적으로 냉각하는 것이 바람직하다.
- [206] 구체적으로, 상기 냉각은  $450 \sim 670^{\circ}C$ 까지  $10^{\circ}C/s$  이하( $0^{\circ}C/s$  제외)의 평균 냉각속도로 냉각(이때의 냉각을 1차 냉각이라 칭함)한 다음,  $250 \sim 500^{\circ}C$ 까지  $5^{\circ}C/s$  이상

의 평균 냉각속도로 냉각(이때의 냉각을 2차 냉각이라 칭함)하는 것이 바람직하다.

[207]

[208] 1차 냉각

[209] 본 발명은 최종 조직으로서 템퍼드 마르텐사이트와 베이나이트 중 하나 이상의 분율을 40% 이상 형성하기 위하여, 후속 2차 냉각 과정에서 마르텐사이트와 베이나이트의 분율을 확보할 수 있어야 한다. 이를 위해 상기 1차 냉각은 450~670°C까지 10°C/s 이하(0°C/s 제외)의 평균 냉각속도로 냉각할 수 있다.

[210] 구체적으로, 후속 2차 냉각을 Ms(마르텐사이트 변태 개시 온도) 이하에서 종료하는 경우 상대적으로 마르텐사이트 상을 다량으로 형성할 수 있는데, 이를 위해서는 상기 1차 냉각의 종료 온도를 가능한 낮게 제어하는 것이 유리하다. 또한, 후속 2차 냉각을 베이나이트 온도영역에서 종료하게 되면 상대적으로 베이나이트 상을 유리하게 형성할 수 있으며, 이를 위해서는 상기 1차 냉각의 종료 온도를 보다 높게 제어하는 것이 유리하다.

[211] 1차 냉각시 냉각은 450~700°C까지 10°C/s 이하(0°C/s 제외)의 평균 냉각속도로 냉각하며, 바람직하게는 후속 2차 냉각을 Ms 이하로 종료하는 경우 상기 1차 냉각은 450~600°C의 온도범위까지 행하는 것이 바람직하며, 후속 2차 냉각을 베이나이트 온도영역에서 종료하는 경우 상기 1차 냉각을 550~700°C의 온도범위까지 행하는 것이 바람직하다.

[212] 상기 1차 냉각시 종료온도가 450°C 미만이면 소둔로 내 분위기 가스를 냉각시키는 설비에 큰 부하가 되고, 냉각속도가 빨라져 냉각 중 생성되는 페라이트 상을 충분히 확보할 수 없게 된다. 반면, 상기 종료온도가 700°C를 초과하게 되면 후속 냉각(2차 냉각)시 지나치게 높은 냉각 속도가 요구되는 단점이 있다.

[213] 또한, 상기 1차 냉각시 평균 냉각속도가 10°C/s를 초과하면 탄소 확산이 충분히 일어날 수 없게 된다. 한편, 생산성을 고려하여 상기 1차 냉각은 1°C/s 이상의 평균 냉각속도로 행할 수 있다.

[214]

[215] 2차 냉각

[216] 상술한 조건으로 1차 냉각을 완료한 후, 2차 냉각을 행하는 것이 바람직한데, 이때 냉각종료온도와 냉각속도를 제어함으로써 목표로 하는 미세조직을 형성하도록 유도할 수 있다.

[217]

[218] 상기 2차 냉각시 Ms 이하로 냉각을 행하게 되면, 퀴칭(quenching) 마르텐사이트를 형성하게 되며, 그 온도가 낮을수록 퀴칭 마르텐사이트의 분율이 높아져 강도의 강도 향상을 유도할 수 있다. 또한, 후속 열처리(본 발명의 재가열 공정임) 과정에서 템퍼링되어 템퍼드 마르텐사이트로 되면서 마르텐사이트 내에 과포화된 탄소가 주변의 미변태 오스테나이트로 분배되어 잔류 오스테나이트의 안정성을 높이고, 연성 향상을 도모할 수 있다.

- [219] 상기 2차 냉각시 Ms 초과하는 온도로 냉각을 행하게 되면, 베이나이트 분율을 높일 수 있다. 이때, 베이나이트 변태 과정에서 Si, Al의 효과로 탄화물 석출이 지연되면서, 베이나이트로부터 주변 미변태 오스테나이트로의 탄소가 분배됨에 따라 잔류 오스테나이트의 안정성이 높아지고, 연성을 향상시킬 수 있다.
- [220]
- [221] 상기 2차 냉각의 종료온도가 250°C 미만이면 퀴칭 마르텐사이트의 분율이 과도하게 증가하여 오히려 잔류 오스테나이트 상의 분율이 감소하고, 강판의 형상이 열위해지는 문제가 있다. 반면, 그 온도가 500°C를 초과하게 되면 베이나이트가 충분히 형성되지 못하여 잔류 오스테나이트 상의 분율이 감소하고, 후속 과정에서 프래시 마르텐사이트 상의 분율이 크게 증가하여 강도가 과도하게 높아지는 문제가 있다.
- [222] 또한, 상기 2차 냉각시 평균 냉각속도가 5°C/s 미만이면 펄라이트 상이 형성됨에 따라 베이나이트 상이 목표 수준으로 형성되지 못할 우려가 있다. 한편, 상기 평균 냉각속도의 상한은 특별히 한정하지 아니하며, 통상의 기술자가 냉각 설비의 사양을 고려하여 적절히 선택할 수 있을 것이다. 일 예로, 100°C/s 이하에서 행할 수 있을 것이다.
- [223] 게다가, 상기 2차 냉각은 수소 가스(H<sub>2</sub> gas)를 이용하는 수소냉각설비를 이용할 수 있다. 이와 같이, 수소냉각설비를 이용하여 냉각을 행함으로써 상기 2차 냉각시 발생할 수 있는 표면산화를 억제하는 효과를 얻을 수 있다. 이때, 상기 수소냉각설비에서 사용되는 가스의 종류가 한정되는 것은 아니나, 일 예로, 60~70%의 수소(H<sub>2</sub>)와 잔부 질소(N<sub>2</sub>)로 제어될 수 있다.
- [224]
- [225] 한편, 상술한 바에 따라 단계적으로 냉각을 행함에 있어서, 1차 냉각시의 냉각속도 보다 2차 냉각시의 냉각속도를 빠르게 행할 수 있다.
- [226]
- [227] 유지
- [228] 상기에 따라 2차 냉각을 완료한 후 냉각된 온도범위에서 30초 이상 유지하는 공정을 더 행할 수 있다.
- [229] 상기 유지 공정을 통해, 마르텐사이트를 템퍼링시키거나 베이나이트 변태량을 더 증가시키는 효과를 얻을 수 있다. 상기 유지 시간이 30초 미만이면 상술한 효과를 기대하기 어려워진다.
- [230]
- [231] 재가열 및 유지
- [232] 상기에 따라 단계적 냉각이 완료된 냉연강판을 재가열 및 유지하는 공정을 통해 본 발명에서 의도하는 미세조직을 형성할 수 있다. 구체적으로, 상기 2차 냉각된 냉연강판을 490°C 이하의 온도로 재가열하여 20초 이상 유지하는 공정을 거치는 것이 바람직하다.

- [233] 상술한 온도로 재가열하여 유지함에 의해, 이전 냉각 과정에서 생성된 퀴칭 마르텐사이트가 템퍼드 마르텐사이트로 변태될 수 있으며, 또한 베이나이트 변태도 동반하게 된다.
- [234] 상기 템퍼링 과정에서 마르텐사이트 내에 과포화되어 있던 탄소가 주변의 미변태 오스테나이트로 재분배된다. 또한, 상기 2차 냉각이 Ms 초과에서 종료된 경우에는 상기 재가열 및 유지 과정에서 베이나이트 분율이 크게 증가하게 되는데, 이 과정에서 베이나이트로부터 배출된 탄소가 미변태 오스테나이트로 재분배됨으로써, 잔류 오스테나이트의 안정성이 향상되어 연성이 높아지는 효과를 얻을 수 있다.
- [235] 다만, 상기 재가열시 온도가 과도하게 높아지면 템퍼드 마르텐사이트와 베이나이트 내의 탄화물이 조대화되어 강도가 낮아지고, 조대한 탄화물의 형성에 따른 미변태 오스테나이트로의 탄소 재분배 효과가 감소하여, 잔류 오스테나이트 분율이 감소하게 되고, 결국 연성의 향상을 기대하기 어렵다.
- [236] 따라서, 상기 재가열 온도를 490°C 이하에서 행할 수 있으며, 보다 유리하게는 470°C 이하로 행할 수 있다.
- [237]
- [238] 상기와 같이 490°C 이하로 재가열된 냉연강판을 그 온도에서 20초 이상 유지함으로써 상술한 효과가 충분히 구현되도록 함이 바람직하나, 상기 유지시 그 시간이 과도하여 5분을 초과하게 되면 마르텐사이트의 템퍼링 효과가 과도해져 강도가 저하되는 문제가 있으므로 5분을 넘지 않는 것이 바람직하다.
- [239]
- [240] 한편, 본 발명은 상기에 따라 제조된 냉연강판을 도금처리함으로써 도금강판을 제공할 수 있다.
- [241]
- [242] 용융아연도금
- [243] 상기에 따라 재가열 및 유지 공정을 거친 후 강판을 용융 아연계 도금욕에 침지하여 용융 아연계 도금강판을 제조하는 것이 바람직하다.
- [244] 이때, 용융아연도금은 통상의 조건으로 행할 수 있으나, 일례로 430~490°C의 온도범위에서 행할 수 있다. 또한, 상기 용융아연도금시 용융 아연계 도금욕의 조성에 대해서는 특별히 한정하지 않으며, 순수 아연 도금욕이거나, Si, Al, Mg 등을 포함하는 아연계 합금 도금욕일 수 있다.
- [245]
- [246] 합금화 열처리
- [247] 또한, 필요에 따라, 용융 아연계 도금강판을 합금화 열처리함으로써, 합금화 용융 아연계 도금강판을 얻을 수 있다. 본 발명에서는 합금화 열처리 공정 조건에 대해서는 특별히 제한하지 않으며, 통상의 조건이면 무방하다. 일 예로써, 480~600°C의 온도 범위에서 합금화 열처리 공정을 수행할 수 있다.
- [248]

[249] 또한, 더 추가하여, 상기 용융아연도금 또는 합금화 열처리 후 최종 냉각 및 조질압연 공정을 행할 수 있다.

[250]

[251] 최종 냉각

[252] 상기에 따라 용융아연도금 또는 합금화 열처리된 강판을 최종 냉각하여, 프레스 마르텐사이트를 더욱 도입할 수 있다. 이때, 상기 최종 냉각은 5°C/s 이상의 냉각속도로 Ms 이하의 온도까지 행하는 것이 바람직하다.

[253] 상기 냉각시 냉각속도가 5°C/s 미만이면 냉각 과정에서 프레스 마르텐사이트 상을 의도하는 수준으로 확보할 수 없다. 한편, 상기 냉각속도의 상한은 특별히 한정하지 아니하나, 일정 분율의 프레스 마르텐사이트 상의 형성을 위하여 50°C/s 이하로 행할 수 있다.

[254]

[255] 조질압연

[256] 나아가, 필요에 따라, 최종 냉각된 용융 아연계 도금강판 또는 합금화 용융 아연계 도금강판을 조질압연함으로써, 강 내에 다량의 전위를 형성하여 소부경화성을 보다 향상시킬 수 있다. 이때, 압하율은 2% 미만(0% 제외)인 것이 바람직하다. 만일, 압하율이 2% 이상인 경우에는 전위 형성 측면에서는 유리하나, 설비 능력 한계로 인해 판 파단 발생 등 부작용이 야기될 수 있다.

[257]

### 발명의 실시를 위한 형태

[258] 이하, 본 발명의 실시예에 대해 설명한다. 하기 실시예는 본 발명이 속하는 기술 분야에서 통상의 지식을 가진 자라면 본 발명의 범주에서 벗어나지 않는 한도 내에서 여러 가지 변형이 가능함은 물론이다. 하기 실시예는 본 발명의 이해를 위한 것으로서, 본 발명의 권리범위는 하기 실시예에 국한되어 정해져서는 안되며, 후술하는 청구범위뿐만 아니라, 이와 균등한 것들에 의해 정해져야 한다.

[259]

[260] (실시예 1)

[261] 하기 표 1의 합금조성을 가지는 강 슬라브를 1200°C의 온도에서 가열한 후, 각각의 가열된 슬라브를 Ar3 변태점 온도 이상인 900°C에서 마무리 열간압연하여 열연강판을 제조하였다. 산세 후, 각 열연강판을 표 2에 개시된 온도에서 권취한 후 0.1°C/s 이하의 냉각속도로 상온까지 냉각하였다. 이후, 냉각된 열연강판을 냉간압연하여 냉연강판을 제조하였다.

[262] 상기 냉간압연시 스텐드 1~3의 누적압하율을 25%로 하고, 전체 압하율은 60%로 실시하였다.

[263] 이후, 각각의 냉연강판을 하기 표 2에 나타낸 조건으로 연속소둔 처리한 후, 1차 냉각(서냉), 2차 냉각(급냉) 및 유지 그리고 재가열을 행하였다. 2차 냉각 및 유

지 공정이 완료된 후, 490°C 이하의 온도로 재가열한 후 그 온도에서 30초 유지하는 공정을 행하였다. 상기 2차 냉각 후 유지하는 공정은 30초간 행하였다.

[264] 그 후, 460°C의 용융아연도금욕에서 아연도금처리한 다음, 5°C/s의 냉각속도로 상온까지 최종 냉각한 후, 2% 미만으로 조질압연하여 용융 아연계 도금강판을 제조하였다. 이때, 일부 강에 대해서는 상기 아연도금처리 후 합금화 열처리를 실시하였다.

[265]

[266] [표1]

구분	성분 (wt%)											관계식1
	C	Si	Mn	P	S	SoI-Al	Nb	Ti	B	Cr	Mo	
강종 1	0.15	1.0	2.25	0.008	0.002	0.030	0.00	0.020	0.0011	0.70	0.000	0.80
강종 2	0.18	0.6	2.10	0.006	0.002	0.230	0.00	0.000	0.0015	0.81	0.010	0.83
강종 3	0.14	1.2	2.50	0.007	0.002	0.310	0.00	0.015	0.0013	0.51	0.020	0.90
강종 4	0.13	1.1	2.80	0.008	0.003	0.430	0.00	0.000	0.0010	0.40	0.000	0.85
강종 5	0.11	1.0	2.10	0.005	0.003	0.030	0.02	0.000	0.0012	0.65	0.000	0.72
강종 6	0.17	0.8	2.50	0.004	0.002	0.230	0.00	0.000	0.0000	0.80	0.020	0.76
강종 7	0.16	0.3	2.55	0.013	0.015	0.341	0.01	0.020	0.0011	0.30	0.152	0.67
강종 8	0.11	0.6	2.58	0.013	0.002	0.032	0.02	0.016	0.0000	0.20	0.000	0.61
강종 9	0.14	0.6	2.50	0.010	0.002	0.035	0.02	0.040	0.0021	0.25	0.200	0.60
강종 10	0.13	0.6	2.58	0.012	0.002	0.051	0.00	0.021	0.0000	0.59	0.103	0.54
강종 11	0.12	0.5	2.40	0.010	0.001	0.025	0.03	0.015	0.0015	0.20	0.400	0.46

[267]

[268] 이후 각 시편들의 기계적 특성과 미세조직 특성을 평가하였으며, 그 결과를 하기 표 3에 나타내었다. 이때, 각각의 시험편에 대한 인장시험은 DIN 규격을 이용하여 L방향으로 실시하여 인장물성을 평가하였다. 이때, 소재의 인장시험시 하중-변위 선도에서 파단시까지의 변형율을 총 연성 (Total Elongation, T-El), 최대 하중점까지의 변형율을 균일연성 (Uniform Elongation, U-El), 최대하중점에서 파단시까지의 변형율을 불균일연성 (Post Uniform Elongation, P-El)으로 정의하여 그 값을 표기하였다. 미세조직 분석은 소둔 처리된 강판의 판두께 1/4t 지점에서 기지조직을 Nital 부식후 FE- SEM과 Image analyzer, EBSD, XRD를 이용하여 템퍼드 마르텐사이트(TM), 베이나이트(B), 페라이트(F), 프레스 마르텐사이트(FM), 잔류 오스테나이트(A) 분석을 측정하였다.

[269]

[270] [표2]

강종	열연	소둔				구분
	권취 온도 (°C)	소둔 온도 (°C)	서냉 온도 (°C)	급냉 온도 (°C)	새가열 온도 (°C)	
강종 1	530	870	500	300	460	발명강 1
강종 2	520	850	600	340	460	발명강 2
강종 3	560	840	550	450	460	발명강 3
강종 4	500	850	600	480	460	발명강 4
강종 5	480	860	500	330	460	발명강 5
강종 6	650	850	570	300	460	발명강 6
강종 7	760	840	650	300	480	비교강 1
강종 8	540	850	650	600	450	비교강 2
강종 9	530	770	650	350	460	비교강 3
강종 10	620	850	680	230	430	비교강 4
강종 11	350	830	720	400	460	비교강 5
강종 1	530	770	650	600	480	비교강 6
강종 2	520	920	650	150	460	비교강 7
강종 5	480	910	750	650	470	비교강 8

[271]

[272] [표3]

구분	상분율						기계적 성질							구분
	F (%)	TM (%)	B (%)	FM (%)	A (%)	관계 식2	YS (MPa)	TS (MPa)	T-EI (%)	U-EI (%)	P-EI (%)	관계 식3	관계 식4	
강종 1	24	50	11	7	8	91	788	1026	16.5	10.0	6.5	7.7	5.0	발명강 1
강종 2	28	43	9	11	9	88	730	1031	16.9	10.3	6.6	7.3	4.7	발명강 2
강종 3	30	0	46	11	13	87	702	1018	19.2	11.5	7.7	7.9	5.3	발명강 3
강종 4	32	0	45	14	9	83	709	1033	18.1	11.0	7.0	7.6	4.8	발명강 4
강종 5	25	47	13	10	5	85	761	1075	14.1	9.1	5.0	6.4	3.5	발명강 5
강종 6	12	65	10	5	8	93	835	1100	16.1	10.1	5.5	7.7	4.2	발명강 6
강종 7	11	50	14	23	2	70	800	1156	12.0	8.2	3.8	5.7	2.6	비교강 1
강종 8	45	0	30	22	3	73	525	1018	15.7	10.5	5.2	5.4	2.7	비교강 2
강종 9	44	29	2	22	3	72	591	1039	14.0	10.1	3.9	5.7	2.2	비교강 3
강종 10	14	60	3	21	2	74	830	1173	10.8	7.0	3.8	5.0	2.7	비교강 4
강종 11	40	0	30	28	2	67	631	1084	11.2	7.3	3.9	4.2	2.3	비교강 5
강종 1	65	0	8	27	0	65	560	950	13.1	9.1	4	5.4	2.4	비교강 6
강종 2	3	90	0	6	1	98	990	1145	9.2	6.1	3.1	5.3	2.7	비교강 7
강종 5	10	0	18	61	1	20	918	1230	6.3	3.1	3.2	2.3	2.4	비교강 8

[273]

[274] 상기 표 1 내지 3에서 관계식 1 내지 4는 다음과 같다.

[275] [관계식 1]

[276]  $(10C+Si+Al)/(Mn+1.3Cr+2.7Mo) \geq 0.7$

- [277] (여기서, 각 원소는 중량 함량을 의미한다.)
- [278] [관계식 2]
- [279]  $(FM_{TM+B} / FM_T) \times 100 \geq 80\%$
- [280] (여기서,  $FM_T$ 은 프레스시 마르텐사이트 전체 분율이고,  $FM_{TM+B}$ 은 프레스시 마르텐사이트 분율 중 템퍼드 마르텐사이트 또는 베이나이트에 접해 있는 프레스시 마르텐사이트 분율을 의미한다.)
- [281] [관계식 3]
- [282]  $YS \times U-EI / TS \geq 6$
- [283] [관계식 4]
- [284]  $YS \times P-EI / TS \geq 3$
- [285]
- [286] 한편, 도 1은 상기 실시예에서 발명강 1 내지 6과 비교강 1 내지 5에 대해, 관계식 1과 관계식 3의 관계를 나타낸 그래프이고, 도 2는 발명강 1 내지 6과 비교강 1 내지 5에 대해 관계식 1과 관계식 4의 관계를 나타낸 그래프이다. 관계식 1의 소강성분 관계식 1이 0.7 이상일 때, 관계식 3과 4를 만족할 수 있다. 전술한 것과 같이, 본 발명에서 성형성과 충돌 파괴저항성을 향상시키기 위해서는 관계식 3과 관계식 4를 충족시켜야 하는데, 이를 위해서는 본 발명에서 제시하는 미세조직을 확보하는 것이 효과적이고, 이를 위해 미변태 오스테나이트에 C을 농축시키는 것이 중요하다. 미변태 오스테나이트에 C을 농축시키기 위해서는 소강성분 상에서 일정량 이상의 C 함량이 포함되어야 하고, 추가적으로 Si과 Al 첨가를 통해 베이나이트 변태영역에서 탄화물 형성을 지연시켜야 한다. 또한, 적정한 페라이트가 확보되어야 오스테나이트로 C을 충분히 농축시킬 수 있는데, 경화능 원소들인 Mn, Cr, Mo 등이 너무 많이 첨가되면 페라이트 형성을 억제시키므로, 오스테나이트에 C을 충분히 농축시킬 수 없다.
- [287] 상기 관계식 1이 0.7 이상일 경우 목표하는 페라이트와 잔류 오스테나이트 분율을 확보할 수 있고, 이로 인해 최종적으로 프레스시 마르텐사이트도 미세 분산시킴으로서 균일연성 및 불균일 연성이 증가하게 되고, 결과적으로 관계식 3과 관계식 4도 만족할 수 있다.
- [288] 반면에 관계식 1이 0.7 미만이면 목표하는 잔류오스테나이트 및 페라이트 분율을 확보할 수 없고 결과적으로 프레스시 마르텐사이트도 미세하게 분산시킬 수 없어서 균일연성 및 불균일연성이 감소하게 되어 관계식 3과 관계식 4를 만족시킬 수 없다.
- [289]
- [290] 한편, 상기 표 1 내지 3으로부터, 본 발명에서 제안하는 합금 성분계 및 제조조건을 모두 만족하는 발명강 1 내지 6은 980MPa 이상의 인장강도를 가지면서, 관계식 3 및 4를 충족하는 것을 확인할 수 있다. 따라서, 우수한 성형성 및 파괴저항성을 확보할 수 있었다.
- [291]

[292] 이에 비해, 본 발명에서 제안하는 성분범위 또는 관계식 1을 벗어나거나, 제조 조건을 만족하지 못하는 비교항 1 내지 8은 의도하는 바로 미세조직이 형성되지 못하고, 본 발명에서 의도하는 물리적 특성이 확보하지 못하는 것을 확인할 수 있다.

## 청구범위

- [청구항 1] 중량%로, 탄소(C): 0.1~0.2%, 실리콘(Si): 0.5~1.3%, 알루미늄(Al) 0.5% 이하(0% 제외), 망간(Mn): 1.9~3.0%, 몰리브덴(Mo): 0.3% 이하, 크롬(Cr): 1% 이하(0% 제외), 인(P): 0.1% 이하, 황(S): 0.1% 이하, 나머지는 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고,  
 상기 C, Si, Al, Mn, Cr 및 Mo은 하기 관계식 1을 만족하며,  
 미세조직은 면적 %로, 페라이트: 10~35%, 잔류오스테나이트: 3~15%, 프레스 마르텐사이트: 20% 이하(0% 제외), 나머지는 템퍼드 마르텐사이트와 베이나이트 중 하나 이상을 포함하고,  
 상기 프레스 마르텐사이트는 프레스 마르텐사이트 상간 거리가 프레스 마르텐사이트 입경의 3배 이상인 프레스 마르텐사이트의 분율이 30% 이상인 강판.  
 [관계식 1]  

$$(10C+Si+Al)/(Mn+1.3Cr+2.7Mo) \geq 0.7$$
 (여기서, 각 원소는 중량 함량을 의미한다.)
- [청구항 2] 청구항 1에 있어서,  
 상기 프레스 마르텐사이트의 분율은 하기 관계식 2를 만족하는 강판.  
 [관계식 2]  

$$(FM_{TM+B} / FM_T) \times 100 \geq 80\%$$
 (여기서,  $FM_T$ 은 프레스 마르텐사이트 전체 분율이고,  $FM_{TM+B}$ 은 프레스 마르텐사이트 분율 중 템퍼드 마르텐사이트 또는 베이나이트에 접해 있는 프레스 마르텐사이트 분율을 의미한다.)
- [청구항 3] 청구항 1에 있어서,  
 상기 강판은 항복강도(YS), 균일연성(U-El, Uniform Elongation) 및 인장강도(TS)가 하기 관계식 3을 만족하는 강판.  
 [관계식 3]  

$$YS \times U-El / TS \geq 6$$
- [청구항 4] 청구항 1에 있어서,  
 상기 강판은 항복강도(YS), 불균일연성(P-El, Post Uniform Elongation) 및 인장강도(TS)가 하기 관계식 4를 만족하는 강판.  
 [관계식 4]  

$$YS \times P-El / TS \geq 3$$
- [청구항 5] 청구항 1에 있어서,  
 상기 강판은 보론(B): 0.01% 이하를 더 포함하는 강판.
- [청구항 6] 청구항 1에 있어서,  
 상기 강판은 티타늄(Ti): 0.05% 이하 및 니오븀(Nb): 0.05 이하 중 1종 이상을 더 포함하는 강판.

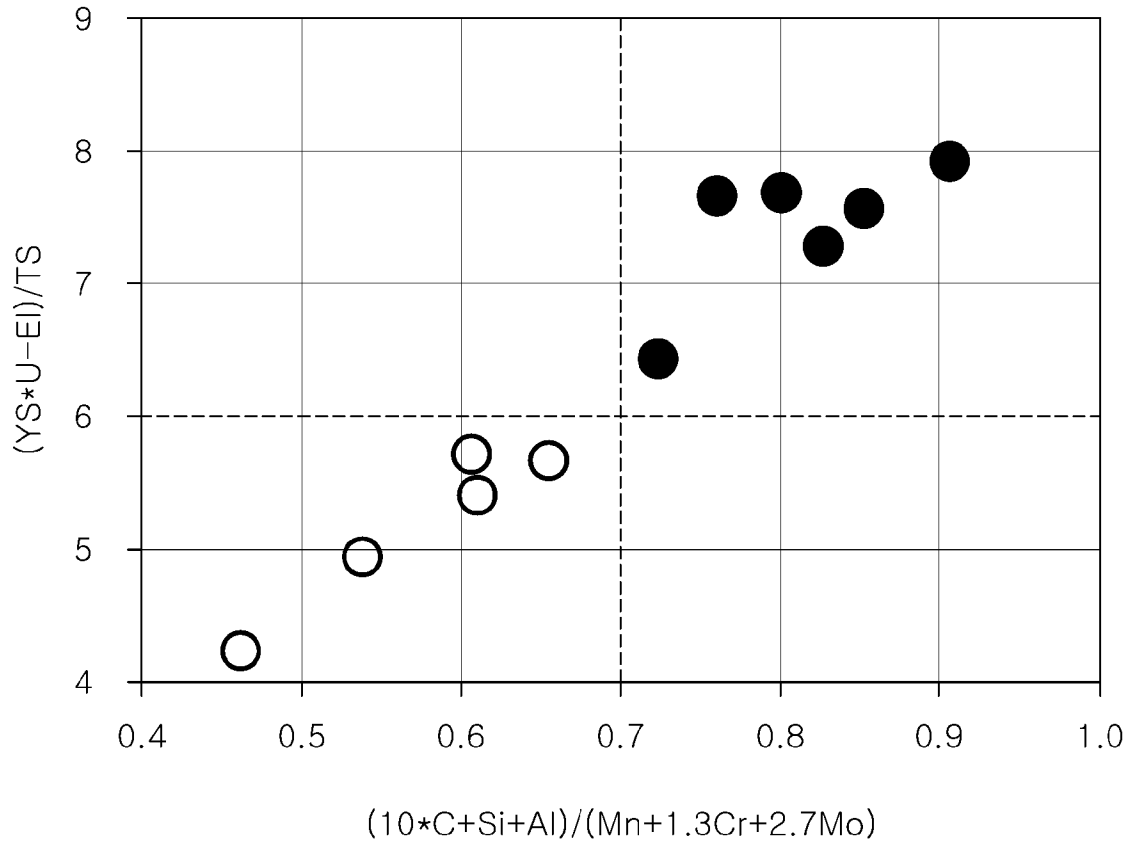
- [청구항 7] 청구항 1에 있어서,  
상기 강판은 아연계 도금층을 더 포함하는 강판.
- [청구항 8] 중량%로, 탄소(C): 0.1~0.2%, 실리콘(Si): 0.5~1.3%, 알루미늄(Al) 0.5% 이하(0% 제외), 망간(Mn): 1.9~3.0%, 몰리브덴(Mo): 0.3% 이하, 크롬(Cr): 1% 이하(0% 제외), 인(P): 0.1% 이하, 황(S): 0.1% 이하, 나머지는 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 상기 C, Si, Al, Mn, Cr 및 Mo은 하기 관계식 1을 만족하는 강 슬라브를 1100~1300°C의 온도범위에서 가열하는 단계; 상기 재가열된 강 슬라브를 Ar3 이상의 온도 범위에서 마무리 열간압연하여 열연강판을 제조하는 단계;  
상기 열연강판을 400~700°C의 온도범위에서 권취하는 단계;  
상기 권취 후 열연강판을 0.1°C/s의 냉각속도로 상온까지 냉각하는 단계;  
상기 냉각 후 열연강판을 총 압하율 30~80%로 냉간압연하여 냉연강판을 제조하는 단계;  
상기 냉연강판을 Ac1+30°C~Ac3+30°C의 온도에서 연속소둔 처리하는 단계;  
상기 연속소둔 처리된 냉연강판을 450~700°C까지 10°C/s 이하의 냉각속도로 1차 냉각하는 단계;  
상기 1차 냉각 후 250~500°C까지 5°C/s 이상의 냉각속도로 냉각하는 2차 냉각하는 단계; 및  
상기 2차 냉각된 냉연강판을 490°C 이하의 온도로 재가열하여 20초 이상 유지하는 단계를 포함하며,  
상기 냉간압연은 최초 1~3번 스텐드의 누적 압하율 25% 이상으로 행하는, 강판의 제조방법.  
[관계식 1]  
$$(10C+Si+Al)/(Mn+1.3Cr+2.7Mo) \geq 0.7$$
  
(여기서, 각 원소는 중량 함량을 의미한다.)
- [청구항 9] 청구항 8에 있어서,  
상기 연속소둔은 800~880°C의 온도에서 행하는 강판의 제조방법.
- [청구항 10] 청구항 8에 있어서,  
상기 2차 냉각시 냉각속도는 1차 냉각시 냉각속도 보다 빠르게 행하는 것인 강판의 제조방법.
- [청구항 11] 청구항 8에 있어서,  
상기 2차 냉각은 수소(H<sub>2</sub>) 가스를 이용하는 수소급냉설비에서 행하는 것인 강판의 제조방법.
- [청구항 12] 청구항 8에 있어서,  
상기 2차 냉각 후 30초 유지하는 단계를 더 포함하는 강판의 제조방법.
- [청구항 13] 청구항 8에 있어서,

상기 재가열 및 유지 후, 430~490°C의 도금욕에서 용융아연도금하는 단계를 더 포함하는 강판의 제조방법.

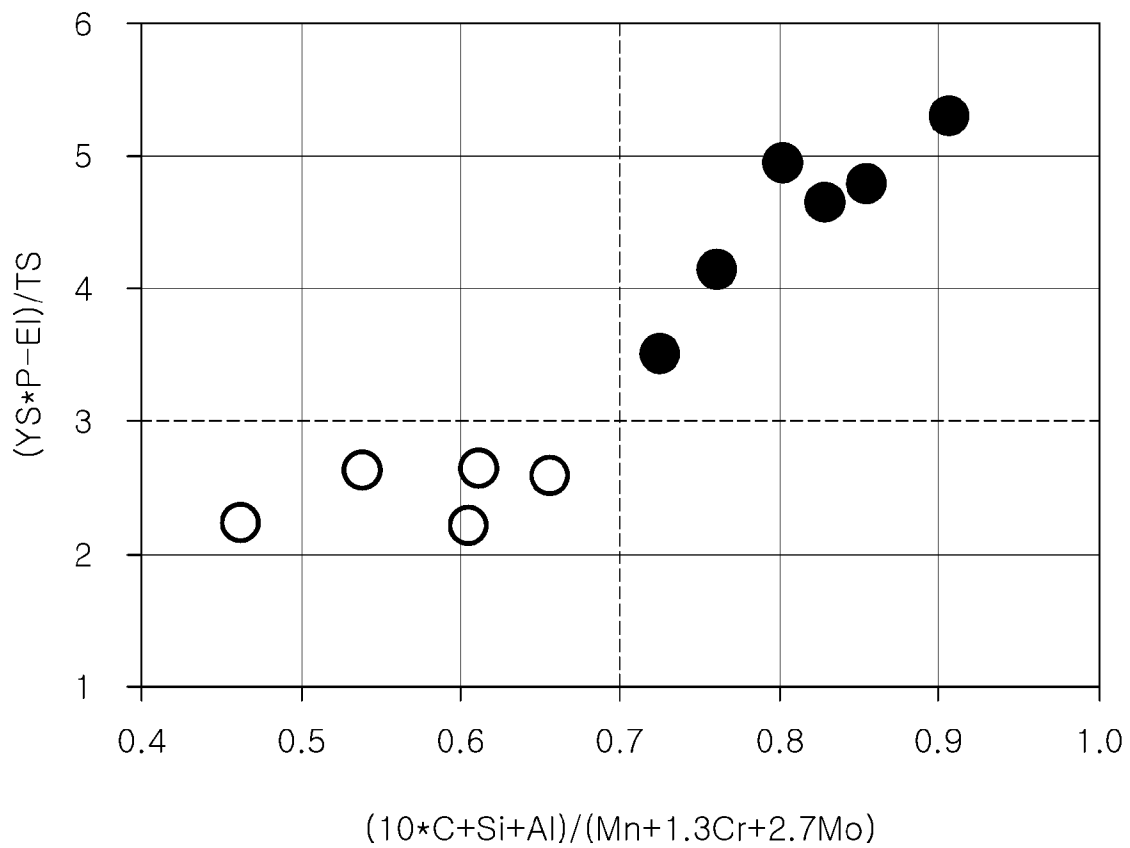
[청구항 14] 청구항 13에 있어서,  
상기 용융아연도금 후, 합금화 열처리하는 단계를 더 포함하는 강판의 제조방법.

[청구항 15] 청구항 14에 있어서,  
상기 합금화 열처리 후 Ms~100°C 이하의 온도까지 5°C/s 이상의 냉각속도로 냉각한 후, 2% 미만의 조질압연 하는 단계를 더 포함하는 강판의 제조방법.

[圖1]



[圖2]



## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

**PCT/KR2023/020641**

<b>A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER</b>		
C22C 38/38(2006.01)i; C22C 38/06(2006.01)i; C22C 38/22(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i; C22C 38/28(2006.01)i; C22C 38/26(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i; B21C 47/02(2006.01)i		
According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC		
<b>B. FIELDS SEARCHED</b>		
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C22C 38/38(2006.01); C21D 8/04(2006.01); C21D 9/46(2006.01); C22C 38/00(2006.01); C22C 38/04(2006.01); C22C 38/58(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: 페라이트(ferrite), 프레스 마르텐사이트(fresh martensite), 오스테나이트(austenite), 소려 마르텐사이트(tempered martensite), 베이나이트(bainite) 및 소둔(annealing)		
<b>C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT</b>		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	KR 10-2022-0048611 A (POSCO) 20 April 2022 (2022-04-20) See paragraphs [0046], [0083]-[0088] and [0104]-[0131]; tables 1-3; and claims 1 and 3-5.	1-4,6,7
Y		5,8-15
Y	JP 2022-023085 A (JFE STEEL CORP.) 07 February 2022 (2022-02-07) See paragraphs [0017] and [0033] and claim 1.	5
Y	KR 10-2019-0076258 A (POSCO) 02 July 2019 (2019-07-02) See paragraphs [0111]-[0158]; tables 1-3; and claims 6 and 9.	8-15
A	KR 10-2013-0032917 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 02 April 2013 (2013-04-02) See paragraphs [0225]-[0306] and tables 1-33.	1-15
<input checked="" type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> See patent family annex.		
* Special categories of cited documents: "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "D" document cited by the applicant in the international application "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified) "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed "T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art "&" document member of the same patent family		
Date of the actual completion of the international search <b>21 February 2024</b>		Date of mailing of the international search report <b>21 February 2024</b>
Name and mailing address of the ISA/KR <b>Korean Intellectual Property Office Government Complex-Daejeon Building 4, 189 Cheongsaro, Seo-gu, Daejeon 35208</b> Facsimile No. +82-42-481-8578		Authorized officer  Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

**PCT/KR2023/020641**

<b>C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT</b>		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	US 2022-0213573 A1 (ARCELORMITTAL) 07 July 2022 (2022-07-07) See paragraphs [0058]-[0061] and tables 1-4.	1-15
<hr style="border-top: 1px dashed black;"/>		

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

International application No.

**PCT/KR2023/020641**

Patent document cited in search report	Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
KR 10-2022-0048611 A	20 April 2022	KR 10-2468040 B1	17 November 2022
JP 2022-023085 A	07 February 2022	CN 115362277 A	18 November 2022
		EP 4130325 A1	08 February 2023
		JP 2022-020866 A	01 February 2022
		JP 7001203 B1	03 February 2022
		JP 7044196 B2	30 March 2022
		KR 10-2022-0144405 A	26 October 2022
		US 2023-0127243 A1	27 April 2023
		WO 2021-200578 A1	07 October 2021
KR 10-2019-0076258 A	02 July 2019	CN 111511951 A	07 August 2020
		CN 111511951 B	21 June 2022
		EP 3730635 A1	28 October 2020
		EP 3730635 B1	22 June 2022
		JP 2021-504576 A	15 February 2021
		JP 7087078 B2	20 June 2022
		KR 10-2020412 B1	10 September 2019
		US 11345984 B2	31 May 2022
		US 11345985 B2	31 May 2022
		US 2019-0337267 A1	07 November 2019
		US 2019-0338403 A1	07 November 2019
		WO 2019-124688 A1	27 June 2019
KR 10-2013-0032917 A	02 April 2013	CN 103097566 A	08 May 2013
		CN 103097566 B	18 February 2015
		EP 2617849 A1	24 July 2013
		EP 2617849 B1	18 January 2017
		EP 3034644 A1	22 June 2016
		EP 3034644 B1	12 December 2018
		JP 5021108 B2	05 September 2012
		KR 10-1329840 B1	14 November 2013
		US 2013-0167980 A1	04 July 2013
		US 9139885 B2	22 September 2015
		WO 2012-036269 A1	22 March 2012
US 2022-0213573 A1	07 July 2022	CN 113748219 A	03 December 2021
		CN 113748219 B	20 June 2023
		EP 3969628 A1	23 March 2022
		JP 2022-532625 A	15 July 2022
		KR 10-2021-0149145 A	08 December 2021
		WO 2020-229877 A1	19 November 2020
		WO 2020-229898 A1	19 November 2020

<b>A. 발명이 속하는 기술분류(국제특허분류(IPC))</b> C22C 38/38(2006.01)i; C22C 38/06(2006.01)i; C22C 38/22(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i; C22C 38/28(2006.01)i; C22C 38/26(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i; B21C 47/02(2006.01)i		
<b>B. 조사된 분야</b> 조사된 최소문헌(국제특허분류를 기재) C22C 38/38(2006.01); C21D 8/04(2006.01); C21D 9/46(2006.01); C22C 38/00(2006.01); C22C 38/04(2006.01); C22C 38/58(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: 페라이트(ferrite), 프레시 마르텐사이트(fresh martensite), 오스테나이트(austenite), 소려 마르텐사이트(tempered martensite), 베이나이트(bainite) 및 소둔(annealing)		
<b>C. 관련 문헌</b>		
카테고리*	인용문헌명 및 관련 구절(해당하는 경우)의 기재	관련 청구항
X Y	KR 10-2022-0048611 A (주식회사 포스코) 2022.04.20 단락 [0046], [0083]-[0088], [0104]-[0131]; 표 1-3; 및 청구항 1, 3-5	1-4,6,7 5,8-15
Y	JP 2022-023085 A (JFE STEEL CORP.) 2022.02.07 단락 [0017], [0033] 및 청구항 1	5
Y	KR 10-2019-0076258 A (주식회사 포스코) 2019.07.02 단락 [0111]-[0158]; 표 1-3; 및 청구항 6, 9	8-15
A	KR 10-2013-0032917 A (신닛테즈스미킨 카부시카이샤) 2013.04.02 단락 [0225]-[0306] 및 표 1-33	1-15
A	US 2022-0213573 A1 (ARCELORMITTAL) 2022.07.07 단락 [0058]-[0061] 및 표 1-4	1-15
<input type="checkbox"/> 추가 문헌이 C(계속)에 기재되어 있습니다. <input checked="" type="checkbox"/> 대응특허에 관한 별지를 참조하십시오.		
* 인용된 문헌의 특별 카테고리: "A" 특별히 관련이 없는 것으로 보이는 일반적인 기술수준을 정의한 문헌 "D" 본 국제출원에서 출원인이 인용한 문헌 "E" 국제출원일보다 빠른 출원일 또는 우선일을 가지나 국제출원일 이후에 공개된 선출원 또는 특허 문헌 "L" 우선권 주장에 의문을 제기하는 문헌 또는 다른 인용문헌의 공개일 또는 다른 특별한 이유(이유를 명시)를 밝히기 위하여 인용된 문헌 "O" 구두 개시, 사용, 전시 또는 기타 수단을 언급하고 있는 문헌 "P" 우선일 이후에 공개되었으나 국제출원일 이전에 공개된 문헌		
국제조사의 실제 완료일 <b>2024년02월21일 (21.02.2024)</b>		국제조사보고서 발송일 <b>2024년02월21일 (21.02.2024)</b>
ISA/KR의 명칭 및 우편주소 대한민국 특허청 (35208) 대전광역시 서구 청사로 189, 4동 (둔산동, 정부대전청사) 팩스 번호 +82-42-481-8578		심사관 박태욱 전화번호 +82-42-481-3405

국제조사보고서에서 인용된 특허문헌	공개일	대응특허문헌	공개일
KR 10-2022-0048611 A	2022/04/20	KR 10-2468040 B1	2022/11/17
JP 2022-023085 A	2022/02/07	CN 115362277 A	2022/11/18
		EP 4130325 A1	2023/02/08
		JP 2022-020866 A	2022/02/01
		JP 7001203 B1	2022/02/03
		JP 7044196 B2	2022/03/30
		KR 10-2022-0144405 A	2022/10/26
		US 2023-0127243 A1	2023/04/27
		WO 2021-200578 A1	2021/10/07
KR 10-2019-0076258 A	2019/07/02	CN 111511951 A	2020/08/07
		CN 111511951 B	2022/06/21
		EP 3730635 A1	2020/10/28
		EP 3730635 B1	2022/06/22
		JP 2021-504576 A	2021/02/15
		JP 7087078 B2	2022/06/20
		KR 10-2020412 B1	2019/09/10
		US 11345984 B2	2022/05/31
		US 11345985 B2	2022/05/31
		US 2019-0337267 A1	2019/11/07
		US 2019-0338403 A1	2019/11/07
		WO 2019-124688 A1	2019/06/27
KR 10-2013-0032917 A	2013/04/02	CN 103097566 A	2013/05/08
		CN 103097566 B	2015/02/18
		EP 2617849 A1	2013/07/24
		EP 2617849 B1	2017/01/18
		EP 3034644 A1	2016/06/22
		EP 3034644 B1	2018/12/12
		JP 5021108 B2	2012/09/05
		KR 10-1329840 B1	2013/11/14
		US 2013-0167980 A1	2013/07/04
		US 9139885 B2	2015/09/22
		WO 2012-036269 A1	2012/03/22
US 2022-0213573 A1	2022/07/07	CN 113748219 A	2021/12/03
		CN 113748219 B	2023/06/20
		EP 3969628 A1	2022/03/23
		JP 2022-532625 A	2022/07/15
		KR 10-2021-0149145 A	2021/12/08
		WO 2020-229877 A1	2020/11/19
		WO 2020-229898 A1	2020/11/19