

(12) 특허협력조약에 의하여 공개된 국제출원

(19) 세계지식재산권기구
국제사무국

(43) 국제공개일
2017년 10월 5일 (05.10.2017)



(10) 국제공개번호
WO 2017/171366 A1

- (51) 국제특허분류:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/12 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01) C22C 38/14 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
- (21) 국제출원번호: PCT/KR2017/003351
- (22) 국제출원일: 2017년 3월 28일 (28.03.2017)
- (25) 출원언어: 한국어
- (26) 공개언어: 한국어
- (30) 우선권정보:
10-2016-0036872 2016년 3월 28일 (28.03.2016) KR
- (71) 출원인: 주식회사 포스코 (POSCO) [KR/KR]; 37859 경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동), Gyeong-sangbuk-do (KR).
- (72) 발명자: 이규영 (LEE, Kyoo-Young); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR). 이원휘 (LEE, Won-Hwi); 57807 전라남도 광양시

폭포사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR). 이세웅 (LEE, Sea-Woong); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR). 류주현 (RYU, Joo-Hyun); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR).

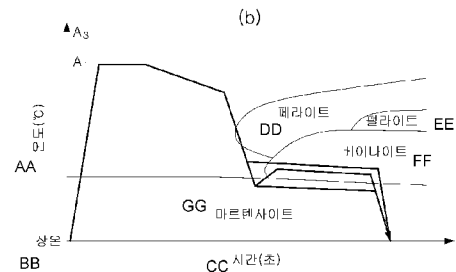
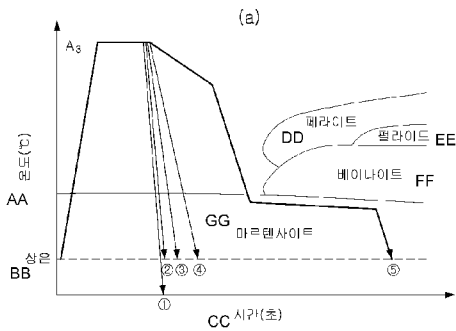
(74) 대리인: 특허법인 씨엔에스 (C&S PATENT AND LAW OFFICE); 06292 서울시 강남구 언주로 30길 13, 대림아크로텔 7층, Seoul (KR).

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

[다음 쪽 계속]

(54) Title: HIGH-STRENGTH COLD ROLLED STEEL SHEET WITH EXCELLENT YIELD STRENGTH AND DUCTILITY, COATED STEEL PLATE, AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 발명의 명칭 : 항복강도와 연성이 우수한 고강도 냉연강판, 도금강판 및 이들의 제조방법



AA ... Temperature (°C)
 BB ... Room temperature
 CC ... Time (second)
 DD ... Ferrite
 EE ... Pearlite
 FF ... Bainite
 GG ... Martensite

(57) Abstract: The present invention relates to a high-strength steel sheet for use in lightening materials for electronic products and materials for vehicles including automobiles, trains and ships and, more particularly, to a high strength cold rolled steel sheet, a coated steel plate, and a method for manufacturing the same, wherein yield strength and ductility are improved by controlling the internal oxidation depth and the amount of residual austenite after first annealing, and the high strength cold rolled steel sheet and the coated steel plate can be stably manufactured and provided without any dent defects during the manufacturing thereof.

(57) 요약서: 본 발명은 전자제품용 소재와 자동차, 기차 및 배 등을 포함한 운송수단용 소재등의 경량화에 사용되는 고강도 강판에 관한 것으로서, 보다 상세하게는 내부산화 깊이 및 1차 소둔 후 잔류 오스테나이트 양을 제어함으로써 항복강도 및 연성이 향상되고, 생산시 덴트 결함의 발생 없이 안정적으로 생산 및 제공할 수 있는 고강도 냉연강판, 도금강판 및 이들의 제조방법에 관한 것이다.

WO 2017/171366 A1



TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

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).

(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,

공개:

— 국제조사보고서와 함께 (조약 제 21 조(3))

명세서

발명의 명칭: 항복강도와 연성이 우수한 고강도 냉연강판, 도금강판 및 이들의 제조방법

기술분야

- [1] 본 발명은 전자제품용 소재와 자동차, 기차 및 배 등을 포함한 운송수단용 소재로 바람직하게 사용될 수 있는 항복강도와 연성이 우수한 고강도 냉연강판, 도금강판 및 이들의 제조방법에 관한 것이다.

[2]

배경기술

- [3] 전자제품용 소재와 자동차, 기차 및 배 등을 포함한 운송수단용 소재의 경량화를 위하여 강판의 두께를 낮추기 위해서는 강재의 강도를 높이는 것이 필요한데, 일반적으로는 강도를 높임에 따라 연성이 저하되는 단점이 있다. 이를 극복하기 위하여 강도와 연성 간의 관계를 개선하기 위한 연구가 많이 이루어졌으며, 그 결과 저온조직인 마르텐사이트, 베이나이트와 더불어 잔류 오스테나이트 상을 활용하는 변태조직강이 개발되어 적용되고 있는 실정이다.

[4]

- [5] 변태조직강은 소위 DP(Dual Phase)강, TRIP(Transformation Induced Plasticity)강, CP(Complex Phase)강 등으로 구별되며, 이들 각각의 강은 모상과 제2상의 종류 및 분율에 따라 기계적 성질 즉, 인장강도 및 연신율의 수준이 달라지게 되며, 특히 잔류 오스테나이트를 함유하는 TRIP강의 경우에는 인장강도와 연신율의 밸런스(TS×EI)가 가장 높은 값을 나타낸다.

- [6] 상기와 같은 변태조직강 중 CP강은 다른 강들에 비해 연신율이 낮아 롤 포밍 등의 단순 가공에 국한되어 사용되고, 고연성의 DP강과 TRIP강은 냉간 프레스 성형 등에 적용된다.

[7]

- [8] 특허문헌 1에서는 2회 소둔을 이용하여 가공성이 우수한 고강도 강판을 제조하는 방법을 제시하고 있는데, 1차 소둔시에 오스테나이트 단상으로 가열한 후에 Ms점 이상 Bs점 이하의 온도까지 20°C/초 이상의 평균 냉각속도로 냉각하는 공정을 실시하고, 2차 소둔시에는 2상역 소둔을 실시함에 의하여 최종조직에서 소려 베이나이트를 50% 이상 함유하고 잔류 오스테나이트를 3~30% 수준을 확보하는 방안을 제시하고 있다.

- [9] 특허문헌 2에서는 특허문헌 1과 공정이 동일하나 1차 소둔시에 오스테나이트 단상으로 가열한 후에 Ms점 이하의 온도까지 20°C/초 이상의 평균 냉각속도로 냉각하는 공정을 실시하고, 2차 소둔시에는 2상역 소둔을 실시함에 의하여 최종조직에서 소려 마르텐사이트를 50% 이상 함유하고 잔류 오스테나이트를 3~20% 수준을 확보하는 방안을 제시하고 있다.

- [10] 특허문헌 1 및 2는 신장플랜지성과 연성을 동시에 향상시키는 장점이 있으나, 2회 소둔을 실시함에 의한 공정비용이 추가되는 단점과 Si과 Mn이 다량 함유된 강을 1차 소둔시 고온소둔을 실시함에 의하여 소둔로내 덴트를 유발하여 동종의 소재를 연속작업하는 것이 불가능한 단점이 있다. 또한, 1차 소둔시에 오스테나이트 열처리후에 20°C/초 이상의 빠른 평균 냉각속도로 냉각함에 의하여 프레스 성형용 소재에서 중요한 형상이 불량해지는 단점이 있다.
- [11]
- [12] 상술한 변태조직강들 외에도, 강 중 C 및 Mn을 다량 첨가하여 강의 미세조직을 오스테나이트 단상으로 얻는 TWIP(Twinning Induced Plasticity)강이 있다.
- [13] 특허문헌 3에 개시된 TWIP 강의 경우 인장강도와 연신율의 벨런스(TS×EI)가 50,000MPa% 이상으로, 매우 우수한 재질 특성을 보인다. 그런데, 이와 같은 TWIP강을 제조하기 위하여, C의 함량이 0.4중량%인 경우에는 Mn의 함량이 약 25중량% 이상이 요구되고, C의 함량이 0.6중량%인 경우에는 Mn의 함량이 약 20중량% 이상이 요구되는데, 이를 만족하지 못하면 모상 중에 쌍정(twinning)현상을 일으키는 오스테나이트 상이 안정적으로 확보되지 않고, 가공성에 극히 해로운 HCP구조의 입실론 마르텐사이트(ϵ)와 BCT구조의 마르텐사이트(α')가 형성되기 때문에 상온에서 안정적으로 오스테나이트가 존재할 수 있도록 다량의 오스테나이트 안정화 원소를 첨가하여야 한다. 이와 같이, 합금성분이 다량 첨가되는 TWIP강은 합금성분으로부터 기인하는 문제점으로 인해 주조, 압연 등의 공정이 매우 어려울 뿐만 아니라, 경제적으로도 제조원가가 크게 상승하는 문제점이 있다.
- [14]
- [15] 이에, 최근에는 상기 변태조직강인 DP, TRIP강보다는 연성이 높고, TWIP강에 비하여는 연성이 낮으나 제조원가가 낮은 소위 3세대강 혹은 X-AHSS(eXtra Advanced High Strength Steel)의 개발이 이루어지고 있으나, 현재까지 큰 성과를 이루지 못하고 있다.
- [16] 일 예로, 특허문헌 4에는 잔류 오스테나이트와 마르텐사이트로 주요 조직을 구성시키는 방법(Quenching and Partitioning Process, Q&P)이 개시되어 있는데, 이를 활용한 보고(비특허문헌 1)에서 보여지는 바와 같이, 탄소가 0.2% 수준으로 낮은 경우에는 항복강도가 400MPa 내외로 낮은 단점이 있으며, 또한 최종 제품에서 얻어지는 연신율이 기존 TRIP강과 유사한 수준만을 얻게 된다. 그리고 탄소와 망간의 합금량을 증가시켜서 항복강도를 대폭 높이는 방법도 도출되었으나, 이러한 경우에는 과도한 합금성분의 첨가로 용접성이 열위한 단점이 있다.
- [17] 상기 Q&P 열처리에 의한 제품의 문제를 해결하기 위하여 특허문헌 5에서는 2회 소둔 프로세스 Q&P 열처리 전의 미세조직을 제어함에 의하여 최종물성을 개선하는 방안을 제안하기도 하였다. 그러나 Si과 Mn이 다량 함유된 강을 1차 소둔시 고온소둔을 실시함에 의하여 소둔로내 덴트를 유발할 수 있는 문제점이

있었다.

- [18]
- [19] (특허문헌 1) 특허문헌 1: 일본 공개특허공보 제2002-309334호
- [20] (특허문헌 2) 특허문헌 2: 일본 공개특허공보 제2002-302734호
- [21] (특허문헌 3) 특허문헌 3: 한국 공개특허공보 제1994-0002370호
- [22] (특허문헌 4) 특허문헌 4: 미국 공개특허공보 제2006-0011274호
- [23] (특허문헌 5) 특허문헌 5: 한국 공개특허공보 제2015-0130612호
- [24] (비특허문헌 1) 비특허문헌 1: ISIJ International, Vol.51, 2011, p.137-144
- [25]

발명의 상세한 설명

기술적 과제

- [26] 본 발명의 일 측면은, TWIP강 대비 적은 합금원가를 구현하고, 자동차 구조부재용 소재에서 필요한 높은 항복강도와 연성을 확보하고, 또한 조업시에 소둔로내 덴트를 유발하지 않고 형상품질이 양호한 고강도 냉연강판, 도금강판 및 이들의 제조방법을 제공하고자 하기 위함이다.

[27]

과제 해결 수단

- [28] 본 발명의 일 측면은, 중량%로, 탄소(C): 0.1~0.3%, 실리콘(Si): 0.1~2.0%, 알루미늄(Al): 0.005~1.5%, 망간(Mn): 1.5~3.0%, 인(P): 0.04% 이하(0%는 제외), 황(S): 0.015% 이하(0%는 제외), 질소(N): 0.02% 이하(0%는 제외), 안티몬(Sb): 0.01~0.1%, 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하며, 상기 Si 및 Al의 합(Si+Al, 중량%)은 1~3.5%를 만족하고,
- [29] 미세조직은 면적분율로 단축과 장축의 비가 0.4를 초과하는 폴리고널 페라이트가 5% 이하, 단축과 장축의 비가 0.4 이하인 침상 페라이트의 분율이 70% 이하, 침상의 잔류 오스테나이트가 0.6~25% 및 나머지 마르텐사이트를 포함하고,
- [30] 내부산화 깊이가 표면으로부터 1 μ m 이하인 항복강도와 연성이 우수한 고강도 냉연강판에 관한 것이다.
- [31]
- [32] 본 발명의 다른 일 측면은 상기 냉연강판의 표면에 용융아연도금층, 합금화 용융아연도금층, 알루미늄-실리콘 도금층 및 아연-마그네슘-알루미늄 도금층 중 하나가 형성되어 있는 항복강도와 연성이 우수한 고강도 도금강판에 관한 것이다.
- [33]
- [34] 본 발명의 또 다른 일 측면은 상술한 합금조성을 만족하는 강 슬라브를 1000~1300°C로 가열하는 단계;
- [35] 상기 가열된 강 슬라브를 800~950°C에서 열간 마무리 압연하여 열연강판을

제조하는 단계;

- [36] 상기 열연강판을 750°C 이하에서 권취하는 단계;
- [37] 상기 권취된 열연강판을 냉간압연하여 냉연강판을 제조하는 단계;
- [38] 상기 냉연강판을 Ac3 이상의 온도로 소둔 및 25°C/초 이하의 평균 냉각속도로 냉각하는 1차 소둔 단계; 및
- [39] 상기 1차 소둔 후 Ac1~Ac3범위의 온도로 가열 및 유지한 후, 500°C 이하의 온도까지 20°C/초 미만의 평균 냉각속도로 냉각하여 1초 이상 유지한 후 냉각하는 2차 소둔 단계를 포함하는 항복강도와 연성이 우수한 고강도 냉연강판의 제조방법에 관한 것이다.

[40]

- [41] 본 발명의 또 다른 일 측면은 상기 2차 소둔 단계 후 냉연강판의 표면에 용융아연도금층, 합금화 용융아연도금층, 알루미늄-실리콘 도금층 및 아연-마그네슘-알루미늄 도금층 중 하나를 형성하는 단계를 추가로 포함하는 항복강도와 연성이 우수한 고강도 도금강판의 제조방법에 관한 것이다.

[42]

발명의 효과

- [43] 본 발명에 의하면, 기존의 DP강 또는 TRIP강과 같은 고연성 변태조직강 및 Q&P 열처리를 거친 Q&P강에 비하여, 항복강도와 연성이 우수한 인장강도 780MPa 이상의 고강도 냉연강판, 도금강판 및 그 제조방법을 제공할 수 있으며, 또한 생산시 덴트 결함의 발생 없이 안정적으로 생산 및 제공할 수 있다.
- [44] 또한, 본 발명의 초고강도 강판은 전자제품용 소재와 자동차, 기차 및 배 등을 포함한 운송수단용 소재 등의 경량화에 활용될 가능성이 높다.

[45]

도면의 간단한 설명

- [46] 도 1은 본 발명에 따른 소둔공정의 일 예를 나타낸 것으로, (a)1차 소둔 공정 및 (b)2차 소둔 공정을 나타낸 것이다.
- [47] 도 2는 (a)발명에 2와 (b)비교예 5의 열간압연 후 내부산화 깊이 및 형성을 관찰한 것이다.
- [48] 도 3은 비교예 1~4 및 발명에 1~2의 1차 소둔 후 잔류 오스테나이트 양에 따른 항복강도 개선율을 나타낸 그래프이다.

[49]

발명의 실시를 위한 최선의 형태

- [50] 본 발명자들은 2회 소둔 프로세스에서 2차 소둔 전에 수행되는 1차 소둔에 의하여 얻어지는 상(phase)의 구성이 최종 물성에 미치는 영향을 깊이 연구한 결과, 기존과 달리 1차 소둔시 잔류 오스테나이트를 적정하게 형성시킴으로써 최종 제품의 항복강도 및 연성을 개선할 수 있음을 알아내었다.
- [51] 또한, Si, Mn, Al을 다량 첨가하는 소재를 소둔하는 경우에 주로 발생하는

소둔로내 덴트 결함을 억제하기 위하여 Sb를 첨가함으로써 내부산화 깊이를 최소화하고, 1차 소둔에 해당하는 오스테나이트 단상 소둔의 고온 열처리에 기인한 Si, Mn, Al의 표면 농화층에 의하여 유발되는 덴트 결함을 억제할 수 있음을 알아내고 본 발명을 완성하기에 이르렀다.

[52]

[53] 이하, 본 발명의 일 측면인 항복강도와 연성이 우수한 고강도 냉연강판에 대하여 상세히 설명한다.

[54]

[55] 본 발명의 일 측면인 항복강도와 연성이 우수한 고강도 냉연강판은 중량%로, 탄소(C): 0.1~0.3%, 실리콘(Si): 0.1~2.0%, 알루미늄(Al): 0.005~1.5%, 망간(Mn): 1.5~3.0%, 인(P): 0.04% 이하(0%는 제외), 황(S): 0.015% 이하(0%는 제외), 질소(N): 0.02% 이하(0%는 제외), 안티몬(Sb): 0.01~0.1%, 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하며, 상기 Si 및 Al의 합(Si+Al, 중량%)은 1~3.5%를 만족하고, 미세조직은 면적분율로 단축과 장축의 비가 0.4를 초과하는 폴리고널 페라이트가 5% 이하, 단축과 장축의 비가 0.4 이하인 침상 페라이트의 분율이 70% 이하, 잔류 오스테나이트가 0.6~25% 및 나머지 마르텐사이트를 포함하고, 내부산화 깊이가 표면으로부터 1 μ m 이하이다.

[56]

[57] 우선, 합금 성분조성을 상기와 같이 제한하는 이유에 대하여 상세히 설명한다. 이하 각 성분의 함량은 특별한 언급이 없는 한 중량%를 의미한다.

[58]

[59] C: 0.1~0.3%

[60] 탄소(C)는 강을 강화시키는데 유효한 원소로서, 본 발명에서는 잔류 오스테나이트의 안정화 및 강도 확보를 위해서 첨가되는 중요 원소이다. 상술한 효과를 얻기 위해서는 0.1% 이상으로 첨가되는 것이 바람직하지만, 그 함량이 0.3%를 초과하게 되면 주변 결함이 발생할 위험성이 증가할 뿐만 아니라, 용접성도 크게 저하되는 문제가 있다. 따라서, 본 발명에서 C의 함량은 0.1~0.3%로 제한하는 것이 바람직하다.

[61]

[62] Si: 0.1~2.0%

[63] 실리콘(Si)은 페라이트 내에서 탄화물의 석출을 억제하고, 페라이트 내 탄소가 오스테나이트로 확산하는 것을 조장하여, 결과적으로 잔류 오스테나이트의 안정화에 기여하는 원소이다. 상술한 효과를 얻기 위해서는 0.1% 이상으로 첨가되는 것이 바람직하지만, 그 함량이 2.0%를 초과하는 경우에는 열간 및 냉간압연성이 매우 열위하며, 강 표면에 산화물을 형성하여 도금성을 저해하는 문제가 있다. 따라서, 본 발명에서 Si의 함량은 0.1~2.0%로 제한하는 것이 바람직하다.

[64]

[65] Al: 0.005~1.5%

[66] 알루미늄(Al)은 강중 산소와 결합하여 탈산작용을 하는 원소로서, 이를 위해서는 그 함량이 0.005% 이상을 유지하는 것이 바람직하다. 또한, Al은 상기 Si과 같이 페라이트 내에서 탄화물의 생성 억제를 통해 잔류 오스테나이트의 안정화에 기여한다. 이러한 Al의 함량이 1.5%를 초과하게 되면 주조시 몰드 플러스와의 반응을 통해 건전한 슬라브 제조가 어려워지고, 역시 표면 산화물을 형성하여 도금성을 저해하는 문제가 있다. 따라서, 본 발명에서 Al의 함량은 0.005~1.5%로 제한하는 것이 바람직하다.

[67]

[68] 앞서 언급한 바와 같이, Si 및 Al 모두 잔류 오스테나이트 안정화에 기여하는 원소로서, 이를 효과적으로 달성하기 위해서는 Si과 Al의 함량의 합(Si+Al, 중량%)이 1.0~3.5%를 만족하는 것이 바람직하다.

[69]

[70] Mn: 1.5~3.0%

[71] 망간(Mn)은 페라이트의 변태를 제어하면서, 잔류 오스테나이트의 형성 및 안정화시키는데 유효한 원소이다. 이러한 Mn의 함량이 1.5% 미만이면 페라이트 변태가 다량 발생하여 목표로 하는 강도의 확보가 어려워지는 문제가 있으며, 반면 3.0%를 초과하게 되면 2차 Q&P 열처리를 행할 경우, 상변태가 너무 지연되어 마르텐사이트가 다량 형성됨에 따라, 의도하는 연성의 확보가 어려워지는 문제가 있다. 따라서, 본 발명에서 Mn의 함량은 1.5~3.0%로 제한하는 것이 바람직하다.

[72]

[73] Sb: 0.01~0.1%

[74] 안티몬(Sb)은 입계편석을 통한 Si, Al 등의 표면 농화 및 산화원소의 이동을 저해함에 의하여 열간압연 후 내부산화물을 억제하는 효과가 있고, 동일한 이유로 소둔시 Si, Al 등의 표면 농화에 의한 산화를 억제하여 도금 표면품질을 향상시키는 효과가 있다. 하지만, 그 함량이 0.01% 미만인 경우에는 내부산화 억제의 효과가 충분하지 않아 최종 제품의 내부산화 깊이가 표면으로부터 1 μ m를 초과할 수 있고, 그 함량이 0.1%를 초과하는 경우에는 아연도금층의 합금화가 지연되는 문제가 발생할 수 있다.

[75]

[76] P: 0.04% 이하(0%는 제외)

[77] 인(P)은 고용강화 효과를 얻을 수 있으며 잔류 오스테나이트를 안정화시키는 원소이지만, 그 함량이 0.04%를 초과하게 되면 용접성이 저하되고 강의 취성(brittleness)이 발생할 위험성이 커지는 문제가 있다. 따라서, 본 발명에서는 P의 함량을 0.04% 이하, 보다 바람직하게는 0.02% 이하일 수 있다.

[78]

[79] S: 0.015% 이하(0%는 제외)

- [80] 황(S)은 강 중에 불가피하게 함유되는 불순물 원소로서, 그 함량을 최대한 억제하는 것이 바람직하다. 이론상 S의 함량은 0%로 제한하는 것이 유리하나, 제조공정상 필연적으로 함유될 수 밖에 없으므로, 상한을 관리하는 것이 중요하며, 그 함량이 0.015%를 초과하게 되면 강판의 연성 및 용접성을 저해할 가능성이 높다. 따라서, 본 발명에서는 0.015% 이하로 제한하는 것이 바람직하다.
- [81]
- [82] N: 0.02% 이하(0은 제외)
- [83] 질소(N)는 오스테나이트를 안정화시키는데 유효한 작용을 하는 원소이지만, 그 함량이 0.02%를 초과하게 되면 강의 취성이 발생할 위험성이 증가하게 되고, Al과 반응하여 AlN이 과다하게 석출됨에 따라 연주품질이 저하하는 문제가 있다. 따라서, 본 발명에서는 N의 함량을 0.02% 이하로 제한하는 것이 바람직하다.
- [84]
- [85] 이때, 본 발명의 냉연강판은 상술한 성분 이외에도, 강도 향상 등을 위하여 Ti, Nb, V, Zr 및 W 중 1종 이상을 추가로 포함할 수 있다.
- [86]
- [87] Ti: 0.005~0.1%, Nb: 0.005~0.1%, V: 0.005~0.1%, Zr: 0.005~0.1% 및 W: 0.005~0.5% 중 1종 이상
- [88] 티타늄(Ti), 니오븀(Nb), 바나듐(V), 지르코늄(Zr) 및 텅스텐(W)은 강판의 석출강화 및 결정립 미세화에 유효한 원소로서, 그 함량이 각각 0.005% 미만이면 상술한 효과를 확보하기 어려워지는 문제가 있다. 반면, 그 함량이 Ti, Nb, V 및 Zr의 경우 0.1%, W의 경우 0.5%를 초과하게 되면 상술한 효과가 포화되고, 제조비용이 크게 상승하는 문제가 있으며, 석출물이 과다하게 형성되어 오히려 연성이 크게 저하되는 문제가 있다.
- [89]
- [90] 또한, 본 발명의 냉연강판은 Mo, Ni, Cu 및 Cr 중 1종 이상을 추가로 포함할 수 있다.
- [91]
- [92] Mo: 1% 이하(0은 제외), Ni: 1% 이하(0은 제외), Cu: 0.5% 이하(0은 제외) 및 Cr: 1% 이하(0은 제외) 중 1종 이상
- [93] 몰리브덴(Mo), 니켈(Ni), 구리(Cu) 및 크롬(Cr)은 잔류 오스테나이트 안정화에 기여하는 원소로서, 이들 원소들은 C, Si, Mn, Al 등과 함께 복합작용하여 오스테나이트의 안정화에 기여한다. 이러한 원소들의 함량이 Mo, Ni 및 Cr의 경우 1.0%, Cu의 경우 0.5%를 초과하게 되면 제조비용이 과다하게 상승하게 되는 문제가 있으므로, 상기 함량을 초과하게 않도록 제어하는 것이 바람직하다.
- [94] 또한, Cu를 첨가하는 경우 열연시 취성을 야기할 수 있으므로, 이때 Ni이 함께 첨가되는 것이 보다 바람직하다.

- [95]
- [96] 더불어, 본 발명의 냉연강판은 Ca, Bi 및 B 중 1종 이상을 추가로 포함할 수 있다.
- [97]
- [98] Ca: 0.01% 이하(0%는 제외), Bi: 0.1% 이하(0%는 제외), B: 0.01% 이하(0%는 제외)
- [99] 칼슘(Ca)은 황화물의 형태를 제어하여 가공성 향상에 유리한 원소로서, 그 함량이 0.01%를 초과하게 되면 상술한 효과가 포화되므로, 0.01% 이하로 포함하는 것이 바람직하다.
- [100] 비스무스(Bi)은 입계편석을 통한 Si, Al 등의 표면 산화원소의 이동을 저해하여 도금표면품질을 향상시키는 효과가 있는 원소로서, 그 함량이 0.1%를 초과하게 되면 상술한 효과가 포화되므로, 0.1% 이하로 포함되는 것이 바람직하다.
- [101] 보론(B)은 Mn, Cr 등과의 복합효과로 소입성을 향상시켜 고온에서 연질 페라이트 변태를 억제하는 효과가 있으나, 그 함량이 0.01%를 초과하게 되면 도금시 강 표면에 과다한 B이 농화되어 도금 밀착성의 열화를 초래할 수 있으므로, 그 함량을 0.01% 이하로 포함하는 것이 바람직하다.
- [102]
- [103] 본 발명의 나머지 성분은 철(Fe)이다. 다만, 통상의 철강제조과정에서는 원료 또는 주위 환경으로부터 의도되지 않는 불순물들이 불가피하게 혼입될 수 있으므로, 이를 배제할 수는 없다. 이들 불순물들은 통상의 철강제조과정의 기술자라면 누구라도 알 수 있는 것이기 때문에 그 모든 내용을 특별히 본 명세서에서 언급하지는 않는다.
- [104]
- [105] 상술한 성분조성을 만족하는 본 발명의 냉연강판은 미세조직으로 면적분율로 단축과 장축의 비가 0.4를 초과하는 폴리고닐 페라이트가 5% 이하, 단축과 장축의 비가 0.4 이하인 침상형 페라이트가 70% 이하, 잔류 오스테나이트가 0.6~25% 및 나머지 마르텐사이트를 포함한다.
- [106] 상기 단축과 장축의 비가 0.4를 초과하는 폴리고닐 페라이트는 구조부재 등에 적용되는 본 발명강의 항복강도를 낮추는 역할을 하므로 5% 이하로 제한하였으며, 단축과 장축의 비가 0.4 이하인 침상형 페라이트와 잔류 오스테나이트는 본 발명의 주 조직으로 강도 및 연성의 확보에 유리한 조직이다.
- [107] 상기 잔류 오스테나이트는 강도 및 연성의 밸런스를 유리하게 확보하기 위한 필수조직이나 그 분율이 너무 과다하여 25%(상한값)를 초과하게 되면 탄소가 분산되어 확산되기 때문에 잔류 오스테나이트의 안정화가 충분해지지 못하는 문제가 있다. 따라서, 본 발명에서 잔류 오스테나이트의 분율은 25% 이하를 만족하는 것이 바람직하다. 한편, 하한은 본 발명에서 1차 소둔 후에 바람직하게 확보되어야 하는 잔류 오스테나이트 분율인 0.6% 이상에 근거한다.
- [108]

- [109] 또한, 본 발명의 강판은 상기 미세조직의 특징과 함께 내부산화 깊이가 표면으로부터 $1\mu\text{m}$ 이하인 것이 바람직하다.
- [110] 본 발명에서는 Sb이 기본적으로 0.01~0.1% 포함되는 것이 필수인데, 상기 원소는 열간 마무리 압연후 냉각 및 권취시에 Mn, Si, Al 등의 표면 농화원소들과 강내로 확산하는 산소의 결합에 의한 내부산화를 Sb의 표면 농화를 통하여 억제하는 효과가 있다(도 2). 열간압연 후 형성된 내부산화 층은 후속되는 산세 및 냉간압연의 공정을 거치면서 내부산화 층의 균열이 발생할 수 있고 이는 후속 소둔작업시 소둔로 내 물에 탈락 및 부착 등으로 강판에 덴트 결함을 유발한다. 이러한 덴트 결함은 해당 제품 코일을 포함하여 후속 작업되는 소둔 코일들의 표면 품질을 열위하게 하여 정상적인 제품 생산을 어렵게 한다. 최종 냉연강판의 내부산화 깊이가 $1\mu\text{m}$ 초과인 경우에는 상기 문제점들이 발생할 수 있다.
- [111] 한편, 내부산화가 일어나지 않을수록 덴트 결함을 억제하는 것에 유리하므로 특별히 내부산화 깊이의 하한은 한정하지 않으며, 0을 포함한다.
- [112]
- [113] 상기 서술한 합금조성 및 미세조직을 만족하는 본 발명의 냉연강판은 인장강도가 780MPa 이상이고 항복강도와 연성이 우수하며, 소둔 조업시 덴트결함이 억제되어 우수한 생산성을 확보할 수 있다.
- [114]
- [115] 한편, 본 발명에 따른 냉연강판은 후술하는 제조공정을 통해 제조되며, 이때 1차 소둔 공정 후의 미세조직 즉, 2차 소둔 공정 이전의 미세조직은 0.6% 이상의 침상형 잔류 오스테나이트를 함유하여야 하며, 나머지는 베이나이트, 마르텐사이트 및 템퍼드 마르텐사이트 중 하나 이상으로 이루어지는 것이 바람직하다.
- [116] 이는, 최종 소둔 공정에서 제조되는 냉연강판의 우수한 항복강도 및 연성을 확보하기 위한 것으로써, 만일 1차 소둔 공정 후에 잔류 오스테나이트가 0.6% 미만으로 함유되는 경우에는 항복강도가 낮아지고 연신율이 저하되는 문제점이 있기 때문이다. 따라서 잔류 오스테나이트는 0.6% 이상인 것이 바람직하다. 1.5% 이상의 잔류 오스테나이트를 확보시에는 최종 소둔제품의 $YS_{xEl}(MPa\%)$ 이 16,000이상의 매우 우수한 물성을 나타내므로 1차 소둔 후에 1.5% 이상의 잔류 오스테나이트를 확보하는 것이 보다 바람직하다.
- [117]
- [118] 본 발명의 다른 일 측면인 항복강도와 연성이 우수한 고강도 도금강판은 상술한 본 발명의 냉연강판의 표면에 용융아연도금층, 합금화 용융아연도금층, 알루미늄-실리콘 도금층 및 아연-마그네슘-알루미늄 도금층 중 하나가 형성되어 있다.
- [119]
- [120] 이하, 본 발명의 또 다른 일 측면에 따른 항복강도와 연성이 우수한 고강도 냉연강판의 제조방법에 대하여 상세히 설명한다.

[121]

[122] 본 발명의 또 다른 일 측면에 따른 항복강도와 연성이 우수한 고강도 열연강판의 제조방법은 상술한 합금조성을 만족하는 강 슬라브를 가열 - 열간압연 - 권취 - 냉간압연 - 소둔 공정을 거침으로써 제조될 수 있으며, 이하에서는 상기 각각의 공정의 조건에 대하여 상세히 설명한다.

[123]

[124] 강 슬라브 가열 단계

[125] 본 발명에서는 열간압연을 행하기에 앞서 강 슬라브를 가열하여 균질화 처리하는 공정을 거치는 것이 바람직하며, 이는 1000~1300°C의 온도범위에서 행하는 것이 보다 바람직하다.

[126] 상기 가열시 온도가 1000°C 미만이면 압연하중이 급격히 증가하는 문제가 발생하며, 반면 그 온도가 1300°C를 초과하게 되면 에너지 비용이 증가할 뿐만 아니라, 표면 스케일의 양이 과다해지는 문제가 발생한다. 따라서, 본 발명에서 강 슬라브의 가열 공정을 1000~1300°C에서 실시하는 것이 바람직하다.

[127]

[128] 열간압연 단계

[129] 상기 가열된 강 슬라브를 열간압연하여 열연강판으로 제조하고, 이때 열간 마무리 압연은 800~950°C에서 실시하는 것이 바람직하다.

[130] 상기 열간 마무리 압연시 압연온도가 800°C 미만이면 압연하중이 크게 증가하여 압연이 어려워지는 문제가 있으며, 반면 열간 마무리 압연온도가 950°C를 초과하게 되면 압연롤의 열피로가 크게 증가하여 수명단축의 원인이 되고 표면 산화막 생성에 따른 표면품질 열화의 원인이 된다. 따라서, 본 발명에서 열간압연시 열간 마무리 압연온도는 800~950°C로 제한하는 것이 바람직하다.

[131]

[132] 권취 단계

[133] 상기에 따라 제조된 열연강판을 권취하고, 이때 권취온도는 750°C 이하인 것이 바람직하며, 내부산화층의 억제 등을 위해서는 650°C 이하로 권취하는 것이 보다 바람직하다.

[134] 권취시 권취온도가 너무 높으면 열연강판 표면에 스케일이 과다하게 발생하여 표면결함을 유발하고, 도금성을 열화시키는 원인이 된다. 또한, 본 발명과 같이 Mn, Si, Al 등이 다량 함유된 강에서는 내부산화를 조장하여서 후속 소둔 공정에서 덴트 결함을 유발할 수 있다. 따라서, 권취공정은 750°C 이하, 보다 바람직하게는 650°C 이하에서 실시하는 것이 좋다. 이때, 권취온도의 하한은 특별히 한정하지 아니하나, 마르텐사이트의 생성에 의한 열연판 강도가 너무 높아짐에 따른 후속 냉간압연의 어려움을 고려하여 Ms ~ 750°C에서 실시하는 것이 보다 바람직하다.

[135] 그러나, 상기 열연조건을 벗어나서 생산하는 것이 최종제품의 물성을 크게

변화시키는 것은 아니며, 생산성에 영향을 미친다.

[136]

[137] 냉간압연 단계

[138] 상기 권취된 열연강판을 산세처리하여 산화층을 제거한 다음, 강판의 형상과 두께를 맞추기 위해 냉간압연을 실시하여 냉연강판을 제조하는 것이 바람직하다. 통상적인 일반적 소둔을 거치는 경우에는 재결정시 조대 결정립의 형성을 방지하기 위하여 냉간압하율의 하한을 설정하는 것이 일반적이나, 본 발명과 같이 최종 소둔전에 1차 소둔을 거치는 경우에는 상기 문제점의 발생이 없으므로 냉간압연시 압하율의 제한은 없다.

[139]

[140] 소둔 단계(1차 소둔 단계 및 2차 소둔 단계)

[141] 본 발명은 최종 미세조직으로 면적분율로 단축과 장축의 비가 0.4를 초과하는 폴리고닐 페라이트가 5% 이하, 단축과 장축의 비가 0.4 이하인 침상형 페라이트가 70% 이하, 잔류 오스테나이트가 0.6~25% 및 나머지 마르텐사이트를 포함하고, 내부산화 깊이가 표면으로부터 1 μ m 이하인 냉연강판을 제조하기 위한 것으로서, 이와 같은 냉연강판을 얻기 위해서는 후속하는 소둔 공정의 제어가 중요하다.

[142] 특히, 본 발명에서는 소둔시 탄소, 망간 등의 원소들의 재분배(partitioning)를 통하여 목적하는 미세조직을 확보하기 위하여, 냉간압연 후 오스템퍼링(Austempering) 혹은 Q&P 열처리를 포함하는 통상의 소둔 열처리를 실시하여 최종 제품을 생산하는 것이 아니라, 후술하는 바와 같이 1차 소둔 후에 반드시 0.6% 이상의 침상형 잔류 오스테나이트를 함유하는 저온조직을 확보하고, 이어서 2차 소둔시 Ac1~Ac3 범위의 온도로 가열 및 유지한 다음, 500°C 이하의 온도로 초당 20°C 미만의 평균 냉각속도로 냉각하여 1초 이상 유지한 후 냉각하는 것을 특징으로 한다.

[143] 상기 1차 소둔 후에 확보되는 잔류 오스테나이트의 양이 많을수록 항복강도와 연성이 증가하며, 1차 소둔 후에 1.5% 이상의 잔류 오스테나이트를 확보시에는 최종 소둔제품의 YSxEl(MPa%)이 16,000 이상인 매우 우수한 물성을 나타내므로 1차 소둔 후에 1.5% 이상의 잔류 오스테나이트를 확보하는 것이 보다 바람직하다.

[144]

[145] 1차 소둔

[146] 먼저, 상기 제조된 냉연강판을 Ac3 이상의 온도로 소둔 및 25°C/초 이하의 평균 냉각속도로 냉각하는 1차 소둔 열처리를 행하는 것이 바람직하다 (도 1의 (a) 참조).

[147] 상기 냉각속도를 한정된 것은 잔류 오스테나이트를 0.6%이상으로 확보하기 위함이며, 25°C/초 이하로 냉각시에는 동적 재분배(Dynamic partitioning)에 의하여 잔류 오스테나이트를 보다 안정적으로 확보하는 것이 가능하여 0.6%

이상의 잔류 오스테나이트를 확보할 수 있다. 동적 재분배(Dynamic partitioning)란 고온에서 냉각하는 도중에 합금원소가 상간에 재분배되는 것을 의미한다.

[148] 도 1의 (a)에서 5번 열처리는 통상의 austempering 열처리를 나타내는데, 평균 냉각속도가 매우 느린 조건을 나타낸다.

[149] 1차 소둔 열처리된 냉연강판의 미세조직은 0.6% 이상의 잔류 오스테나이트를 함유하여야 하며, 연질의 폴리고널 페라이트의 형성은 후속 소둔 열처리에 미세한 최종소둔 조직을 얻는 것을 저해하므로 최소한으로 억제되는 것이 바람직하고 나머지는 저온 미세조직인 베이나이트 혹은 마르텐사이트, 템퍼드 마르텐사이트 가운데 어느 조직으로 확보되어도 상관없다.

[150] 다만, 본 발명에서 최종 소둔후 폴리고널 페라이트를 5% 이하로 확보하기 위해서는 도 1 (a)에 나타낸 페라이트 역을 냉각시에 거의 거치지 않는 것이 중요하다.

[151] 따라서, austempering 열처리, Q&P 열처리의 1-step 및 2-step 열처리 중 어느 하나의 열처리를 행할 경우, 도 1의 (a)에서 5번에 나타낸 바와 같이, 초기 냉각속도를 느리게 제어한 후 급냉하는 형태로 냉각하며, 평균 냉각속도를 25°C/초 이하로 제어하여, 페라이트 역을 거치지 않게 냉각함과 동시에 잔류 오스테나이트를 확보한다.

[152]

[153] 상기의 열처리 조건은 최종 소둔 공정에서 austempering 혹은 Q&P 공정을 거쳐 제조되는 냉연강판의 우수한 항복강도 및 연성을 확보하기 위한 것으로서, 만일 1차 소둔 공정 후에 침상형 잔류 오스테나이트가 0.6% 미만으로 함유되는 경우에는 항복강도가 낮아지고 연신율이 저하되는 단점이 있기 때문이다.

[154]

[155] 2차 소둔

[156] 상기 1차 소둔 후 Ac1~Ac3 범위의 온도로 가열 및 유지한 후, 500°C 이하의 온도까지 20°C/초 미만의 평균 냉각속도로 냉각하여 1초 이상 유지한 후 냉각하는 2차 소둔 단계를 행하는 것이 바람직하다. 상기 500°C 이하의 온도로 냉각 후에는 일반적인 austempering 혹은 Q&P 열처리를 행할 수 있다(도 1의 (b)).

[157] 본 발명에서 Ac1~Ac3의 범위로 가열하는 것은 소둔시 오스테나이트로의 합금원소의 분배를 통하여 오스테나이트의 안정성을 확보하여, 상온에서의 최종 조직에서 잔류 오스테나이트를 확보하기 위한 것으로서, 가열 후 그 온도에서 유지하는 것으로부터 1차 소둔 열처리 후 형성된 침상형 잔류 오스테나이트에 의한 침상형 조직의 확보가 용이해진다.

[158] 이러한 침상형 잔류 오스테나이트의 존재에 의하여 역변태가 이루어지는 2차 소둔 후에도 미세한 조직의 확보가 용이한 것으로 판단된다.

[159]

[160] 상기의 2상역 소둔 후에 냉각 온도는 500°C 이하로 하는 것이 바람직하며 이는

500°C 초과에서 장시간 유지시 오스테나이트 상이 펄라이트로 변태가 일어나서 잔류 오스테나이트의 확보가 원활하지 않기 때문이다. 따라서, 장시간 유지시는 500°C 이하의 온도까지 가열하는 것이 바람직하며, 용융합금화 열처리시에는 불가피하게 500°C 이상으로 온도를 높여야 하나 1분 이내의 용융합금화 열처리는 본 발명강의 물성을 크게 열화시키지는 않는다.

[161] 이때, 소둔후 냉각시에 강판의 사행 등을 억제하기 위하여 소둔 직후 서냉각 구간을 통과시킬 수 있으나, 서냉각 구간에서 폴리고닐 페라이트로의 변태를 최대한 억제하여야 본 발명강의 미세조직 및 물성을 확보할 수 있다.

[162]

[163] 이와 같이, 본 발명은 침상형 잔류 오스테나이트를 0.6% 이상 함유한 저온조직을 Ac1~Ac3 범위에서 가열 및 유지를 통해 침상형 미세조직을 2차 소둔시에 확보함으로써 통상의 오스텨퍼링(Austempering), Q&P 프로세스와 1차 소둔시 잔류 오스테나이트를 확보하지 않는 일반적인 2회 소둔 열처리에서 얻어지는 물성대비 높은 항복강도와 연성을 확보할 수 있게 된다.

[164]

[165] 한편, 본 발명의 또 다른 일 측면인 항복강도와 연성이 우수한 고강도 도금강판의 제조방법은 상기 2차 소둔 단계 후 냉연강판의 표면에 도금층을 형성하는 단계를 추가로 포함한다.

[166]

상기 도금층을 형성하는 단계는 용융아연도금욕에 침지하여 용융아연도금층을 형성하거나, 상기 형성된 용융아연도금층을 합금화처리하여 합금화 용융아연도금층을 형성시킬 수 있다. 또한, 알루미늄-실리콘 또는 아연-마그네슘-알루미늄 용융포트에 침지하여 알루미늄-실리콘 도금층 또는 아연-마그네슘-알루미늄 도금층을 형성시킬 수 있다.

[167]

발명의 실시를 위한 형태

[168] 이하, 실시예를 통하여 본 발명을 보다 구체적으로 설명하고자 한다. 다만, 하기의 실시예는 본 발명을 예시하여 보다 상세하게 설명하기 위한 것일 뿐, 본 발명의 권리범위를 한정하기 위한 것이 아니라는 점에 유의할 필요가 있다. 본 발명의 권리범위는 특허청구범위에 기재된 사항과 이로부터 합리적으로 유추되는 사항에 의해 결정되는 것이기 때문이다.

[169]

[170] 진공용해를 통하여 표 1에 나타낸 성분조성을 갖는 두께 90mm, 폭 175mm의 잉곳을 제조한 다음, 이를 1200°C에서 1시간 동안 가열하여 균질화 처리한 후 Ar3 이상인 900°C 이상에서 열간 마무리 압연을 하고 630°C 이상까지 냉각한 후 630°C로 미리 가열된 로에 장입하여 1시간 유지한 후 로냉함에 의하여 열간압연을 모사하였다. 이후, 상기 열간압연된 판재를 50~60%의 냉간압하율로 냉간압연한 후, 하기 표 2의 조건으로 소둔 열처리를 행하여 최종 냉연강판을

제조하였으며, 상기 각각의 냉연강판에 대하여 항복강도, 인장강도 및 연신율을 측정하여 결과를 표 2에 함께 나타내었다.

[171]

[172] 하기 표 1에서 각 원소 함량의 단위는 중량%이다.

[173] 또한, 하기 표 1에서 Bs(베이나이트 변태시작온도), Ms(마르텐사이트 변태시작온도), Ac1(승온시 오스테나이트 출현온도), Ac3(승온시 페라이트 완전소멸하여 오스테나이트 단상열처리 시작하는 온도)의 단위는 °C이며, 하기 관계식을 이용하여 계산하였다. 하기 관계식에서 각 원소기호는 각 원소 함량을 중량%로 나타낸 값이다.

[174] $Bs = 830 - 270C - 90Mn - 37Ni - 70Cr - 83Mo$

[175] $Ms = 539 - 423C - 30.4Mn - 12.1Cr - 17.7Ni - 7.5Mo$

[176] $Ac1 = 723 - 10.7Mn - 16.9Ni + 29.1Si + 16.9Cr + 290As + 6.38W$

[177] $Ac3 = 910 - 203\sqrt{C} - 15.2Ni + 44.7Si + 104V + 31.5Mo + 13.1W - 30Mn - 11Cr - 20Cu + 700P + 400Al + 120As + 400Ti$

[178]

[179] [표1]

구분	C	Mn	Si	P	S	Al	Ti	Nb	Sb	N	Bs	Ms	Ac1	Ac3
발명강1	0.22	2.17	1.47	0.006	0.002	0.03	-	-	0.021	0.005	575	380	743	832
발명강2	0.15	2.2	1.49	0.012	0.004	0.03	-	-	0.018	0.003	592	409	743	852
발명강3	0.18	2.56	1.44	0.011	0.004	0.42	0.02	0.023	0.051	0.004	551	385	738	995
비교강1	0.22	2.21	1.51	0.01	0.004	0.03	-	-	=	0.004	572	379	743	835
비교강2	<u>0.08</u>	1.74	1.42	0.011	0.004	0.03	-	-	0.019	0.003	652	452	746	884
비교강3	0.27	<u>4.83</u>	1.57	0.012	0.003	0.03	-	-	0.02	0.003	322	278	717	750

[180]

[181] [표2]

강종	구분	1차소둔 후 미세조직	내부 산화 깊이(μm)	2차소둔 온도($^{\circ}\text{C}$)	Ms이하 냉각온 도($^{\circ}\text{C}$)	재가 열온 도($^{\circ}\text{C}$)	과시 효온 도($^{\circ}\text{C}$)	항복 강도 (MPa)	인장 강도 (MPa)	연 신 율 (%)
발명 강 1	비교 예1	냉연조직+ 잔류 γ 0%	0	810	None	none	420	412	1012	23
	비교 예2	마르텐사이 트+잔류 γ 0%	0	810	None	none	420	521	1033	25
	비교 예3	마르텐사이 트+잔류 γ 0.08%	0	810	None	none	420	537	1017	25
	비교 예4	마르텐사이 트+잔류 γ 0.54%	0	810	None	none	420	572	999	27
	발명 예1	마르텐사이 트+잔류 γ 1.02%	0	810	None	none	420	584	1010	27
	발명 예2	베이나이트 +마르텐사 이트+잔류 γ 5.17%	0	810	None	none	420	594	981	29
발명 강 2	발명 예3	마르텐사이 트+잔류 γ 0.6%	0	810	250	440	none	580	842	27
발명 강 3	발명 예4	마르텐사이 트+잔류 γ 1.3%	0	810	250	440	none	598	1150	18
비교 강	비교 예5	베이나이트 +마르텐사 이트+잔류 γ	12.3	810	None	none	420	588	983	28

1		4.51%								
비 교 강 2	비교 예6	마르텐사이 트+잔류γ 0.6%	0	810	350	440	none	455	640	33
비 교 강 3	비교 예7	마르텐사이 트+잔류γ 0.64%	0	730	150	440	none	1050	1215	13

[182]

[183] 상기 표 2에서 1차 소둔후 미세조직이 냉연조직인 비교예 1의 실시예는 냉간압연 후에 1차 소둔을 하지 않고 최종 소둔(2차 소둔)을 실시한 것이다. 이외의 실시예는 1차 소둔을 오스테나이트 단상역에서 실시하고 냉각하여서 확보한 미세조직을 나타내었다. 또한, 상기 표 2에서 최종 소둔온도의 옆 열에 표현된 Ms이하 냉각온도는 Q&P 열처리시의 Ms~Mf범위로 냉각한 온도를 나타내고, 재가열온도는 2차 재분배를 위하여 승온한 열처리 온도를 나타낸다. 상기 두 온도가 none으로 표현된 실시예는 Q&P가 아닌 일반 소둔공정의 과시효 처리가 적용된 예로써, 과시효온도로 나타낸 열에 열처리 온도를 나타내었다. Q&P 열처리를 행한 실시예는 과시효 온도의 열에 none으로 표기하여 서로 구별하여 나타내었다.

[184]

[185] 1차 소둔후 확보되는 잔류 오스테나이트의 양이 최종소둔후 물성에 미치는 영향을 면밀히 검토하기 위하여 냉각조건을 달리하여 실험하였다.

[186] 비교예 2(도 1(a) ①)는 수냉(평균 냉각속도 1000°C/초 이상)을 통하여 상온까지 냉각하고, 추가적으로 액체질소를 이용하여 냉각하였다.

[187] 비교예 3(도 1(a) ②)는 수냉(평균 냉각속도 1000°C/초 이상)을 통하여 상온까지 냉각하였다.

[188] 비교예 4(도 1(a) ③)은 Mist cooling(평균 냉각속도 180°C/초)을 통하여 냉각하였다.

[189] 발명예 1(도 1(a) ④)는 25°C/초의 냉각속도로 상온까지 냉각하였다.

[190] 발명예 2(도 1(a) ⑤)는 도 1a의 5번과 같이 austempering을 적용하여 냉각하였다.

[191] 발명예 3, 4 및 비교예 6~7은 25°C/초의 냉각속도로 상온까지 냉각하였고 비교예 5는 발명예 2와 마찬가지로 도 1a의 5번과 같은 austempering을 적용하여 냉각하였다.

[192]

[193] 발명강 1에 대하여 2회 소둔을 실시하지 않은 비교예 1, 1차 소둔 후 냉각조건을 달리한 비교예 2~4 및 발명예 1~2의 항복강도 개선율을 확인하기 위하여 하기 표

3에 항복강도와 연신율의 곱, 인장강도와 연신율의 곱, 항복강도와 인장강도의 비 및 비교예 1을 기준으로 항복강도 개선율을 측정하여 기재하였다. 또한, 도 4에 1차 소둔 후 침상형 잔류 오스테나이트 양에 따른 2차 소둔 후 항복강도 개선율을 그래프로 나타내었다.

[194]

[195] [표3]

구분	YSxEl(MPa%)	TSxEl(MPa%)	YS 개선율(%)	YS/TS(%)
비교예1	9476	23276	-	41
비교예2	13030	25833	26.5	50
비교예3	13425	25425	30.3	53
비교예4	15444	26973	38.8	57
발명예1	15768	27270	41.7	58
발명예2	17226	28449	44.2	61

[196]

[197] 통상적인 냉연-소둔 열처리를 적용한 비교예 1에 비하여 2회 소둔을 적용한 비교예 2~4 및 발명예 1~2는 모두 항복강도가 향상되었고, 항복강도와 연신율의 곱도 모두 개선되었으며, 특히 잔류 오스테나이트의 분율이 높을수록 항복강도의 개선 및 항복강도와 연신율의 곱의 개선이 뚜렷한 것을 알 수 있다.

[198] 또한, 침상형 잔류 오스테나이트의 분율이 0.6% 이상인 경우에 해당하는 발명예 1~2는 침상형 잔류 오스테나이트가 0.6% 미만인 경우에 비하여 뚜렷하게 40%이상의 향상율을 나타내는 것을 표 3 및 도 4에서 확인할 수 있다. 특히 침상형 잔류 오스테나이트 양이 매우 높은 발명예 2의 경우에는 YSxEl, TSxEl등의 탁월한 개선이 이루어졌다.

[199]

[200] 발명예 2를 이용한 발명예 3은 탄소량이 발명예 1에 비하여 낮아서 인장강도가 낮으나 여전히 높은 항복비를 나타내고 있다.

[201] 발명예 3을 이용한 발명예 4는 다량 첨가된 Al으로 인한 페라이트 도입으로 항복비가 낮아졌으나, 2차 소둔전 침상형 잔류 오스테나이트를 1.3% 확보하여 TSxEl이 20,000MPa% 이상의 우수한 성질을 나타내었다.

[202] 비교예 2를 이용한 비교예 6은 탄소 첨가량이 매우 낮아서 본 발명에서 제한하는 인장강도 기준의 확보가 어려웠으며, 비교예 3을 이용한 비교예 7은 다량의 Mn 첨가로 인하여 강도는 우수하였으나 연신율의 하락이 커서 TSxEl이 20,000MPa% 미만이었다.

[203] 비교예 1은 발명예 1과 Sb 첨가가 없는 것을 제외하면 유사한 성분계를 갖는다.

비교강 1을 이용한 비교예 5의 경우, 발명강 1을 이용한 발명예 2와 물성의 차이는 거의 없으나, 도 2에 나타낸 바와 같이 열연 후 내부 산화 깊이가 12.3 μm 로 후속 공정인 산세, 냉연, 소둔시에 표층 균열 및 덴트가 발생하였다.

[204]

[205] 이상 실시예를 참조하여 설명하였지만, 해당 기술 분야의 숙련된 당업자는 하기의 특허 청구의 범위에 기재된 본 발명의 사상 및 영역으로부터 벗어나지 않는 범위 내에서 본 발명을 다양하게 수정 및 변경시킬 수 있음을 이해할 수 있을 것이다.

청구범위

- [청구항 1] 중량%로, 탄소(C): 0.1~0.3%, 실리콘(Si): 0.1~2.0%, 알루미늄(Al): 0.005~1.5%, 망간(Mn): 1.5~3.0%, 인(P): 0.04% 이하(0%는 제외), 황(S): 0.015% 이하(0%는 제외), 질소(N): 0.02% 이하(0%는 제외), 안티몬(Sb): 0.01~0.1%, 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하며, 상기 Si 및 Al의 합(Si+Al, 중량%)은 1~3.5%를 만족하고, 미세조직은 면적분율로 단축과 장축의 비가 0.4를 초과하는 폴리고널 페라이트가 5% 이하, 단축과 장축의 비가 0.4 이하인 침상형 페라이트가 70% 이하, 잔류 오스테나이트가 0.6~25% 및 나머지 마르텐사이트를 포함하고, 내부산화 깊이가 표면으로부터 1 μ m 이하인 항복강도와 연성이 우수한 고강도 냉연강판.
- [청구항 2] 제1항에 있어서, 상기 냉연강판은 2차 소둔 단계 이전의 미세조직이 면적분율로 0.6% 이상의 침상형 잔류 오스테나이트, 나머지는 베이나이트, 마르텐사이트 및 템퍼드 마르텐사이트 중 1 이상으로 이루어지는 것을 특징으로 하는 항복강도와 연성이 우수한 고강도 냉연강판.
- [청구항 3] 제1항에 있어서, 상기 냉연강판은 티타늄(Ti): 0.005~0.1%, 니오븀(Nb): 0.005~0.1%, 바나듐(V): 0.005~0.1%, 지르코늄(Zr): 0.005~0.1% 및 텅스텐(W): 0.005~0.5%으로 이루어진 그룹에서 선택된 1종 이상을 추가로 포함하는 것을 특징으로 하는 항복강도와 연성이 우수한 고강도 냉연강판.
- [청구항 4] 제1항에 있어서, 상기 냉연강판은 몰리브덴(Mo): 1% 이하(0%는 제외), 니켈(Ni): 1% 이하(0%는 제외), 구리(Cu): 0.5% 이하(0%는 제외) 및 크롬(Cr): 1% 이하(0%는 제외)로 이루어진 그룹에서 선택된 1종 이상을 추가로 포함하는 것을 특징으로 하는 항복강도와 연성이 우수한 고강도 냉연강판.
- [청구항 5] 제1항에 있어서, 상기 냉연강판은 칼슘(Ca): 0.01% 이하(0%는 제외), Bi: 0.1% 이하(0%는 제외) 및 보론(B): 0.01% 이하(0%는 제외)로 이루어진 그룹에서 선택된 1종 이상을 추가로 포함하는 것을 특징으로 하는 항복강도와 연성이 우수한 고강도 냉연강판.
- [청구항 6] 제1항에 있어서, 상기 냉연강판의 인장강도는 780MPa 이상인 것을 특징으로 하는 항복강도와 연성이 우수한 고강도 냉연강판.
- [청구항 7] 제1항 내지 제6항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 냉연강판의 표면에 용융아연도금층, 합금화 용융아연도금층, 알루미늄-실리콘 도금층 및 아연-마그네슘-알루미늄 도금층 중 하나가 형성되어 있는 것을 특징으로 하는 항복강도와 연성이 우수한 고강도 도금강판.

[청구항 8] 중량%로, 탄소(C): 0.1~0.3%, 실리콘(Si): 0.1~2.0%, 알루미늄(Al): 0.005~1.5%, 망간(Mn): 1.5~3.0%, 인(P): 0.04% 이하(0%는 제외), 황(S): 0.015% 이하(0%는 제외), 질소(N): 0.02% 이하(0%는 제외), 안티몬(Sb): 0.01~0.1%, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하며, 상기 Si 및 Al의 합(Si+Al, 중량%)은 1~3.5%를 만족하는 강 슬라브를 1000~1300°C로 가열하는 단계;
상기 가열된 강 슬라브를 800~950°C에서 열간 마무리 압연하여 열연강판을 제조하는 단계;
상기 열연강판을 750°C 이하에서 권취하는 단계;
상기 권취된 열연강판을 냉간압연하여 냉연강판을 제조하는 단계;
상기 냉연강판을 Ac3 이상의 온도로 소둔 및 25°C/초 이하의 평균 냉각속도로 냉각하는 1차 소둔 단계; 및
상기 1차 소둔 후 Ac1~Ac3범위의 온도로 가열 및 유지한 후, 500°C 이하의 온도까지 20°C/초 미만의 평균 냉각속도로 냉각하여 1초 이상 유지한 후 냉각하는 2차 소둔 단계를 포함하는 항복강도와 연성이 우수한 고강도 냉연강판의 제조방법.

[청구항 9] 제8항에 있어서,
상기 강 슬라브는 티타늄(Ti): 0.005~0.1%, 니오븀(Nb): 0.005~0.1%, 바나듐(V): 0.005~0.1%, 지르코늄(Zr): 0.005~0.1% 및 텅스텐(W): 0.005~0.5%으로 이루어진 그룹에서 선택된 1종 이상을 추가로 포함하는 것을 특징으로 하는 항복강도와 연성이 우수한 고강도 냉연강판의 제조방법.

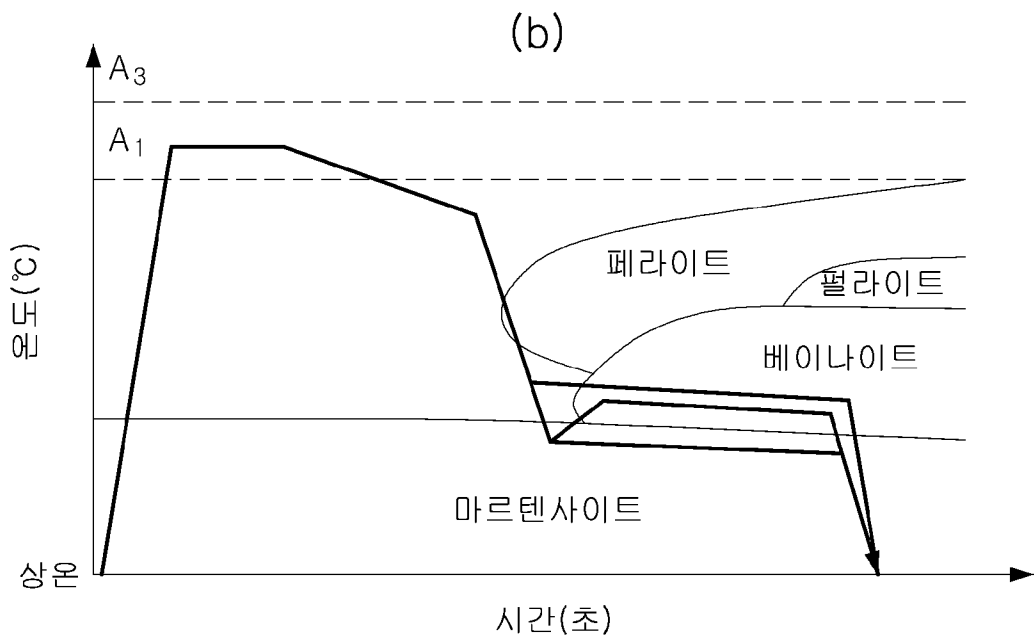
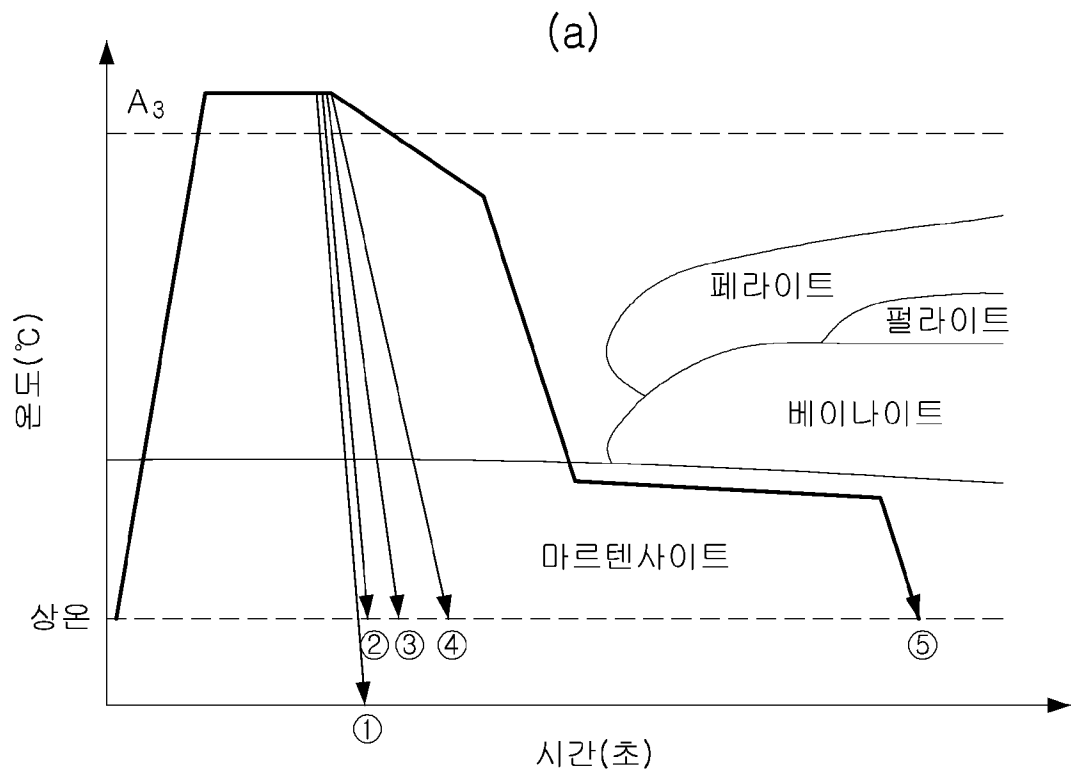
[청구항 10] 제9항에 있어서,
상기 강 슬라브는 몰리브덴(Mo): 1% 이하(0%는 제외), 니켈(Ni): 1% 이하(0%는 제외), 구리(Cu): 0.5% 이하(0%는 제외) 및 크롬(Cr): 1% 이하(0%는 제외)로 이루어진 그룹에서 선택된 1종 이상을 추가로 포함하는 것을 특징으로 하는 항복강도와 연성이 우수한 고강도 냉연강판의 제조방법.

[청구항 11] 제 9항에 있어서,
상기 강 슬라브는 칼슘(Ca): 0.01% 이하(0%는 제외), Bi: 0.1% 이하(0%는 제외) 및 보론(B): 0.01% 이하(0%는 제외)로 이루어진 그룹에서 선택된 1종 이상을 추가로 포함하는 것을 특징으로 하는 항복강도와 연성이 우수한 고강도 냉연강판의 제조방법.

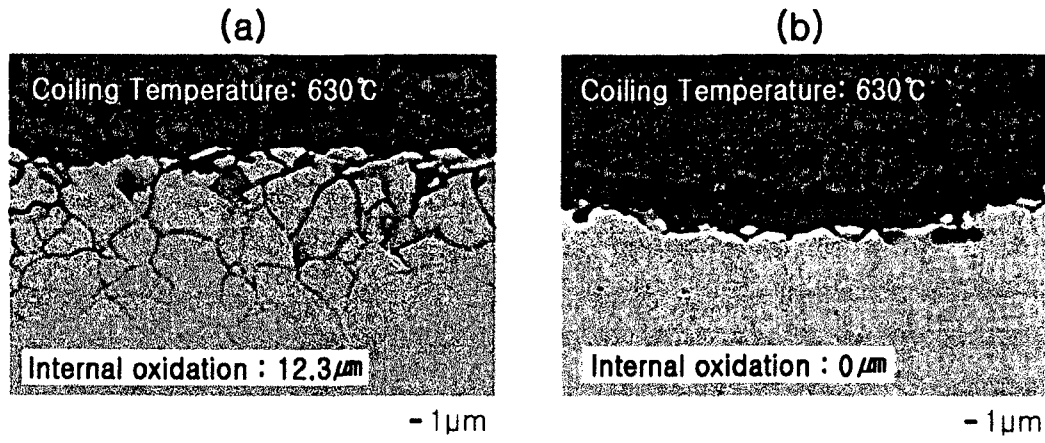
[청구항 12] 청구항 8 내지 11 중 어느 한 항에 있어서,

상기 2차 소둔 단계 후 냉연강판의 표면에 용융아연도금층, 합금화 용융아연도금층, 알루미늄-실리콘 도금층 및 아연-마그네슘-알루미늄 도금층 중 하나를 형성하는 단계를 추가로 포함하는 것을 특징으로 하는 항복강도와 연성이 우수한 고강도 도금강판의 제조방법.

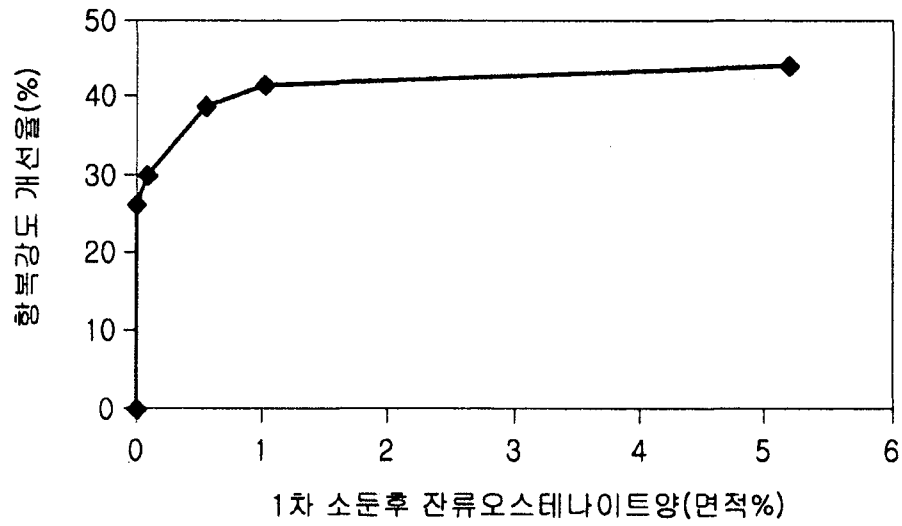
[도1]



[도2]



[도3]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/KR2017/003351

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/00(2006.01)i, C22C 38/02(2006.01)i, C22C 38/04(2006.01)i, C22C 38/06(2006.01)i, C22C 38/12(2006.01)i, C22C 38/14(2006.01)i, C22C 38/60(2006.01)i, C21D 8/02(2006.01)i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C 38/00; C22C 38/06; C21D 9/46; C21D 8/02; C22C 38/14; C23C 2/40; C22C 38/02; C22C 38/04; C22C 38/12; C22C 38/60

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: yield strength, flexible, high strength, cold rolled steel, carbon, silicon, aluminum, manganese, phosphorus, sulfur, nitrogen, antimony, micro structure, short shaft, long shaft, ferrite

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	KR 10-2015-0130612 A (POSCO) 24 November 2015 See claims 1-9, 13; and figure 1.	1-12
A	KR 10-2004-0091751 A (JFE STEEL CORPORATION) 28 October 2004 See claims 1-5.	1-12
A	KR 10-2013-0027794 A (HYUNDAI HYSCO CO., LTD.) 18 March 2013 See claims 1-7; and figure 1.	1-12
A	JP 2008-514820 A (POSCO) 08 May 2008 See claims 1-11; and figure 2.	1-12
A	KR 10-2012-0110538 A (HYUNDAI STEEL COMPANY) 10 October 2012 See claims 1-13; and figures 1-2.	1-12



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

“&” document member of the same patent family


Date of the actual completion of the international search

26 JUNE 2017 (26.06.2017)

Date of mailing of the international search report

03 JULY 2017 (03.07.2017)

Name and mailing address of the ISA/KR

 Korean Intellectual Property Office
Government Complex-Daejeon, 189 Seonsa-ro, Daejeon 302-701,
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/KR2017/003351

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member	Publication date
KR 10-2015-0130612 A	24/11/2015	EP 3144406 A1	22/03/2017
		EP 3144406 A4	22/03/2017
		KR 10-1594670 B1	17/02/2016
		US 2017-0051378 A1	23/02/2017
		WO 2015-174605 A1	19/11/2015
KR 10-2004-0091751 A	28/10/2004	CA 2475950 A1	25/09/2003
		CN 1692166 A	02/11/2005
		CN 1692166 C	21/03/2007
		EP 1486574 A1	15/12/2004
		EP 1486574 A4	25/03/2009
		JP 2003-342641 A	03/12/2003
		JP 4225082 B2	18/02/2009
		KR 10-0608555 B1	08/08/2006
		TW 200304500 A	01/10/2003
		TW 1278533 B	11/04/2007
		WO 03-078668 A1	25/09/2003
KR 10-2013-0027794 A	18/03/2013	NONE	
JP 2008-514820 A	08/05/2008	CN 101031666 A	05/09/2007
		EP 1805339 A1	11/07/2007
		EP 1805339 A4	25/03/2009
		KR 10-2006-0028909 A	04/04/2006
		US 2007-0289679 A1	20/12/2007
WO 2006-080670 A1	03/08/2006		
KR 10-2012-0110538 A	10/10/2012	KR 10-1320242 B1	23/10/2013

A. 발명이 속하는 기술분류(국제특허분류(IPC))
C22C 38/00(2006.01)i, C22C 38/02(2006.01)i, C22C 38/04(2006.01)i, C22C 38/06(2006.01)i, C22C 38/12(2006.01)i, C22C 38/14(2006.01)i, C22C 38/60(2006.01)i, C21D 8/02(2006.01)i

B. 조사된 분야
 조사된 최소문헌(국제특허분류를 기재)
 C22C 38/00; C22C 38/06; C21D 9/46; C21D 8/02; C22C 38/14; C23C 2/40; C22C 38/02; C22C 38/04; C22C 38/12; C22C 38/60

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: 항복강도, 연성, 고강도, 냉연강판, 탄소, 실리콘, 알루미늄, 망간, 인, 황, 질소, 안티몬, 미세조직, 단축, 장축, 페라이트

C. 관련 문헌

카테고리*	인용문헌명 및 관련 구절(해당하는 경우)의 기재	관련 청구항
X	KR 10-2015-0130612 A (주식회사 포스코) 2015.11.24 청구항 1-9, 13; 및 도면 1 참조.	1-12
A	KR 10-2004-0091751 A (제이에프이 스틸 가부시카가이샤) 2004.10.28 청구항 1-5 참조.	1-12
A	KR 10-2013-0027794 A (현대하이스코 주식회사) 2013.03.18 청구항 1-7; 및 도면 1 참조.	1-12
A	JP 2008-514820 A (POSCO) 2008.05.08 청구항 1-11; 및 도면 2 참조.	1-12
A	KR 10-2012-0110538 A (현대제철 주식회사) 2012.10.10 청구항 1-13; 및 도면 1-2 참조.	1-12

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
 “E” 국제출원일보다 빠른 출원일 또는 우선일을 가지나 국제출원일 이후에 공개된 선출원 또는 특허 문헌
 “L” 우선권 주장에 의문을 제기하는 문헌 또는 다른 인용문헌의 공개일 또는 다른 특별한 이유(이유를 명시)를 밝히기 위하여 인용된 문헌
 “O” 구두 개시, 사용, 전시 또는 기타 수단을 언급하고 있는 문헌
 “P” 우선일 이후에 공개되었으나 국제출원일 이전에 공개된 문헌
 “T” 국제출원일 또는 우선일 후에 공개된 문헌으로, 출원과 상충하지 않으며 발명의 기초가 되는 원리나 이론을 이해하기 위해 인용된 문헌
 “X” 특별한 관련이 있는 문헌. 해당 문헌 하나만으로 청구된 발명의 신규성 또는 진보성이 없는 것으로 본다.
 “Y” 특별한 관련이 있는 문헌. 해당 문헌이 하나 이상의 다른 문헌과 조합하는 경우로 그 조합이 당업자에게 자명한 경우 청구된 발명은 진보성이 없는 것으로 본다.
 “&” 동일한 대응특허문헌에 속하는 문헌

국제조사의 실제 완료일 2017년 06월 26일 (26.06.2017)	국제조사보고서 발송일 2017년 07월 03일 (03.07.2017)
--	---

ISA/KR의 명칭 및 우편주소 대한민국 특허청 (35208) 대전광역시 서구 청사로 189, 4동 (둔산동, 정부대전청사) 팩스 번호 +82-42-481-8578	심사관 배근태 전화번호 +82-42-481-3547
---	------------------------------------



국제조사보고서에서 인용된 특허문헌	공개일	대응특허문헌	공개일
KR 10-2015-0130612 A	2015/11/24	EP 3144406 A1 EP 3144406 A4 KR 10-1594670 B1 US 2017-0051378 A1 WO 2015-174605 A1	2017/03/22 2017/03/22 2016/02/17 2017/02/23 2015/11/19
KR 10-2004-0091751 A	2004/10/28	CA 2475950 A1 CN 1692166 A CN 1692166 C EP 1486574 A1 EP 1486574 A4 JP 2003-342641 A JP 4225082 B2 KR 10-0608555 B1 TW 200304500 A TW I278533 B WO 03-078668 A1	2003/09/25 2005/11/02 2007/03/21 2004/12/15 2009/03/25 2003/12/03 2009/02/18 2006/08/08 2003/10/01 2007/04/11 2003/09/25
KR 10-2013-0027794 A	2013/03/18	없음	
JP 2008-514820 A	2008/05/08	CN 101031666 A EP 1805339 A1 EP 1805339 A4 KR 10-2006-0028909 A US 2007-0289679 A1 WO 2006-080670 A1	2007/09/05 2007/07/11 2009/03/25 2006/04/04 2007/12/20 2006/08/03
KR 10-2012-0110538 A	2012/10/10	KR 10-1320242 B1	2013/10/23