(12) 특허협력조약에 의하여 공개된 국제출원

(19) 세계지식재산권기구
국제사무국

(43) 국제공개일
2018 년 6 월 28 일 (28.06.2018)

WIPO | PCT

(10) 국제공개번호
WO 2018/117539 A1

(51) 국제특허분류:
C22C 38/02 (2006.01) *C22C 38/06* (2006.01)
B21B 37/74 (2006.01) *C22C 38/00* (2006.01)
B21B 3/02 (2006.01) *C21D 8/02* (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01) *C21D 9/46* (2006.01)

(21) 국제출원번호: PCT/KR2017/014821

(22) 국제출원일: 2017 년 12 월 15 일 (15.12.2017)

(25) 출원언어: 한국어

(26) 공개언어: 한국어

(30) 우선권정보:
10-2016-0174961 2016 년 12 월 20 일 (20.12.2016) KR

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

(72) 발명자: **나현택 (NA, Hyun-Taek)**; 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, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

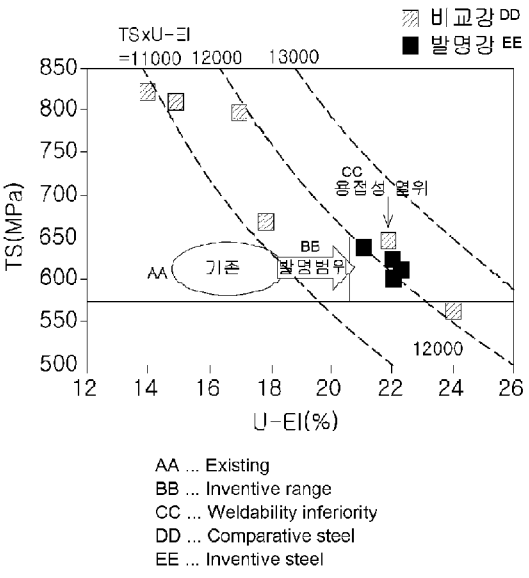
(84) 지정국 (별도의 표시가 없는 한, 가능한 모든 종류의 역내 권리의 보호를 위하여): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), 유라시아 (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), 유럽 (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, 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))

WO 2018/117539 A1

(54) Title: HIGH-STRENGTH HOT-ROLLED STEEL PLATE HAVING EXCELLENT WELDABILITY AND DUCTILITY AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 발명의 명칭: 용접성 및 연성이 우수한 고강도 열연강판 및 이의 제조방법



AA ... Existing
BB ... Inventive range
CC ... Weldability inferiority
DD ... Comparative steel
EE ... Inventive steel

(57) Abstract: The present invention relates to a steel plate suitable as an automobile chassis component and, more particularly, to a high-strength hot-rolled steel plate having excellent weldability and ductility and a method for manufacturing the same.

(57) 요약서: 본 발명은 자동차 샤시 부품용으로 적합한 강판에 관한 것으로서, 보다 상세하게는 용접성 및 연성이 우수하고 고강도를 갖는 열연강판 및 이것의 제조방법에 관한 것이다.

명세서

발명의 명칭: 용접성 및 연성이 우수한 고강도 열연강판 및 이의 제조방법

기술분야

[1] 본 발명은 자동차 샤시 부품용으로 적합한 강판에 관한 것으로서, 보다 상세하게는 용접성 및 연성이 우수하고 고강도를 갖는 열연강판 및 이것의 제조방법에 관한 것이다.

[2]

배경기술

[3] 자동차 샤시부품 중 복잡한 형상을 가지는 부품에 사용되는 기존의 고강도 강은 이상조직(Dual Phase, DP)을 활용한 DP강이나 변태유기소성(Transformation Induced Plasticity, TRIP)을 이용한 TRIP강으로 제조하여 우수한 연신율을 갖도록 하는 것이었다.

[4] 특히, 폴리고날 페라이트 또는 베이나이트 조직에 잔류 오스테나이트 상을 분포시켜 상기 잔류 오스테나이트 상이 가공 초기에 변태유기소성을 일으킴으로써, 연성이 향상되도록 하는 TRIP강은 냉각시 오스테나이트가 펄라이트로의 변태가 일어나지 않도록 합금첨가량에 따른 적절한 냉각을 적용하고, 후속 권취단계에서 다시 오스테나이트가 베이나이트로 변태되는 것을 지연시킴으로써, 최종 냉각 중 오스테나이트의 일부는 마르텐사이트로 변태되고, 나머지는 잔류된 강이다. 이때, 잔류 오스테나이트는 초기에 가공에 의해 마르텐사이트로 변태되며, 이 과정에서 연성이 향상되는 특징을 가진다.

[5]

[6] 하지만, 통상의 TRIP강은 잔류 오스테나이트 상의 안정성 및 상 분율을 높이기 위하여 높은 C 함량을 가지며, 이로 인해 용접성이 열위한 문제가 있다.

[7] 또한, 인장강도 590MPa 이상의 TRIP강은 균일 연신율이 15~18% 수준으로 복잡한 형상의 부품을 성형하는데에 한계가 있다.

[8]

[9] 한편, TRIP강에 대한 공지기술로서 특허문헌 1은 C: 0.06~0.22%, Si: 0.05~1.0%, Mn: 0.5~2.0%, Al: 0.25~1.5%를 함유한 강에, 필요에 따라 Mo: 0.03~0.30%를 첨가하여 50Kg/mm^2 이상의 강도와 35% 이상의 연신율을 갖는 강을 얻을 수 있다고 개시하고 있다. 또한, 특허문헌 2에는 C: 0.15~0.30%, Si: 1.5~2.5%, Mn: 1.4~1.8%, Al: 0.02~0.1%, N: 0.0080~0.0120% 및 잔부 Fe와 불가피한 불순물로 조성되는 변태유기소성 강과 그 제조방법을 통해 인장강도 80Kg/mm^2 정도, 연신율 30% 정도의 고강도 강을 얻을 수 있다고 개시하고 있다.

[10] 그런데, 위 기술들은 인장강도 590MPa급 이상에서 균일 연신율이 18%를 초과하여 확보하지 못하는 단점이 있다.

[11]

[12] 따라서, 자동차 샤시부품 중 복잡한 형상을 가지는 부품에 적합하게 적용가능하도록 강도 및 연성은 물론이고, 용접성을 동시에 우수하게 확보할 수 있는 강재의 개발이 요구된다.

[13]

[14] (특허문헌 1) 일본 공개특허공보 제1994-145892호

[15] (특허문헌 2) 한국 공개특허공보 제2002-0045212호

[16]

발명의 상세한 설명

기술적 과제

[17] 본 발명의 일 측면은, 자동차 샤시 부품 중 복잡한 형상을 가져 제조과정 중 높은 균일 연신율(uniform elongation)이 요구되는 부품에 사용하기 적합하고, 용접성이 우수한 고강도 열연강판 및 이것의 제조방법을 제공하고자 하는 것이다.

[18]

과제 해결 수단

[19] 본 발명의 일 측면은, 중량%로, C: 0.08~0.15%, Si: 1.2~2.2%, Mn: 0.5~1.5%, P: 0.001~0.03%, S: 0.001~0.01%, Al: 0.01~0.1%, N: 0.001~0.01%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 하기 관계식 1로 표현되는 성분관계를 만족하고, 미세조직이 하기 관계식 2 및 3을 만족하도록 페라이트 상을 포함하며, 면적분율 5% 이상의 잔류 오스테나이트 상 및 잔부 베이나이트 상을 포함하는 용접성 및 연성이 우수한 고강도 열연강판을 제공한다.

[20]

[21] [관계식 1]

[22] $840[C] + 140[Mn] + 35[Si] + 168[Cr] + 210[Mo] + 60[V] - 336 \leq 0$

[23] (여기서, 각각의 원소는 중량 함량을 의미한다.)

[24]

[25] [관계식 2]

[26]
$$1 - \frac{f_{a(GS \leq 20)}}{f_a} \leq 0.15$$

[27] (여기서, $f_{a(GS \leq 20)}$는 입경이 20㎛ 이하인 페라이트 분율, f_a는 미세조직 내 전체 페라이트 분율을 의미한다.)

[28]

[29] [관계식 3]

[30]

$$1-\frac{f_{a(AR\leq 0.7)}}{f_a}\geq 0.80$$

[31] (여기서, $f_{a(AR\leq 0.7)}$는 종횡비(aspect-ratio)가 0.7 이하인 등축정 형상의 페라이트 분율, f_a는 미세조직 내 전체 페라이트 분율을 의미한다.)

[32]

[33] 본 발명의 다른 일 측면은, 상술한 합금조성 및 관계식 1을 만족하는 강 슬라브를 재가열하는 단계; 상기 재가열된 강 슬라브를 850~1150℃의 온도범위에서 열간압연하여 열연강판을 제조하는 단계; 상기 열연강판을 600~700℃의 온도범위까지 70~150℃/s의 평균 냉각속도로 1차 냉각하는 단계; 상기 1차 냉각 후 공냉하는 단계; 상기 공냉 후 350~470℃의 온도범위까지 70~150℃/s의 평균 냉각속도로 2차 냉각한 후 권취하는 단계; 및 상기 권취 후 200℃ 이하로 0.1~100℃/hour의 평균 냉각속도로 최종 냉각하는 단계를 포함하는 용접성 및 연성이 우수한 고강도 열연강판의 제조방법을 제공한다.

[34]

발명의 효과

[35] 본 발명에 의하면, 고강도는 물론이고, 균일 연신율을 우수하게 확보할 수 있으면서, 동시에 용접성의 확보가 가능한 열연강판을 제공할 수 있다.

[36] 상기 본 발명의 고강도 열연강판은 복잡한 형상으로의 성형이 요구되는 자동차 샤시부품용으로 적합하게 사용할 수 있다.

[37]

도면의 간단한 설명

[38] 도 1은 본 발명의 일 실시예에 있어서, 비교강들과 발명강들의 인장강도(TS) 및 균일 연신율(U-El) 값을 그래프화하여 나타낸 것이다.

[39]

발명의 실시를 위한 최선의 형태

[40] 본 발명자들은 기존 TRIP강 들은 탄소(C) 함량이 높아 용접성이 열위할 뿐만 아니라, 균일 연신율이 15~18% 정도 수준으로, 복잡한 형상으로의 성형이 요구되는 제품 등에 적용함에 한계가 있음을 확인하고, 고강도 및 고연성은 물론이고 용접성이 우수한 강재를 제공할 수 있는 방안에 대하여 깊이 연구하였다.

[41]

[42] 그 결과, 강 합금조성, 성분관계 및 제조조건을 최적화하는 것으로부터 기존 TRIP강과 동등 이상의 강도를 확보하면서도 균일 연신율이 20% 이상으로 고연성의 확보가 가능할 뿐만 아니라, 동시에 용접성이 우수한 고강도 열연강판을 제공할 수 있음을 확인하고, 본 발명을 완성하기에 이르렀다.

[43]

[44] 이하, 본 발명에 대하여 상세히 설명한다.

[45]

[46] 본 발명의 일 측면에 따른 용접성 및 연성이 우수한 고강도 열연강판은 중량%로 C: 0.08~0.15%, Si: 1.2~2.2%, Mn: 0.5~1.5%, P: 0.001~0.03%, S: 0.001~0.01%, Al: 0.01~0.1%, N: 0.001~0.01%를 포함하는 것이 바람직하다.

[47]

[48] 이하에서는 본 발명에서 제공하는 열연강판의 합금조성을 위와 같이 제어하는 이유에 대하여 상세히 설명한다. 이때, 특별한 언급이 없는 한 각 성분의 함량은 중량%이다.

[49]

[50] C: 0.08~0.15%

[51] 탄소(C)는 강의 강도 확보를 위한 필수 원소이며, 잔류 오스테나이트 상을 확보하는데에 유리하다.

[52] 이러한 C의 함량이 0.08% 미만이면 잔류 오스테나이트 상의 안정도가 낮고 충분한 분율로 형성하지 못하여 강도 및 연성이 크게 감소하는 문제가 있다. 반면, 그 함량이 0.15%를 초과하게 되면 용접성이 저하되는 문제가 있다.

[53] 따라서, 본 발명에서는 상기 C의 함량을 0.08~0.15%로 제어하는 것이 바람직하다. 보다 유리하게는 0.10% 이상으로 포함할 수 있다.

[54]

[55] Si: 1.2~2.2%

[56] 실리콘(Si)은 페라이트에 고용되는 페라이트 안정화 원소로서, 고용강화 효과가 우수하며, 변태유기소성(TRIP) 강의 경우 페라이트 내의 탄소 활동도(C activity)를 증가시켜 오스테나이트 내의 고용 탄소 함량을 증가시킴으로써 오스테나이트의 안정도를 증대시키는 역할을 한다.

[57] 이러한 Si의 함량이 1.2% 미만이면 페라이트 상이 충분히 형성되지 못하고, 탄화물 억제 효과가 감소하는 문제가 있다. 반면, 그 함량이 2.2%를 초과하게 되면 적스케일을 유발시키고 용접성이 열위하게 되는 문제가 있다.

[58] 따라서, 본 발명에서는 상기 Si의 함량을 1.2~2.2%로 제어하는 것이 바람직하다. 보다 유리하게는 1.5~2.0%로 포함할 수 있다.

[59]

[60] Mn: 0.5~1.5%

[61] 망간(Mn)은 강 중 고용강화 효과가 크며, 강의 소입성을 증가시켜 침상형 페라이트 및 베이나이트와 같은 저온 변태상의 형성을 용이하게 하는 오스테나이트 안정화 원소이다.

[62] 이러한 Mn의 함량이 0.5% 미만이면 목표 수준의 강도를 확보할 수 없으며, 반면 그 함량이 1.5%를 초과하게 되면 용접성이 저하되고 중심편석을 유발하여 성형성이 열위해질 우려가 있다.

[63] 따라서, 본 발명에서는 상기 Mn의 함량을 0.5~1.5%로 제어하는 것이

바람직하다. 보다 유리하게는 0.8% 이상으로 포함할 수 있다.

[64]

[65] P: 0.001~0.03%

[66] 인(P)은 상기 Si과 마찬가지로 고용강화 및 페라이트 변태 촉진 효과를 동시에 가지는 원소이다.

[67] 상술한 효과를 위해서는 0.001% 이상으로 P을 첨가하는 것이 바람직하며, 상기 P의 함량을 0.001% 미만으로 제어하기 위해서는 제조비용이 과다하게 소요되어 경제적으로 불리할 뿐만 아니라, 강도 확보에도 곤란한 문제가 있다. 다만, 그 함량이 0.03%를 초과하게 되면 입계편석에 의한 취성이 발생하며, 성형시 미세한 균열이 발생하기 쉽고 연성을 악화시키는 문제가 있다.

[68] 따라서, 본 발명에서는 상기 P의 함량을 0.001~0.03%로 제어하는 것이 바람직하다.

[69]

[70] S: 0.001~0.01%

[71] 황(S)은 강 중에 존재하는 불순물로서, 그 함량이 0.01%를 초과하게 되면 Mn 등과 결합하여 비금속 개재물을 형성하며, 이에 따라 강의 절단가공시 미세한 균열이 발생하기 쉽고 성형성을 크게 저해하는 문제가 있다. 다만, 상기 S의 함량을 0.001% 미만으로 제어하기 위해서는 제강조업시 시간이 많이 소요되어 생산성이 저하된다.

[72] 따라서, 본 발명에서는 상기 S의 함량을 0.001~0.01%로 제어하는 것이 바람직하다.

[73]

[74] Al: 0.01~0.1%

[75] 알루미늄(Al)은 탈산을 위해 첨가하는 원소로서, 이를 위해서는 0.01% 이상으로 첨가하는 것이 바람직하다. 다만, 그 함량이 0.1%를 초과하게 되면 강 중 질소(N)와 결합하여 AlN 석출물을 형성함에 따라 연주주조시 슬라브에 코너크랙이 발생하기 쉬우며, 개재물 형성에 의한 결함이 발생하기 쉬워지는 문제가 있다.

[76] 따라서, 본 발명에서는 상기 Al의 함량을 0.01~0.1%로 제어하는 것이 바람직하다.

[77]

[78] N: 0.001~0.01%

[79] 질소(N)는 상기 C와 함께 대표적인 고용강화 원소로서, 티타늄(Ti) 또는 알루미늄(Al) 등과 함께 조대한 석출물을 형성한다. 일반적으로, 상기 N에 의한 고용강화 효과는 상기 C 보다 우수하지만, 강 중에 N의 양이 증가할수록 강의 인성이 크게 저하되는 문제가 있다.

[80] 이를 고려하여, 본 발명에서는 상기 N의 함량을 0.01% 이하로 제어하는 것이 바람직하며, 다만 상기 N의 함량을 0.001% 미만으로 제어하기 위해서는

제강조업시 시간이 많이 소요되어 생산성이 저하되므로 바람직하지 못하다.

[81] 따라서, 본 발명에서는 상기 N의 함량을 0.001~0.01%로 제어하는 것이 바람직하다.

[82]

[83] 본 발명은 상술한 합금조성 이외에 본 발명에서 목표로 하는 물성을 더욱 유리하게 확보하기 위하여, 하기와 같이 Cr, Mo, Ti, Nb 및 V 중 1종 이상을 더 포함할 수 있다.

[84]

[85] Cr: 0.005~0.1%

[86] 크롬(Cr)은 강을 고용강화시키며, 냉각시 페라이트 상 변태를 지연시켜 베이나이트 형성을 돕는 역할을 한다.

[87] 상술한 효과를 얻기 위해서는 0.005% 이상으로 Cr을 포함하는 것이 바람직하나, 그 함량이 0.1%를 초과하게 되면 페라이트 변태를 과도하게 지연시켜 마르텐사이트 상이 형성됨에 따라 연성이 열위하게 되는 문제가 있다. 또한, Mn과 유사하게 강 두께 중심부에서 편석부가 크게 발달하여 성형성이 열위하는 문제가 있다.

[88] 따라서, 본 발명에서는 상기 Cr의 함량을 0.005~0.1%로 제어하는 것이 바람직하다.

[89]

[90] Mo: 0.005~0.1%

[91] 몰리브덴(Mo)은 강의 경화능을 증가시켜 베이나이트 상 형성을 용이하게 하는 원소이다.

[92] 상술한 효과를 충분히 얻기 위해서는 0.005% 이상으로 Mo을 첨가하는 것이 바람직하나, 그 함량이 0.1%를 초과하게 되면 소입성이 과도하게 증가하여 마르텐사이트 상이 형성됨에 따라 성형성이 급격히 열위해지는 문제가 있다. 또한, 상기 Mo은 고가의 원소로 제조원가가 상승하므로 경제적으로 불리하다.

[93] 따라서, 본 발명에서는 상기 Mo의 함량을 0.005~0.1%로 제어하는 것이 바람직하다.

[94]

[95] Ti: 0.001~0.05%

[96] 티타늄(Ti)은 니오븀(Nb), 바나듐(V)과 함께 대표적인 석출강화 원소로서, 상기 N와 강한 친화력으로 강 중 조대한 TiN을 형성한다. 상기 TiN 석출물은 열간압연을 위한 가열 과정에서 결정립이 성장하는 것을 억제하는 효과가 있다. 또한, 상기 N와 반응하고 남은 Ti이 강 중에 고용되어 C와 결합함으로써 TiC 석출물을 형성하며, 이는 강의 강도를 향상시키는데 유효하다.

[97] 상술한 효과를 충분히 얻기 위해서는 0.001% 이상으로 Ti을 첨가하는 것이 바람직하나, 그 함량이 0.05%를 초과하게 되면 조대한 TiN 석출물이 형성하여 성형성이 열위하게 되는 문제가 있다.

[98] 따라서, 본 발명에서는 상기 Ti의 함량을 0.001~0.05%로 제어하는 것이 바람직하다.

[99]

[100] Nb: 0.001~0.05%

[101] 상기 언급한 바와 같이, 니오븀(Nb)은 대표적인 석출강화 원소이며, 열간압연 중 석출하여 재결정 지연에 의한 결정립 미세화 효과로 강의 강도 및 충격인성 향상에 효과적이다.

[102] 상술한 효과를 얻기 위해서는 0.001% 이상으로 Nb을 첨가하는 것이 바람직하나, 그 함량이 0.05%를 초과하게 되면 열간압연 중 지나친 재결정 지연으로 연신된 결정립이 형성되고, 조대한 복합 석출물이 형성하여 성형성이 열위하게 되는 문제가 있다.

[103] 따라서, 본 발명에서는 상기 Nb의 함량을 0.001~0.05%로 제어하는 것이 바람직하다.

[104]

[105] V: 0.001~0.1%

[106] 바나듐(V) 역시 대표적인 석출강화 원소로서, 권취 이후 석출물을 형성하여 강의 강도 향상에 효과적이다.

[107] 상술한 효과를 얻기 위해서는 0.001% 이상으로 V을 첨가하는 것이 바람직하나, 그 함량이 0.1%를 초과하게 되면 조대한 복합 석출물의 형성으로 성형성이 열위하게 되는 문제가 있다.

[108] 따라서, 본 발명에서는 상기 V의 함량을 0.001~0.1%로 제어하는 것이 바람직하다.

[109]

[110] 상술한 바와 같이 합금조성을 함유함에 있어서, 상기 Ti, Nb, V 및 Mo은 이 중에서 선택되는 1종 이상의 합계가 0.15중량% 이하로 포함하는 것이 바람직하다.

[111] 상기 Ti, Nb, V 및 Mo은 C 또는 N와 결합하여 탄화물, 질화물, 탄질화물 등의 석출물을 형성하여 강도 향상에 기여하며, 열간압연시 결정립 미세화 효과가 있으나, 과도하게 함유될 경우 미변태 오스테나이트 내 고용 C의 함량을 과도하게 감소시켜 목표로 하는 균일 연신율의 확보가 곤란해지는 문제가 있다.

[112]

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

[114]

[115] 한편, 상술한 합금조성 중 C, Si, Mn, Cr, Mo 및 V은 하기 관계식 1로 표현되는

성분관계를 만족하는 것이 바람직하다.

[116] [관계식 1]

[117] 840[C] + 140[Mn] + 35[Si] + 168[Cr] + 210[Mo] + 60[V] - 336≤0

[118] (여기서, 각각의 원소는 중량 함량을 의미한다.)

[119]

[120] 상기 C, Si, Mn, Cr, Mo 및 V은 강판의 전기저항용접시 전기저항을 증가시켜 저항 발열이 심해짐에 따라 스플래쉬(splash)를 발생시키거나, 과도한 입열량에 의해 열영향부가 연화될 우려가 있다. 또한, 입력 전류치를 낮춰 작업할 경우 냉접이 발생할 수도 있으며, 용접시 산화물을 형성하여 용접부의 건전성을 저해함으로써 용접성을 열위하게 하는 문제가 있다.

[121] 따라서, 본 발명에서 목표로 하는 용접성을 확보하기 위해서는 C, Si, Mn, Cr, Mo 및 V 간의 성분관계가 위 관계식 1을 만족하는 것이 바람직하다.

[122]

[123] 상술한 합금조성, 성분관계를 만족하는 본 발명의 열연강판은 미세조직으로 페라이트 상, 잔류 오스테나이트 상 및 베이나이트 상을 포함하는 것이 바람직하다.

[124] 구체적으로, 본 발명의 열연강판은 하기 관계식 2 및 3을 만족하도록 페라이트 상을 포함하며, 5% 이상의 잔류 오스테나이트 상 및 잔부 베이나이트 상을 포함하는 것이 바람직하다.

[125]

[126] 보다 구체적으로, 본 발명은 상기 열연강판의 고강도와 더불어 균일 연신율을 우수하게 확보하기 위하여, 하기 관계식 2와 3을 만족하는 균일한 등축정 페라이트 상을 기지조직으로 포함하는 것이 바람직하다.

[127] 특히, 하기 관계식 3을 만족함으로써 안정된 페라이트 변태거동을 기반으로 강 중 탄소(C)가 미변태 오스테나이트 상에 충분히 고용될 수 있다. 보다 바람직하게, 상기 미변태 오스테나이트 상에 고용 탄소가 1.0중량% 이상 잔류함에 따라, 최종 조직에서 잔류 오스테나이트 상을 면적분율 5% 이상으로 확보할 수 있다.

[128] 상기 잔류 오스테나이트 상은 최대 20%로 포함하는 것이 바람직하며, 너무 과도하게 형성되면 베이나이트 상의 분율이 상대적으로 적어져 목표로 하는 강도 및 연성을 동시에 우수하게 확보할 수 없게 된다.

[129]

[130] [관계식 2]

[131] $$1-\frac{f_{a(GS\leq 20)}}{f_a}\leq 0.15$$

[132] (여기서, $f_{a(GS\leq 20)}$는 입경이 20㎛ 이하인 페라이트 분율, f_a는 미세조직 내 전체

페라이트 분율을 의미한다.)

[133]

[134] [관계식 3]

[135]

$$1-\frac{f_{a(AR\leq 0.7)}}{f_a}\geq 0.80$$

[136] (여기서, $f_{a(AR\leq 0.7)}$는 종횡비(aspect-ratio)가 0.7 이하인 등축정 형상의 페라이트 분율, f_a는 미세조직 내 전체 페라이트 분율을 의미한다.)

[137]

[138] 한편, 본 발명은 상기 페라이트 상을 면적분율 70~80%로 포함하는 것이 바람직하다.

[139] 만일, 상기 페라이트 상 분율이 70% 미만이면 연성이 저하되어 목표로 하는 균일 연신율을 확보할 수 없게 되며, 반면 80%를 초과하게 되면 베이나이트 상 분율이 적어져 목표로 하는 강도를 확보할 수 없게 될 우려가 있다.

[140]

[141] 더불어, 본 발명은 상기 베이나이트 상 내에 펄라이트를 일부 포함할 수 있으며, 미량으로 마르텐사이트 상을 포함할 수 있다. 이때, 상기 마르텐사이트 상은 면적분율 1.0% 이하(0% 포함)로 포함하는 것이 바람직하다.

[142]

[143] 상술한 바와 같이, 강 합금조성, 성분관계 및 미세조직을 모두 만족하는 본 발명의 열연강판은 인장강도가 590MPa 이상, 균일 연신율이 20% 이상이고, 상기 인장강도와 균일 연신율의 곱(TS×U-El)이 13500MPa% 이상으로 강도 및 연성을 우수하게 확보할 수 있다.

[144]

[145] 이하, 본 발명의 다른 일 측면인 본 발명에서 제공하는 고강도 열연강판을 제조하는 방법에 대하여 상세히 설명한다.

[146]

[147] 간략히, 본 발명은 [강 슬라브 재가열 - 열간압연 - 냉각 및 권취 - 최종 냉각]을 거쳐 목표로 하는 고강도 열연강판을 제조할 수 있으며, 각 단계별 조건에 대해서는 하기에 상세히 설명한다.

[148]

[149] [강 슬라브 재가열]

[150] 먼저, 상술한 합금조성 및 관계식 1을 만족하는 강 슬라브를 준비한 후, 이를 1150~1350℃의 온도범위에서 재가열하는 것이 바람직하다.

[151] 상기 재가열 온도가 1150℃ 미만이면 석출물이 충분히 재고용되지 못하여 조대한 탄질화물이 잔존하게 되는 문제가 있다. 반면, 그 온도가 1350℃를 초과하게 되면 오스테나이트 결정립의 이상 입성장에 의해 강도가 저하되므로

바람직하지 못하다.

[152] 따라서, 본 발명에서는 상기 강 슬라브의 재가열시 1150~1350℃에서 실시하는 것이 바람직하다.

[153]

[154] [열간압연]

[155] 상기에 따라 재가열된 강 슬라브를 열간압연하여 열연강판으로 제조하는 것이 바람직하며, 상기 열간압연시 850~1150℃의 온도범위에서 마무리 압연을 실시하는 것이 바람직하다.

[156] 상기 마무리 압연 온도가 850℃ 미만이면 재결정 지연이 과도해져 연신된 결정립이 발달하여 이방성이 심해지고, 성형성도 열위하게 되는 문제가 있다. 반면, 그 온도가 1150℃를 초과하게 되면 열연강판의 온도가 높아져 결정립 크기가 조대해지고 열연강판의 표면품질이 열위해지는 문제가 있다.

[157]

[158] [냉각 및 권취]

[159] 이후, 상기 열연강판을 권취 온도까지 냉각하여 권취 공정을 행하는 것이 바람직하다.

[160]

[161] 본 발명에서는 상기 권취 온도까지 냉각시, 단계적으로 냉각을 실시함이 바람직하며, 구체적으로 600~700℃의 온도범위까지 70~150℃/s의 평균 냉각속도로 1차 냉각한 후 공냉한 다음, 권취 온도인 350~470℃의 온도범위까지 70~150℃/s의 평균 냉각속도로 2차 냉각하는 것이 바람직하다.

[162]

[163] 상기 1차 냉각시 600℃ 미만 또는 700℃를 초과하는 온도로 냉각하여 공냉을 행하게 되면 페라이트 상이 충분히 발달하지 못하여 강의 연성이 부족하게 되는 문제가 있다. 또한, 상기 냉각속도가 70℃/s 미만이면 조대 페라이트 분율이 증가할 우려가 있으며, 반면 150℃/s를 초과하게 되면 과도한 주수가 요구되고, 느린 통판속도로 인해 열연강판의 형상이 열위하고 조업성이 하락하는 문제가 있다.

[164]

[165] 상기에 따라 1차 냉각을 완료한 후 공냉시 3~10초간 행하는 것이 바람직한데, 만일 공냉 시간이 3초 미만이면 페라이트 상 분율이 감소하여 연성이 부족해지는 문제가 있다. 반면, 공냉 시간이 10초를 초과하게 되면 베이나이트 상 분율이 감소하여 목표로 하는 강도를 확보할 수 없게 된다.

[166]

[167] 상기 공냉을 완료한 후 2차 냉각하여 권취를 행함에 있어서, 권취 온도가 350℃ 미만이면 강 중 베이나이트 상이 불필요하게 형성되어 강의 연성이 크게 감소하며, MA(martensite and austenite)상이 형성되어 저온에서의 버링성이 열위해지는 문제가 있다. 반면, 권취 온도가 470℃를 초과하게 되면 베이나이트

상이 형성되지 않거나 상 분율이 미비하여 목표로 하는 강도를 확보할 수 없게 된다.

[168] 한편, 상기 권취 온도까지 냉각시 냉각속도가 70℃/s 미만이면 부가적으로 저온 페라이트가 형성되어 베이나이트 상을 충분한 분율로 확보할 수 없게 되고, 이로 인해 강도와 연성을 동시에 우수하게 확보할 수 없게 된다. 반면, 150℃/s를 초과하게 되면 과도한 주수가 요구되고, 느린 통판속도로 인해 열연강판의 형상이 열위하며, 조업성이 하락하는 문제가 있다.

[169]

[170] [최종 냉각]

[171] 상술한 바에 따라 냉각 및 권취를 완료한 후 권취된 코일을 200℃ 이하(상온~200℃)의 온도로 0.1~100℃/hour의 평균 냉각속도로 냉각하는 것이 바람직하다.

[172] 이때, 냉각속도가 100℃/hour를 초과하게 되면 강 중 MA상이 형성되기 쉬워 강의 저온역 버링성이 열위해지는 문제가 있다. 한편, 상기 냉각속도를 0.1℃/hour 미만으로 제어하기 위해서는 별도의 가열설비가 요구되어 경제적으로 불리해지므로 바람직하지 못하다. 보다 유리하게는, 0.5~25℃/hour, 보다 더 유리하게는 1~10℃/hour의 냉각속도로 냉각을 행할 수 있다.

[173] 또한, 상기 냉각속도가 25℃/hour 초과하는 경우에는 상기 권취를 완료한 후 일정 시간(예컨대, 수분~수십분) 동안 적치 후 냉각을 개시하는 것이 바람직하며, 보다 구체적으로 베이나이트 상이 의도하는 분율로 완전히 변태되는 시간 동안 적치하는 것이 바람직하다.

[174]

[175] 상기 최종 냉각을 완료하여 얻은 열연강판은 미세조직이 상술한 바와 같이 관계식 2 및 3을 만족하도록 페라이트 상이 형성되고, 면적분율 5% 이상의 잔류 오스테나이트 상 및 잔부 베이나이트 상이 형성됨으로써, 강도 및 연성은 물론이고 용접성을 우수하게 확보하는 효과가 있다.

[176]

[177] 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.

[178]

발명의 실시를 위한 형태

[179] (실시예)

[180] 하기 표 1에 나타낸 합금조성을 갖는 강 슬라브를 준비한 후, 이를 1150~1350℃의 온도범위에서 재가열한 후 하기 표 2에 나타낸

열연조업조건으로 열연강판을 제조하였다. 이때, 권취 이후에는 200℃ 이하까지 0.1~25℃/hour의 평균 냉각속도로 최종 냉각하였다.

[181]

[182] 각각의 열연강판에 대해 인장시편을 제작하여 인장시험을 실시하고, 미세조직을 관찰하였으며, 그 결과를 하기 표 3에 나타내었다.

[183] 상기 인장시편은 압연방향에 대해 90° 방향을 기준으로 JIS-5호 규격에 따라 채취된 시험편을 이용하였다. 또한, 미세조직은 상 분율의 측정을 위해 해당 압연판재 시편을 나이탈(Nital) 에칭액으로 에칭한 후 광학현미경을 이용하여 500배율로 관찰한 다음, 이미지 분석기를 이용하여 산출하였다.

[184]

[185] 그리고, 각각의 열연강판을 하기 표 4에 나타낸 용접조건으로 용접을 행하였다. 이때, 사용된 용접재료는 AWS ER70S-6 1.2 솔리드 와이어(solid wire)를 사용하였다

[186] 이후, 용접열영향부(HAZ)의 강도를 측정하고, 파단 위치를 확인한 결과를 표 4에 함께 나타내었다.

[187]

[188] [표1]

구분	합금조성 (중량%)											관계식1
	C	Mn	Si	P	S	Al	Ti	Nb	Cr	Mo	N	
비교강 1	0.08	1.0	1.8	0.013	0.002	0.025	0	0	0	0.05	0.003	-55.3
비교강 2	0.15	1.2	1.1	0.013	0.002	0.02	0.12	0.04	0	0.01	0.004	-1.4
비교강 3	0.12	1.45	1.4	0.023	0.003	0.025	0	0	0	0.01	0.003	18.9
비교강 4	0.19	1.5	0.9	0.013	0.002	0.035	0.05	0	0	0.02	0.005	69.3
비교강 5	0.16	0.9	2.3	0.015	0.002	0.025	0	0	0	0.12	0.004	30.1
비교강 6	0.10	1.2	2.0	0.01	0.005	0.07	0	0	0	0	0.004	-14
비교강 7	0.10	1.2	2.0	0.01	0.005	0.07	0	0	0	0	0.004	-14
발명강 1	0.10	1.2	2.0	0.01	0.005	0.07	0	0	0	0	0.004	-14
발명강 2	0.08	1.4	1.5	0.02	0.004	0.05	0.04	0.03	0.1	0	0.003	-3.5
발명강 3	0.11	1.2	1.5	0.01	0.002	0.04	0	0	0	0	0.004	-23.1
발명강 4	0.14	0.8	1.6	0.02	0.003	0.08	0.05	0	0.05	0.05	0.003	-31.5
발명강 5	0.10	1.3	1.7	0.01	0.005	0.03	0.04	0.02	0	0	0.005	-10.5

[189] (표 1에서 비교강 1, 6 및 7은 하기와 같이 제조조건이 본 발명을 벗어나는 경우로서, 이에 비교강으로 표시한 것이다.)

[190]

[191] [표2]

구분	제조조건						최종두께(mm)
	마무리 압연온도(℃)	1차 냉각		공냉시간(sec)	2차 냉각 및 권취		
		냉각종료온도(℃)	냉각속도(℃/s)		냉각속도(℃/s)	권취온도(℃)	
비교강 1	862	637	85	5	81	489	5
비교강 2	857	643	99	5	101	403	3.5
비교강 3	864	638	102	7	77	418	6.5
비교강 4	881	642	99	8	86	323	6
비교강 5	875	639	85	6	90	480	5
비교강 6	852	750	85	6	90	410	5
비교강 7	852	550	110	6	100	410	5
발명강 1	852	656	99	6	97	410	5
발명강 2	885	658	110	5	89	401	6
발명강 3	880	654	115	6	91	422	4
발명강 4	871	664	90	9	100	431	5.5
발명강 5	874	666	90	6	99	381	6

[192]

[193] [표3]

구분	미세조직 (면적분율 %)						기계적 물성				
	F	B+P	M	RA	관계식2	관계식3	YS(MPa)	TS(MPa)	T-El(%)	U-El(%)	TS×U-El(MPa%)
비교강 1	70	29.8	0	0.2	0.03	0.81	533	564	40	24	13536
비교강 2	75	21.8	2	1.2	0.02	0.84	537	668	31	18	12024
비교강 3	72	24.9	0.2	2.9	0.04	0.79	516	643	28	22	14146
비교강 4	79	10.6	4	6.4	0.04	0.82	503	796	24	17	13532
비교강 5	79	16.4	0.1	4.5	0.03	0.83	501	609	30	22	13398
비교강 6	60	11.0	25	4.0	0.19	0.90	645	807	22	15	12105
비교강 7	55	14.5	27	3.5	0.01	0.55	667	821	21	14	11494
발명강 1	75	19.7	0.1	5.2	0.02	0.81	510	627	34	22	13794
발명강 2	78	16.8	0.2	5.0	0.04	0.81	523	644	35	21	13524
발명강 3	79	15.8	0	5.2	0.04	0.83	524	611	33	23	14053
발명강 4	76	18.2	0	5.8	0.05	0.83	461	615	36	22	13530
발명강 5	75	18.0	0	7.0	0.03	0.81	539	607	36	23	13961

[194] (표 3에서 F는 페라이트, B는 베이나이트, P는 펄라이트, M은 마르텐사이트, RA는 잔류 오스테나이트 상을 의미한다.

[195] 또한, YS는 0.2% off-set 항복강도, TS는 인장강도 T-El은 총 연신율, U-El은 균일 연신율을 의미한다.)

[196]

[197] [표4]

구분	용접조건			HAZ 강도(MPa)	파단위치
	전류(A)	전압(V)	속도(m/min)		
비교강 1	250	25	0.7	502	ICHAZ
비교강 2	250	25	0.7	568	ICHAZ
비교강 3	250	25	0.7	508	CGHAZ
비교강 4	250	25	0.7	549	CGHAZ
비교강 5	250	25	0.7	432	CGHAZ
비교강 6	250	25	0.7	702	ICHAZ
비교강 7	250	25	0.7	714	ICHAZ
발명강 1	250	25	0.7	545	ICHAZ
발명강 2	250	25	0.7	547	ICHAZ
발명강 3	250	25	0.7	544	ICHAZ
발명강 4	250	25	0.7	547	ICHAZ
발명강 5	250	25	0.7	528	ICHAZ

[198] (표 4에서 ICHAZ는 Intercritical HAZ 영역을 의미하며, CGHAZ는 Coarse-grain HAZ 영역을 의미한다.)

[199]

[200] 하기 표 1 내지 4에 나타낸 바와 같이, 강 합금조성, 성분관계 및 제조조건이 본 발명을 모두 만족하는 발명강 1 내지 5는 미세조직 구성이 의도하는 바로 형성됨에 따라 590MPa 이상의 인장강도 및 20% 이상의 균일 연신율의 확보가 가능하였다. 또한, 인장강도와 균일 연신율의 곱이 13500MPa% 이상으로 확보된 것을 확인할 수 있으며, 용접열영향부 강도가 500MPa 이상이고 파단 위치가 ICHAZ인 것으로 미루어볼 때 용접성이 우수함을 알 수 있다.

[201]

[202] 반면, 비교강 1은 강 합금조성 및 성분관계가 본 발명을 만족하지만, 권취 온도가 과도하게 높아 잔류 오스테나이트 상의 안정도가 떨어져 충분한 분율로 잔류 오스테나이트 상을 확보할 수 없었다. 결과적으로 펄라이트가 형성되어 목표 수준의 강도를 확보할 수 없었다.

[203]

[204] 비교강 2는 강 합금조성 중 Si의 함량이 낮고, 석출강화 원소인 Ti이 과도하게 첨가됨에 따라 강도는 높은 반면 균일 연신율이 열위하였다.

[205]

[206] 비교강 3은 강 합금조성은 본 발명을 만족하나, 용접성에 영향을 미치는 성분관계(관계식 1)가 본 발명을 벗어남에 따라 용접성이 열위하였다. 즉, 상기 비교강 3은 탄소당량지수(Ceq)가 0.4를 초과할 것으로 예측할 수 있으며, 이로 인해 HAZ 연화가 증가하고 연성은 오히려 감소하여 fusion line에 인접한 CGHAZ에서 파단이 일어난 것이다.

[207]

[208] 비교강 4는 강 합금조성 중 C가 과다하게 첨가되고, 권취 온도가 낮아 잔류 오스테나이트 상의 대부분이 마르텐사이트 상으로 변태하여 강도가 지나치게 상승하였으며, 관계식 1의 값이 0을 초과하여 용접성이 열위하였다.

[209]

[210] 비교강 5는 Si의 함량이 과도하여 적스케일과 같은 표면 결함이 발생할 가능성이 매우 높으며, 또한 과도하게 높은 권취 온도로 인해 안정적인 잔류 오스테나이트 상의 확보가 불가하였다. 또한, 관계식 1의 값이 0을 초과하여 용접성이 열위하였다.

[211]

[212] 비교강 6과 7은 각각 열간압연 후 1차 냉각시 냉각종료온도가 과도하게 높거나 낮은 경우이다.

[213] 이 중 비교강 6은 조대한 페라이트가 형성되어 관계식 2의 값이 0.15를 초과하였으며, 비교강 7의 경우 1차 냉각종료온도가 저온역에서 이루어짐에 따라 관계식 3의 값이 0.80 미만으로 나타났다. 이들 강종은 마르텐사이트 상이 과도하게 형성되어 TRIP 조직이 아닌 DP 조직이 형성되었으며, 이로 인해 균일 연신율이 열위하였다.

[214]

[215] 도 1은 상기 비교강들과 발명강들의 인장강도(TS) 및 균일 연신율(U-El) 값을 그래프화하여 나타낸 것이다.

청구범위

[청구항 1] 중량%로, C: 0.08~0.15%, Si: 1.2~2.2%, Mn: 0.5~1.5%, P: 0.001~0.03%, S: 0.001~0.01%, Al: 0.01~0.1%, N: 0.001~0.01%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 하기 관계식 1로 표현되는 성분관계를 만족하고, 미세조직이 하기 관계식 2 및 3을 만족하도록 페라이트 상을 포함하며, 면적분율 5% 이상의 잔류 오스테나이트 상 및 잔부 베이나이트 상을 포함하는 용접성 및 연성이 우수한 고강도 열연강판.

[관계식 1]

840[C] + 140[Mn] + 35[Si] + 168[Cr] + 210[Mo] + 60[V] - 336≤0

(여기서, 각각의 원소는 중량 함량을 의미한다.)

[관계식 2]

$$1-\frac{f_{a(GS\leq 20)}}{f_a}\leq 0.15$$

(여기서, $f_{a(GS\leq 20)}$는 입경이 20㎛ 이하인 페라이트 분율, f_a는 미세조직 내 전체 페라이트 분율을 의미한다.)

[관계식 3]

$$1-\frac{f_{a(AR\leq 0.7)}}{f_a}\geq 0.80$$

(여기서, $f_{a(AR\leq 0.7)}$는 종횡비(aspect-ratio)가 0.7 이하인 등축정 형상의 페라이트 분율, f_a는 미세조직 내 전체 페라이트 분율을 의미한다.)

[청구항 2] 제 1항에 있어서,

상기 열연강판은 중량%로 Cr: 0.005~0.1%, Mo: 0.005~0.1%, Ti: 0.001~0.05%, Nb: 0.001~0.05% 및 V: 0.001~0.1% 중에서 선택된 1종 이상을 더 포함하며, 상기 Ti, Nb, V 및 Mo 중에서 선택된 1종 이상의 합계가 0.15중량% 이하인 용접성 및 연성이 우수한 고강도 열연강판.

[청구항 3] 제 1항에 있어서,

상기 열연강판은 면적분율 70~80%로 페라이트 상을 포함하는 용접성 및 연성이 우수한 고강도 열연강판.

[청구항 4] 제 1항에 있어서,

상기 열연강판은 인장강도 590MPa 이상, 균일 연신율이 20% 이상이고, 상기 인장강도와 균일 연신율의 곱(TS×U-El)이 13500MPa% 이상인 용접성 및 연성이 우수한 고강도 열연강판.

[청구항 5] 중량%로, C: 0.08~0.15%, Si: 1.2~2.2%, Mn: 0.5~1.5%, P: 0.001~0.03%, S: 0.001~0.01%, Al: 0.01~0.1%, N: 0.001~0.01%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한

불순물을 포함하고, 하기 관계식 1로 표현되는 성분관계를 만족하는 강 슬라브를 재가열하는 단계;

상기 재가열된 강 슬라브를 850~1150℃의 온도범위에서 열간압연하여 열연강판을 제조하는 단계;

상기 열연강판을 600~700℃의 온도범위까지 70~150℃/s의 평균 냉각속도로 1차 냉각하는 단계;

상기 1차 냉각 후 공냉하는 단계;

상기 공냉 후 350~470℃의 온도범위까지 70~150℃/s의 평균 냉각속도로 2차 냉각한 후 권취하는 단계; 및

상기 권취 후 200℃ 이하로 0.1~100℃/hour의 평균 냉각속도로 최종 냉각하는 단계

를 포함하는 용접성 및 연성이 우수한 고강도 열연강판의 제조방법.

[관계식 1]

$840[C] + 140[Mn] + 35[Si] + 168[Cr] + 210[Mo] + 60[V] - 336 \leq 0$

(여기서, 각각의 원소는 중량 함량을 의미한다.)

[청구항 6] 제 5항에 있어서,

상기 강 슬라브는 중량%로 Cr: 0.005~0.1%, Mo: 0.005~0.1%, Ti: 0.001~0.05%, Nb: 0.001~0.05% 및 V: 0.001~0.1% 중에서 선택된 1종 이상을 더 포함하며, 상기 Ti, Nb, V 및 Mo 중에서 선택된 1종 이상의 합계가 0.15중량% 이하인 용접성 및 연성이 우수한 고강도 열연강판의 제조방법.

[청구항 7] 제 5항에 있어서,

상기 강 슬라브 재가열은 1150~1350℃의 온도범위에서 행하는 것인 용접성 및 연성이 우수한 고강도 열연강판의 제조방법.

[청구항 8] 제 5항에 있어서,

상기 공냉은 3~10초간 행하는 것인 용접성 및 연성이 우수한 고강도 열연강판의 제조방법.

[청구항 9] 제 5항에 있어서,

상기 최종 냉각 후 하기 관계식 2 및 3을 만족하도록 페라이트 상이 형성되고, 면적분율 5% 이상의 잔류 오스테나이트 상 및 잔부 베이나이트 상이 형성되는 것인 용접성 및 연성이 우수한 고강도 열연강판의 제조방법.

[관계식 2]

$$1 - \frac{f_{a(GS \leq 20)}}{f_a} \leq 0.15$$

(여기서, $f_{a(GS \leq 20)}$는 입경이 20㎛ 이하인 페라이트 분율, f_a는 미세조직 내

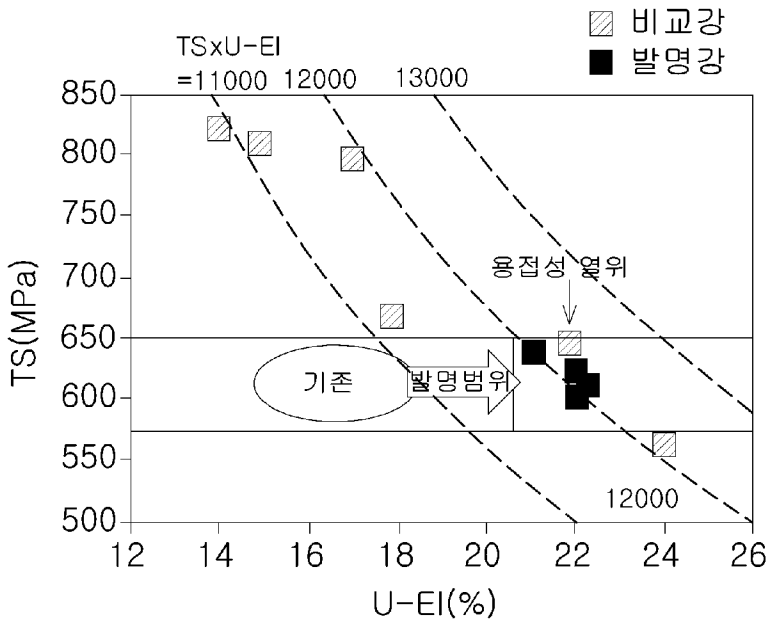
전체 페라이트 분율을 의미한다.)

[관계식 3]

$$1-\frac{f_{a(AR\leq 0.7)}}{f_a}\geq 0.80$$

(여기서, $f_{a(AR\leq 0.7)}$는 종횡비(aspect-ratio)가 0.7 이하인 등축정 형상의 페라이트 분율, f_a는 미세조직 내 전체 페라이트 분율을 의미한다.)

[도1]


비교강
발명강
TSxU-El
=11000
12000
13000
850
800
750
700
650
600
550
500
TS(MPa)
용접성 열위
기존
발명범위
12000
12
14
16
18
20
22
24
26
U-El(%)

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/KR2017/014821

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/02(2006.01)i, B21B 37/74(2006.01)i, B21B 3/02(2006.01)i, C22C 38/04(2006.01)i, C22C 38/06(2006.01)i, C22C 38/00(2006.01)i, C21D 8/02(2006.01)i, C21D 9/46(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 38/02; C21D 9/46; C22C 38/06; C21D 8/02; C22C 38/00; C22C 38/38; B21B 3/00; B21B 37/74; B21B 3/02; C22C 38/04

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: ferrite phase, surface integral rate, hot rolled steel sheet, bainite phase, austenite phase, hot rolling, weldability

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	KR 10-2015-0051839 A (POSCO) 13 May 2015 See paragraphs [0005], [0057]-[0078]; claims 1-8; and figure 1.	1-9
A	KR 10-2015-0112512 A (HYUNDAI STEEL COMPANY) 07 October 2015 See paragraphs [0018]-[0061]; claims 1-6; and figure 3.	1-9
A	KR 10-2013-0071705 A (POSCO) 01 July 2013 See paragraphs [0013]-[0054]; and claims 1-7.	1-9
A	KR 10-2013-0002208 A (HYUNDAI STEEL COMPANY) 07 January 2013 See paragraphs [0017]-[0082]; and figure 1.	1-9
A	JP 2009-270171 A (SUMITOMO METAL IND., LTD.) 19 November 2009 See paragraphs [0025]-[0071]; and claims 1-5.	1-9

☐ 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	Date of mailing of the international search report
21 MARCH 2018 (21.03.2018)	**21 MARCH 2018 (21.03.2018)**

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/KR2017/014821

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member	Publication date
KR 10-2015-0051839 A	13/05/2015	KR 10-1543860 B1	11/08/2015
KR 10-2015-0112512 A	07/10/2015	KR 10-1597418 B1	24/02/2016
KR 10-2013-0071705 A	01/07/2013	KR 10-1353745 B1	22/01/2014
KR 10-2013-0002208 A	07/01/2013	KR 10-1290426 B1	26/07/2013
JP 2009-270171 A	19/11/2009	JP 5200653 B2	05/06/2013

국 제 조 사 보 고 서

국제출원번호
PCT/KR2017/014821

A. 발명이 속하는 기술분류(국제특허분류(IPC))

C22C 38/02(2006.01)i, B21B 37/74(2006.01)i, B21B 3/02(2006.01)i, C22C 38/04(2006.01)i, C22C 38/06(2006.01)i, C22C 38/00(2006.01)i, C21D 8/02(2006.01)i, C21D 9/46(2006.01)i

B. 조사된 분야

조사된 최소문헌(국제특허분류를 기재)
C22C 38/02; C21D 9/46; C22C 38/06; C21D 8/02; C22C 38/00; C22C 38/38; B21B 3/00; B21B 37/74; B21B 3/02; C22C 38/04

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 상, 면적분율, 열연강판, 베이나이트 상, 오스테나이트 상, 열간압연, 용접성

C. 관련 문헌

카테고리*	인용문헌명 및 관련 구절(해당하는 경우)의 기재	관련 청구항
X	KR 10-2015-0051839 A (주식회사 포스코) 2015.05.13 단락 [0005], [0057]-[0078]; 청구항 1-8; 및 도면 1 참조.	1-9
A	KR 10-2015-0112512 A (현대제철 주식회사) 2015.10.07 단락 [0018]-[0061]; 청구항 1-6; 및 도면 3 참조.	1-9
A	KR 10-2013-0071705 A (주식회사 포스코) 2013.07.01 단락 [0013]-[0054]; 및 청구항 1-7 참조.	1-9
A	KR 10-2013-0002208 A (현대제철 주식회사) 2013.01.07 단락 [0017]-[0082]; 및 도면 1 참조.	1-9
A	JP 2009-270171 A (SUMITOMO METAL IND., LTD.) 2009.11.19 단락 [0025]-[0071]; 및 청구항 1-5 참조.	1-9

☐ 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	국제조사보고서 발송일
2018년 03월 21일 (21.03.2018)	2018년 03월 21일 (21.03.2018)

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

심사관
김진호
전화번호 +82-42-481-8699

국제조사보고서
대응특허에 관한 정보

국제출원번호
PCT/KR2017/014821

국제조사보고서에서 인용된 특허문헌	공개일	대응특허문헌	공개일
KR 10-2015-0051839 A	2015/05/13	KR 10-1543860 B1	2015/08/11
KR 10-2015-0112512 A	2015/10/07	KR 10-1597418 B1	2016/02/24
KR 10-2013-0071705 A	2013/07/01	KR 10-1353745 B1	2014/01/22
KR 10-2013-0002208 A	2013/01/07	KR 10-1290426 B1	2013/07/26
JP 2009-270171 A	2009/11/19	JP 5200653 B2	2013/06/05