

(12) 특허협력조약에 의하여 공개된 국제출원

(19) 세계지식재산권기구
국제사무국

(43) 국제공개일
2017년 6월 29일 (29.06.2017)



(10) 국제공개번호
WO 2017/111322 A1

- (51) 국제특허분류:
C22C 38/38 (2006.01) C22C 38/24 (2006.01)
C22C 38/34 (2006.01) C22C 38/22 (2006.01)
C22C 38/32 (2006.01) C22C 38/00 (2006.01)
C22C 38/28 (2006.01) C23C 2/06 (2006.01)
C22C 38/26 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
- (21) 국제출원번호: PCT/KR2016/013407
- (22) 국제출원일: 2016년 11월 21일 (21.11.2016)
- (25) 출원언어: 한국어
- (26) 공개언어: 한국어
- (30) 우선권정보:
10-2015-0184512 2015년 12월 23일 (23.12.2015) KR
- (71) 출원인: 주식회사 포스코 (POSCO) [KR/KR]; 37859 경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동), Gyeong-sangbuk-do (KR).
- (72) 발명자: 김성일 (KIM, Sung-II); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR). 서석중 (SEO, Seok-Jong); 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, 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.

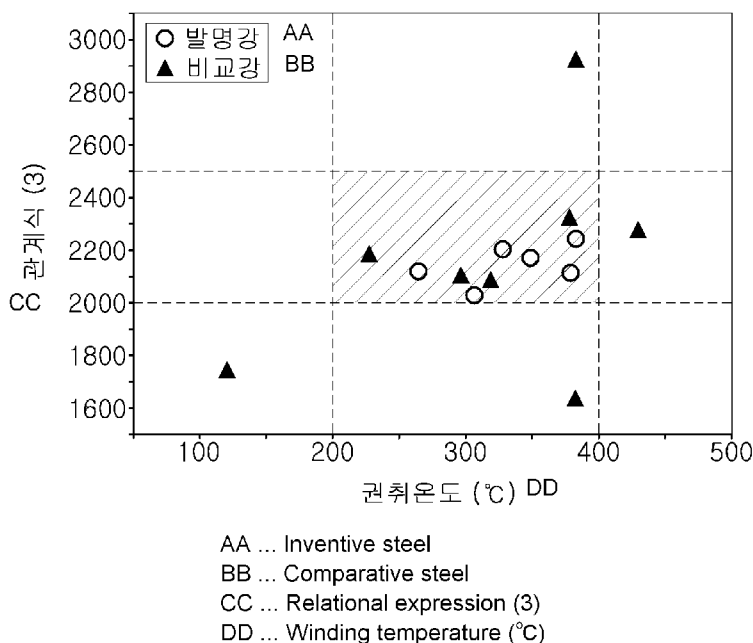
(84) 지정국 (별도의 표시가 없는 한, 가능한 모든 종류의 역내 권리의 보호를 위하여): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), 유라시아 (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), 유럽 (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, 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 제 21 조(3))

(54) Title: SUPER STRENGTH HOT-ROLLED STEEL SHEET EXCELLENT DUCTILITY AND MANUFACTURING THEREFOR

(54) 발명의 명칭: 연성이 우수한 초고강도 열연강판 및 그 제조방법



(57) Abstract: An aspect of the present invention relates to a super strength hot-rolled steel sheet comprising, in percentage by weight: 0.15-0.25% of C, 0.6-2.0% of Si, 1.5-3.0% of Mn, 0.01-0.1% of Al, 0.01-0.5% of Cr, 0.005-0.2% of Mo, 0.001-0.05% of P, 0.001-0.05% of S, 0.001-0.01% of N, 0.003-0.1% of Nb, 0.003-0.1% of Ti, 0.003-0.1% of V, and the remainder being Fe and other unavoidable impurities, and satisfying following relational expressions (1) and (2). [Relational expression 1] $4.5 \leq [Mn] + 12[soL.C] + 2.5[Mo] + 2[Cr] + 300[B] + [V] \leq 5.3$. [Relational expression 2] $[soL.C] = [C] - (0.25[Ti] + 0.13[Nb] + 0.125[Mo])$, $0.17 \leq [soL.C] \leq 0.22$. (In relational expressions 1 and 2, each element symbol represents the content of each element in wt%).

(57) 요약서: 본 발명의 일 측면은 중량%로, C: 0.15~0.25%, Si: 0.6~2.0%, Mn: 1.5~3.0%, Al: 0.01~0.1%, Cr: 0.01~0.5%, Mo: 0.005~0.2%, P: 0.001~0.05%, S: 0.001~0.05%, N: 0.001~0.01%, Nb: 0.003~0.1%, Ti: 0.003~0.1%, V: 0.003~0.1%, B: 0.0005~0.005%, 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 하기 관계식 1 및 관계식 2를 만족하는 것을 특징으로 하는 연성이 우수한 초고강도 열연강판에 관한 것이다. 관계식

1: $4.5 \leq [Mn] + 12[soL.C] + 2.5[Mo] + 2[Cr] + 300[B] + [V] \leq 5.3$ 관계식 2: $[soL.C] = [C] - (0.25[Ti] + 0.13[Nb] + 0.125[Mo])$, $0.17 \leq [soL.C] \leq 0.22$ (상기 관계식 1 및 관계식 2에서 각 원소 기호는 각 원소의 함량을 중량%로 나타낸 값임.)

WO 2017/111322 A1

명세서

발명의 명칭: 연성이 우수한 초고강도 열연강판 및 그 제조방법 기술분야

- [1] 본 발명은 연성이 우수한 초고강도 열연강판 및 그 제조방법에 관한 것이다.
[2]

배경기술

- [3] 자동차용 충돌부재, 범퍼 및 보강재로 사용되는 인장강도 1GPa 이상의 초고강도강은 강 중 적정 수준의 잔류 오스테나이트상을 함유해야 실제 부품성형이 용이하며 성형 후 높은 강도에 의해 우수한 내충돌 특성을 나타낸다고 할 수 있다.
- [4] 최근, 이를 위하여 다양한 방안이 제안되었으며, 특히, 인장강도 1GPa급 이상의 강도를 얻는 동시에 연신율 10%이상을 확보하기 위하여 잔류오스테나이트 상에 의한 TRIP현상을 활용한 열연 Q&P(Quenching and Partitioning)강이 제안되었다. Q&P강은 강을 오스테나이트 단상역 또는 오스테나이트와 페라이트 2상역 온도까지 가열하여 일정 시간동안 균질화 열처리한 후, 마르텐사이트 변태개시 온도(Ms)와 마르텐사이트 변태종료 온도(Mf) 사이의 온도까지 급냉하여 마르텐사이트 상과 잔류오스테나이트 상을 형성시키고 잔류오스테나이트 상을 안정화시키기 위하여 냉각 종료온도에서 유지하거나 Ms온도보다 약간 높은 온도로 가열 및 열처리하여 제조한다.
- [5]
- [6] 이와 같은 Q&P강의 제조개념은 미국 Colorado School of Mine 대학의 J.G. Speer 교수 등에 의해 비특허문헌 1 및 비특허문헌 2와 같이 제안되었다. 하지만, 2상역 온도 또는 오스테나이트 단상역 온도까지 재가열하는 방안을 통상적인 열간압연 공정에 추가로 적용하는 것은 제조비용이 많이 소요되는 문제가 있다.
- [7] 이를 해결하기 위하여 통상적인 열간압연후 냉각공정에서도 Q&P강이 얻어지도록 Cr, Ti, Al등을 활용하는 기술이 특허문헌 1 내지 3에 제안되었다. 하지만 이와 같은 Cr, Al을 추가로 활용하면 강의 용접성을 열위하게 하며 경화능의 지나친 증가로 판 Edge부와 Center부에서의 재질편차가 심해지는 문제가 있고, Ti의 활용시 고온에서의 탄화물의 형성으로 잔류오스테나이트 상분율이 감소하여 충분한 연성 및 굽힘특성을 얻기 어려운 문제점이 있었다.
- [8]
- [9] (선행기술문헌)
- [10] (특허문헌 1) 중국특허출원 제2012-10461655호
- [11] (특허문헌 2) 중국특허출원 제2012-10461022호
- [12] (특허문헌 3) 중국특허출원 제2013-10121568 호
- [13] (비특허문헌 1) J.G. Speer, D.V. Edmonds, F.C.Rizzo, D.K.Matlock: Curr. Opin.

Solid State Mater. Sci. 8(2004) 219-237.

[14] (비특허문헌 2) G.A. Thomas, J.G. Speer, and D.K. Matlock: AIST Trans., 2008, vol. 5 (5), pp. 209-217.

[15]

발명의 상세한 설명 기술적 과제

[16] 본 발명의 일 측면은 합금조성 및 제조방법을 정밀하게 제어함으로써, 기존 열연강판의 제조공정을 크게 변경하지 않으면서도 연성이 우수한 초고강도 열연강판 및 그 제조방법을 제공하기 위함이다.

[17]

[18] 한편, 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.

[19]

과제 해결 수단

[20] 본 발명의 일 측면은 중량%로, C: 0.15~0.25%, Si: 0.6~2.0%, Mn: 1.5~3.0%, Al: 0.01~0.1%, Cr: 0.01~0.5%, Mo: 0.005~0.2%, P: 0.001~0.05%, S: 0.001~0.05%, N: 0.001~0.01%, Nb: 0.003~0.1%, Ti: 0.003~0.1%, V: 0.003~0.1%, B: 0.0005~0.005%, 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고,

[21] 하기 관계식 1 및 관계식 2를 만족하는 것을 특징으로 하는 연성이 우수한 초고강도 열연강판에 관한 것이다.

[22]

[23] 또한, 본 발명의 다른 일 측면은 중량%로, C: 0.15~0.25%, Si: 0.6~2.0%, Mn: 1.5~3.0%, Al: 0.01~0.1%, Cr: 0.01~0.5%, Mo: 0.005~0.2%, P: 0.001~0.05%, S: 0.001~0.05%, N: 0.001~0.01%, Nb: 0.003~0.1%, Ti: 0.003~0.1%, V: 0.003~0.1%, B: 0.0005~0.005%, 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 하기 관계식 1 및 관계식 2를 만족하는 슬라브를 1200~1350°C로 가열하는 단계;

[24] 상기 가열된 슬라브를 850~1150°C의 온도 범위에서 열간압연하여 열연강판을 얻는 단계;

[25] 상기 열연강판을 200~400°C의 냉각종료온도까지 평균 냉각속도 50~100°C/s로 냉각한 후 권취하는 단계; 및

[26] 상기 권취된 열연강판을 가열로 내 장입하고 200~400°C의 온도 범위에서 하기 관계식 3을 만족하도록 보열 또는 가열하는 단계를 포함하는 연성이 우수한 초고강도 열연강판의 제조방법에 관한 것이다.

[27]

[28] 관계식 1: $4.5 \leq [\text{Mn}] + 12[\text{sol.C}] + 2.5[\text{Mo}] + 2[\text{Cr}] + 300[\text{B}] + [\text{V}] \leq 5.3$

[29] 관계식 2: $[\text{sol.C}] = [\text{C}] - (0.25[\text{Ti}] + 0.13[\text{Nb}] + 0.125[\text{Mo}])$, $0.17 \leq [\text{sol.C}] \leq 0.22$

[30] 관계식 3: $T = \text{Temp} (25[\text{sol.C}] + \text{Log}(\text{Time}))$, $2000 \leq T \leq 2500$

[31] (상기 관계식 1 및 관계식 2에서 각 원소 기호는 각 원소의 함량을 중량%로 나타낸 값이고, 관계식 3에서 Temp와 Time은 권취 후 가열로의 온도(°C)와 시간(분)을 나타낸다.)

[32]

[33] 덧붙여 상기한 과제에 해결수단은, 본 발명의 특징을 모두 열거한 것은 아니다. 본 발명의 다양한 특징과 그에 따른 장점과 효과는 아래의 구체적인 실시형태를 참조하여 보다 상세하게 이해될 수 있다.

[34]

발명의 효과

[35] 본 발명에 의하면, 강도 및 연성이 우수하여 자동차용 충돌부재, 범퍼 및 보강재 등에 바람직하게 적용될 수 있는 연성이 우수한 초고강도 열연강판 및 그 제조방법을 제공할 수 있는 효과가 있다.

[36]

도면의 간단한 설명

[37] 도 1은 발명강들과 비교강들의 관계식 1 및 2의 값을 그래프로 나타낸 것이다.

[38] 도 2는 발명강들과 비교강들의 권취 온도 및 관계식 3의 값을 그래프로 나타낸 것이다.

[39]

발명의 실시를 위한 최선의 형태

[40] 이하, 본 발명의 바람직한 실시 형태들을 설명한다. 그러나, 본 발명의 실시형태는 여러 가지 다른 형태로 변형될 수 있으며, 본 발명의 범위가 이하 설명하는 실시 형태로 한정되는 것은 아니다. 또한, 본 발명의 실시형태는 당해 기술분야에서 평균적인 지식을 가진 자에게 본 발명을 더욱 완전하게 설명하기 위해서 제공되는 것이다.

[41]

[42] 본 발명자들은 상술한 문제점들을 해결하기 위하여 깊이 연구한 결과, 합금조성 및 제조방법을 정밀하게 제어함으로써, 기존 열연강판의 제조공정을 크게 변경하지 않으면서도 연성이 우수한 초고강도 열연강판 및 그 제조방법을 제공할 수 있음을 확인하고, 본 발명을 완성하기에 이르렀다.

[43]

[44] 이하, 본 발명의 일 측면에 따른 연성이 우수한 초고강도 열연강판에 대하여 상세히 설명한다.

[45]

[46] 본 발명의 일 측면에 따른 연성이 우수한 초고강도 열연강판은 중량%로, C: 0.15~0.25%, Si: 0.6~2.0%, Mn: 1.5~3.0%, Al: 0.01~0.1%, Cr: 0.01~0.5%, Mo:

0.005~0.2%, P: 0.001~0.05%, S: 0.001~0.05%, N: 0.001~0.01%, Nb: 0.003~0.1%, Ti: 0.003~0.1%, V: 0.003~0.1%, B: 0.0005~0.005%, 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 하기 관계식 1 및 관계식 2를 만족하는 것을 특징으로 한다.

[47] 관계식 1: $4.5 \leq [\text{Mn}] + 12[\text{sol.C}] + 2.5[\text{Mo}] + 2[\text{Cr}] + 300[\text{B}] + [\text{V}] \leq 5.3$

[48] 관계식 2: $[\text{sol.C}] = [\text{C}] - (0.25[\text{Ti}] + 0.13[\text{Nb}] + 0.125[\text{Mo}])$, $0.17 \leq [\text{sol.C}] \leq 0.22$

[49] (상기 관계식 1 및 관계식 2에서 각 원소 기호는 각 원소의 함량을 중량%로 나타낸 값임.)

[50]

[51] 먼저, 본 발명의 일 측면에 따른 연성이 우수한 초고강도 열연강판의 합금조성에 대하여 상세히 설명한다. 이하, 각 합금원소의 단위는 중량%이다.

[52]

[53] C: 0.15~0.25 %

[54] 상기 C는 강의 경화능을 높여 강을 강화시키는데 가장 경제적이며 효과적인 원소이고, 잔류 오스테나이트상의 안정성을 확보하는데도 용이하다. C 함량이 증가하면 마르텐사이트상 및 베이나이트 상이 증가하여 인장강도가 증가하게 된다.

[55] C 함량이 0.15% 미만인 경우에는 안정된 잔류 오스테나이트 상을 형성하는데 부족하다. 반면에, C 함량이 0.25% 초과인 경우에는 용접성이 열위하게 되고 냉각속도에 따라 미세조직의 편차가 증가하여 열연강판(열간압연판재)의 위치별 재질편차가 심해지며 연성과 전단가공성이 열위해지는 문제점이 있다. 따라서, C 함량은 0.15~0.25%인 것이 바람직하다.

[56]

[57] Si: 0.6~2.0 %

[58] 상기 Si는 용강을 탈산시키는 작용을 하고, 고용강화 효과가 있으며, 조대한 탄화물 형성을 지연시켜서 잔류 오스테나이트상을 형성시키는데 유리한 효과가 있다.

[59] Si 함량이 0.6% 미만인 경우에는 탄화물 형성을 지연시키는 효과가 적어 안정된 잔류 오스테나이트상을 향상시키기 어려운 문제점이 있다. 반면에, Si 함량이 2.0% 초과인 경우에는 용접성이 저하되는 문제점이 있다. 따라서, Si 함량은 0.6~2.0%인 것이 바람직하다.

[60]

[61] Mn: 1.5~3.0%

[62] 상기 Mn은 Si과 마찬가지로 강을 고용 강화시키는데 효과적인 원소이며 강의 경화능을 증가시켜 마르텐사이트 상을 형성시키기 용이하게 한다.

[63] Mn 함량이 1.5% 미만인 경우에는 상술한 효과를 얻기에 불충분하다. 반면에, Mn 함량이 3.0% 초과인 경우에는 경화능이 크게 증가하여 원하는 미세조직을 제어하기 어려우며, 연주공정에서 슬라브 주조시 두께중심부에서 편석부가 크게 발달되며, 슬라브 품질이 열위해지고 열간압연 후 냉각시에는

두께방향으로의 미세조직이 불균일하게 형성되고 용접성도 열위해진다. 따라서, Mn 함량은 1.5~3.0%인 것이 바람직하다.

[64]

[65] Cr: 0.01~0.5%

[66] 상기 Cr은 강을 고용 강화시키며 강의 경화능을 증가시켜 강의 강도를 높이게 된다. 하지만, Cr 함량이 0.01% 미만이면 첨가에 따른 상기 효과를 얻기에 불충분하다. 반면에, Cr 함량이 0.5%를 초과하면 Mn과 유사하게 두께중심부에서의 편석부가 크게 발달되며, 두께방향 미세조직을 불균일하게 하여 성형성과 용접성이 열위하게 한다. 따라서, 상기 Cr의 함량은 0.01~0.5%로 제한하는 것이 바람직하다.

[67]

[68] Mo: 0.005~0.2%

[69] 상기 Mo는 강을 고용강화시키며 강의 경화능을 증가시켜 강의 강도를 높이게 된다. 또한, Nb, Ti 등과 함께 첨가할 경우 탄화물 형성에도 기여하여 고용탄소를 안정화 시킨다. 하지만, Mo 함량이 0.005% 미만이면 첨가에 따른 상기 효과를 얻기에 불충분하다. 반면에, Mo 함량이 0.2%를 초과하면 과도한 소입성 증가로 마르텐사이트 상의 형성이 용이하고 안정된 잔류 오스테나이트상을 형성시키기 어려운 문제가 있고, 경제적으로도 불리하며 용접성에도 해롭다. 따라서, 상기 Mo 함량은 0.005~0.2%인 것이 바람직하다.

[70]

[71] P: 0.001~0.05%

[72] 상기 P는 Si과 마찬가지로 고용강화 및 페라이트 변태 촉진효과를 동시에 가지고 있다. 하지만 P 함량을 0.001% 미만으로 제조하기 위해서는 제조비용이 많이 소요되어 경제적으로 불리하며 고강도를 얻기에도 불충분하다. 반면에, P 함량이 0.05%를 초과하면 입계편석에 의한 취성이 발생하며 절단가공시 미세한 균열이 발생하기 쉽고 연성과 내충격특성을 크게 악화시킨다. 따라서, P 함량은 0.001~0.05%인 것이 바람직하다.

[73]

[74] S: 0.001~0.01%

[75] 상기 S는 강 중에 존재하는 불순물로써, 그 함량이 0.01%를 초과하면 Mn 등과 결합하여 비금속개재물을 형성하며 이에 따라 강의 절단가공시 미세한 균열이 발생하기 쉽고 신장플렌지성과 내충격성을 크게 떨어뜨리는 문제점이 있다. 또한 S 함량을 0.001%미만으로 제조하기 위해서는 제강조업시 시간이 많이 소요되어 생산성이 떨어지게 된다. 따라서, S 함량은 0.001~0.01%인 것이 바람직하다.

[76]

[77] Sol.Al: 0.01~0.1%

[78] 상기 Sol.Al은 주로 탈산을 위하여 첨가하는 성분이며 그 함량이 0.01%

미만이면 그 첨가 효과가 불충분하고, 0.1%를 초과하면 질소와 결합하여 AlN이 형성되어 연주주조시 슬라브에 코너크랙이 발생하기 쉬우며 열연판의 엣지(Edge)부에 개재물 형성에 의한 결함이 발생하기 쉽다. 따라서, Sol.Al 함량은 0.01~0.1%인 것이 바람직하다.

[79]

[80] N: 0.001~0.01%

[81] 상기 N은 C와 함께 대표적인 고용강화 원소이고, Ti, Al 등과 함께 조대한 석출물을 형성한다. 일반적으로, N의 고용강화 효과는 탄소보다 우수하지만, 강 중에 N의 양이 증가될수록 인성이 크게 떨어지는 문제점이 있다. 또한 0.001% 미만으로 제조하기 위해서는 제강조업시 시간이 많이 소요되어 생산성이 떨어지게 된다. 따라서, N 함량은 0.001~0.01%인 것이 바람직하다.

[82]

[83] Ti: 0.003~0.1%

[84] 상기 Ti은 Nb, V와 함께 대표적인 석출강화 원소이며 N와의 강한 친화력으로 강중 조대한 TiN을 형성한다. TiN은 열간압연을 위한 가열과정에서 결정립이 성장하는 것을 억제하는 효과가 있으며 질소와 반응하고 남은 Ti이 강 중에 고용되어 탄소와 결합함으로써 TiC 석출물이 형성되어 강의 강도를 향상시키는데 유용한 성분이다.

[85]

[86] 하지만, Ti의 함량이 0.003%미만이면 상기 효과를 얻기에 불충분하다. 반면에, Ti함량이 0.10%를 초과하면 조대한 TiN의 발생으로 전단가공시 미세한 균열을 형성시키기 쉽고 강중 고용 C를 감소시켜 잔류 오스테나이트상의 안정성이 감소한다. 따라서, Ti함량은 0.003~0.1%인 것이 바람직하다.

[87]

[88] Nb: 0.003~0.1%

[89] 상기 Nb는 Ti, V와 함께 대표적인 석출강화 원소이며 열간압연 중 석출하여 재결정 지연에 의한 결정립 미세화 효과로 강의 강도와 충격인성 향상에 효과적이다. 하지만, Nb의 함량이 0.003%미만이면 상기 효과를 얻기에 불충분하고, Nb함량이 0.1%를 초과하면 열간압연 중 지나친 재결정 지연으로 연신된 결정립 형성되고 변형저항이 증가하여 박물재의 열간압연이 어렵고 형상품질이 열위해지는 문제점이 있다. 또한, 고용C를 감소시켜 잔류 오스테나이트상의 안정성도 감소한다. 따라서, Nb 함량은 0.003~0.1%인 것이 바람직하다.

[90]

[91] V: 0.003~0.1%

[92] 상기 V는 Nb, Ti와 함께 대표적인 석출강화 원소이지만 주로 권취이후 석출물을 형성하여 강의 강도 향상에 기여하며 강의 경화능을 증가시키는 효과도 있다. 하지만, V의 함량이 0.003%미만이면 상기 효과를 얻기에 불충분하고, 0.1%를 초과하면 조대한 복합석출물의 형성으로 전단가공성이 열위하게

되며, 지나친 경화능의 증가로 미세조직을 제어하기 어려우며 경제적으로도 불리하다. 따라서, V 함량은 0.003~0.1%인 것이 바람직하다.

[93]

[94] B: 0.0005~0.005%

[95] 상기 B는 대표적인 입계 안정화 원소로 열간압연 중 재결정을 지연시키며 열연후 냉각중 페라이트 상변태를 지연시켜 경화능을 높이는 원소로 미량으로도 그 효과가 크다. 다만, B 함량이 0.0005%미만이면 상기 효과를 얻기에 불충분 하다. 반면에, B 함량이 0.005%를 초과하면 열간압연 중 변형저항의 증가로 박물제의 열간압연이 곤란하고 지나친 경화능의 증가로 미세조직을 제어하기 어렵다. 따라서, B 함량은 0.0005~0.005%인 것이 바람직하다.

[96]

[97] 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.

[98]

[99] 본 발명의 일 측면에 따른 연성이 우수한 초고강도 열연강판은 상술한 합금조성을 만족할 뿐만 아니라 하기 관계식 1 및 관계식 2를 만족하여야 한다.

[100] 하기 관계식 1 및 관계식 2를 만족하여야 열간압연 후 마르텐사이트 조직을 균일하게 형성하기 쉽고, 미변태된 잔류 오스테나이트 상을 안정화하기 용이하기 때문이다.

[101] 하기 관계식 1 및 관계식 2에서 각 원소 기호는 각 원소의 함량을 중량%로 나타낸 값이다.

[102]

[103] 관계식 1: $4.5 \leq [\text{Mn}] + 12[\text{sol.C}] + 2.5[\text{Mo}] + 2[\text{Cr}] + 300[\text{B}] + [\text{V}] \leq 5.3$

[104] 관계식 1은 강의 소입성 및 편석과 관련된 것으로 특히, 관계식 1을 구성하는 각각의 성분은 강의 경화능을 높여 마르텐사이트 상의 형성을 용이하게 한다. 하지만 C, Mn, Cr 등은 강판의 중심부에 편석되기 쉬워 두께방향으로의 미세조직을 불균일하게 형성하게 하며 용접성에도 해롭다. 따라서, 관계식 1의 값이 4.5미만이면 강의 소입성이 부족하고, 5.3을 초과하면 미세조직 불균일성이 커지고 용접성이 열위하게 된다.

[105]

[106] 관계식 2: $[\text{sol.C}] = [\text{C}] - (0.25[\text{Ti}] + 0.13[\text{Nb}] + 0.125[\text{Mo}])$, $0.17 \leq [\text{sol.C}] \leq 0.22$

[107] 관계식 2는 강의 석출물 형성과 관련된 성분을 제한한 것으로 석출물의 형성이 상기 조성의 Ti, Nb, Mo 및 C의 함량과 상관이 있으므로 잔류 오스테나이트 상의 안정성에 기여하는 고용 C의 함량을 확인하고자 함이다. [sol.C]가 0.17 미만이면,

잔류 오스테나이트를 충분히 안정화시키기 곤란하며, [sol.C]가 0.25를 초과하면, 다량의 미세한 석출물의 형성으로 항복강도가 증가하고 결정립이 미세해질 수 있으나 강의 소입성이 증가하고 용접성에도 해롭다.

[108]

[109] 한편, 본 발명에 따른 열연강판의 미세조직은 면적분율로 마르텐사이트가 85% 이상이며, 잔류 오스테나이트가 3~15% 및 기타 불가피한 상을 포함한다.

[110] 마르텐사이트가 85% 미만인 경우에는 충분한 인장강도를 확보하기 어렵다. 또한, 잔류 오스테나이트가 3% 미만인 경우에는 연신율 및 성형성이 열위할 수 있으며, 15% 초과인 경우에는 충분한 마르텐사이트를 확보할 수 없어 인장강도가 열위할 수 있기 때문이다.

[111]

[112] 마르텐사이트가 85% 미만인 경우에는 충분한 인장강도를 확보하기 어렵다. 또한, 잔류 오스테나이트가 3% 미만인 경우에는 연신율 및 성형성이 열위할 수 있으며, 15% 초과인 경우에는 충분한 마르텐사이트를 확보할 수 없어 인장강도가 열위할 수 있기 때문이다.

[113]

[114] 이때, 상기 불가피한 상은 페라이트, 베이나이트 등일 수 있으며, 페라이트 및 베이나이트의 합은 5% 미만인 것이 보다 바람직하다. 페라이트 및 베이나이트의 합이 5% 이상인 경우에는 강도가 감소할 수 있기 때문이다.

[115]

[116] 또한, 본 발명에 따른 열연강판은 인장강도가 1200MPa 이상이고, 연신율이 10% 이상일 수 있다.

[117]

[118] 한편, 본 발명에 따른 열연강판은 표면에 아연도금층이 형성되어 있을 수 있다.

[119]

[120] 이하, 본 발명의 다른 일 측면인 연성이 우수한 초고강도 열연강판의 제조방법에 대하여 상세히 설명한다.

[121]

[122] 본 발명의 다른 일 측면에 따른 연성이 우수한 초고강도 열연강판의 제조방법은 상술한 합금조성, 관계식 1 및 관계식 2를 만족하는 슬라브를 1200~1350°C로 가열하는 단계; 상기 가열된 슬라브를 850~1150°C의 온도 범위에서 열간압연하여 열연강판을 얻는 단계; 상기 열연강판을 200~400°C의 냉각종료온도까지 평균 냉각속도 50~100°C/s로 냉각한 후 권취하는 단계; 및 상기 권취된 열연강판을 가열로 내 장입하고 200~400°C의 온도 범위에서 하기 관계식 3을 만족하도록 보열 또는 가열하는 단계를 포함한다.

[123]

[124] 슬라브 가열 단계

[125] 상술한 합금조성, 관계식 1 및 관계식 2를 만족하는 슬라브를 1200~1350°C로

가열한다.

[126] 상기 슬라브 가열온도가 1200°C 미만이면 Ti, Nb, V, Mo 등으로 구성된 탄화물, 질화물, 석출물이 충분히 재고용되지 않아 열간압연 이후의 공정에서 석출물의 형성 효과가 감소하게 되며, 조대한 TiN이 잔존하게 된다. 반면에, 1350°C를 초과하면 오스테나이트 결정립의 이상입성장에 의하여 강도가 저하되는 문제점이 있다. 따라서, 상기 슬라브 가열온도는 1200~1350°C인 것이 바람직하다.

[127]

[128] 이때, 상기 슬라브는 연속주조 공정과 열연공정이 직결화된 공정에서 생산된 것일 수 있다. 적절한 열간압연 온도를 유지하기 위해 강 슬라브의 온도를 1200~1350°C로 하는 것이 중요하므로, 상기와 같은 연속 주조 공정과 열연공정이 직결화된 공정에도 바람직하게 적용될 수 있는 것이다.

[129]

[130] 열간압연 단계

[131] 상기 가열된 슬라브를 850~1150°C의 온도 범위에서 열간압연하여 열연강판을 얻는다.

[132] 1150°C보다 높은 온도에서 열간압연을 개시하면 열연강판의 온도가 높아져 결정립 크기가 조대해지고 열연강판의 표면품질이 열위해지게 된다. 또한, 열간압연을 850°C보다 낮은 온도에서 종료하면 지나친 재결정 지연에 의해 연신된 결정립의 발달 및 재결정의 지연으로 압연판의 형상이 열위해지고 열간압연 중 석출물의 형성으로 소입성이 감소하며 잔류 오스테나이트상의 안정성도 감소하게 된다.

[133] 따라서, 열간압연은 850~1150°C의 온도 범위에서 실시하는 것이 바람직하다.

[134]

[135] 냉각 및 권취 단계

[136] 상기 열연강판을 200~400°C의 냉각종료온도까지 평균 냉각속도 50~100°C/s로 냉각한 후 권취한다.

[137] 냉각종료온도가 200°C 미만인 경우 강중 미세조직이 모두 마르텐사이트상으로 상변태되어 강의 강도가 증가하나 연성이 열위해지며, 냉각종료온도가 400°C 초과인 경우 베이나이트상이 형성되어 강의 강도와 연성이 모두 열위해될 수 있기 때문이다.

[138] 또한, 냉각시 평균 냉각속도가 50°C/sec 미만이면 페라이트 상 또는 베이나이트상이 형성되어 미세조직이 불균일해지고 목표로 하는 강의 재질을 확보하기 어려우며, 평균 냉각속도가 100°C/sec 초과이면 판의 두께방향 및 폭방향으로의 미세조직이 불균일하게 되고 형상품질이 열위하게 될 수 있기 때문이다.

[139]

[140] 보열 또는 가열 단계

[141] 상기 권취된 열연강판을 가열로 내 장입하고 200~400°C의 온도 범위에서 하기

관계식 3을 만족하도록 보열 또는 가열한다. 보열 또는 가열 열처리 후 열연강판을 로냉할 수 있다.

[142]

[143] 관계식 3: $T = \text{Temp} (25[\text{sol.C}] + \text{Log}(\text{Time}))$, $2000 \leq T \leq 2500$

[144] (상기 관계식 3에서 Temp와 Time은 권취 후 가열로의 온도(°C)와 시간(분)을 나타낸다.)

[145]

[146] 열간압연 및 냉각으로 권취가 완료된 직후에는 강중 미변태상이 잔존하며 이는 이후 열이력에 따라 안정된 잔류 오스테나이트상을 형성할 수도 있으나, 모두 마르텐사이트 상으로 변태할 수도 있다.

[147] 이때, 상기 권취된 열연강판의 온도가 200°C 미만이 되지 않도록 가열로 내 장입하는 것이 바람직하다. 장입 전 온도가 200°C 미만인 경우 열연강판의 일부 또는 전체에 있어서 미변태상이 모두 마르텐사이트 상으로 변태하여 강의 강도는 크게 증가하나 잔류 오스테나이트 상의 형성이 부족하여 연성 및 성형성이 크게 열위하게 된다.

[148] 또한, 본 발명의 상기 관계식 3을 만족하도록 보열 또는 가열 열처리를 하여 강중 안정된 잔류 오스테나이트 상이 형성되도록 하여야 한다.

[149]

[150] 이때 열처리 온도는 400°C 이상의 온도로 가열할 필요가 없으며, 이는 50°C/sec이상의 충분한 냉각속도 및 강의 소입성으로 미변태상내 고용 탄소함량이 높기 때문이다. 따라서, 관계식 3을 만족하는 열처리만으로 충분히 안정된 잔류오스테나이트 상을 확보할 수 있다. 하지만, 관계식 3이 2000 미만인 경우에는 상기의 열처리 효과가 부족하여 잔류오스테나이트 상이 안정화되지 못하여 마르텐사이트 상으로 변태하게 되며, 관계식 3의 값이 2500을 초과하면 고용탄소의 확산으로 베이나이트 상이 형성되며 강의 강도와 연성이 동시에 감소하며 장시간의 열처리로 경제적으로도 불리해진다.

[151]

[152] 상술한 제조방법에 따라 제조된 열연강판은 인장강도가 1200MPa이상이고 연신율이 10%이상으로 연성 및 강도가 우수하다.

[153]

[154] 한편, 상기 보열 또는 가열하는 단계 후에, 열연강판을 산세처리 후 도유하는 단계를 추가로 포함할 수 있다.

[155]

[156] 또한, 상기 산세처리 후 열연강판의 온도가 450~480°C가 되도록 가열한 후 용융아연도금하는 단계를 포함할 수 있다.

[157]

발명의 실시를 위한 형태

- [158] 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.
- [159]
- [160] 하기 표 1에 나타낸 성분조성을 갖는 슬라브를 1250°C로 가열한 후, 하기 표 2에 기재된 제조조건을 적용하여 열연강판을 제조하였다.
- [161] 하기 표 1에서 각 합금 원소의 단위는 중량%이고, 하기 표 2에서 FDT와 CT는 각각 열간압연시 마무리압연 종료온도 및 권취온도를 의미하며, Temp와 Time은 코일 가열로의 열처리온도와 열처리시간을 의미한다. 하기 표 2에 나타내지 않은 열간 압연 직후 냉각은 냉각속도를 70~90°C/sec를 만족하도록 제어하였다.
- [162]
- [163] 또한, 상기 제조된 열연강판의 기계적 성질과 미세조직 관찰결과를 하기 표 3에 나타내었다.
- [164] 하기 표 3에서 YS, TS, T-EI는 각각 열간압연판의 항복강도, 인장강도, 연신율을 의미하며, 인장시험은 압연판재의 압연방향에 대하여 0°방향을 기준으로 JIS5호 규격에 의거하여 채취된 시험편으로 하였다. 하기 표 3에 나타낸 인장시험결과는 3회 시험한 결과의 평균값이다.
- [165]
- [166] 또한, 하기 표 3에서 베이나이트(Bainite), 마르텐사이트(Martensite), 페라이트(Ferrite) 및 잔류오스테나이트(Retained Austenite) 상의 면적분율은 해당 압연판재에서 중심부위 시편에서 분석한 결과이며 시편은 각각 채취하여 에칭한 후 광학현미경과 주사전자현미경(SEM)을 이용하여 관찰하고 이를 image 분석기로 분석하여 측정하였다. 잔류 오스테나이트 상의 면적분율은 EBSD(Electron Back Scattered Diffraction)을 이용하여 해당 압연판재에서 중심부위 시편에서 분석한 결과이다.
- [167]

[168] [표1]

구분	C	Si	Mn	Cr	Al	P	S	N	Mo	Ti	Nb	V	B
비교 강1	0.22	1.01	1.62	0.7	0.03	0.012	0.00 3	0.00 5	0.01	0.02	0.03	0.00 4	0.001
비교 강2	0.19	0.8	1.7	0.1	0.03	0.011	0.00 3	0.00 5	0.01	0.02	0.01 5	0.00 4	0.001
비교 강3	0.19	0.62	1.55	0.2	0.03 5	0.015	0.00 3	0.00 4	0.1	0.03	0.01 5	0.00 5	0.001
비교 강4	0.21	0.65	1.8	0.15	0.03	0.01	0.00 6	0.00 5	0.07	0.02 5	0.02	0.00 1	0.001
비교 강5	0.23	0.7	1.6	0.4	0.03	0.01	0.00 4	0.00 4	0.01	0.04	0.03	0.00 1	0.000 5
비교 강6	0.18	0.8	1.82	0.1	0.03 5	0.01	0.00 3	0.00 5	0.06	0.00 5	0.00 5	0.00 1	0.001
비교 강7	0.21	0.6	1.88	0.1	0.02 7	0.009	0.00 3	0.00 4	0.01	0.05	0.04	0.05	0.001 5
비교 강8	0.2	0.7	1.65	0.15	0.03	0.01	0.00 3	0.00 4	0.1	0.02	0.03	0.00 3	0.002
발명 강1	0.2	0.8	1.6	0.3	0.02 5	0.006	0.00 2	0.00 4	0.01	0.02	0.02	0.00 5	0.001
발명 강2	0.21	1.1	1.8	0.2	0.02 7	0.007	0.00 3	0.00 3	0.01	0.02 5	0.02	0.01	0.000 5
발명 강3	0.19	1	1.7	0.25	0.02 5	0.006	0.00 3	0.00 5	0.1	0.01 5	0.02	0.00 5	0.001
발명 강4	0.2	1.45	1.7	0.4	0.02 5	0.01	0.00 3	0.00 4	0.1	0.01	0.02	0.00 5	0.000 5
발명 강5	0.18	1.5	1.8	0.45	0.02 8	0.006	0.00 3	0.00 3	0.01	0.01 5	0.01	0.00 6	0.001
발명 강6	0.19	1	2	0.35	0.03 2	0.006	0.00 2	0.00 4	0.01	0.03	0.02 5	0.00 5	0.000 5

[169]

[170] [표2]

시편	관계식(1)	관계식(2)	관계식(3)	FDT(°C)	CT(°C)	장입온도(°C)	Temp(°C)	Time(min.)
비교강1	5.87	0.210	2308.0	883	379	203	300	280
비교강2	4.41	0.182	2077.6	889	319	211	300	240
비교강3	4.52	0.168	2093.8	897	296	216	300	600
비교강4	4.88	0.192	2174.0	901	228	165	280	900
비교강5	5.15	0.215	2913.9	892	383	220	350	900
비교강6	4.52	0.171	1630.1	909	382	250	250	180
비교강7	4.90	0.191	2266.3	900	430	300	300	600
비교강8	4.95	0.179	1735.5	914	120	85	250	300
발명강1	4.82	0.191	2115.9	910	265	226	280	600
발명강2	4.78	0.200	2242.4	917	383	313	300	300
발명강3	4.81	0.171	2026.8	903	307	257	300	300
발명강4	5.09	0.182	2201.4	898	328	274	300	600
발명강5	5.12	0.174	2112.4	912	379	315	300	500
발명강6	5.02	0.178	2168.4	892	349	249	300	600

[171]

[172] [표3]

시편	YS(MPa)	TS(MPa)	T-EI(%)	Bainite(%)	Martensite(%)	Ferrite(%)	Retained Austenite(%)
비교강1	1255	1427	7.3	2	95	0	3
비교강2	765	986	16.5	26	72	1	1
비교강3	1021	1159	10.4	15	83	0	2
비교강4	1143	1406	7.8	2	98	0	0
비교강5	895	1055	14.0	9	89	0	2
비교강6	1010	1344	8.2	5	94	0	1
비교강7	654	889	18.3	75	20	3	2
비교강8	1180	1405	7.6	2	98	0	0
발명강1	1062	1209	12.1	0	92	0	8
발명강2	1108	1298	11.5	1	89	0	10
발명강3	1070	1244	11.2	1	94	0	5
발명강4	1195	1388	10.9	0	93	0	7
발명강5	1176	1354	10.4	1	93	0	6
발명강6	1189	1376	10.8	0	94	0	6

[173]

[174] 본 발명의 합금조성, 관계식 1 내지 3 및 제조조건을 모두 만족하는 발명강 1

내지 6의 경우 1200MPa 이상의 인장강도 및 10% 이상의 연신율을 확보할 수 있음을 알 수 있다.

[175]

[176] 반면에, 비교강 1은 관계식 1의 값이 높고, Cr 함량을 만족하지 못한 경우로, 지나치게 높은 경화능으로 대부분의 미세조직이 마르텐사이트상으로 형성되었으며 강도는 높지만 연신율이 열위하게 나타났다.

[177]

[178] 비교강 2는 관계식 1의 값이 낮은 경우로, 경화능이 부족하여 냉각 중 베이나이트 상변태가 발생하여 충분한 마르텐사이트상을 확보하지 못하였으며 잔류 오스테나이트 상도 거의 형성되지 못하였다.

[179]

[180] 비교강 3은 관계식 1은 만족하여 충분한 경화능을 나타내었으나 관계식 2를 만족하지 못하여 강중 안정된 잔류 오스테나이트상이 부족하였으며 베이나이트 상도 증가하여 높은 강도를 얻지 못하였다.

[181]

[182] 비교강 4는 관계식 1 내지 3을 모두 만족하였으나, 열간압연과 냉각이 종료된 이후 권취된 코일의 온도가 본 발명에서 제안한 200°C미만으로 냉각된 이후에 코일 열처리로에 장입되어 열처리되었다. 따라서, 미변태상들이 대부분 마르텐사이트 상으로 변태하였으며 강도는 크게 증가하였으나 충분한 연신율을 확보하지 못하였다.

[183]

[184] 비교강 5는 관계식 3의 값이 너무 높은 경우로, 냉각 후 코일 열처리로에서 지나치게 높은 온도로 장시간 열처리되어 잔류 오스테나이트상은 적는데 비해 베이나이트상이 많이 관찰되었다. 이는 잔류 오스테나이트상의 일부가 안정화되지 못하고 베이나이트상으로 변태한 것으로 추정되며 이 때문에 충분히 높은 강도를 확보하지 못하였다.

[185]

비교강 6은 관계식 3의 값이 낮은 경우로, 열처리 온도와 시간이 부족하여 역시 안정된 잔류 오스테나이트상이 충분히 확보되지 못하고 마르텐사이트상으로 상변태한 것으로 판단되며, 연성이 열위하였다.

[186]

[187] 비교강 7과 비교강 8은 권취온도를 만족하지 못한 경우로, 본 발명에서 제안한 권취온도 범위보다 높게 제조된 비교강 7은 미세조직이 대부분 베이나이트로 형성되어 강도가 열위하였다. 또한 권취온도가 낮게 제조된 비교강 8은 대부분의 미세조직이 마르텐사이트로 연신율이 열위하였다.

[188]

[189] 도 1은 발명강들과 비교강들의 관계식 1 및 2의 값을 그래프로 나타낸 것이며, 도 2는 발명강들과 비교강들의 권취 온도 및 관계식 3의 값을 그래프로 나타낸 것이다. 본 발명의 합금조성과 관련된 관계식 1 및 2를 만족할 뿐만 아니라,

관계식 3을 만족하여야 본 발명의 효과가 나타날 수 있음을 확인할 수 있다.

[190]

[191] 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, C: 0.15~0.25%, Si: 0.6~2.0%, Mn: 1.5~3.0%, Al: 0.01~0.1%, Cr: 0.01~0.5%, Mo: 0.005~0.2%, P: 0.001~0.05%, S: 0.001~0.05%, N: 0.001~0.01%, Nb: 0.003~0.1%, Ti: 0.003~0.1%, V: 0.003~0.1%, B: 0.0005~0.005%, 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 하기 관계식 1 및 관계식 2를 만족하는 것을 특징으로 하는 연성이 우수한 초고강도 열연강판.
 관계식 1: $4.5 \leq [\text{Mn}] + 12[\text{sol.C}] + 2.5[\text{Mo}] + 2[\text{Cr}] + 300[\text{B}] + [\text{V}] \leq 5.3$
 관계식 2: $[\text{sol.C}] = [\text{C}] - (0.25[\text{Ti}] + 0.13[\text{Nb}] + 0.125[\text{Mo}])$, $0.17 \leq [\text{sol.C}] \leq 0.22$
 (상기 관계식 1 및 관계식 2에서 각 원소 기호는 각 원소의 함량을 중량%로 나타낸 값임.)
- [청구항 2] 제1항에 있어서,
 상기 열연강판의 미세조직은 면적분율로 마르텐사이트가 85% 이상이며, 잔류 오스테나이트가 3~15% 및 기타 불가피한 상을 포함하는 것을 특징으로 하는 연성이 우수한 초고강도 열연강판.
- [청구항 3] 제2항에 있어서,
 상기 불가피한 상은 페라이트 및 베이나이트를 포함하고, 상기 페라이트 및 베이나이트의 합은 5면적% 미만인 것을 특징으로 하는 연성이 우수한 초고강도 열연강판.
- [청구항 4] 제1항에 있어서,
 상기 열연강판은 인장강도가 1200MPa 이상이고, 연신율이 10% 이상인 것을 특징으로 하는 연성이 우수한 초고강도 열연강판.
- [청구항 5] 제1항에 있어서,
 상기 열연강판은 표면에 아연도금층이 형성되어 있는 것을 특징으로 하는 연성이 우수한 초고강도 열연강판.
- [청구항 6] 중량%로, C: 0.15~0.25%, Si: 0.6~2.0%, Mn: 1.5~3.0%, Al: 0.01~0.1%, Cr: 0.01~0.5%, Mo: 0.005~0.2%, P: 0.001~0.05%, S: 0.001~0.05%, N: 0.001~0.01%, Nb: 0.003~0.1%, Ti: 0.003~0.1%, V: 0.003~0.1%, B: 0.0005~0.005%, 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 하기 관계식 1 및 관계식 2를 만족하는 슬라브를 1200~1350°C로 가열하는 단계;
 상기 가열된 슬라브를 850~1150°C의 온도 범위에서 열간압연하여 열연강판을 얻는 단계;
 상기 열연강판을 200~400°C의 냉각종료온도까지 평균 냉각속도 50~100°C/s로 냉각한 후 권취하는 단계; 및
 상기 권취된 열연강판을 가열로 내 장입하고 200~400°C의 온도 범위에서

하기 관계식 3을 만족하도록 보열 또는 가열하는 단계를 포함하는 연성이 우수한 초고강도 열연강판의 제조방법.

관계식 1: $4.5 \leq [\text{Mn}] + 12[\text{sol.C}] + 2.5[\text{Mo}] + 2[\text{Cr}] + 300[\text{B}] + [\text{V}] \leq 5.3$

관계식 2: $[\text{sol.C}] = [\text{C}] - (0.25[\text{Ti}] + 0.13[\text{Nb}] + 0.125[\text{Mo}])$, $0.17 \leq [\text{sol.C}] \leq 0.22$

관계식 3: $T = \text{Temp} (25[\text{sol.C}] + \text{Log}(\text{Time}))$, $2000 \leq T \leq 2500$

(상기 관계식 1 및 관계식 2에서 각 원소 기호는 각 원소의 함량을 중량%로 나타낸 값이고, 관계식 3에서 Temp와 Time은 권취후 가열로의 온도(°C)와 시간(분)을 나타낸다.)

[청구항 7]

제6항에 있어서,

상기 보열 또는 가열하는 단계 후에, 열연강판을 산세처리 후 도유하는 단계를 추가로 포함하는 것을 특징으로 하는 연성이 우수한 초고강도 열연강판의 제조방법.

[청구항 8]

제 6항에 있어서,

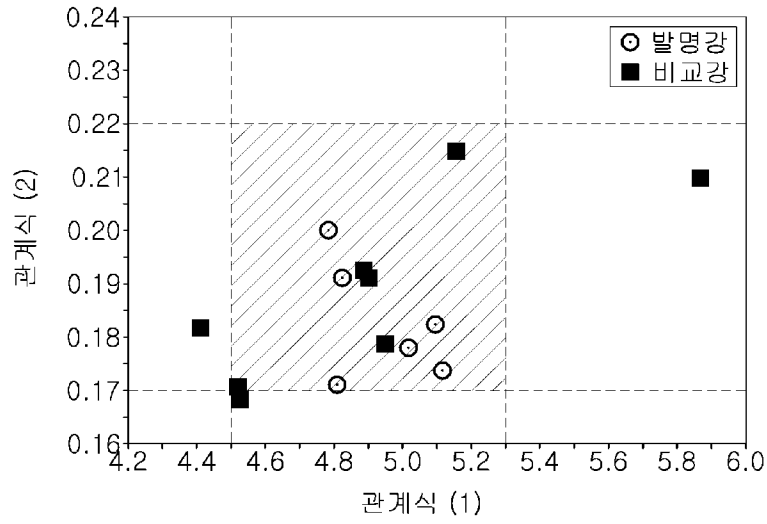
상기 산세처리 후 강판의 온도가 450~480°C가 되도록 가열한 후 용융아연도금하는 단계를 포함하는 것을 특징으로 하는 연성이 우수한 초고강도 열연강판의 제조방법.

[청구항 9]

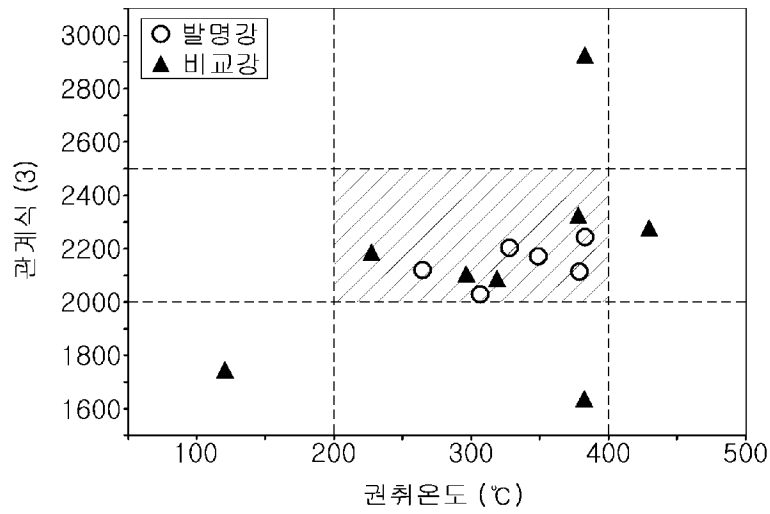
제 6항에 있어서,

상기 슬라브는 연속주조 공정과 열연공정이 직결화된 공정에서 생산된 것을 특징으로 하는 연성이 우수한 초고강도 열연강판의 제조방법.

[도1]



[도2]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/KR2016/013407

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/38(2006.01)i, C22C 38/34(2006.01)i, C22C 38/32(2006.01)i, C22C 38/28(2006.01)i, C22C 38/26(2006.01)i, C22C 38/24(2006.01)i, C22C 38/22(2006.01)i, C22C 38/00(2006.01)i, C23C 2/06(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 38/38; C21C 7/064; C22C 38/00; C22C 38/14; C22C 38/12; C21D 9/00; C22C 38/34; C22C 38/32; C22C 38/28; C22C 38/26; C22C 38/24; C22C 38/22; C23C 2/06; C21D 8/02

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: flexible, super high strength, hot rolling, steel plate, weight

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP 2006-183141 A (JFE STEEL K.K.) 13 July 2006 See paragraphs [0024]-[0071]; claims 1-11; table 3; and figures 1-4.	1-9
A	KR 10-2014-0027451 A (KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO (KOBE STEEL, LTD.)) 06 March 2014 See paragraphs [0026]-[0065]; and claims 1-8.	1-9
A	JP 2004-068095 A (NIPPON STEEL CORP.) 04 March 2004 See paragraphs [0027]-[0070]; claims 1-14; and figures 1-6.	1-9
A	JP 2008-069425 A (KOBE STEEL LTD.) 27 March 2008 See paragraphs [0007]-[0020]; claims 1-3; and figure 2.	1-9
A	JP 2015-113500 A (KOBE STEEL LTD.) 22 June 2015 See paragraphs [0018]-[0045]; and claims 1-3.	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

13 FEBRUARY 2017 (13.02.2017)

Date of mailing of the international search report

13 FEBRUARY 2017 (13.02.2017)

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. 82-42-472-7140

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/KR2016/013407

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member	Publication date
JP 2006-183141 A	13/07/2006	JP 2011-102434 A JP 4682822 B2 JP 5321571 B2	26/05/2011 11/05/2011 23/10/2013
KR 10-2014-0027451 A	06/03/2014	CN 103620075 A CN 103620075 B EP 2719788 A1 EP 2719788 A4 EP 2719788 B1 JP 2013-079441 A JP 5873393 B2 US 2014-0065007 A1 WO 2012-169640 A1	05/03/2014 17/02/2016 16/04/2014 21/10/2015 02/11/2016 02/05/2013 01/03/2016 06/03/2014 13/12/2012
JP 2004-068095 A	04/03/2004	JP 3793490 B2	05/07/2006
JP 2008-069425 A	27/03/2008	JP 4646881 B2	09/03/2011
JP 2015-113500 A	22/06/2015	NONE	

A. 발명이 속하는 기술분류(국제특허분류(IPC)) C22C 38/38(2006.01)i, C22C 38/34(2006.01)i, C22C 38/32(2006.01)i, C22C 38/28(2006.01)i, C22C 38/26(2006.01)i, C22C 38/24(2006.01)i, C22C 38/22(2006.01)i, C22C 38/00(2006.01)i, C23C 2/06(2006.01)i, C21D 8/02(2006.01)i		
B. 조사된 분야 조사된 최소문헌(국제특허분류를 기재) C22C 38/38; C21C 7/064; C22C 38/00; C22C 38/14; C22C 38/12; C21D 9/00; C22C 38/34; C22C 38/32; C22C 38/28; C22C 38/26; C22C 38/24; C22C 38/22; C23C 2/06; C21D 8/02 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:연성, 초고강도, 열연, 강판, 중량		
C. 관련 문헌		
카테고리*	인용문헌명 및 관련 구절(해당하는 경우)의 기재	관련 청구항
X	JP 2006-183141 A (JFE STEEL K.K.) 2006.07.13 단락 [0024]-[0071]; 청구항 1-11; 표 3; 및 도면 1-4 참조.	1-9
A	KR 10-2014-0027451 A (가부시키가이샤 고베 세이코쇼) 2014.03.06 단락 [0026]-[0065]; 및 청구항 1-8 참조.	1-9
A	JP 2004-068095 A (NIPPON STEEL CORP.) 2004.03.04 단락 [0027]-[0070]; 청구항 1-14; 및 도면 1-6 참조.	1-9
A	JP 2008-069425 A (KOBE STEEL LTD.) 2008.03.27 단락 [0007]-[0020]; 청구항 1-3; 및 도면 2 참조.	1-9
A	JP 2015-113500 A (KOBE STEEL LTD.) 2015.06.22 단락 [0018]-[0045]; 및 청구항 1-3 참조.	1-9
<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 “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 02월 13일 (13.02.2017)	국제조사보고서 발송일 2017년 02월 13일 (13.02.2017)	
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
JP 2006-183141 A	2006/07/13	JP 2011-102434 A JP 4682822 B2 JP 5321571 B2	2011/05/26 2011/05/11 2013/10/23
KR 10-2014-0027451 A	2014/03/06	CN 103620075 A CN 103620075 B EP 2719788 A1 EP 2719788 A4 EP 2719788 B1 JP 2013-079441 A JP 5873393 B2 US 2014-0065007 A1 WO 2012-169640 A1	2014/03/05 2016/02/17 2014/04/16 2015/10/21 2016/11/02 2013/05/02 2016/03/01 2014/03/06 2012/12/13
JP 2004-068095 A	2004/03/04	JP 3793490 B2	2006/07/05
JP 2008-069425 A	2008/03/27	JP 4646881 B2	2011/03/09
JP 2015-113500 A	2015/06/22	없음	