(12) 특허협력조약에 의하여 공개된 국제출원

(19) 세계지식재산권기구
국제사무국

(43) 국제공개일
2022 년 6 월 30 일 (30.06.2022)

WIPO | PCT

(10) 국제공개번호
WO 2022/139190 A1

(51) 국제특허분류:
C22C 38/38 (2006.01) *C22C 38/24* (2006.01)
C22C 38/32 (2006.01) *C22C 38/22* (2006.01)
C22C 38/28 (2006.01) *C21D 9/46* (2006.01)
C22C 38/26 (2006.01) *C21D 8/02* (2006.01)

(21) 국제출원번호: PCT/KR2021/017014

(22) 국제출원일: 2021 년 11 월 18 일 (18.11.2021)

(25) 출원언어: 한국어

(26) 공개언어: 한국어

(30) 우선권정보:
10-2020-0180309 2020 년 12 월 21 일 (21.12.2020) KR

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

(72) 발명자: **방찬우 (BANG, Chan-Woo)**; 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR). **김성일 (KIM, Sung-Il)**; 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR). **나현택 (NA, Hyun-Taek)**; 06194 서울시 강남구 테헤란로 440 포스코센터, Seoul (KR).

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

(81) 지정국 (별도의 표시가 없는 한, 가능한 모든 종류의 국내 권리의 보호를 위하여): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, 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, IT, 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, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.

(84) 지정국 (별도의 표시가 없는 한, 가능한 모든 종류의 역내 권리의 보호를 위하여): ARIPO (BW, 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))
— 청구범위 보정 기한 만료 전의 공개이며, 보정서를 접수하는 경우 그에 관하여 별도 공개함 (규칙 48.2(h))

WO 2022/139190 A1

(54) **Title:** HIGH-YIELD-RATIO ULTRA-HIGH-STRENGTH STEEL SHEET HAVING EXCELLENT THERMAL STABILITY, AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR

(54) **발명의 명칭:** 열적 안정성이 우수한 고항복비 초고강도 강판 및 그 제조방법

(57) **Abstract:** The present invention relates to an ultra-high-strength steel sheet and a manufacturing method therefor, and, more specifically, to: a steel sheet having excellent thermal stability to have a high yield ratio and ultra-high strength even after heat treatment at a relatively low temperature; and a manufacturing method therefor.

(57) **요약서:** 본 발명은 초고강도 강판 및 그 제조방법에 관한 것으로, 보다 상세하게는 열적 안정성이 우수하여 비교적 저온에서의 열처리 후에도 고항복비 및 초고강도를 구비하는 강판 및 그 제조방법을 제공하고자 하는 것이다.

명세서

발명의 명칭: 열적 안정성이 우수한 고항복비 초고강도 강판 및 그 제조방법

기술분야

[1] 본 발명은 초고강도 강판 및 그 제조방법에 관한 것으로, 보다 상세하게는 열적 안정성이 우수한 고항복비 초고강도 강판 및 그 제조방법에 관한 것이다.

배경기술

[2] 중장비 붐 암(Boom arm), 상용차의 프레임 및 보강재 그리고 건축 및 기계 부품의 구조부재에 사용되는 강판은 제조과정 및 사용 중 다양한 목적으로 강판 및 부품의 일부 또는 전체에 열을 가하는 경우가 있다. 일 예로, 상용차 프레임 및 보강재는 부품과의 결합 등을 위해 국부적인 형상의 조정이 필요한 경우가 많으며, 이를 위해 강재에 국부적인 가열 및 변형을 가하게 된다. 한편, 이러한 가열 과정으로 인해 강재의 강도가 변하여 내구성이 열위해지는 문제가 있다. 이는 가열 과정에서 고용상태의 탄소가 재배열되거나, 전위, 결정립계 등에서 클러스터링을 형성하여 탄화물을 형성하여 강의 취성을 유발하기 때문이다. 더하여, 강 중 마르텐사이트, 베이나이트, 잔류 오스테나이트 등의 미세조직도 함께 변화하여 강의 강도가 급격히 변하며, 성형성 및 내구성에도 영향을 미치게 된다.

[3] 이와 같이, 가열 과정에서의 강의 조직 및 물성 변화는 초기 강의 성분과 미세조직에 따라 달라지게 되고, 가열온도, 유지시간 등의 열처리 조건에 크게 의존하게 되는데, 현재까지는 600℃ 이상의 고온에서의 강도의 저하를 억제하는 것에만 초점이 맞추어져 있다.

[4]

[5] 예컨대, 특허문헌 1 및 2에서는 합금성분으로 Cr, Mo, Nb, V 등을 첨가하고, 열간압연 후 템퍼링 등을 이용하여 고온강도를 확보하는 기술을 제안하였으나, 이는 건축용 후판 강재의 제조에 적합한 기술에 불과하다. 또한, 건축용 강재가 화재 등 불가피하게 가열되는 환경적 요소를 고려할 때, 강 중 Cr, Mo, Nb, V 등의 합금성분을 다량 첨가함에 따라 600℃ 이상의 고온환경에서 장시간 노출에도 강도를 일정 수준으로 확보할 수 있으나, 템퍼링을 해야 하는 등 제조비용이 과도해지는 문제가 있다. 특히, 600℃ 이하의 환경에서 단시간 노출되는 경우에 사용하기에는 열적 안정성이 과도한 단점이 있다.

[6] 특허문헌 3은 Ti, Nb, Cr, Mo 등을 첨가하여 용접 열영향부에서의 강도를 확보하는 기술로, 자동차용 구조부재의 용접 시, 용접 인접부에서의 연화를 억제하기에 적합하다. 아크 용접 시, 용접열에 의해 용융된 용접재료와 인접한 부위를 600℃ 이상의 고온으로 가열되며, 특히, 오스테나이트역 이상의 온도로 가열되는 경우도 있다는 한계가 있다.

[7] 특허문헌 4는 Cr, Mo, Ti, Nb, V 등을 첨가하여 고온강도를 확보하는 기술이나 마찬가지로 600℃ 이상의 고온에서 장시간 노출 시, 강도를 확보하였지만, 주어진 성분계와 제조조건으로 제조 시, 인장강도(TS) 530MPa급의 강도만 확보할 수 있어, 기가급 초고강도 강종과는 사용용도 및 강도에서 차이가 있다.

[8] [선행기술문헌]

[9] (특허문헌 1) 한국 등록특허공보 제10-0358939호(2002.10.16 공고)

[10] (특허문헌 2) 한국 등록특허공보 제10-1290382호(2013.07.22 공고)

[11] (특허문헌 3) 한국 등록특허공보 제10-0962745호(2010.06.03 공고)

[12] (특허문헌 4) 한국 등록특허공보 제10-1246390호(2013.03.21 공고)

발명의 상세한 설명

기술적 과제

[13] 본 발명의 일 측면에 따르면 열적 안정성이 우수하여 비교적 저온에서의 열처리 후에도 고항복비 및 초고강도를 구비하는 강판 및 그 제조방법을 제공하고자 한다.

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

과제 해결 수단

[15] 본 발명의 일 측면은, 중량%로, C: 0.05~0.13%, Si: 0.01~0.5%, Mn: 0.8~2.0%, Cr: 0.005~1.2%, Mo: 0.001~0.5%, P: 0.001~0.02%, S: 0.001~0.01%, Al: 0.01~0.1%, N: 0.001~0.01%, Ti: 0.01~0.05%, Nb: 0.001~0.03%, V: 0.001~0.2%, B: 0.0003~0.003%, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고,

[16] 하기 관계식 1에서 정의되는 K 값이 -1.05 이상이고,

[17] 하기 관계식 2에서 정의되는 G 값이 2~20이며,

[18] 미세조직은 면적%로, 60~90%의 마르텐사이트(템퍼드 마르텐사이트 포함), 10~40%의 베이나이트 및 5% 이하의 페라이트를 포함하고,

[19] 항복비가 0.8 이상인 강판을 제공할 수 있다.

[20] [관계식 1]

[21] $K = -0.6-1.42[C]+0.05[Si]-0.16[Mn]-0.08[Cr]-0.03[Mo]+0.09[Ti]+0.08[Nb]^2$

[22] (여기서, [C], [Si], [Mn], [Cr], [Mo], [Ti] 및 [Nb]은 해당 합금원소의 중량%이다.)

[23] [관계식 2]

[24] $G = ([Nb]/93+[Mo]/96+[V]/51)/([Ti]/48)$

[25] (여기서, [Nb], [Mo], [V] 및 [Ti]은 해당 합금원소의 중량%이다.)

[26] 상기 강판은 인장강도가 950MPa 이상일 수 있다.

[27] 상기 강판은 400~600℃에서 열처리 후의 인장강도가 열처리 전 인장강도의 80% 이상일 수 있다.

[28]

[29] 본 발명의 다른 일 측면은, 중량%로, C: 0.05~0.13%, Si: 0.01~0.5%, Mn: 0.8~2.0%, Cr: 0.005~1.2%, Mo: 0.001~0.5%, P: 0.001~0.02%, S: 0.001~0.01%, Al: 0.01~0.1%, N: 0.001~0.01%, Ti: 0.01~0.05%, Nb: 0.001~0.03%, V: 0.001~0.2%, B: 0.0003~0.003%, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, 하기 관계식 1에서 정의되는 K 값이 -1.05 이상이고, 하기 관계식 2에서 정의되는 G 값이 2~20인 강 슬라브를 재가열하는 단계;

[30] 상기 재가열된 강 슬라브를 열간압연하는 단계; 및

[31] 상기 열간압연된 강판을 300~500℃의 온도범위까지 60℃/s 이상의 냉각속도로 1차 냉각하고, 50~200℃의 온도범위까지 10~70℃/s의 냉각속도로 2차 냉각한 후 권취하는 단계를 포함하는 강판의 제조방법을 제공할 수 있다.

[32] [관계식 1]

[33] $K = -0.6-1.42[C]+0.05[Si]-0.16[Mn]-0.08[Cr]-0.03[Mo]+0.09[Ti]+0.08[Nb]^2$

[34] (여기서, [C], [Si], [Mn], [Cr], [Mo], [Ti] 및 [Nb]은 해당 합금원소의 중량%이다.)

[35] [관계식 2]

[36] $G = ([Nb]/93+[Mo]/96+[V]/51)/([Ti]/48)$

[37] (여기서, [Nb], [Mo], [V] 및 [Ti]은 해당 합금원소의 중량%이다.)

[38] 상기 재가열 단계에서 재가열 온도는 1150~1350℃이고,

[39] 상기 열간압연 단계에서 압연종료온도는 850~1150℃일 수 있다.

[40] 상기 냉각 시, 2차 냉각속도는 60℃ 이하일 수 있다.

발명의 효과

[41] 본 발명의 일 측면에 따르면 열적 안정성이 우수하여 비교적 저온에서의 열처리 후에도 고항복비 및 초고강도를 구비하는 강판 및 그 제조방법을 제공할 수 있다.

[42] 본 발명의 다른 일 측면에 따르면 단시간에 비교적 저온에서의 열처리를 실시할 수 있어 용도의 확대 적용이 가능한 초고강도 강판 및 그 제조방법을 제공할 수 있다.

발명의 실시를 위한 최선의 형태

[43] 이하에서는 본 발명의 바람직한 구현예들을 설명하고자 한다. 본 발명의 구현예들은 여러 가지 형태로 변형될 수 있으며, 본 발명의 범위가 아래에서 설명되는 구현예들에 한정되는 것으로 해석되어서는 안된다. 본 구현예들은 당해 발명이 속하는 기술분야에서 통상의 기술자에게 본 발명을 더욱 상세하게 설명하기 위하여 제공되는 것이다.

[44]

[45] 본 발명자는 상술한 종래 기술의 문제점을 해결하기 위하여, 다양한 성분 및 미세조직을 가지는 강들에 대해, 400~600℃의 온도영역에서 열처리 후, 상온 인장강도의 변화를 측정한 결과, 인장강도의 변화가 강재의 승온 중 측정한 동적 강도 값의 기울기에 의존하는 것을 확인하였다.

[46] 그 결과로부터 본 발명자는 강의 주요 성분인 C, Mn, Si, Cr, Mo, Ti, Nb, V의 성분 함량을 최적화하는 관계식 1 및 2를 도출할 수 있었으며, 이와 함께 제조공정의 조건을 제어함으로써 우수한 열적 안정성을 확보할 수 있음을 확인하고, 본 발명을 완성하기에 이르렀다.

[47]

[48] 이하, 본 발명에 대하여 상세히 설명한다.

[49]

[50] 이하에서는, 본 발명의 강 조성에 대해 자세히 설명한다.

[51] 본 발명에서 특별히 달리 언급하지 않는 한 각 원소의 함량을 표시하는 %는 중량을 기준으로 한다.

[52]

[53] 본 발명의 일 측면에 따르는 강판은 중량%로, C: 0.05~0.13%, Si: 0.01~0.5%, Mn: 0.8~2.0%, Cr: 0.005~1.2%, Mo: 0.001~0.5%, P: 0.001~0.02%, S: 0.001~0.01%, Al: 0.01~0.1%, N: 0.001~0.01%, Ti: 0.01~0.05%, Nb: 0.001~0.03%, V: 0.001~0.2%, B: 0.0003~0.003%, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함할 수 있다.

[54]

[55] 탄소(C): 0.05~0.13%

[56] 탄소(C)는 강을 강화시키는데 가장 경제적이며 효과적인 원소로, 첨가량이 증가하면 마르텐사이트 또는 베이나이트 분율의 증가로 인장강도가 증가하게 된다. 탄소(C)의 함량이 0.05% 미만이면 상술한 효과를 충분히 얻기 어렵고, 그 함량이 0.13%를 초과하면 과잉 탄소(C)에 의한 마르텐사이트의 강도가 상승하나, 400~600℃ 구간의 가열처리 시, 탄소(C)의 고용강화 효과가 크게 감소할 수 있다.

[57] 따라서, 탄소(C)의 함량은 0.05~0.13%일 수 있으며, 보다 바람직한 하한은 0.07%일 수 있으며, 보다 바람직한 상한은 0.11%일 수 있다.

[58]

[59] 실리콘(Si): 0.01~0.5%

[60] 실리콘(Si)은 용강을 탈산시키고 고용강화 효과가 있으며, 조대한 탄화물 형성을 지연시켜 성형성을 향상시키는데 유리한 원소이다. 실리콘(Si)의 함량이 0.01% 미만이면 상술한 효과를 얻기 어려운 반면, 그 함량이 0.5%를 초과하면 열간압연 시, 강판 표면에 실리콘(Si)에 의한 붉은색 스케일이 형성되어 강판 표면 품질이 매우 나빠질 뿐만 아니라 용접성도 저하되는 문제점이 있다.

[61] 따라서, 실리콘(Si)의 함량은 0.01~0.5%일 수 있으며, 보다 바람직한 상한은 0.3%일 수 있다.

[62]

[63] 망간(Mn): 0.8~2.0%

[64] 망간(Mn)은 Si과 마찬가지로 강을 고용 강화시키는데 효과적인 원소로, 강의 경화능을 증가시켜 열처리 후 냉각 중 마르텐사이트와 베이나이트의 형성을

용이하게 할 수 있다. 망간(Mn)의 함량이 0.8% 미만이면 첨가에 따른 상기 효과를 얻을 수 없고, 그 함량이 2.0%를 초과하면 초기강도 확보에는 유리하나, 400~600℃ 구간의 가열처리 시, 초기강도와 열처리 후 강도 차이가 커질 수 있다. 또한, 연주공정에서 슬라브 주조 시, 두께중심부에서 편석부가 크게 발달되어 편차를 유발하며, MnS의 형성이 용이해져 연성이 열위해질 수 있다.

[65] 따라서, 망간(Mn)의 함량은 0.8~2.0%일 수 있으며, 보다 바람직한 하한은 1.0%일 수 있으며, 보다 바람직한 상한은 1.8%일 수 있다.

[66]

[67] 크롬(Cr): 0.005~1.2%

[68] 크롬(Cr)은 강을 고용 강화시키며, 냉각 시, 페라이트 변태를 지연시켜 마르텐사이트와 베이나이트의 형성을 돕는 역할을 한다. 또한, Mo, Ti, Ni 등과 미세한 복합탄화물 석출에 의해 열처리 후 강도에 기여한다. 크롬(Cr)의 함량이 0.005% 미만이면 첨가에 따른 상기 효과를 얻을 수 없고, 그 함량이 1.2%를 초과하면 Mn과 유사하게 두께중심부에서의 편석부가 크게 발달되며, 두께방향 미세조직을 불균일하게 하며 합금 원가에서도 불리할 수 있다.

[69] 따라서, 크롬(Cr)의 함량은 0.005~1.2%일 수 있으며, 보다 바람직한 하한은 0.4%일 수 있다.

[70]

[71] 몰리브덴(Mo): 0.001~0.5%

[72] 몰리브덴(Mo)은 강의 경화능을 증가시켜 마르텐사이트와 베이나이트의 형성을 용이하게 한다. 또한, 가열처리 시, Nb-Ti-Mo계 미세탄화물을 형성시켜 강도 저하를 완화시킨다. 몰리브덴(Mo)의 함량이 0.001% 미만이면 첨가에 따른 상기 효과를 얻을 수 없고, 그 함량이 0.5%를 초과하면 경제적으로 불리할 수 있다.

[73] 따라서, 몰리브덴(Mo)의 함량은 0.001~0.5%일 수 있으며, 보다 바람직한 하한은 0.05%일 수 있으며, 보다 바람직한 상한은 0.3%일 수 있다.

[74]

[75] 인(P): 0.001~0.02%

[76] 인(P)은 고용강화 효과가 있으나, 입계 편석에 의한 취성이 발생할 수 있다. 인(P)의 함량을 0.001% 미만으로 제조하기 위해서는 제조비용이 많이 소요되어 경제적으로 불리하며, 강도를 얻기에도 불충분할 수 있다. 반면, 그 함량이 0.02%를 초과하면 입계 편석에 의한 취성이 발생하며, 성형 시, 미세한 균열이 발생하기 쉽고 연성과 내충격특성을 크게 악화시킬 수 있다.

[77] 따라서, 인(P)의 함량은 0.001~0.02%일 수 있다.

[78]

[79] 황(S): 0.001~0.01%

[80] 황(S)은 강 중에 존재하는 불순물로, 그 함량이 0.01%를 초과하면 Mn 등과 결합하여 비금속개재물을 형성하며, 이에 따라 강의 절단가공 시, 미세한 균열이

발생하기 쉽고 내충격성을 크게 떨어뜨리는 문제점이 있다. 한편, 황(S)의 함량을 0.001% 미만으로 제조하기 위해서는 제강 조업 시, 시간이 많이 소요되어 생산성이 떨어질 수 있다.

[81] 따라서, 황(S)의 함량은 0.001~0.01%일 수 있다.

[82]

[83] 알루미늄(Al): 0.01~0.1%

[84] 알루미늄(Al)은 주로 탈산을 위하여 첨가되며, 알루미늄(Al)의 함량이 0.01% 미만이면 상기 첨가 효과가 부족하고, 그 함량이 0.1%를 초과하면 N와 결합하여 AlN이 형성되어 연주주조 시, 슬라브에 코너크랙이 발생하기 쉬우며, 개재물 형성에 의한 결함이 발생할 수 있다.

[85] 따라서, 알루미늄(Al)의 함량은 0.01~0.1%일 수 있으며, 보다 바람직한 하한은 0.02%일 수 있으며, 보다 바람직한 상한은 0.05%일 수 있다.

[86]

[87] 질소(N): 0.001~0.01%

[88] 질소(N)는 C와 함께 대표적인 고용강화 원소이며, Ti, Al 등과 함께 조대한 석출물을 형성한다. 일반적으로, 질소(N)의 고용강화 효과는 C보다 우수하지만, 강 중에 질소(N)의 양이 증가될수록 인성이 크게 저하되는 문제점이 있어, 그 상한을 0.01%로 제한한다. 반면, 그 함량을 0.001% 미만으로 제조하기 위해서는 제강 조업 시, 과도한 시간이 소요되어 생산성이 떨어지게 된다.

[89] 따라서, 질소(N)의 함량은 0.001~0.01%일 수 있다.

[90]

[91] 티타늄(Ti): 0.01~0.05%

[92] 티타늄(Ti)은 Nb, Mo, V와 함께 대표적인 석출강화 원소로, 열처리 후, 탄화물 형성에 의한 강도 하락을 완화시키는 역할에 기여한다. 그러나 타 석출원소에 비해 석출물 형성온도가 높기 때문에 그 효과는 떨어진다. 또한, N와의 강한 친화력으로 조대한 TiN을 형성한다. 이러한, TiN은 열간압연을 위한 가열과정에서 결정립 성장을 억제하는 효과가 있으며, 고용 N이 안정화되어 경화능 향상을 위해 첨가하는 B를 활용하기에 유리하다. 티타늄(Ti)의 함량이 0.01% 미만이면 상기 효과를 얻기 어려우며, 그 함량이 0.05%를 초과하면 조대한 TiN 발생 및 열처리 중 석출물의 조대화로 저온역 내충격성을 열위하게 하는 문제점이 있을 수 있다.

[93] 따라서, 티타늄(Ti)의 함량은 0.01~0.05%일 수 있으며, 보다 바람직한 상한은 0.03%일 수 있다.

[94]

[95] 니오븀(Nb): 0.001~0.03%

[96] 니오븀(Nb)은 Ti, V와 함께 대표적인 석출강화 원소로, 열간압연 중 탄화물을 형성하여 재결정 지연에 의한 결정립 미세화 효과로 강의 강도 및 충격인성 향상에 효과적이다. 탄화물 형성에 의해 강 중 C 함량은 줄어들게 되며

400~600℃ 구간의 가열처리 시, C에 의한 강도 저하 효과가 완화된다. 니오븀(Nb)의 함량이 0.001% 미만이면 상기 효과를 얻을 수 없으며, 그 함량이 0.03%를 초과하면 압연 중 형성되는 석출물로 인해 재결정이 지나치게 지연되고 강의 이방성이 열위해질 수 있다.

[97] 따라서, 니오븀(Nb)의 함량은 0.001~0.03%일 수 있으며, 보다 바람직한 상한은 0.02%일 수 있다.

[98]

[99] 바나듐(V): 0.001~0.2%

[100] 바나듐(V)은 강력한 석출경화 원소로, 재가열 온도범위에서 활발한 석출이 일어나는 원소이다. 재가열 시, 석출물을 형성하여 마르텐사이트 풀림에 의한 강도 하락을 석출물 형성으로 보완할 수 있는 원소로 바나듐(V)의 함량이 0.001% 이상 첨가되는 것이 바람직하나, 그 함량이 0.2%를 초과하면 경제성 측면에서 불리할 수 있다.

[101] 따라서, 바나듐(V)의 함량은 0.001~0.2%일 수 있다.

[102]

[103] 보론(B): 0.0003~0.003%

[104] 보론(B)은 페라이트 변태를 지연시켜 베이나이트 및 마르텐사이트를 통한 초기 강도확보에 유리하다. 강 중 고용상태로 존재할 경우, 결정립계를 안정시켜 저온역에서의 강의 취성을 개선하는 효과가 있으며, 고용 N과 함께 BN을 형성하므로 조대한 질화물 형성을 억제할 수 있다. 보론(B)의 함량이 0.0003% 미만이면 상기 효과를 얻기 어렵고, 그 함량이 0.003%를 초과하면 초기 강도향상에는 기여하나, 열처리 후 강도향상에 크게 기여하지 못해 열처리 후 강도 하락이 커질 수 있다.

[105] 따라서, 보론(B)의 함량은 0.0003~0.003%일 수 있다.

[106]

[107] 본 발명의 강판은, 상술한 조성 이외에 나머지 철(Fe) 및 불가피한 불순물을 포함할 수 있다. 불가피한 불순물은 통상의 제조공정에서 의도되지 않게 혼입될 수 있으므로, 이를 배제할 수는 없다. 이러한 불순물들은 통상의 철강제조분야의 기술자라면 누구라도 알 수 있는 것이기 때문에 그 모든 내용을 특별히 본 명세서에서 언급하지는 않는다.

[108]

[109] 본 발명의 강판은 하기 관계식 1에서 정의되는 K 값이 -1.05 이상일 수 있다.

[110] 관계식 1의 K 값과 관련된 강의 열적 안정성은 주어진 온도에서 강재에 가해진 외력에 대한 강재의 변형저항을 기반으로 한다. 일 예로, 강재에 있어서, 고온압축시험 또는 고온인장시험을 실시하며 시험 시, 소재를 일정한 가열속도로 승온시키는 동시에 일정한 변형속도로 외력을 가하여 소재에 단위면적당 작용한 힘을 측정한다. 이와 같이, 측정된 응력-온도 곡선의 기울기 값을 열적 안정성이라고 하며, 이는 강재의 고유한 특징이라고 할 수 있다.

[111] 본 발명에서는 고온압축시험법을 적용하여 측정하였으며, 이때 강재의 승온속도는 1℃/s로 600℃까지 가열하며 동시에 0.005/s의 변형속도로 30%의 변형량을 가하였다. 이 때 얻어진 응력-온도 곡선의 기울기 K를 다양한 강재에 대해 구하여 관계식 (1)을 도출할 수 있었다.

[112] 상기 관계식 1의 K 값이 -1.05 미만이면 열적 안정성이 부족하여 100~600℃에서 열처리 전후의 강도 변화가 증가할 수 있다. 특히, 이와 같은 열처리 전후의 항복강도 변화는 관계식 2를 동시에 만족한 경우 더욱 안정적인 경향을 나타낼 수 있다. 보다 바람직하게는 -1.03 이상일 수 있다.

[113] [관계식 1]

[114] $K = -0.6-1.42[C]+0.05[Si]-0.16[Mn]-0.08[Cr]-0.03[Mo]+0.09[Ti]+0.08[Nb]^2$

[115] (여기서, [C], [Si], [Mn], [Cr], [Mo], [Ti] 및 [Nb]은 해당 합금원소의 중량%이다.)

[116]

[117] 본 발명의 강판은 하기 관계식 2에서 정의되는 G 값이 2~20일 수 있다.

[118] 관계식 1 및 관계식 2를 동시에 만족할 경우 열처리 후 강도 하락을 완화하여 열적 안정성을 확보할 수 있다.

[119] 하기 관계식 2는 석출물에 의한 열처리 후 강도를 성분식을 나타낸 것으로, 열처리 시, 발생하는 미세 입내 석출물의 형성에 관한 것이다. 석출물은 전위 및 고용탄소에 의한 강화감소를 보완하는 효과를 가지나, G 값이 2 미만인 경우에는 열처리 후 강판의 석출물 형성이 부족하거나, 초기강판에서 조대 석출물 형성이 증가하여 열처리 시, 발생하는 미세 입내 석출물 형성이 감소하여 열적 안정성이 부족할 수 있다. 반면, 그 값이 20을 초과하는 경우에는 열적 안정성이 더 이상 개선되는 효과가 감소하며, 고가의 합금원소를 다량 첨가해야 하므로, 경제적으로 불리할 수 있다. 보다 바람직하게는 3 이상일 수 있으며, 보다 바람직하게는 17 이하일 수 있다.

[120] [관계식 2]

[121] $G = ([Nb]/93+[Mo]/96+[V]/51)/([Ti]/48)$

[122] (여기서, [Nb], [Mo], [V] 및 [Ti]은 해당 합금원소의 중량%이다.)

[123]

[124] 이하에서는, 본 발명의 강 미세조직에 대해 자세히 설명한다.

[125] 본 발명에서 특별히 달리 언급하지 않는 한 미세조직의 분율을 표시하는 %는 면적을 기준으로 한다.

[126]

[127] 본 발명의 일 측면에 따르는 강판의 미세조직은 면적%로, 60~90%의 마르텐사이트(템퍼드 마르텐사이트 포함), 10~40%의 베이나이트 및 5% 이하의 페라이트를 포함할 수 있다.

[128] 마르텐사이트는 열적안정성 확보에는 불리한 조직이나 초기강도 확보를 위해 필요한 조직이다. C와 고용 및 격자 뒤틀림에 의해 강도를 확보할 수 있으나, 열처리 시, 상기 영향이 사라지게 되므로 매우 큰 강도 변화가 나타날 수 있다.

[129] 마르텐사이트 분율이 90%를 초과하면 열처리 후 강도변화가 크며, 열처리 후 강도를 만족하지 못하는 반면, 그 분율이 60% 미만일 경우 초기강도를 확보할 수 없다. 베이나이트는 마르텐사이트보다 초기강도 확보에는 불리하나 열처리 후 강도변화에는 유리한 조직이다. 본 발명에서는 마르텐사이트의 분율로 템퍼드 마르텐사이트를 함께 포함하여 나타내었다.

[130] 베이나이트 분율이 40%를 초과하면 초기강도를 확보할 수 없고, 그 분율이 10% 미만이면 열처리 후 강도변화가 커질 수 있다. 또한, 미세조직으로 페라이트를 5% 이하로 포함할 수 있으나, 그 함량이 5%를 초과하면 초기강도 확보에 불리하다.

[131]

[132] 이하에서는, 본 발명의 강 제조방법에 대해 자세히 설명한다.

[133]

[134] 본 발명의 일 측면에 따르는 강은 상술한 합금조성을 만족하는 강 슬라브를 재가열, 열간압연, 냉각 및 권취하여 제조될 수 있다.

[135]

[136] 슬라브 재가열

[137] 상술한 합금조성을 만족하는 강 슬라브를 1150~1350℃의 온도범위에서 재가열할 수 있다.

[138] 재가열온도가 1150℃ 미만이면 Nb, Ti 등 석출물 형성 원소들이 충분히 재고용되지 않아, 제조된 강판의 열처리 시, 석출물의 형성이 감소하게 되며, 조대한 TiN이 잔존하게 되며, 연주시, 생성된 편석을 확산에 의해 해소하기 어려울 수 있다. 반면, 그 온도가 1350℃를 초과하면 오스테나이트 결정립의 이상입성장에 의하여 강도 저하 및 조직 불균일이 발생할 수 있다.

[139]

[140] 열간압연

[141] 상기 재가열된 강 슬라브를 850~1150℃의 압연종료온도로 열간압연할 수 있다.

[142] 압연종료온도가 1150℃를 초과하면 열연강판의 온도가 높아져 결정립 크기가 조대해지고, 최종 변태조직이 불균일해질 수 있다. 반면, 그 온도가 850℃ 미만이면 지나친 재결정 지연에 의해 연신된 결정립이 발달하여 이방성이 심해지고, 성형성도 나빠질 우려가 있다. 특히, 변형유기석출에 의한 Nb 탄화물이 형성되어 열처리 시, 미세탄화물 형성에 불리해질 수 있다.

[143]

[144] 냉각 및 권취

[145] 상기 열간압연된 강판을 300~500℃의 온도범위까지 60℃/s 이상의 냉각속도로 1차 냉각하고, 50~200℃의 온도범위까지 10~70℃/s의 냉각속도로 2차 냉각한 후 권취할 수 있다.

[146] 본원발명에서는 목적하는 물성을 확보하기 위하여 미세조직을 최적화하고 있으며, 이를 얻기 위하여 냉각공정을 2단계로 구분하여 행할 수 있다.

[147] 1차 냉각 시, 냉각속도가 60℃/s 미만이면 페라이트 형성으로 인해 제조된 강판의 강도가 열위해질 수 있다. 또한, 1차 냉각종료온도가 500℃를 초과하면 페라이트가 형성되어 강판의 초기강도가 낮아지는 반면, 그 온도가 300℃ 미만이면 강판의 베이나이트 형성이 어려워 초기강도 확보에는 유리하나, 열처리 후 강도하락이 커질 수 있다.

[148] 2차 냉각으로, 50~200℃의 온도범위로 냉각 시, 오토템퍼링이 발생하여 미세탄화물이 석출된다. 이는 초기 인장강도를 낮추지만 항복강도를 상승시켜 고항복비를 가지게 하며, 가열처리 시, 강도하락을 완화시키는 효과가 있다. 2차 냉각 시, 냉각종료온도가 50℃ 미만이면 오토템퍼링이 일어나지 않아, 가열처리 후 강도하락이 커지며, 그 온도가 200℃를 초과하면 오토템퍼링 효과가 과도해져 탄화물이 조대화되고 강의 취성이 증가할 수 있으며, 고온에서 Nb 및 Ti 미세석출에 영향을 줄 수 있다. 더욱 바람직하게는 2차 냉각속도가 10~60℃/s일 수 있다. 2차 냉각속도가 70℃/s를 초과하면 오토템퍼링이 발생하지 않아, 항복비가 낮고 초기 인장강도가 높아 가열처리 후 강도 하락이 커질 수 있다. 반면, 그 냉각속도가 10℃/s 미만이면, 오토템퍼링 효과가 과도해지는 문제가 있다.

[149]

[150] 상기와 같이 제조된 본 발명의 강은 인장강도가 950MPa 이상이고, 항복비가 0.8 이상이며, 400~600℃에서 열처리 후의 인장강도가 열처리 전 인장강도의 80% 이상으로, 열적 안정성이 우수하면서, 고항복비 및 초고강도 특성을 구비할 수 있다.

[151]

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

발명의 실시를 위한 형태

[153] 하기 표 1에는 강종에 따른 합금성분 및 이를 통해 관계식 1 및 관계식 2를 계산한 결과를 나타내었다. 표 1의 각 강종에 대하여 표 2에 기재된 조건으로 강판을 제조하였다. 표 2에는 압연종료온도, 1차, 2차 냉각종료온도 및 1차, 2차 냉각속도를 나타내었다. 하기 표 2에 나타내지 않은 재가열 온도는 1250℃를 적용하였으며, 열연압연 후 강재의 두께는 강종 모두 동일하게 3mm로 제조하였다.

[154]

[155] [표1]

강종	합금성분(중량%)													관계식 1 (K 값)	관계식 2 (G 값)
	C	Si	Mn	Cr	Al	P	S	N	Mo	Ti	Nb	B	V		
A	0.04	0.03	1	0.96	0.03	0.009	0.003	0.004	0.23	0.02	0.015	0.001	0.003	-0.90	6.14
B	0.15	0.3	1.8	0.2	0.03	0.007	0.003	0.003	0.3	0.015	0.005	0.0015	0.1	-1.11	16.45
C	0.08	0.25	2.2	0.8	0.02	0.008	0.002	0.004	0.1	0.02	0.01	0.002	0.07	-1.12	6.05
D	0.06	0.5	0.5	0.5	0.04	0.006	0.002	0.003	0.3	0.03	0.03	0.0025	0.1	-0.79	8.65
E	0.07	0.01	1.2	0.8	0.04	0.01	0.003	0.003	0.1	0.01	0.005	0.002	0.05	-0.96	9.96
F	0.06	0.1	1.2	0.7	0.02	0.005	0.002	0.005	0.1	0.025	0.02	0.001	0.1	-0.93	6.18
G	0.09	0.1	1.5	0.8	0.02	0.005	0.002	0.004	0.2	0.025	0.02	0.002	0.002	-1.03	4.41
H	0.12	0.41	1.5	0.5	0.03	0.006	0.003	0.003	0.005	0.03	0.01	0.001	0.01	-1.03	0.57
I	0.08	0.1	1.5	0.4	0.04	0.01	0.003	0.003	0.15	0.02	0.025	0.002	0.1	-0.98	9.10
J	0.08	0.1	1.6	0.5	0.04	0.01	0.003	0.003	0.1	0.02	0.025	0.001	0.05	-1.01	5.50
K	0.06	0.1	1.2	0.9	0.02	0.005	0.002	0.005	0.1	0.025	0.02	0.002	0.1	-0.94	6.18
L	0.08	0.4	1.4	0.7	0.03	0.009	0.003	0.0042	0.2	0.02	0.005	0.0015	0.1	-0.98	9.83
M	0.1	0.3	1.1	0.8	0.03	0.006	0.003	0.004	0.4	0.02	0.01	0.002	0.001	-0.98	10.31
N	0.09	0.2	1.4	0.7	0.03	0.007	0.003	0.004	0.1	0.02	0.01	0.0018	0.03	-1.00	4.17
O	0.08	0.05	1.5	0.9	0.03	0.007	0.003	0.004	0.25	0.02	0.005	0.0017	0.05	-1.03	8.73
P	0.12	0.41	1.6	0.4	0.03	0.006	0.003	0.003	0.05	0.02	0.015	0.0015	0.05	-1.04	3.99

[156] [관계식 1]

[157] $K = -0.6-1.42[C]+0.05[Si]-0.16[Mn]-0.08[Cr]-0.03[Mo]+0.09[Ti]+0.08[Nb]^2$

[158] (여기서, [C], [Si], [Mn], [Cr], [Mo], [Ti] 및 [Nb]은 해당 합금원소의 중량%이다.)

[159] [관계식 2]

[160] $G = ([Nb]/93+[Mo]/96+[V]/51)/([Ti]/48)$

[161] (여기서, [Nb], [Mo], [V] 및 [Ti]은 해당 합금원소의 중량%이다.)

[162]

[163] [표2]

강종	열간압연	냉각			
	압연종료온도(℃)	1차 냉각종료온도(℃)	1차 냉각속도(℃/s)	2차 냉각종료온도 및 권취온도(℃)	2차 냉각속도(℃/s)
A	910	451	76	124	45
B	897	336	81	112	31
C	902	421	68	137	39
D	884	387	78	152	41
E	885	511	65	189	49
F	891	449	40	121	41
G	888	359	89	128	89
H	879	401	75	123	49
I	885	267	62	51	51
J	894	406	74	26	59
K	884	400	71	135	43
L	904	403	76	167	46
M	899	384	72	119	39
N	889	378	82	151	34
O	885	320	85	194	26
P	881	413	69	109	54

[164]

[165] 하기 표 3에는 제조된 강판의 미세조직 및 기계적 물성을 나타내었다. 페라이트, 베이나이트, 마르텐사이트의 분율을 각각 측정하여 나타내었고, 제조된 강의 인장강도, 항복비(항복강도/인장강도)를 나타내었다. 이때, 마르텐사이트의 분율은 템퍼드 마르텐사이트의 분율을 포함하여 나타내었다. 또한, 제조된 강판을 열처리한 후 인장강도를 측정하고, 열처리 전 인장강도와의 비를 나타내었다. 열처리는 500℃로 가열한 후 15분 유지하도록 행하였다. 인장시험은 JIS5호 규격 시험편을 압연방향에 평행한 방향으로 시편 채취하여 시험하였으며, 미세조직은 각 강종의 두께 1/4 지점에서 측정하였으며, SEM을 이용하여 x3000, x5000 배율에서 분석한 결과로부터 측정하였다.

[166]

[167] [표3]

강종	미세조직(면적%)			열처리 전 기계적 물성		열처리 후 기계적 물성	열처리 전후 인장강도 비	구분
	페라이트	베이나이트	마르텐사이트	인장강도 (MPa)	항복비	인장강도 (MPa)		
A	5	52	43	948	0.83	801	0.84	비교강 1
B	0	18	82	1097	0.81	843	0.77	비교강 2
C	0	9	91	1151	0.78	920	0.80	비교강 3
D	11	56	33	921	0.84	813	0.88	비교강 4
E	12	63	25	910	0.85	828	0.91	비교강 5
F	21	51	28	908	0.85	781	0.86	비교강 6
G	0	5	95	1153	0.77	914	0.79	비교강 7
H	0	30	70	1061	0.83	841	0.79	비교강 8
I	0	4	96	1086	0.73	817	0.75	비교강 9
J	0	25	75	1069	0.78	831	0.78	비교강 10
K	0	39	61	1033	0.84	894	0.87	발명강 1
L	0	31	69	1068	0.85	914	0.86	발명강 2
M	0	25	75	1113	0.83	904	0.81	발명강 3
N	0	29	71	1082	0.83	894	0.83	발명강 4
O	0	20	80	1079	0.82	885	0.82	발명강 5
P	0	31	69	1054	0.81	851	0.81	발명강 6

[168]

[169] 본 발명에서 제안하는 합금조성 및 제조방법을 만족하는 발명강 1 내지 6은 표 3에 나타낸 바와 같이, 본 발명에서 목표로 하는 기계적 성질을 모두 확보하였다.

[170]

[171] 반면, 비교강 1 및 2는 C 함량이 본 발명의 범위를 벗어난 것으로, 비교강 1은 본 발명의 C 함량에 미달되어, 본 발명에서 목적하는 미세조직을 확보하지 못하였으며, 이로 인해 인장강도가 부족하였다. 비교강 2는 C 함량이 초과하여 관계식 1의 범위를 벗어났으며, 이로 인해, 열처리 전후 인장강도 비를 만족하지 못하였다.

[172] 비교강 3 및 4는 Mn 함량이 본 발명의 범위를 벗어난 것으로, 비교강 3은 본 발명의 Mn 함량을 초과하였으며, 관계식 1 또한 만족하지 못하였다. 이로 인해, 미세조직을 확보하지 못하였으며, 항복비 또한 열위하였다. 비교강 4는 Mn 함량이 부족하여 본 발명에서 제안하는 미세조직의 확보가 어려웠으며 그 결과 인장강도 또한 부족하였다.

[173] 비교강 5 및 6은 1차 냉각 시, 냉각조건을 만족하지 못한 것으로, 비교강 5는 냉각종료온도의 범위를 초과하였으며, 비교강 6은 냉각속도가 부족하여, 본 발명에서 목적하는 미세조직을 만족하지 못하였으며, 강도가 부족하였다.

[174] 비교강 7은 2차 냉각속도를 초과한 경우로, 마르텐사이트가 과도하게 형성되었으며, 이로 인해 항복비가 미달되었으며, 열처리 전후 인장강도의 변화가 커, 인장강도 비가 본 발명의 범위를 만족하지 못하였다.

[175] 비교강 8은 관계식 2를 만족하지 못한 경우로, 열처리 전후 인장강도 변화가 커 본 발명에서 제안하는 열처리 전후 인장강도 비를 만족하지 못하였다.

[176] 비교강 9는 1차 냉각종료온도가 과도하게 낮아 마르텐사이트의 형성이 과도하였으며, 이로 인해 항복비가 미달되었으며, 열처리 전후 인장강도의 변화가 과도하였다.

[177] 비교강 10은 2차 냉각종료온도가 본 발명에서 제안하는 온도범위보다 낮아 오토템퍼링이 과도하였으며, 이로 인해 항복비가 부족하였으며, 열처리 전후 인장강도 비를 만족하지 못하였다.

[178]

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

청구범위

[청구항 1] 중량%로, C: 0.05~0.13%, Si: 0.01~0.5%, Mn: 0.8~2.0%, Cr: 0.005~1.2%, Mo: 0.001~0.5%, P: 0.001~0.02%, S: 0.001~0.01%, Al: 0.01~0.1%, N: 0.001~0.01%, Ti: 0.01~0.05%, Nb: 0.001~0.03%, V: 0.001~0.2%, B: 0.0003~0.003%, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고,
하기 관계식 1에서 정의되는 K 값이 -1.05 이상이고,
하기 관계식 2에서 정의되는 G 값이 2~20이며,
미세조직은 면적%로, 60~90%의 마르텐사이트(템퍼드 마르텐사이트 포함), 10~40%의 베이나이트 및 5% 이하의 페라이트를 포함하고,
항복비가 0.8 이상인 강판.

[관계식 1]

$K = -0.6-1.42[C]+0.05[Si]-0.16[Mn]-0.08[Cr]-0.03[Mo]+0.09[Ti]+0.08[Nb]^2$

(여기서, [C], [Si], [Mn], [Cr], [Mo], [Ti] 및 [Nb]은 해당 합금원소의 중량%이다.)

[관계식 2]

$G = ([Nb]/93+[Mo]/96+[V]/51)/([Ti]/48)$

(여기서, [Nb], [Mo], [V] 및 [Ti]은 해당 합금원소의 중량%이다.)

[청구항 2] 제1항에 있어서,
상기 강판은 인장강도가 950MPa 이상인 강판.

[청구항 3] 제1항에 있어서,
상기 강판은 400~600℃에서 열처리 후의 인장강도가 열처리 전 인장강도의 80% 이상인 강판.

[청구항 4] 중량%로, C: 0.05~0.13%, Si: 0.01~0.5%, Mn: 0.8~2.0%, Cr: 0.005~1.2%, Mo: 0.001~0.5%, P: 0.001~0.02%, S: 0.001~0.01%, Al: 0.01~0.1%, N: 0.001~0.01%, Ti: 0.01~0.05%, Nb: 0.001~0.03%, V: 0.001~0.2%, B: 0.0003~0.003%, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, 하기 관계식 1에서 정의되는 K 값이 -1.05 이상이고, 하기 관계식 2에서 정의되는 G 값이 2~20인 강 슬라브를 재가열하는 단계;
상기 재가열된 강 슬라브를 열간압연하는 단계; 및
상기 열간압연된 강판을 300~500℃의 온도범위까지 60℃/s 이상의 냉각속도로 1차 냉각하고, 50~200℃의 온도범위까지 10~70℃/s의 냉각속도로 2차 냉각한 후 권취하는 단계를 포함하는 강판의 제조방법.

[관계식 1]

$K = -0.6-1.42[C]+0.05[Si]-0.16[Mn]-0.08[Cr]-0.03[Mo]+0.09[Ti]+0.08[Nb]^2$

(여기서, [C], [Si], [Mn], [Cr], [Mo], [Ti] 및 [Nb]은 해당 합금원소의 중량%이다.)

[관계식 2]

G = ([Nb]/93+[Mo]/96+[V]/51)/([Ti]/48)

(여기서, [Nb], [Mo], [V] 및 [Ti]은 해당 합금원소의 중량%이다.)

[청구항 5] 제4항에 있어서,

상기 재가열 단계에서 재가열 온도는 1150~1350℃이고,

상기 열간압연 단계에서 압연종료온도는 850~1150℃인 강판의 제조방법.

[청구항 6] 제4항에 있어서,

상기 냉각 시, 2차 냉각속도는 60℃ 이하인 강판의 제조방법.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/KR2021/017014

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/38(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; **C21D 9/46**(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(2006.01); C21D 8/02(2006.01); C22C 38/00(2006.01); C22C 38/22(2006.01)

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Korean utility models and applications for utility models: IPC as above
Japanese utility models and applications for utility models: IPC as above

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

eKOMPASS (KIPO internal) & keywords: 고항복비(high yield ratio), 열연강판(hot rolled steel sheet), 템퍼드 마르텐사이트(tempered martensite)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	KR 10-2019-0076788 A (POSCO) 02 July 2019 (2019-07-02) See claims 1, 5, 7 and 11-13 and table 3.	1-3
Y		4-6
Y	KR 10-2016-0089316 A (POSCO) 27 July 2016 (2016-07-27) See claim 4.	4-6
X	KR 10-1736620 B1 (POSCO) 17 May 2017 (2017-05-17) See claims 1-2 and table 4.	1-2
X	JP 2014-218692 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL) 20 November 2014 (2014-11-20) See claims 1 and 3 and table 2.	1-2
X	KR 10-2019-0075589 A (POSCO) 01 July 2019 (2019-07-01) See claims 1-2 and 5 and table 3.	1-2

☐ 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
"D" document cited by the applicant in the international application
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed
"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search	Date of mailing of the international search report
20 April 2022	**20 April 2022**

Name and mailing address of the ISA/KR	Authorized officer
Korean Intellectual Property Office **Government Complex-Daejeon Building 4, 189 Cheongsa-ro, Seo-gu, Daejeon 35208**	
Facsimile No. **+82-42-481-8578**	Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/KR2021/017014

Patent document cited in search report	Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
KR 10-2019-0076788 A	02 July 2019	CN 111448331 A	24 July 2020
		EP 3730648 A1	28 October 2020
		JP 2021-508773 A	11 March 2021
		KR 10-2031445 B1	11 October 2019
		US 2020-0385840 A1	10 December 2020
		WO 2019-124765 A1	27 June 2019
KR 10-2016-0089316 A	27 July 2016	KR 10-1714979 B1	10 March 2017
KR 10-1736620 B1	17 May 2017	CN 108463570 A	28 August 2018
		CN 108463570 B	18 September 2020
		JP 2019-502819 A	31 January 2019
		JP 6689384 B2	28 April 2020
		US 2018-0355453 A1	13 December 2018
		WO 2017-105026 A1	22 June 2017
		WO 2017-105026 A8	19 October 2017
JP 2014-218692 A	20 November 2014	JP 6136547 B2	31 May 2017
KR 10-2019-0075589 A	01 July 2019	KR 10-2020407 B1	10 September 2019

국 제 조 사 보 고 서

국제출원번호
PCT/KR2021/017014

A. 발명이 속하는 기술분류(국제특허분류(IPC))

C22C 38/38(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; **C21D 9/46**(2006.01)i; **C21D 8/02**(2006.01)i

B. 조사된 분야

조사된 최소문헌(국제특허분류를 기재)

C22C 38/38(2006.01); C21D 8/02(2006.01); C22C 38/00(2006.01); C22C 38/22(2006.01)

조사된 기술분야에 속하는 최소문헌 이외의 문헌

한국등록실용신안공보 및 한국공개실용신안공보: 조사된 최소문헌란에 기재된 IPC
일본등록실용신안공보 및 일본공개실용신안공보: 조사된 최소문헌란에 기재된 IPC

국제조사에 이용된 전산 데이터베이스(데이터베이스의 명칭 및 검색어(해당하는 경우))

eKOMPASS(특허청 내부 검색시스템) & 키워드: 고항복비(high yield ratio), 열연강판(hot rolled steel sheet), 템퍼드 마르텐사이트(tempered martensite)

C. 관련 문헌

카테고리*	인용문헌명 및 관련 구절(해당하는 경우)의 기재	관련 청구항
X Y	KR 10-2019-0076788 A (주식회사 포스코) 2019.07.02 청구항 1, 5, 7, 11-13 및 표 3	1-3 4-6
Y	KR 10-2016-0089316 A (주식회사 포스코) 2016.07.27 청구항 4	4-6
X	KR 10-1736620 B1 (주식회사 포스코) 2017.05.17 청구항 1-2 및 표 4	1-2
X	JP 2014-218692 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL) 2014.11.20 청구항 1, 3 및 표 2	1-2
X	KR 10-2019-0075589 A (주식회사 포스코) 2019.07.01 청구항 1-2, 5 및 표 3	1-2

☐ 추가 문헌이 C(계속)에 기재되어 있습니다.

☑ 대응특허에 관한 별지를 참조하십시오.

* 인용된 문헌의 특별 카테고리:

"A" 특별히 관련이 없는 것으로 보이는 일반적인 기술수준을 정의한 문헌
"D" 본 국제출원에서 출원인이 인용한 문헌
"E" 국제출원일보다 빠른 출원일 또는 우선일을 가지나 국제출원일 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
2022년04월20일(20.04.2022)	**2022년04월20일(20.04.2022)**

ISA/KR의 명칭 및 우편주소	심사관
대한민국 특허청 **(35208) 대전광역시 서구 청사로 189, 4동 (둔산동, 정부대전청사)**	**방승훈**
팩스 번호 **+82-42-481-8578**	전화번호 **+82-42-481-5560**

국 제 조 사 보 고 서
대응특허에 관한 정보

국제출원번호
PCT/KR2021/017014

국제조사보고서에서 인용된 특허문헌	공개일	대응특허문헌	공개일
KR 10-2019-0076788 A	2019/07/02	CN 111448331 A	2020/07/24
		EP 3730648 A1	2020/10/28
		JP 2021-508773 A	2021/03/11
		KR 10-2031445 B1	2019/10/11
		US 2020-0385840 A1	2020/12/10
		WO 2019-124765 A1	2019/06/27
KR 10-2016-0089316 A	2016/07/27	KR 10-1714979 B1	2017/03/10
KR 10-1736620 B1	2017/05/17	CN 108463570 A	2018/08/28
		CN 108463570 B	2020/09/18
		JP 2019-502819 A	2019/01/31
		JP 6689384 B2	2020/04/28
		US 2018-0355453 A1	2018/12/13
		WO 2017-105026 A1	2017/06/22
		WO 2017-105026 A8	2017/10/19
JP 2014-218692 A	2014/11/20	JP 6136547 B2	2017/05/31
KR 10-2019-0075589 A	2019/07/01	KR 10-2020407 B1	2019/09/10