

(12) 특허협력조약에 의하여 공개된 국제출원

(19) 세계지식재산권기구
국제사무국

(43) 국제공개일
2018년 2월 15일 (15.02.2018) **WIPO | PCT**



(10) 국제공개번호
WO 2018/030737 A1

(51) 국제특허분류:

C22C 38/04 (2006.01) *C22C 38/02* (2006.01)
C22C 38/08 (2006.01) *C22C 38/06* (2006.01)
C22C 38/16 (2006.01) *C21D 8/06* (2006.01)
C22C 38/14 (2006.01) *C21D 9/00* (2006.01)
C22C 38/12 (2006.01)

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.

(21) 국제출원번호: PCT/KR2017/008520

(22) 국제출원일: 2017년 8월 7일 (07.08.2017)

(25) 출원언어: 한국어

(26) 공개언어: 한국어

(30) 우선권정보:
10-2016-0100735 2016년 8월 8일 (08.08.2016) KR

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

(84) 지정국 (별도의 표시가 없는 한, 가능한 모든 종류의 역
내 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), 유
럽 (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))

(72) 발명자: 이학철 (LEE, Hak-Cheol); 37877 경상북도 포
항시 남구 동해안로 6262 포항제철소내, Gyeongsang-
buk-do (KR). 장성호 (JANG, Sung-Ho); 37877 경상북도
포항시 남구 동해안로 6262 포항제철소내, Gyeongsang-
buk-do (KR).

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

(81) 지정국 (별도의 표시가 없는 한, 가능한 모든 종류의 국
내 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,

(54) Title: ULTRA-THICK STEEL MATERIAL HAVING EXCELLENT RESISTANCE TO BRITTLE CRACK PROPAGATION AND PREPARING METHOD THEREFOR

(54) 발명의 명칭: 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재 및 그 제조방법

(57) Abstract: The present invention provides a high-strength ultra-thick steel material having excellent resistance to brittle crack propagation and a preparing method therefor. The present invention provides an ultra-thick steel material having excellent resistance to brittle crack propagation and a preparing method therefor, wherein the steel material comprises, in terms of weight%, 0.03-0.09% of C, 1.4-2.2% of Mn, 0.2-0.9% of Ni, 0.005-0.05% of Nb, 0.005-0.04% of Ti, 0.1-0.5 % of Cu, 0.05-0.5% of Si, 0.01-0.05% of Al, 100 ppm or less of P, 40 ppm or less of S, and the balance Fe and unavoidable impurities, and wherein a surface portion is composed of a mixed phase of polygonal ferrite and bainite; a portion corresponding to a thickness of 1/2t-1/4t (here, t is the thickness of steel material) is composed of 50 vol% or more of acicular ferrite and 50 vol% or less of bainite; and a fraction of a region having a bainite single-phase structure in the overall thickness of the steel material is 20% or less. According to the present invention, a high-strength ultra-thick steel material having excellent resistance to brittle crack propagation can be produced at high productivity.

(57) 요약서: 본 발명은 취성균열전파 저항성이 우수한 고 강도 극후물 강재 및 그 제조방법을 제공하는 것이다. 본 발명에 의하면, 중량 % 로, C: 0.03~0.09%, Mn: 1.4~2.2%, Ni: 0.2~0.9%, Nb: 0.005~0.05%, Ti: 0.005~0.04%, Cu: 0.1~0.5%, Si: 0.05~0.5%, Al: 0.01~0.05%, P: 100ppm 이하, S: 40ppm 이하, 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 표면부는 풀 리고날 페라이트와 베이나이트의 혼합상으로 이루어지고, 두께 1/2t ~ 1/4t(여기서, t: 강재두께) 부분은 50 부피% 이상의 침상형 페라이트 및 50 부피% 이하의 베이나이트로 이루어지고, 강재 전체 두께에서 베이나이트(bainite) 단상조직을 갖는 영역의 분율이 20% 이하인 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재 및 그 제조방법이 제공된다 본 발명에 의하면, 취성균열전파 저항성이 우수한 고강도 극후물 강재를 높은 생산성으로 제공할 수 있다.



WO 2018/030737 A1

명세서

발명의 명칭: 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재 및 그 제조방법

기술분야

- [1] 본 발명은 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재 및 그 제조방법에 관한 것으로서, 보다 상세하게는 취성균열전파 저항성 및 생산성이 우수한 구조용 극후물 강재 및 그 제조방법에 관한 것이다.

[2]

배경기술

- [3] 최근 국내외 선박 등의 구조물 설계에 있어 극후물, 고강도 강재의 개발이 요구되고 있다.
- [4] 구조물 설계 시 고 강도 강을 사용할 경우 구조물의 경량화로 인한 경제적 이득과 함께, 판 두께를 얇게 할 수 있기 때문에 가공 및 용접 작업의 용이성을 동시에 확보할 수 있다.
- [5] 일반적으로, 고 강도 강을 극후물재로 제조할 시 총 압하율의 저하에 따라 조직 전반에 충분한 변형이 이루어지지 않기 때문에 조직이 조대해지게 되며, 강도 확보를 위한 급속 냉각 시에 두꺼운 두께로 인해 표면부-중심부 간의 냉각속도 차이가 발생하게 되고, 이로 인해 표면부에 베이나이트 등의 조대한 저온변태상이 생성되어 인성 확보에 어려움이 있다.
- [6] 특히, 고 강도 강 극후물재를 선박 등의 주요 구조물에 적용 시 구조물의 안정성을 나타내는 취성균열전파 저항성의 보증을 요구하는 사례가 증가하고 있다.
- [7] 그러나, 상기한 바와 같이, 고 강도 강을 극후물재로 제조할 시 조대한 저온 변태상이 생성되는 경우 취성균열전파 저항성이 매우 저하되는 현상이 발생하기 때문에 극후물 고강도 강재의 취성균열전파 저항성을 향상시키는 것이 매우 어려운 상황이다.
- [8] 또한, 고 강도강 극후물재의 제조 시에는 인성 향상을 위해 매우 낮은 온도에서 사상압연을 실시하기 때문에 조압연 완료 후 사상압연 전까지 고온에서 장시간 공냉 상태로 대기하여야 함에 따라, 입도가 조대해지고 생산성이 저하되는 문제점이 발생한다.
- [9] 항복강도 500MPa 이상의 고강도강 극후물재의 제조 시 취성균열전파 저항성을 향상시키기 위하여 표면부 입도를 미세화 하는 기술이 알려져 있다.
- [10] 상기와 같이 표면부 입도를 미세화하는 종래 기술로는 사상압연 시 표면 냉각을 적용하거나 압연 시 굽힘 응력을 부여하여 입도를 조절하는 기술 등이 알려져 있다.
- [11] 그러나, 상기한 종래기술들은 표면부 조직 미세화에는 도움이 되지만 나머지

조직의 조대화에 따른 충격인성 저하는 해결할 수 없기 때문에 취성균열전파 저항성에 대한 근본적인 대책이 될 수 없으며, 기술 자체 또한 일반적인 양산체제에 적용하기에는 생산성에 큰 저하가 예상되고, 조압연과 사상압연 중간의 장시간 공냉대기에 따른 생산성 저하는 방지할 수 없는 문제가 있다.

[12] 또한 취성균열전파 저항성을 향상시키기 위하여 인성 향상에 도움이 되는 Ni 등의 원소를 다량 첨가하는 기술이 알려져 있다.

[13] 그러나, Ni 등의 원소를 다량 첨가하는 경우, 취성균열전파 저항성은 향상시킬 수 있으나, 고가 원소이기 때문에 제조원가 측면에서 상업적 적용이 어려운 상황이다.

[14]

발명의 상세한 설명

기술적 과제

[15] 본 발명의 일 측면은 취성균열전파 저항성이 우수한 고 강도 극후물 강재를 제공하는 것이다.

[16]

[17] 본 발명의 다른 일 측면은 취성균열전파 저항성이 우수한 고 강도 극후물 강재를 높은 생산성으로 제조하는 방법을 제공하는 것이다.

[18]

과제 해결 수단

[19] 본 발명의 일 측면에 의하면, 중량 %로, C: 0.03~0.09%, Mn: 1.4~2.2%, Ni: 0.2~0.9%, Nb: 0.005~0.05%, Ti: 0.005~0.04%, Cu: 0.1~0.5%, Si: 0.05~0.5%, Al: 0.01~0.05%, P: 100ppm이하, S: 40ppm이하, 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 표면부는 폴리고날 페라이트와 베이나이트의 혼합상으로 이루어지고, 두께 1/2t ~ 1/4t(여기서, t: 강재두께) 부분은 50부피%이상의 침상형 페라이트 및 50부피%이하의 베이나이트로 이루어지고, 강재 전체 두께에서 베이나이트(bainite) 단상조직을 갖는 영역의 분율이 20%이하인 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재가 제공된다.

[20]

[21] 상기 강재는 바람직하게는 중심부 미세조직의 고경각 경계를 가지는 입도가 평균 20마이크로미터 이하일 수 있다.

[22]

[23] 상기 강재는 바람직하게는 항복강도가 500MPa 이상일 수 있다.

[24]

[25] 상기 강재는 바람직하게는 중심부 충격전이 온도가 -40°C이하일 수 있다.

[26]

[27] 상기 강재는 바람직하게는 50mm이상의 두께를 가질 수 있다.

[28]

- [29] 본 발명의 다른 일 측면에 의하면, 중량 %로, C: 0.03~0.09%, Mn: 1.4~2.2%, Ni: 0.2~0.9%, Nb: 0.005~0.05%, Ti: 0.005~0.04%, Cu: 0.1~0.5%, Si: 0.05~0.5%, Al: 0.01~0.05%, P: 100ppm이하, S: 40ppm이하, 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하는 강 슬라브를 1150~1000°C의 온도로 재가열하는 단계;
- [30] 상기 재가열된 슬라브를 1150~900°C의 온도에서 조압연하는 단계;
- [31] 상기 조압연된 바(Bar)를 냉각수단을 활용하여 냉각하는 단계;
- [32] 상기 냉각된 바를 표면 기준으로 Ac3 온도 이상으로 복열시키는 단계;
- [33] 상기 복열된 바를 1/4t 기준으로 Ar3 이상의 온도에서 마무리 압연하는 단계; 및 마무리 압연 후, 3°C/s 이상의 냉각속도로 600°C이하의 온도로 냉각하는 단계를 포함하고, 상기 바의 냉각은 바의 표면부는 Ac3 미만의 온도를 갖고, 1/4t(여기서, t는 바 두께)영역은 마무리 압연 시작온도보다 50°C이상 높은 온도를 갖도록 실시되는 취성균열전과 저항성이 우수한 극후물 강재의 제조방법이 제공된다.

[34]

발명의 효과

- [35] 본 발명에 의하면, 취성균열전과 저항성이 우수한 고강도 극후물 강재를 높은 생산성으로 제공할 수 있다.

[36]

발명의 실시를 위한 최선의 형태

- [37] 이하, 본 발명의 바람직한 예에 대하여 상세히 설명한다.

[38]

- [39] 본 발명의 일 측면을 따르는 취성균열전과 저항성이 우수한 극후물 강재는 중량%로, C: 0.03~0.09%, Mn: 1.4~2.2%, Ni: 0.2~0.9%, Nb: 0.005~0.05%, Ti: 0.005~0.04%, Cu: 0.1~0.5%, Si: 0.05~0.5%, Al: 0.01~0.05%, P: 100ppm이하, S: 40ppm이하, 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 표면부는 폴리고날 페라이트와 베이나이트의 혼합상으로 이루어지고, 두께 1/2t ~ 1/4t(여기서, t: 강재두께)부분은 50부피%이상의 침상형 페라이트 및 50부피%이하의 베이나이트로 이루어지고, 강재 전체 두께에서 베이나이트(bainite) 단상조직을 갖는 영역의 분율이 20%이하이다.

[40]

- [41] 이하, 강재의 성분 및 그 함량에 대하여 설명한다.

[42]

- [43] C: 0.03~0.09%(이하, 각 성분의 함량은 중량%를 의미함)

- [44] C는 본 발명에서 기본적인 강도를 확보하는데 가장 중요한 원소이므로 적절한 범위내에서 강중에 함유될 필요가 있다. 그러나, C의 함량이 0.09%를 초과하게 되면 용접 열영향부에 대량의 도상 마르텐사이트 생성 및 저온변태상 생성 촉진으로 인해 인성이 저하되며, 0.03% 이하가 되면 강도의 하락을 초래하므로, C의 함량은 0.03~0.09%로 한정한다. 상기 C의 함량은 바람직하게는

0.04~0.09%로 한정하고, 보다 바람직하게는 0.05~0.08%로 한정할 수 있다.

[45]

[46] Mn: 1.4~2.2%

[47] Mn은 고용강화에 의해 강도를 향상시키고 저온변태상이 생성되도록 경화능을 향상시키는 유용한 원소로서, 500MPa 이상의 강도를 만족시키기 위해서는 1.4%이상 첨가될 필요가 있다. 그러나, 2.2%를 초과한 첨가는 과도한 경화능의 증가로 인해 상부 베이나이트(Upper bainite) 및 마르텐사이트 생성을 촉진하여 충격인성 및 취성균열전파 저항성을 크게 저하시키므로, Mn 함량은 1.4~2.2%로 한정한다. 상기 Mn함량은 바람직하게는 1.5~2.1%로 한정하고, 보다 바람직하게는 1.6~2.0%로 한정할 수 있다.

[48]

[49] Ni: 0.2~0.9%

[50] Ni은 저온에서 전위의 크로스 슬립(Cross slip)을 용이하게 만들어 충격인성을 향상시키고 경화능을 향상시켜 강도를 향상시키는 중요한 원소로서, 500MPa 이상의 항복강도를 가지는 고강도 강에서의 충격인성 및 취성균열전파 저항성을 향상시키기 위해서는 0.2% 이상 첨가되는 것이 바람직하나, 0.9%를 초과하여 첨가되면 경화능을 과도하게 상승시켜 저온변태상이 생성되어 인성을 저하시키고, 제조원가를 상승시키는 문제가 있으므로 Ni함량의 상한은 0.9%로 한정하는 것이 바람직하다. 상기 Ni함량은 바람직하게는 0.3~0.9%로 한정하고, 보다 바람직하게는 0.4~ 0.8%로 한정할 수 있다.

[51]

[52] Nb: 0.005~0.05%

[53] Nb는 경화능을 향상시키고, NbC 또는 NbCN의 형태로 석출하여 모재 강도를 향상시킨다. 또한, 고온으로 재가열시에 고용된 Nb는 압연 시 NbC의 형태로 매우 미세하게 석출되어 오스테나이트의 재결정을 억제하여 조직을 미세화시키는 효과가 있다. 따라서, 이러한 첨가 효과를 얻기 위하여 Nb는 0.005% 이상 첨가되는 것이 바람직하나, 과도하게 투입될 경우에는 강재의 모서리에 취성크랙을 야기할 가능성이 있으므로 Nb함량의 상한은 0.05%로 제한한다. 상기 Nb 함량은 바람직하게는 0.01~0.04%로 한정하고, 보다 바람직하게는 0.015~0.03%로 한정할 수 있다.

[54]

[55] Ti: 0.005~0.04%

[56] Ti는 재가열시 TiN으로 석출하여 모재 및 용접 열영향부의 결정립 성장을 억제하여 저온인성을 크게 향상시키는 원소로서, 효과적인 TiN의 석출을 위해서 Ti는 0.005% 이상이 첨가되어야 한다. 하지만, 0.04%를 초과한 과도한 첨가는 연주 노즐의 막힘이나 중심부 조대 TiN 정출 혹은 조대 (TiNb),(C,N) 형태로 석출하여 인성의 감소를 초래하는 문제점이 있으므로, Ti함량은 0.005~0.04%로 한정한다. 상기 Ti함량은 바람직하게는 0.01~0.03%로 한정하고, 보다

바람직하게는 0.012~0.025%로 한정할 수 있다.

[57]

[58] Cu: 0.1~0.5%

[59] Cu은 경화능을 향상시키고 고용강화를 일으켜 강재의 강도를 향상시키고, 템퍼링(tempering) 적용 시 입실론 Cu 석출물의 생성을 통해 항복강도를 높이는 주요한 원소로서, 이러한 첨가 효과를 얻기 위해서는 Cu은 0.1% 이상 첨가되는 것이 바람직하다. 그러나 다량 첨가 시 제강 공정에서 고온 취성(hot shortness)에 의한 슬라브의 균열을 발생시킬 수 있으므로, 상기 Cu함량의 상한은 0.5%로 제한하는 것이 바람직하다. 상기 Cu함량은 바람직하게는 0.1~0.4%로 한정하고, 보다 바람직하게는 0.2~0.4%로 한정할 수 있다.

[60]

[61] Si: 0.05~0.5% 및 Al: 0.01~0.05%

[62] Si, Al은 제강 및 연주 공정 시에 용강 내의 용존 산소를 슬래그 형태로 석출시켜 탈산작업을 하는데 필수적인 합금원소로써, 전로를 이용한 강재 제조시에는 Si는 0.05%이상, Al은 0.01% 이상 함유되는 것이 필수적이다. 하지만, 다량 첨가될 경우 Si, Al 복합 산화물이 조대하게 생성되거나, 미세조직 내에 도상 마르텐사이트를 조대하게 다량 생성시킬 수 있으므로, Si는 0.5%이하, Al은 0.05% 이하로 첨가하는 것이 바람직하다.

[63]

[64] P: 100ppm 이하 및 S: 40ppm 이하

[65] P, S는 결정립계에 취성을 유발하거나 조대한 개재물을 형성시켜 취성을 유발하는 원소로써 취성균열 전파저항성을 향상시키기 위해서 P: 100ppm 이하 및 S: 40ppm 이하로 제한하는 것이 바람직하다.

[66]

[67] 이하, 강재의 미세조직 및 물성에 대하여 설명한다.

[68]

[69] 본 발명의 강재 표면부의 미세조직은 폴리고날 페라이트와 베이나이트의 혼합상으로 이루어지고, 강재 중심부에서 1/4t 부분[두께 1/2t ~ 1/4t(여기서, t: 강재두께)부분]의 미세조직은 50 부피%이상의 침상형 페라이트 및 50 부피% 이하의 베이나이트로 이루어진다.

[70] 상기 강재의 표면부는 예를 들면, 표면직하에서부터 표면~10mm의 영역까지로 정의될 수 있다.

[71] 예를 들면, 강재 표면부의 미세조직은 표면직하 2mm부의 경우 70~90부피%의 폴리고날 페라이트와 10~30 부피%의 베이나이트를 포함하고, 표면직하 10mm부의 경우 20~30부피%의 폴리고날 페라이트와 70~80 부피%의 베이나이트를 포함하는 혼합상으로 이루어지는 것이 바람직하다.

[72]

[73] 상기 강재 전체 두께에서 베이나이트(bainite) 단상조직을 갖는 영역의 분율은

20%이하이다.

- [74] 본 발명에서는 마무리 압연 직전의 바는 오스테나이트 조직을 갖는데, 바의 표면부는 조압연된 바를 적절한 조건으로 냉각 및 복열공정을 통해 미세한 조직, 예를 들면, 베이나이트 상(phase), 침상 페라이트 상 또는 이들의 혼합상 등이 역변태된 미세한 오스테나이트를 갖게 된다.
- [75] 상기와 같은 표면부의 역변태에 의한 오스테나이트 미세화에 의해 공냉 페라이트 변태온도가 상승하게 되고 이로 인하여 마무리 압연 후 냉각 공정 전에 미세한 오스테나이트의 적어도 일부는 페라이트로 변태하고, 페라이트로 변태되지 않은 오스테나이트는 냉각에 의해 베이나이트로 변태하게 된다.
- [76] 따라서, 강제 표면부의 미세조직은 페라이트와 베이나이트의 혼합상을 갖는다.
- [77] 이와 같이, 강제 표면부의 미세조직이 페라이트와 베이나이트의 혼합상으로 이루어지도록 함으로써 강제 전체 두께에서 베이나이트(bainite) 단상조직을 갖는 영역의 분율을 20%이하로 하는 것이 달성될 수 있다.
- [78] 강제 전체 두께에서 베이나이트(bainite) 단상조직을 갖는 영역의 분율이 20%를 초과하는 경우에는 취성균열전파저항성을 저하시킨다.
- [79]
- [80] 상기 C, Mn 및 Ni 함량이 증가할수록 전체적으로 베이나이트의 분율이 증가하며, 이에 따라 강도 또한 증가하게 된다.
- [81]
- [82] 상기 강제는 바람직하게는 중심부 미세조직의 고경각 경계를 가지는 입도가 평균 20마이크로미터 이하일 수 있다.
- [83] 고경각 경계를 가지는 입도가 평균 20마이크로미터를 초과하는 경우에는 취성균열전파저항성을 저하시킬 수 있다.
- [84]
- [85] 상기 강제는 바람직하게는 항복강도가 500MPa 이상일 수 있다.
- [86]
- [87] 상기 강제는 바람직하게는 중심부 충격전이 온도가 -40°C이하일 수 있다.
- [88]
- [89] 상기 강제는 바람직하게는 50mm이상의 두께를 가질 수 있다.
- [90]
- [91] 이하, 본 발명의 강제를 제조하는 방법에 대하여 설명한다.
- [92]
- [93] 본 발명의 강제 제조방법은 슬라브 재가열 - 조압연 - 바(Bar) 냉각 - 복열 - 마무리 압연 - 냉각의 공정을 포함한다.
- [94]
- [95] 슬라브 재가열 온도: 1150~1000°C
- [96] 슬라브를 조압연하기 전에 슬라브를 1150~1000°C의 온도로 재가열한다.
- [97] 상기 슬라브 가열온도는 1000°C 이상으로 하는 것이 바람직한데, 이는

주조중에 형성된 Ti 및/또는 Nb의 탄질화물을 고용시키기 위함이다.

- [98] Ti 및/또는 Nb의 탄질화물을 충분히 고용시키기 위해서는 1050°C 이상으로 가열하는 것이 보다 바람직하다. 다만, 과도하게 높은 온도로 슬라브를 재가열할 경우에는 오스테나이트가 조대화될 우려가 있으므로, 상기 슬라브 재가열온도는 1150°C이하인 것이 바람직하다.

[99]

- [100] 조압연 온도: 1150~900°C

- [101] 재가열된 슬라브는 그 형상의 조정을 위해 가열 후에 조압연을 실시한다.

- [102] 압연 온도는 오스테나이트의 재결정이 멈추는 온도(T_{nr}) 이상으로 한다.

압연에 의해 주조중에 형성된 덴드라이트 등 주조조직의 파괴와 함께 조대한 오스테나이트의 재결정을 통해 입도를 작게 하는 효과도 얻을 수 있다.

- [103] 이러한 효과를 얻기 위하여 조압연 온도는 1150~900°C로 한정하는 것이 바람직하다.

- [104] 충분한 재결정을 일으켜 조직을 미세화하기 위해서 조압연 시 총 누적압하율은 40% 이상인 것이 바람직하다

[105]

- [106] 바(Bar) 냉각:

- [107] 조압연을 마친 바(Bar)를 냉각수단을 이용하여 마무리 압연 온도 이상까지 빠르게 냉각한다. 냉각에 의해, 바 표면부에는 미세한 조직이 생성된다. 예를 들면, 냉각에 의해, 바 표면부에는 베이나이트 상, 침상 페라이트 상 또는 이들의 혼합상 등이 생성될 수 있다.

[108]

- [109] 냉각 종료 온도는 1/4t 기준으로 마무리 압연 시작온도보다 50°C이상으로 하는 것이 바람직하며, 냉각속도는 1/4t 기준으로 0.5°C/s(초)이상이 되는 것이 바람직하다.

- [110] 상기 냉각 종료온도가 마무리 압연 시작온도보다 50°C미만인 경우에는 표면부의 복열이 충분히 일어나지 않아 냉각시 표면부에 생성된 미세한 조직, 예를 들면, 베이나이트 상, 침상 페라이트 상 또는 이들의 혼합상 등이 다시 오스테나이트로 역변태되지 않아 인성이 저하될 우려가 있다. 따라서, 상기 냉각 종료온도는 마무리 압연 시작온도보다 50°C이상의 온도로 한정하는 것이 바람직하다.

- [111] 한편, 상기 냉각 종료온도가 마무리 압연 시작온도보다 100°C를 초과하는 경우에는 복열 후 온도가 높기 때문에 오스테나이트가 성장하여 입도가 커지거나, 복열 완료 후 마무리 압연까지 큰 온도차로 인해 장시간 대기해야 되므로 생산성이 저하될 우려가 있다. 따라서, 상기 냉각 종료온도는 마무리 압연 시작온도보다 100°C이하의 온도로 한정하는 것이 바람직하다.

- [112] 상기 냉각속도가 1/4t 기준으로 0.5°C/s(초)미만인 경우에는 바 중심부의 재결정된 오스테나이트 조직의 조대화가 일어나 마무리 압연 강재의 냉각 후의

중심부 미세조직의 고경각 경계를 가지는 입도가 평균 20마이크로미터를 초과할 우려가 있으므로, 상기 냉각속도는 1/4t 기준으로 0.5°C/s(초) 이상이 바람직하며, 보다 바람직하게는 1/4t 기준으로 1~10°C/s(초)이고, 보다 더 바람직하게는 2~5°C/s(초)이다.

[113]

[114] 상기와 같이, 바 냉각을 통해 공냉 중 재결정된 오스테나이트 조직이 조대화되는 것을 방지하여, 최종 미세조직을 미세하게 만드는 효과를 얻을 수 있다.

[115] 또한, 마무리 압연 이전까지 장시간의 공냉 대기가 발생하는 것을 방지하여 생산성이 향상되는 효과를 얻을 수 있다.

[116]

[117] 복열: 표면부 기준 Ac3 온도 이상

[118] 조압연 후 냉각수단에 의해 냉각된 Bar를 일정 시간 동안 공냉시켜 과도하게 냉각된 표면부의 온도를 복열시킨다. Bar 냉각 시 표면부에 생성된 미세한 조직, 예를 들면, 베이나이트 상, 침상 페라이트 상 또는 이들의 혼합상 등을 다시 오스테나이트로 변태시키기 위하여, 즉 역변태시키기 위하여 복열 시 표면부 온도가 Ac3 온도 이상이 될 때까지 복열시키는 것이 바람직하다. 복열 시 보다 바람직한 표면부 온도는 Ac3 °C ~ Ac3 + 100°C 이며, 보다 더 바람직한 표면부 온도는 Ac3 + 20°C ~ Ac3 + 70°C이다.

[119]

[120] 상기 바의 표면부는 예를 들면, 표면직하에서부터 표면~10mm의 영역까지로 정의될 수 있다.

[121]

[122] 상기와 같이 복열함에 따라 상기 냉각시 생성된 바 표면부의 미세한 조직, 예를 들면, 베이나이트 상, 침상 페라이트 상 또는 이들의 혼합상 등이 오스테나이트로 역변태하게 되어 표면부 오스테나이트가 미세하게 생성되게 되며, 이로 인해 공냉 페라이트 변태온도가 상승하여 강제에서의 베이나이트 단상조직 생성을 저하시키는 효과를 얻을 수 있다.

[123]

[124] 상기 미세한 조직, 예를 들면, 베이나이트 상, 침상 페라이트 상 또는 이들의 혼합상 등에서 역변태된 오스테나이트의 입도는 예를 들면, 50 마이크로미터(μm)이하 일 수 있다.

[125]

[126] 마무리 압연 온도: 1/4t 기준 Ar3 이상

[127] 조압연된 바를 미재결정 영역에서 마무리 압연을 실시한다. 마무리 압연 종료 온도는 페라이트 생성온도 (Ar3) 이상으로 한다. Ar3 미만의 온도에서 압연을 진행할 경우 두께 방향으로 미세조직 전반에 공냉 페라이트가 다량 생성되어 500MPa 이상의 항복강도를 확보하기 어려울 가능성이 있다.

[128]

[129] 마무리 압연 후 냉각 조건: 3°C/s 이상의 냉각속도로 600°C 이하로 냉각 종료

[130]

[131] 상기와 같은 표면부의 역변태에 의한 오스테나이트 미세화에 의해 공냉 페라이트 변태온도가 상승하게 되고 이로 인하여 마무리 압연 후 냉각 공정 전에 미세한 오스테나이트의 적어도 일부는 페라이트로 변태하고, 페라이트로 변태되지 않은 오스테나이트는 냉각에 의해 베이나이트로 변태하게 된다.

[132] 따라서, 강재 표면부의 미세조직은 페라이트와 베이나이트의 혼합상을 갖는다.

[133] 상기 마무리 압연된 강재를 3°C/s 이상의 냉각속도로 600°C 이하로 냉각한다.

[134] 마무리 압연 후 냉각 시, 냉각속도가 3°C/s보다 낮게 되거나 600°C보다 높은 온도에서 냉각이 종료하게 되면 미세조직이 적절하게 형성되지 않게 되어 항복강도가 500MPa 미만으로 될 가능성이 있다.

[135]

[136] 상기 강재는 바람직하게는 50mm이상의 두께를 가질 수 있다.

[137]

[138] 상기한 제조방법을 거치면, 강재의 표면 미세조직은 폴리고날 페라이트와 베이나이트의 혼합상으로 이루어지고, 강재의 중심부에서 1/4t는 50%이상의 침상형 페라이트 및 50%이하의 베이나이트로 이루어지고, 강재 전두께에서 베이나이트 단상조직을 갖는 영역의 분율이 20%이하인 강재를 제조할 수 있다.

[139] 상기 강재는 바람직하게는 중심부 미세조직의 고경각 경계를 가지는 입도가 평균 20마이크로미터 이하일 수 있다.

[140]

[141] 상기 강재는 바람직하게는 항복강도가 500MPa 이상일 수 있다.

[142]

[143] 상기 강재는 바람직하게는 중심부 충격전이 온도가 -40°C이하일 수 있다.

[144]

[145] 이와 같이, 강 조성 및 제조조건을 제어하여 취성균열전과 저항성이 우수한 제품의 미세조직을 확보하고, 조압연 후 사상압연까지 발생하는 공냉대기 시간을 Bar 냉각과 복열을 통해 단축시켜 생산성 향상 및 입도 미세화를 확보하는, 항복강도가 500MPa 이상이고 중심부 충격전이 온도가 -40°C이하인 극후물 고강도 강재를 제공할 수 있다.

[146]

[147] 특히, 본 발명에서는 조압연 된 바(Bar)를 냉각 수단을 이용하여 냉각을 실시하므로 공냉 대기시간을 줄이고 오스테나이트가 성장하는 것을 방지함으로써, 생산성을 향상시킬 수 있고, 강재 중심부 미세조직의 고경각 경계를 가지는 입도를 평균 20마이크로미터 이하로 유지할 수 있다.

[148]

[149] 상기와 같이, 강 조성을 제어함과 함께, 제조공정, 특히 조압연 후 마무리 압연

공정 전에 적절한 조건으로 냉각 및 복열공정을 수행함으로써 취성균열전과 저항성이 우수한 고강도 극후물 강재를 높은 생산성으로 제공할 수 있다.

[150]

발명의 실시를 위한 형태

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

[152]

[153] 이하, 실시예를 통하여 본 발명을 설명한다.

[154]

[155] (실시예)

[156] 하기 표 1의 조성을 갖는 두께 400mm 강 슬라브를 1070°C의 온도로 재가열한 후, 1025°C의 온도에서 조압연을 실시하여 바를 제조하였다. 조압연 시 누적 압하율은 50%로 동일하게 적용하였다.

[157] 상기 조압연된 바의 두께는 200mm이었으며 상기 조압연 후, Bar 냉각을 실시한 뒤 복열을 실시하였으며, 하기 표 2의 표면 복열 온도는 Bar 냉각 후 bar 두께를 고려하여 $1/4t$ 와 $1/2t$ 의 온도차가 20°C 미만인 되는 시점에서의 표면온도 측정값을 의미한다. 상기 바의 냉각은 바의 표면부는 Ac3 미만의 온도를 갖고, $1/4t$ (여기서, t 는 바 두께)영역은 마무리 압연 시작온도보다 50°C이상 높은 온도를 갖도록 실시되었다. 이 때, Bar 냉각 시 냉각속도는 1~5°C/sec였다.

[158] 복열 완료 시점에서 즉시 마무리 압연을 실시하여 하기 표 2의 두께를 갖는 강판을 얻은 다음, 3.5~5°C/sec의 냉각속도로 500~300°C 범위의 온도까지 냉각하였다.

[159] [표1]

강종	강 조성(중량%)									
	C	Mn	Ni	Cu	Ti	Nb	Si	Al	P(ppm)	S(ppm)
발명강1	0.061	1.53	0.63	0.21	0.023	0.018	0.30	0.031	55	17
발명강2	0.071	1.65	0.52	0.3	0.012	0.012	0.32	0.021	65	11
발명강3	0.039	2.11	0.45	0.26	0.017	0.025	0.23	0.040	79	23
발명강4	0.077	1.78	0.62	0.29	0.022	0.023	0.35	0.023	81	22
발명강5	0.066	1.82	0.27	0.15	0.018	0.028	0.31	0.037	46	24
비교강1	0.12	2.01	0.52	0.21	0.021	0.019	0.20	0.041	49	9
비교강2	0.071	2.35	0.71	0.29	0.013	0.021	0.45	0.020	78	28
비교강3	0.026	1.32	0.39	0.18	0.019	0.018	0.21	0.045	59	12
비교강4	0.075	1.93	1.24	0.41	0.021	0.015	0.31	0.033	65	16
비교강5	0.062	1.69	0.44	0.24	0.042	0.051	0.33	0.025	57	12

[160] [표2]

실시예 No.	강종	강판두께(m m)	바(Bar) 냉각적용 여부	바(Bar) 냉각 후 표면복열온도(°C)	복열 후 역변태된 오스테나이트 의 입도(μm)
발명예1	발명강1	80	○	Ac3 + 45	50 이하
발명예2	발명강2	90	○	Ac3 + 22	50 이하
발명예3	발명강3	95	○	Ac3 + 38	50 이하
발명예4	발명강4	100	○	Ac3 + 52	50 이하
발명예5	발명강5	80	○	Ac3 + 39	50 이하
비교예1	발명강2	90	○	Ac3 - 52	부분변태로 측정불가
비교예2	발명강3	95	○	Ac3 - 76	부분변태로 측정불가
비교예3	발명강1	80	X	-	-
비교예4	발명강4	100	X	-	-
비교예5	비교강1	80	○	Ac3 + 33	50 이하
비교예6	비교강2	85	○	Ac3 + 59	50 이하
비교예7	비교강3	90	○	Ac3 + 65	50 이하
비교예8	비교강4	90	○	Ac3 + 29	50 이하
비교예9	비교강5	95	○	Ac3 + 45	50 이하

[161] 상기 표 1 및 표 2에 따라 제조된 강재에 대하여 미세조직 분석결과 및 항복강도/중심부 충격치가 온도 결과를 하기 표 3에 나타내었다.

[162] 또한, 강재에 대해 ESSO 설비를 이용하여 CAT(Crack Arrest Test) 평가를 -10°C에서 실시하고, 크랙 전파(Propagate)/정지(Arrest) 여부를 하기 표 3에 나타내었다.

[163]

[164] 하기 표 3의 중심부 입도는 EBSD 방법을 통해 측정하였으며, 측정 결과를 활용하여 15도 이상의 고경계각을 가지는 입계를 계산하여 측정된 값을 의미한다.

[165]

[166] [표3]

실시예 No.	강종	표면 부 미세 조직	베이나이 트 단상조직 영역(%)	중심부 ~1/4t 미세조직 분율(%)	항복 강도 (Mpa)	중심부 평균입 도(μm)	중심부 충격천 이온도($^{\circ}\text{C}$)	CAT(@- 10 $^{\circ}\text{C}$)
발명예 1	발명강 1	PF+B	15	AF(83) B(17)	512	17.3	-53	Arrest
발명예 2	발명강 2	PF+B	17	AF(74) B(26)	532	18.5	-49	Arrest
발명예 3	발명강 3	PF+B	8	AF(61) B(39)	575	16.1	-65	Arrest
발명예 4	발명강 4	PF+B	13	AF(89) B(11)	506	17.7	-78	Arrest
발명예 5	발명강 5	PF+B	12	AF(59) B(41)	568	13.1	-71	Arrest
비교예 1	발명강 2	B	28	AF(68) B(32)	544	14.6	-59	Propagat e
비교예 2	발명강 3	B	26	AF(66) B(34)	559	19.5	-53	Propagat e
비교예 3	발명강 1	PF+B	16	AF(72) B(28)	529	25.3	-36	Propagat e
비교예 4	발명강 4	PF+B	14	AF(86) B(14)	516	23.6	-31	Propagat e
비교예 5	비교강 1	PF+B	49	AF(18) B(82)	678	28.7	-32	Propagat e
비교예 6	비교강 2	PF+B	38	AF(22) B(78)	659	24.8	-28	Propagat e
비교예 7	비교강 3	PF+B	6	PF(45)AF(4 9)P(6)	387	15.4	-64	Arrest
비교예 8	비교강 4	PF+B	37	AF(26) B(74)	595	26.8	-37	Propagat e
비교예 9	비교강 5	PF+B	26	AF(51) B(49)	577	17.6	-45	Propagat e

[167] [상기 표 3에서 PF : 폴리고날 페라이트(Polygonal Ferrite), P :

퍼얼라이트(Pearlite), AF: 애시쿨러 페라이트(Acicular Ferrite), B: 베이나이트(Bainite)]

- [168] 상기 표 3에 나타난 바와 같이, 비교예 1 및 2의 경우에는 Bar 냉각 후 복열 온도가 Ac3 온도 이하임에 따라 Bar 냉각 시 생성된 표면부 베이나이트 조직이 다시 오스테나이트로 변태하지 못하고 조대하게 남아있게 됨에 따라서 베이나이트 단상조직 영역이 20%를 넘게 되므로, 취성균열전파저항성을 나타내는 -10°C CAT 시험에서 크랙이 정지되지 못하고 전파했음을 알 수 있다.
- [169] 비교예 1 및 2의 경우에는 Ac3 온도 이하로 복열되었으므로 냉각시 생성된 베이나이트 등에서 다시 오스테나이트로 100% 변태가 일어나지 않고 일부만 일어나게 되어 복열 후 역변태된 오스테나이트의 입도 측정이 불가능하였다.
- [170] 비교강 3 및 4의 경우에는 본 발명에서 제시하는 Bar 냉각을 적용하지 않음에 따라, 미세조직 분율은 본 발명에서 제시한 범위에 포함됨에도 불구하고, 중심부 미세조직이 조압연 후 공냉중에 조대화됨에 따라서 중심부 평균입도가 20 마이크로 이상이고 이로 인해 중심부 충격천이온도가 -40°C 이상이며, 취성균열전파저항성을 나타내는 -10°C CAT 시험에서 크랙이 정지되지 못하고 전파했음을 알 수 있다.
- [171] 비교예 5의 경우 본 발명에서 제시하는 C 상한보다 높은 값을 가짐으로써, 과도한 경화능으로 인해 다량의 베이나이트 조직이 생성되었고, 이로 인해 중심부 충격천이온도가 -40°C 이상이며, 취성균열전파저항성을 나타내는 -10°C CAT 시험에서 크랙이 정지되지 못하고 전파했음을 알 수 있다.
- [172] 비교예 6의 경우에는 본 발명에서 제시하는 Mn 상한보다 높은 값을 가짐으로써, 과도한 경화능으로 인해 다량의 베이나이트 조직이 생성되었고, 이로 인해 중심부 충격천이온도가 -40°C 이상이며, 취성균열전파저항성을 나타내는 -10°C CAT 시험에서 크랙이 정지되지 못하고 전파했음을 알 수 있다.
- [173] 비교예 7의 경우에는 본 발명에서 제시하는 C, Mn 하한보다 낮은 값을 가짐으로써, 경화능이 부족하여 다량의 폴리고날 페라이트 및 펄라이트 조직이 생성되었고, 이로 인해 항복강도가 500MPa 이하임을 알 수 있다.
- [174] 비교예 8의 경우에는 본 발명에서 제시하는 Ni 상한보다 높은 값을 가짐으로써, 과도한 경화능으로 인해 다량의 베이나이트 조직이 생성되었고, 이로 인해 중심부 충격천이온도가 -40°C 이상이며, 취성균열전파저항성을 나타내는 -10°C CAT 시험에서 크랙이 정지되지 못하고 전파했음을 알 수 있다.
- [175] 비교예 9의 경우에는 본 발명에서 제시하는 Ti, Nb 상한보다 높은 값을 가짐으로써, 과도한 경화능으로 인해 다량의 베이나이트 조직이 생성되고, 조대 TiN 혹은 (TiNb),(C,N)이 석출하여, 취성균열전파저항성을 나타내는 -10°C CAT 시험에서 크랙이 정지되지 못하고 전파했음을 알 수 있다.
- [176] 이에 반하여, 본 발명에서 제시한 성분 범위를 만족하고 조압연 후 Bar 냉각을 실시한 뒤 Ac3온도보다 높은 온도로 표면부를 복열시킨 발명에 1~5의 경우에는 중심부 입도가 20마이크로 이하로 미세하며, 강제 전두께 영역에 대하여

베이나이트 단상역이 20% 이하이고, 표면부 중심부 ~ 1/4t 부 미세조직이 50%이상의 침상형 페라이트 및 50% 이하의 베이나이트로 구성됨을 알 수 있다. 이로 인해 발명예 1~5의 경우에는 항복강도 500MPa 이상, 중심부 충격전이온도 -40°C이하, -10°C CAT 시험에서 크랙이 정지되는 우수한 취성균열전파저항성을 나타냄을 알 수 있다.

청구범위

- [청구항 1] 중량%로, C: 0.03~0.09%, Mn: 1.4~2.2%, Ni: 0.2~0.9%, Nb: 0.005~0.05%, Ti: 0.005~0.04%, Cu: 0.1~0.5%, Si: 0.05~0.5%, Al: 0.01~0.05%, P: 100ppm이하, S: 40ppm이하, 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 표면부는 폴리고날 페라이트와 베이나이트의 혼합상으로 이루어지고, 두께 $1/2t \sim 1/4t$ (여기서, t: 강재두께) 부분은 50부피%이상의 침상형 페라이트 및 50부피%이하의 베이나이트로 이루어지고, 강재 전체 두께에서 베이나이트(bainite) 단상조직을 갖는 영역의 분율이 20%이하인 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재.
- [청구항 2] 제1항에 있어서, 상기 강재의 중심부 미세조직의 고경각 경계를 가지는 입도가 평균 20마이크로미터 이하인 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재.
- [청구항 3] 제1항에 있어서, 상기 강재의 항복강도가 500MPa 이상인 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재.
- [청구항 4] 제1항에 있어서, 상기 강재의 중심부 충격전이 온도가 -40°C 이하인 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재.
- [청구항 5] 제1항에 있어서, 상기 강재의 두께가 50mm이상인 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재.
- [청구항 6] 중량%로, C: 0.03~0.09%, Mn: 1.4~2.2%, Ni: 0.2~0.9%, Nb: 0.005~0.05%, Ti: 0.005~0.04%, Cu: 0.1~0.5%, Si: 0.05~0.5%, Al: 0.01~0.05%, P: 100ppm이하, S: 40ppm이하, 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하는 강 슬라브를 $1150 \sim 1000^{\circ}\text{C}$ 의 온도로 재가열하는 단계; 상기 재가열된 슬라브를 $1150 \sim 900^{\circ}\text{C}$ 의 온도에서 조압연하는 단계; 상기 조압연된 바(Bar)를 냉각수단을 활용하여 냉각하는 단계; 상기 냉각된 바를 표면 기준으로 Ac3 온도 이상으로 복열시키는 단계; 상기 복열된 바를 $1/4t$ 기준으로 Ar3 이상의 온도에서 마무리 압연하는 단계; 및 마무리 압연 후, 3°C/s 이상의 냉각속도로 600°C 이하의 온도로 냉각하는 단계를 포함하고, 상기 바의 냉각은 바의 표면부는 Ac3 미만의 온도를 갖고, $1/4t$ (여기서, t는 바 두께)영역은 마무리 압연 시작온도보다 50°C 이상 높은 온도를 갖도록 실시되는 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재의 제조방법.
- [청구항 7] 제6항에 있어서, 상기 강재의 두께가 50mm이상인 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재의 제조방법.
- [청구항 8] 제6항에 있어서, 상기 복열시키는 단계에서 복열된 바의 표면온도가 $\text{Ac3} + 20^{\circ}\text{C} \sim \text{Ac3} + 70^{\circ}\text{C}$ 인 것을 특징으로 하는 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재의 제조방법.
- [청구항 9] 제6항에 있어서, 상기 바를 냉각하는 단계에서, 바의 표면부에

베이나이트 상(phase), 침상 페라이트 상 또는 이들의 혼합 상이 생성되는 것을 특징으로 하는 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재의 제조방법.

- [청구항 10] 제9항에 있어서, 냉각된 바를 복열시키는 단계에서, 표면부의 베이나이트 상, 침상 페라이트 상 또는 이들의 혼합 상이 오스테나이트로 역변태되는 것을 특징으로 하는 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재의 제조방법.
- [청구항 11] 제10항에 있어서, 상기 역변태된 오스테나이트의 입도는 50 마이크로미터(μm)이하인 것을 특징으로 하는 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재의 제조방법.
- [청구항 12] 제6항에 있어서, 상기 조압연된 바의 냉각 시, 냉각속도는 1/4t 기준으로 1~10°C/s(초)인 것을 특징으로 하는 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재의 제조방법.
- [청구항 13] 제6항에 있어서, 상기 조압연된 바의 냉각 시, 냉각속도는 1/4t 기준으로 2~5°C/s(초)인 것을 특징으로 하는 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재의 제조방법.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/KR2017/008520

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/04(2006.01)i, C22C 38/08(2006.01)i, C22C 38/16(2006.01)i, C22C 38/14(2006.01)i, C22C 38/12(2006.01)i,
C22C 38/02(2006.01)i, C22C 38/06(2006.01)i, C21D 8/06(2006.01)i, C21D 9/00(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 38/04; C21D 8/02; C22C 38/00; C21D 38/06; C22C 38/60; B21B 3/02; B21B 3/00; C22C 38/08; C22C 38/16; C22C 38/14;
C22C 38/12; C22C 38/02; C22C 38/06; C21D 8/06; C21D 9/00

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: thick steel sheet, bainite, brittleness, recuperative, carbon, manganese, nickel, niobium,
titanium, copper, silicon, aluminum

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP 06-004903 B2 (NIPPON STEEL CORP.) 19 January 1994 See claims 4, 13.	1-4
Y		5-13
Y	JP 06-006741 B2 (NIPPON STEEL CORP.) 26 January 1994 See page 7, column 13, lines 41-48 and claims 10, 18.	5-13
A	KR 10-2013-0036075 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 09 April 2013 See paragraphs [0082]-[0091] and claims 1, 2, 5.	1-13
A	JP 11-140584 A (NIPPON STEEL CORP.) 25 May 1999 See paragraphs [0049]-[0051] and claims 1-4.	1-13
A	KR 10-2015-0076696 A (DONGKUK STEEL MILL CO., LTD.) 07 July 2015 See paragraph [0049] and claims 1-3.	1-13



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

24 NOVEMBER 2017 (24.11.2017)

Date of mailing of the international search report

24 NOVEMBER 2017 (24.11.2017)

Name and mailing address of the ISA/KR



Korean Intellectual Property Office
Government Complex-Daejeon, 189 Sconsa-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/KR2017/008520

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member	Publication date
JP 06-004903 B1	19/01/1994	JP 61-235534 A	20/10/1986
JP 06-006741 B2	26/01/1994	JP 61-174328 A	06/08/1986
KR 10-2013-0036075 A	09/04/2013	BR 112012011685 A2	01/03/2016
		CN 102482751 A	30/05/2012
		CN 102482751 B	11/09/2013
		JP 04772932 B2	14/09/2011
		KR 10-2012-0026641 A	19/03/2012
		WO 2011-062000 A1	26/05/2011
JP 11-140584 A	25/05/1999	NONE	
KR 10-2015-0076696 A	07/07/2015	NONE	

A. 발명이 속하는 기술분류(국제특허분류(IPC))

C22C 38/04(2006.01)i, C22C 38/08(2006.01)i, C22C 38/16(2006.01)i, C22C 38/14(2006.01)i, C22C 38/12(2006.01)i, C22C 38/02(2006.01)i, C22C 38/06(2006.01)i, C21D 8/06(2006.01)i, C21D 9/00(2006.01)i

B. 조사된 분야

조사된 최소문헌(국제특허분류를 기재)

C22C 38/04; C21D 8/02; C22C 38/00; C21D 38/06; C22C 38/60; B21B 3/02; B21B 3/00; C22C 38/08; C22C 38/16; C22C 38/14; C22C 38/12; C22C 38/02; C22C 38/06; C21D 8/06; C21D 9/00

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: 후강판, 베이나이트, 취성, 복열, 탄소, 망간, 니켈, 니오븀, 티타늄, 구리, 규소, 알루미늄

C. 관련 문헌

카테고리*	인용문헌명 및 관련 구절(해당하는 경우)의 기재	관련 청구항
X	JP 06-004903 B2 (NIPPON STEEL CORP.) 1994.01.19 청구항 4, 13 참조.	1-4
Y		5-13
Y	JP 06-006741 B2 (NIPPON STEEL CORP.) 1994.01.26 페이지 7, 컬럼 13, 라인 41-48 및 청구항 10, 18 참조.	5-13
A	KR 10-2013-0036075 A (신닛테츠스미킨 카부시카이샤) 2013.04.09 단락 [0082]-[0091] 및 청구항 1, 2, 5 참조.	1-13
A	JP 11-140584 A (NIPPON STEEL CORP.) 1999.05.25 단락 [0049]-[0051] 및 청구항 1-4 참조.	1-13
A	KR 10-2015-0076696 A (동국제강주식회사) 2015.07.07 단락 [0049] 및 청구항 1-3 참조.	1-13

☐ 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

“T” 국제출원일 또는 우선일 후에 공개된 문헌으로, 출원과 상충하지 않으며 발명의 기초가 되는 원리나 이론을 이해하기 위해 인용된 문헌

“E” 국제출원일보다 빠른 출원일 또는 우선일을 가지나 국제출원일 이후에 공개된 선출원 또는 특허 문헌

“X” 특별한 관련이 있는 문헌. 해당 문헌 하나만으로 청구된 발명의 신규성 또는 진보성이 없는 것으로 본다.

“L” 우선권 주장에 의문을 제기하는 문헌 또는 다른 인용문헌의 공개일 또는 다른 특별한 이유(이유를 명시)를 밝히기 위하여 인용된 문헌

“Y” 특별한 관련이 있는 문헌. 해당 문헌이 하나 이상의 다른 문헌과 조합하는 경우로 그 조합이 당업자에게 자명한 경우 청구된 발명은 진보성이 없는 것으로 본다.

“O” 구두 개시, 사용, 전시 또는 기타 수단을 언급하고 있는 문헌

“&” 동일한 대응특허문헌에 속하는 문헌

“P” 우선일 이후에 공개되었으나 국제출원일 이전에 공개된 문헌

국제조사의 실제 완료일

2017년 11월 24일 (24.11.2017)

국제조사보고서 발송일

2017년 11월 24일 (24.11.2017)

ISA/KR의 명칭 및 우편주소



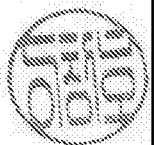
대한민국 특허청
(35208) 대전광역시 서구 청사로 189,
4동 (둔산동, 정부대전청사)

팩스 번호 +82-42-481-8578

심사관

이창호

전화번호 +82-42-481-8288



국제조사보고서에서 인용된 특허문헌	공개일	대응특허문헌	공개일
JP 06-004903 B1	1994/01/19	JP 61-235534 A	1986/10/20
JP 06-006741 B2	1994/01/26	JP 61-174328 A	1986/08/06
KR 10-2013-0036075 A	2013/04/09	BR 112012011685 A2	2016/03/01
		CN 102482751 A	2012/05/30
		CN 102482751 B	2013/09/11
		JP 04772932 B2	2011/09/14
		KR 10-2012-0026641 A	2012/03/19
		WO 2011-062000 A1	2011/05/26
JP 11-140584 A	1999/05/25	없음	
KR 10-2015-0076696 A	2015/07/07	없음	