

(12) 특허협력조약에 의하여 공개된 국제출원

(19) 세계지식재산권기구
국제사무국

(43) 국제공개일
2020년 6월 4일 (04.06.2020)

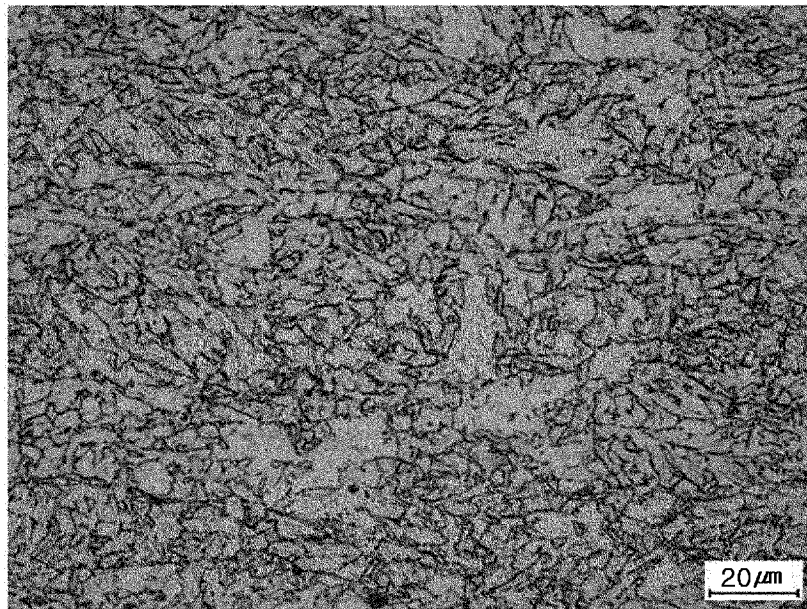


(10) 국제공개번호
WO 2020/111860 A2

- (51) 국제특허분류: C22C 38/04 (2006.01)
- (21) 국제출원번호: PCT/KR2019/016702
- (22) 국제출원일: 2019년 11월 29일 (29.11.2019)
- (25) 출원언어: 한국어
- (26) 공개언어: 한국어
- (30) 우선권정보: 10-2018-0151871 2018년 11월 30일 (30.11.2018)KR
- (71) 출원인: 주식회사 포스코 (POSCO) [KR/KR]; 37859 경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동), Gyeongsangbuk-do (KR).
- (72) 발명자: 이학철 (LEE, Hak-Cheol); 37877 경상북도 포항시 남구 동해안로 6262 포항제철소내, Gyeongsangbuk-do (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, 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 국내 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,

(54) Title: ULTRA-THICK STEEL EXCELLENT IN BRITTLE CRACK ARRESTABILITY AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR

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



(57) Abstract: An ultra-thick steel excellent in brittle crack arrestability according to an aspect of the present invention comprises, by weight, C: 0.02-0.07%, Mn: 1.8-2.2%, Ni: 0.7-1.2%, Nb: 0.005-0.02%, Ti: 0.005-0.02%, Cu: 0.1-0.4%, P: 0.01% or less, S: 0.004% or less, and the balance of Fe and inevitable impurities, wherein crystal grains that have a high angle grain boundary of 15 degrees or more, as measured by EBSD, may have an average grain size of 15µm or less in the t/4-(3*t)/8 region (wherein t represents a thickness of the steel, the same below).

(57) 요약서: 본 발명의 일 측면에 따른 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재는, 중량% 로, C: 0.02~0.07%, Mn: 1.8~2.2%, Ni: 0.7~1.2%, Nb: 0.005~0.02%, Ti: 0.005~0.02%, Cu: 0.1~0.4%, P: 0.01% 이하, S: 0.004% 이하, 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, t/4~(3*t)/8 영역(여기서, t는 강재 두께를 의미함, 이하 동일)에서 EBSD로 측정된 15도 이상의 고경계각을 가지는 결정립의 평균 입도가 15µm 이하일 수 있다.

[다음 쪽 계속]



WO 2020/111860 A2

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:

- 국제조사보고서 없이 공개하며 보고서 접수 후 이를 별도 공개함 (규칙 48.2(g))

명세서

발명의 명칭: 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재 및 그 제조방법

기술분야

- [1] 본 발명은 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재 및 그 제조방법에 관한 것이며, 상세하게는 1/4t 기준의 NDTT(Nil-Ductility Transition Temperature) 값이 -45°C 이하로써 취성균열전파 저항성을 효과적으로 확보 가능한 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재 및 그 제조방법을 제공하고자 한다.

[2]

배경기술

- [3] 최근 선박 등의 구조물 설계에 있어서 극후물 및 고강도 강재의 개발이 요구되는 실정이다. 고강도 강재를 사용하여 선박 등의 구조물을 제작하는 경우, 강재의 두께를 얇게 하여 구조물의 경량화를 도모할 수 있을 뿐 아니라, 얇은 강재의 두께에 의해 가공 및 용접 작업의 용이성을 동시에 확보할 수 있기 때문이다.

[4]

- [5] 일반적으로 고강도 극후물 강재 제조 시 총 압하율의 저하에 따라 조직 전반에 충분한 변형이 이루어지지 않아 조직이 조대해지게 되고, 강도 확보를 위한 급속 냉각 시에 두꺼운 두께로 인해 표면부-중심부 간의 냉각속도 차이가 발생하게 되며, 이로 인해 표면부에 베이나이트 등의 조대한 저온변태 조직이 다량 생성되어 인성확보에 어려움이 있다. 특히, 구조물의 안정성을 나타내는 취성균열전파 저항성의 경우 선박 등의 주요 구조물에 적용 시 보증을 요구하는 사례가 증가하고 있는데, 극후물 강재의 경우 인성의 저하로 인해 이러한 취성균열전파 저항성을 보증하는데 큰 어려움을 겪고 있다.

[6]

- [7] 실제 많은 선급협회 및 철강사에서는 취성균열 전파저항성을 보증하기 위해 실제 취성균열전파 저항성을 정확히 평가할 수 있는 대형 인장시험을 실시하고 있으나, 이와 같은 대형 인장시험을 실시하기 위해서는 막대한 비용이 발생하기 때문에, 양산 적용 시 이와 같은 대형 인장시험을 적용하여 취성균열 전파저항성을 보증하기 힘든 실정이다. 이러한 불합리점을 개선하기 위해 최근 대형 인장시험을 대체할 수 있는 소형 대체시험에 대한 연구가 지속적으로 진행되어오고 있으며, 가장 유력한 시험으로 ASTM E208-06 규격의 표면부 NRL-DWT(Naval Research Laboratory-Drop Weight Test) 시험이 많은 선급협회 및 철강사에서 채택되고 있다.

[8]

- [9] 표면부 NRL-DWT 시험의 경우 표면부의 미세조직을 제어할 경우

취성균열전파 시에 크랙의 전파속도를 늦춰 취성균열전파 저항성을 우수하게 한다는 기존의 연구결과를 바탕으로 채택되고 있으나, NRL-DWT 시험은 강재의 표면부에서 시편을 채취하여 시험을 진행하기 때문에, 최근 선박 등의 구조물에 적용되고 있는 두께 80mm 이상의 후물 강재에서의 취성균열전파 저항성을 보증 가능한 물성이라는 의견이 있다.

[10]

[11] 또한, 강재의 표면부는 강재의 중심부 또는 $t/4$ 부(여기서, t 는 강재의 두께를 의미함, 이하 동일)에 비하여 수냉 시 빠른 냉각속도가 적용되는 영역으로, 항복강도 500MPa급 강재와 같이 높은 경화능을 가지는 강재에서는 저온 변태상이 다량 형성될 수 있다. 따라서, 실제 대형 인장시험에서의 측정된 취성균열전파 관련 지수가 우수함에도 불구하고, NRL-DWT 시험 결과가 열위하게 평가되는 경향을 나타낸다.

[12]

[13] 최근, 500MPa급 이상의 고강도 극후물 강재의 경우, 기존의 시험법과 같이 강재의 표면부에 대해 NRL-DWT 시험을 실시하는 것이 아닌 강재의 $t/4$ 부에 대해 NRL-DWT 시험을 실시하여 취성균열전파 특성을 판단하는 경향이다. 따라서, $t/4$ 부의 NRL-DWT 물성을 보증 가능한 고강도 극후물 강재 및 그 제조방법에 대한 개발이 요구되는 실정이다.

[14]

[15] (선행기술문헌)

[16] (특허문헌 1) 대한민국 공개특허공보 제10-2016-0079163호(2016.07.06. 공개)

[17]

발명의 상세한 설명

기술적 과제

[18] 본 발명의 한 가지 측면에 따르면 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재 및 그 제조방법이 제공될 수 있다

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

[20]

과제 해결 수단

[21] 본 발명의 일 측면에 따른 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재는, 중량%로, C: 0.02~0.07%, Mn: 1.8~2.2%, Ni: 0.7~1.2%, Nb: 0.005~0.02%, Ti: 0.005~0.02%, Cu: 0.1~0.4%, P: 0.01% 이하, S: 0.004% 이하, 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, $t/4 \sim (3*t)/8$ 영역(여기서, t 는 강재 두께를 의미함, 이하 동일)에서 EBSD로 측정된 15도 이상의 고경계각을 가지는 결정립의 평균 입도가 $15\mu\text{m}$ 이하일 수 있다.

- [22] 상기 강재의 $t/4$ 영역에서 채취되는 시험편으로 ASTM E208-06에 규정된 NRL-DWT(Naval Research Laboratory-Drop Weight Test)를 실시하는 경우 NDT(Nil-Ductility Transition) 온도가 -45°C 이하일 수 있다.
- [23] 상기 강재의 $t/4$ 영역에서 채취되는 시험편의 충격천이 온도가 -60°C 이하일 수 있다.
- [24] 상기 강재의 $t/4$ 영역에서 채취되는 시험편의 미세조직은 에시클러 페라이트와 그레놀러 베이나이트의 복합조직을 포함하며, 제2상으로 도상 마르텐사이트를 더 포함할 수 있다.
- [25] 상기 에시클러 페라이트는 60~80면적%의 비율로, 상기 그레놀러 베이나이트는 20~40면적%의 비율로, 상기 도상 마르텐사이트는 10면적% 이하의 비율로 포함될 수 있다.
- [26] 상기 강재의 두께는 50~120mm일 수 있다.
- [27] 상기 강재의 항복강도는 500MPa 이상일 수 있다.
- [28] 본 발명의 일 측면에 따른 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재는, 중량%로, C: 0.02~0.07%, Mn: 1.8~2.2%, Ni: 0.7~1.2%, Nb: 0.005~0.02%, Ti: 0.005~0.02%, Cu: 0.1~0.4%, P: 0.01% 이하, S: 0.004% 이하, 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하는 슬라브를 재가열하고, 상기 재가열된 슬라브를 조압연하고, 50% 이상의 누적압하율로 상기 조압연된 슬라브를 사상압연하고, 상기 사상압연된 강재를 냉각하여 제조될 수 있다.
- [29] $1000\sim 1120^{\circ}\text{C}$ 의 온도범위에서 상기 슬라브를 재가열할 수 있다.
- [30] $850\sim 1050^{\circ}\text{C}$ 의 온도범위에서 40% 이상의 누적압하율로 상기 재가열된 슬라브를 조압연할 수 있다.
- [31] 상기 사상압연은 $700\sim 850^{\circ}\text{C}$ 의 온도범위에서 개시될 수 있다.
- [32] 3°C/s 이상의 냉각속도로 500°C 이하의 온도범위까지 상기 사상압연된 강재를 냉각할 수 있다.
- [33] 상기 과제에 해결 수단은 본 발명의 특징을 모두 열거한 것은 아니며, 본 발명의 다양한 특징과 그에 따른 장점과 효과는 아래의 구체적인 실시예를 참조하여 보다 상세하게 이해될 수 있을 것이다.

[34]

발명의 효과

- [35] 본 발명의 일 측면에 따르면 고강도 특성을 구비하면서도 취성균열전파 저항성을 효과적으로 보증 가능하여, 선박 등의 구조물 소재로 특히 적합한 극후물 강재 및 그 제조방법을 제공할 수 있다.

[36]

도면의 간단한 설명

- [37] 도 1은 시편 1의 $t/4$ 부를 광학현미경으로 관찰한 사진이다.
- [38]

발명의 실시를 위한 최선의 형태

- [39] 본 발명은 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재 및 그 제조방법에 관한 것으로, 이하에서는 본 발명의 바람직한 실시예들을 설명하고자 한다. 본 발명의 실시예들은 여러 가지 형태로 변형될 수 있으며, 본 발명의 범위가 아래에서 설명되는 실시예들에 한정되는 것으로 해석되어서는 안된다. 본 실시예들은 당해 발명이 속하는 기술분야에서 통상의 지식을 가지는 자에게 본 발명을 더욱 상세하기 위하여 제공되는 것이다.
- [40]
- [41] 이하, 본 발명의 강 조성에 대해 보다 자세히 설명한다. 이하, 특별히 달리 표시하지 않는 한 각 원소의 함량을 나타내는 %는 중량을 기준으로 한다.
- [42]
- [43] 본 발명의 일 측면에 따른 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재는, 중량%로, 탄소(C): 0.02~0.07%, 망간(Mn): 1.8~2.2%, 니켈(Ni): 0.7~1.2%, 니오븀(Nb): 0.005~0.02%, 티타늄(Ti): 0.005~0.02%, 구리(Cu): 0.1~0.4%, 인(P): 0.01% 이하, 황(S): 0.004% 이하, 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함할 수 있다.
- [44]
- [45] 탄소(C): 0.02~0.07%
- [46] 탄소(C)는 강의 강도를 확보하는데 가장 효과적인 원소이므로, 적절한 범위 내에서 강 중에 함유될 필요가 있다. 본 발명은 강도 확보를 위해 탄소(C) 함량의 하한을 0.02%로 제한할 수 있다. 바람직한 탄소(C) 함량의 하한은 0.03%일 수 있다. 다만, 경화능 향상 원소인 탄소(C)가 과다하게 첨가되는 경우, 다량의 도상 마르텐사이트 및 저온변태상 생성에 따른 인성 저하가 우려되는바, 본 발명은 탄소(C) 함량의 상한을 0.07%로 제한할 수 있다. 바람직한 탄소(C) 함량의 상한은 0.06%일 수 있다.
- [47]
- [48] 망간(Mn): 1.8~2.2%
- [49] 망간(Mn)은 고용강화 및 경화능 향상을 통해 강의 강도를 효과적으로 향상시키는 원소이다. 본 발명은 항복강도 500MPa 이상의 강도를 확보하기 위해 망간(Mn) 함량의 하한을 1.8%로 제한할 수 있다. 다만, 망간(Mn)이 과다하게 첨가되는 경우, 과도한 경화능의 증가로 상부 베이나이트(upper bainite) 및 마르텐사이트의 생성 촉진에 의한 충격인성 저하 및 $t/4$ 부(여기서, t 는 강재 두께를 의미함, 이하 동일) NRL-DWT 물성 저하가 우려되므로, 본 발명은 망간(Mn) 함량의 상한을 2.2%로 제한할 수 있다. 바람직한 망간(Mn) 함량의 상한은 2.1%일 수 있다.
- [50]
- [51] 니켈(Ni): 0.7~1.2%
- [52] 니켈(Ni)은 저온에서 전위의 교차 슬립(cross slip)을 용이하게 하여 충격인성의

향상에 기여하는 원소이며, 경화능을 향상에 의한 강의 강도 향상에 기여하는 원소이기도 한다. 본 발명은 이와 같은 효과를 달성하기 위하여 니켈(Ni) 함량의 하한을 0.7%로 제한할 수 있다. 바람직한 니켈(Ni) 함량의 하한은 0.75%일 수 있다. 다만, 니켈(Ni)이 과다하게 첨가되는 경우, 제조원가가 과도하게 상승하여 경제성 측면에서 바람직하지 않을 뿐만 아니라, 경화능 향상에 의해 다량의 저온변태 조직이 생성되는 문제가 발생할 수 있으므로, 본 발명은 니켈(Ni) 함량의 상한을 1.2%로 제한할 수 있다. 바람직한 니켈(Ni) 함량의 상한은 1.15%일 수 있다.

[53]

[54] 니오븀(Nb): 0.005~0.02%

[55] 니오븀(Nb)은 탄화물 또는 질화물로 석출하여 모재의 강도 향상에 기여하는 원소이다. 또한, 고온 재가열시 고용된 니오븀(Nb)은 압연 시 탄화물(NbC)의 형태로 매우 미세하게 석출되어 오스테나이트의 재결정을 억제하므로, 조직을 미세화시키는데 효과적으로 기여하는 원소이다. 본 발명은 이러한 효과 달성을 위해 니오븀(Nb) 함량의 하한을 0.005%로 제한할 수 있다. 다만, 니오븀(Nb)이 과다하게 첨가되는 경우, 강재의 모서리에 취성크랙을 야기할 가능성이 있으며, 과도한 석출물 생성 및 다량의 도상 마르텐사이드 생성에 의한 인성저하가 문제될 수 있으므로, 본 발명은 니오븀(Nb) 함량의 상한을 0.02%로 제한할 수 있다. 바람직한 니오븀(Nb) 함량의 상한은 0.017%일 수 있다.

[56]

[57] 티타늄(Ti): 0.005~0.02%

[58] 티타늄(Ti)은 TiN 석출물을 형성하여 모재 및 용접 열영향부의 결정립 성장을 억제하므로 저온인성의 향상에 효과적으로 기여하는 원소이다. 본 발명은 TiN 석출물 형성을 위해 티타늄(Ti)의 첨가량을 0.005% 이상으로 제한할 수 있다. 다만, 티타늄(Ti)이 과다하게 첨가되는 경우, 조대한 TiN 정출에 의해 오히려 저온인성이 열위해지는 문제가 발생하므로, 본 발명은 티타늄(Ti) 함량의 상한을 0.02%로 제한할 수 있다. 바람직한 티타늄(Ti) 함량의 상한은 0.015%일 수 있다.

[59]

[60] 구리(Cu): 0.1~0.4%

[61] 구리(Cu)는 경화능을 향상 및 고용강화에 의해 강의 강도 향상에 기여하는 원소이다. 또한, 구리(Cu)는 열처리시 입실론 구리(Cu) 석출물을 생성하여 항복강도의 향상에 기여하는 원소이기도 하다. 본 발명은 이와 같은 강도 향상 효과를 달성하기 위하여 0.1% 이상의 구리(Cu)를 첨가할 수 있다. 바람직한 구리(Cu) 함량의 하한은 0.15%일 수 있다. 다만, 구리(Cu)가 과다하게 첨가되는 경우, 제강 공정에서 적열취성(hot shortness)에 의한 슬라브 균열을 유발할 수 있으므로, 본 발명은 구리(Cu) 함량의 상한을 0.4%로 제한할 수 있다. 바람직한 구리(Cu) 함량의 상한은 0.35%일 수 있다.

[62]

- [63] 인(P): 0.01% 이하, 황(S): 0.004% 이하,
- [64] 인(P) 및 황(S)은 결정립계에 취성을 유발하거나 조대한 개재물을 형성시켜 취성을 유발하는 원소이므로, 본 발명은 취성균열전파 저항성 확보를 위해 인(P) 및 황(S) 함량을 각각 0.01% 이하 및 0.004% 이하로 제한할 수 있다.
- [65]
- [66] 본 발명은, 상술한 강 조성 이외에 나머지는 Fe 및 불가피한 불순물일 수 있다. 불가피한 불순물은 통상의 철강 제조공정에서 의도되지 않게 혼입될 수 있는 것으로, 이를 전면 배제할 수는 없으며, 통상의 철강제조 분야의 기술자라면 그 의미를 쉽게 이해할 수 있다. 또한, 본 발명은, 앞서 언급한 강 조성 이외의 다른 조성의 첨가를 전면적으로 배제하는 것은 아니다.
- [67]
- [68] 본 발명의 일 측면에 따른 강재의 $t/4 \sim (3*t)/8$ 영역(여기서, t 는 강재 두께를 의미함, 이하 동일)에서 EBSD로 측정된 15도 이상의 고경계각을 가지는 결정립의 평균 입도가 $15\mu\text{m}$ 이하일 수 있다.
- [69]
- [70] 본 발명의 일 측면에 따른 강재의 $t/4$ 영역에서 채취되는 시험편으로 ASTM E208-06에 규정된 NRL-DWT(Naval Research Laboratory-Drop Weight Test)를 실시하는 경우 NDT(Nil-Ductility Transition) 온도가 -45°C 이하일 수 있으며, 보다 바람직한 $t/4$ 영역의 NDT 온도는 -50°C 이하일 수 있다.
- [71]
- [72] 본 발명의 일 측면에 따른 강재의 $t/4$ 영역에서 채취되는 시험편의 충격전이 온도가 -60°C 이하일 수 있으며, 보다 바람직한 $t/4$ 영역의 충격전이 온도는 -70°C 이하일 수 있다.
- [73]
- [74] 본 발명의 일 측면에 따른 강재의 $t/4$ 영역에서 채취되는 시험편의 미세조직은 에시클러 페라이트와 그레놀러 베이나이트의 복합조직을 포함하고, 제2상으로 도상 마르텐사이트를 더 포함할 수 있다. 이 때 $t/4$ 영역에서의 에시클러 페라이트 분율은 60~80면적%일 수 있으며, $t/4$ 영역에서의 그레놀러 베이나이트 분율은 20~40면적%일 수 있다. 또한, 제2상의 생성을 억제하는 것이 인성 확보 측면에서 보다 바람직한바, 본 발명의 도상 마르텐사이트 분율은 $t/4$ 영역 기준 10면적% 이하일 수 있다.
- [75]
- [76] 에시클러 페라이트와 그레놀러 베이나이트의 복합조직 형태로 미세조직이 생성될 경우, 고온에서 생성되는 에시클러 페라이트가 입계 및 입내에서 동시다발적으로 생성된 뒤 잔부 오스테나이트에서 그레놀러 베이나이트가 생성되어, 조대 베이나이트 패킷의 생성을 억제하여 $t/4$ 부 조직을 미세화 할 수 있다. 또한, 에시클러 페라이트 단독으로는 500MPa 이상의 항복강도를 확보하기가 어려우므로, 그레놀러 베이나이트가 20~40면적%가 되도록

생성시켜 강도를 확보하는 것이 필요하다. 도상 마르텐사이트의 경우, 변형 시 균열 개시점으로 작용하기 때문에 가급적 그 분율을 억제하는 것이 충격인성 및 NRL-DWT 물성 확보 측면에서 바람직하다.

[77]

[78] 본 발명의 일 측면에 따른 강재의 두께는 50~120mm일 수 있다. 바람직한 강재의 두께는 50~100mm일 수 있으며, 보다 바람직한 강재의 두께는 70~100mm일 수 있다.

[79]

[80] 본 발명의 일 측면에 따른 강재의 항복강도는 500MPa 이상일 수 있으며, 보다 바람직한 항복강도는 520MPa 이상일 수 있다.

[81]

[82] 따라서, 본 발명의 일 측면에 따르면 고강도 특성을 구비하면서도 취성균열전파 저항성을 효과적으로 보증 가능하여, 선박 등의 구조물 소재로 특히 적합한 극후물 강재를 제공할 수 있다.

[83]

[84] 이하, 본 발명의 제조방법에 대해 보다 상세히 설명한다.

[85]

[86] 본 발명의 일 측면에 따른 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재는, 중량%로, C: 0.02~0.07%, Mn: 1.8~2.2%, Ni: 0.7~1.2%, Nb: 0.005~0.02%, Ti: 0.005~0.02%, Cu: 0.1~0.4%, P: 0.01% 이하, S: 0.004% 이하, 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하는 슬라브를 재가열하고, 상기 재가열된 슬라브를 조압연하고, 상기 조압연된 슬라브를 700~850°C의 사상압연 개시 온도에서 50% 이상의 누적압하율로 사상압연하고, 상기 사상압연된 강재를 냉각하여 제조될 수 있다.

[87]

[88] 슬라브 재가열

[89] 본 발명의 슬라브는 전술한 강재의 합금조성과 대응하는 합금조성으로 구비되므로, 본 발명의 슬라브 합금조성에 대한 설명은 전술한 강재의 합금조성에 대한 설명으로 대신한다.

[90]

[91] 상기 조성으로 제공되는 슬라브를 1000~1120°C의 온도범위에서 재가열 할 수 있다. 주조중에 형성된 Ti 및/또는 Nb 탄질화물을 고용시키기 위하여 슬라브의 재가열은 1000°C 이상의 온도범위에서 실시하는 것이 바람직하다. 다만, 슬라브 재가열 온도가 과도하게 높은 경우, 오스테나이트의 오대화가 우려되므로, 슬라브 재가열은 1120°C 이하의 온도범위에서 실시하는 것이 바람직하다.

[92]

[93] 조압연

[94] 재가열된 슬라브의 형상 조정을 위해 조압연을 실시할 수 있다. 조압연에 의해

주조 중에 형성된 덴드라이트 등의 주조조직의 파괴와 함께 재결정을 통해 조대한 오스테나이트의 미세화를 달성할 수 있다. 이와 같은 효과를 얻기 위해 조압연 온도를 850~1050°C의 범위로 제한할 수 있다. 충분한 재결정을 일으켜 조직을 미세화하기 위해, 40% 이상의 총 누적압하율을 조건으로 조압연을 실시할 수 있다.

[95]

[96] 사상압연

[97] 사상압연은 본 발명이 목적하는 강재의 $t/4$ 부 조직 및 물성 확보를 위한 중요한 공정이므로 엄격한 공정 조건의 제어가 필요하다. 사상압연은 조압연된 강재의 오스테나이트에 불균일 미세조직을 도입하기 위하여 실시되며, 강재의 $t/4$ 부에 가해진 변형이 유지될 수 있도록 700~850°C의 온도범위에서 실시될 수 있다. 또한, 입도 미세화 효과를 달성하기 위해 총 누적압하율은 50% 이상의 조건으로 사상압연을 실시할 수 있다.

[98]

[99] 사상압연의 개시 온도가 700°C 미만인 경우, 설비적 한계로 인한 압하율 저하로 $t/4$ 부의 입도 미세화를 달성하기 어려우며, 강재의 $t/4$ 부에 폴리고날 페라이트가 생성되어 목적하는 수준의 강도를 확보할 수 없다. 또한, 사상압연의 개시 온도가 850°C를 초과하는 경우, 고온에 노출되어 변형에 의한 전위띠(Dislocation Band)가 줄어들게 되므로, $t/4$ 부에서의 충분한 조직 미세화 효과를 달성할 수 없다. 따라서, 본 발명의 사상압연은 700~850°C의 온도범위에서 개시되는 것이 바람직하며, 보다 바람직한 사상압연의 개시온도는 730~850°C의 범위일 수 있다.

[100]

[101] 냉각

[102] 사상압연 후 강재의 냉각을 실시할 수 있다. 본 발명의 냉각 방식은 특별히 한정되는 것은 아니나, 냉각 효율 측면에서 수냉이 바람직할 수 있다. 사상압연된 강재는 3°C/s 이상의 냉각속도로 500°C 이하의 온도범위까지 냉각될 수 있다. 만약 냉각 속도가 3°C/s 미만인 경우, 강재의 중심부 미세조직이 적절히 형성되지 않아 항복강도가 저하될 수 있다. 또한, 냉각 종료온도가 500°C를 초과하는 경우, 강재의 미세조직이 적절히 형성되지 않아 항복강도가 저하될 수 있다.

[103]

[104] 본 발명의 일 측면에 따른 제조방법에 의해 제조된 강재는, 강재의 $t/4 \sim (3 \cdot t)/8$ 영역(여기서, t 는 강재 두께를 의미함, 이하 동일)에서 EBSD로 측정된 15도 이상의 고정계각을 가지는 결정립의 평균 입도가 $15 \mu\text{m}$ 이하일 수 있다.

[105]

[106] 본 발명의 일 측면에 따른 제조방법에 의해 제조된 강재는, 강재의 $t/4$ 영역에서 채취되는 시험편으로 ASTM E208-06에 규정된 NRL-DWT(Naval Research

Laboratory-Drop Weight Test}를 실시하는 경우 NDT(Nil-Ductility Transition) 온도가 -45°C 이하일 수 있으며, 보다 바람직한 t/4 영역의 NDT 온도는 -50°C 이하일 수 있다.

[107]

[108] 본 발명의 일 측면에 따른 제조방법에 의해 제조된 강재는, 강재의 t/4 영역에서 채취되는 시험편의 충격천이 온도가 -60°C 이하일 수 있으며, 보다 바람직한 t/4 영역의 충격천이 온도는 -70°C 이하일 수 있다.

[109]

[110] 본 발명의 일 측면에 따른 제조방법에 의해 제조된 강재의 t/4 영역에서 채취되는 시험편은 미세조직으로 에시컬러 페라이트와 그레놀러 베이나이트의 복합조직을 포함하고, 제2상으로 도상 마르텐사이트를 더 포함할 수 있다. 이 때 t/4 영역에서의 에시컬러 페라이트 분율은 60~80면적%일 수 있으며, t/4 영역에서의 그레놀러 베이나이트 분율은 20~40면적%일 수 있다. 또한, 제2상의 생성을 억제하는 것이 인성 확보 측면에서 보다 바람직한바, 본 발명의 도상 마르텐사이트 분율은 t/4 기준 10면적% 이하일 수 있다.

[111]

[112] 본 발명의 일 측면에 따른 제조방법에 의해 제조된 강재의 두께는 50~120mm일 수 있다. 바람직한 강재의 두께는 50~100mm일 수 있으며, 보다 바람직한 강재의 두께는 70~100mm일 수 있다.

[113]

[114] 본 발명의 일 측면에 따른 제조방법에 의해 제조된 강재의 항복강도는 500MPa 이상일 수 있으며, 보다 바람직한 항복강도는 520MPa 이상일 수 있다.

[115]

[116] 따라서, 본 발명의 일 측면에 따르면 고강도 특성을 구비하면서도 취성균열전파 저항성을 효과적으로 보증 가능하여, 선박 등의 구조물 소재로 특히 적합한 극후물 강재의 제조방법을 제공할 수 있다.

[117]

발명의 실시를 위한 형태

[118] 이하, 실시예를 통해 본 발명을 보다 상세히 설명한다. 이하의 실시예는 본 발명의 바람직한 예를 설명하기 위한 것이며, 아래의 실시예에 의해 본 발명의 범위가 제한되는 것은 아님에 유의할 필요가 있다.

[119]

[120] (실시예)

[121] 하기 표 1의 합금조성으로 구비되는 두께 400mm의 강 슬라브를 제작하였다. 1030~1090°C의 온도범위에서 각각의 강 슬라브를 재가열한 후, 910~1040°C의 온도범위에서 조압연을 실시하여 조압연 바를 제조하였으며, 조압연 시 40% 이상의 총 압하율을 적용하였다. 조압연 후 하기 표 2와 같이 사상압연을

실시하였으며, 3.5~5°C/s의 냉각속도로 350~480°C의 범위까지 수냉을 실시하여 시편을 제작하였다.

[122]

[123] [표1]

강종 No.	합금 조성(중량%)							
	C	Mn	P	S	Ni	Cu	Ti	Nb
1	0.045	1.94	0.0048	0.0013	0.95	0.23	0.013	0.019
2	0.055	1.85	0.0062	0.0008	0.84	0.18	0.012	0.016
3	0.032	2.08	0.0039	0.0011	0.79	0.29	0.01	0.013
4	0.047	1.97	0.0044	0.0007	1.10	0.34	0.009	0.015
5	0.061	1.89	0.0071	0.0009	1.02	0.27	0.011	0.009
6	0.12	2.01	0.0062	0.0011	0.89	0.31	0.013	0.018
7	0.065	2.47	0.0057	0.0009	1.06	0.24	0.011	0.015
8	0.016	1.54	0.0048	0.0015	0.85	0.21	0.012	0.013
9	0.055	1.97	0.0063	0.0013	0.48	0.32	0.014	0.016
10	0.065	2.11	0.0046	0.0014	0.94	0.27	0.035	0.046

[124]

[125] [표2]

조건 No.	강종 No.	최종 두께 (mm)	사상압연 누적압하율 (%)	사상압연 개시 온도 (°C)	구분
A	1	90	53	785	시편 1
B	2	85	57	759	시편 2
C	3	95	55	765	시편 3
D	4	100	53	790	시편 4
E	5	85	58	736	시편 5
F	2	85	37	815	시편 6
G	3	95	42	805	시편 7
H	6	90	53	764	시편 8
I	7	90	51	789	시편 9
J	8	85	59	725	시편 10
K	9	90	57	787	시편 11
L	10	95	54	793	시편 12
M	1	90	53	895	시편 13

[126]

[127] 표 2의 시편에 대해 미세조직, 항복강도, 충격천이온도 및 NDT 온도를 평가하였으며, 그 결과는 아래의 표 3과 같다. 미세조직은 각 시편의 $t/4 \sim (3 \cdot t)/8$ 영역 시험편을 채취하여 광학현미경 및 EBSD를 이용하여 관찰 및 평가하였으며, 항복강도는 각 시편에 대한 인장시험을 실시하여 평가하였다. 충격천이온도는 각 시편에 대해 0°C로부터 20°C 단위로 적용 온도범위를 낮추어가며 실시한 충격시험 결과로부터 상부 흡수에너지의 50%가 되는 지점을 충격천이 온도로 평가하였으며, NDT 온도는 각 시편의 $t/4$ 부 시험편을 채취하여 ASTM E208-06에 규정된 DRL-DWT 시험에 의해 평가하였다.

[128]

[129] [표3]

구분	t/4~(3*t)/8부 고경계각 평균 입도 (μm)	t/4부 미세조직 (면적%)	항복강도 (MPa)	t/4부 충격전이 온도 ($^{\circ}\text{C}$)	t/4부 NDT 온도 ($^{\circ}\text{C}$)
시편1	13.2	AF: 74 GB: 21 MA: 5	539	-69	-55
시편2	12.8	AF: 68 BF: 28 MA: 4	554	-72	-50
시편3	13.3	AF: 73 GB: 24 MA: 3	549	-73	-55
시편4	14.5	AF: 62 GB: 33 MA: 5	565	-82	-60
시편5	12.8	AF: 76 GB: 20 MA: 4	538	-74	-50
시편6	23.2	AF: 54 GB: 40 MA: 6	582	-54	-40
시편7	19.7	AF: 57 GB: 37 MA: 6	569	-49	-40
시편8	21.2	AF: 48 GB: 23 UB: 24 MA: 5	635	-48	-35
시편9	23.5	AF: 32 GB: 31 UB: 32 MA: 5	647	-53	-35
시편10	12.3	QPF: 27 AF: 39 MA: 4	441	-65	-60
시편11	13.8	AF: 71 GB: 22 MA: 7	509	-57	-40
시편12	16.7	AF: 62 GB: 31 MA: 7	612	-42	-35
시편13	17.2	AF: 57 GB: 37 MA: 6	599	-52	-45

[130] QPF: Quasi-Polygonal Ferrite

[131] AF: Acicular ferrite

[132] GB: Granular Bainite

[133] UB: Upper Bainite

[134] MA: Martensite-Austenite Constituent

[135]

[136] 표 3에 나타난 바와 같이, 본 발명의 합금조성 및 공정조건을 모두 만족하는 시편 1 내지 5의 경우, $15\mu\text{m}$ 이하의 $t/4\sim(3*t)/8$ 부 고경계각 평균 입도, 500MPa 이상의 항복강도, -45°C 이하의 $t/4$ 부 NDT 온도 및 -60°C 이하의 $t/4$ 부 충격천이 온도를 모두 만족하여 선박 등의 구조물 소재로 특히 적합한 물성을 구비하는 것을 확인할 수 있다. 도 1은 시편 1의 $t/4$ 부를 광학현미경으로 관찰한 사진으로, 미세한 에시컬러 페라이트 및 그레놀러 베이나이트 복합조직을 구비하는 것을 확인할 수 있다.

[137]

[138] 시편 6 및 7의 경우, 본 발명이 제시하는 사상압연 총 누적압하율보다 낮은 압하율로 사상압연을 실시함에 따라, $t/4$ 부에 충분한 변형이 가해지지 않아 입도 미세화에 큰 영향을 미치는 에시컬러 페라이트가 충분히 형성되지 않고, 조대한 베이나이트가 다량 형성되었으며, 이로 인해 입도가 조대화된 것을 확인할 수 있다. 즉, 시편 6 및 7의 경우, $t/4\sim(3*t)/8$ 부의 고경계각 평균 입도가 $15\mu\text{m}$ 를 초과하고, $t/4$ 부의 NDT 온도가 -45°C 를 초과하며, $t/4$ 부의 충격천이 온도가 -60°C 를 초과하여, 목적하는 물성을 구비하지 못함을 확인할 수 있다.

[139]

[140] 시편 8의 경우, 본 발명이 제시하는 탄소(C) 함량보다 높은 함량의 탄소(C)를 함유하므로, 높은 경화능으로 인하여 높은 항복강도를 가지는 반면, 조대한 베이나이트가 다량 생성된 것을 확인할 수 있다. 즉, 시편 8의 경우, $t/4\sim(3*t)/8$ 부의 고경계각 평균 입도가 $15\mu\text{m}$ 를 초과하고, $t/4$ 부의 NDT 온도가 -45°C 를 초과하며, $t/4$ 부의 충격천이 온도가 -60°C 를 초과하여, 목적하는 물성을 구비하지 못함을 확인할 수 있다.

[141]

[142] 시편 9의 경우, 본 발명이 제시하는 망간(Mn) 함량보다 높은 함량의 망간(Mn)을 함유하므로, 높은 경화능으로 인하여 높은 항복강도를 가지는 반면, 조대한 베이나이트가 다량 생성된 것을 확인할 수 있다. 즉, 시편 9 역시, $t/4\sim(3*t)/8$ 부의 고경계각 평균 입도가 $15\mu\text{m}$ 를 초과하고, $t/4$ 부의 NDT 온도가 -45°C 를 초과하며, $t/4$ 부의 충격천이 온도가 -60°C 를 초과하여, 목적하는 물성을 구비하지 못함을 확인할 수 있다.

[143]

[144] 시편 10의 경우, 본 발명이 제시하는 탄소(C) 및 망간(Mn) 함량보다 낮은 함량의 탄소(C) 및 망간(Mn)을 함유하므로, $t/4$ 부에 폴리고날 페라이트와 같은 연질조직이 다량 생산되었고, 이로 인해 목적하는 항복강도를 구비하지 못함을 확인할 수 있다.

[145]

[146] 시편 11의 경우, 본 발명이 제시하는 니켈(Ni) 함량보다 낮은 함량의 니켈(Ni)을 함유하므로, 표면부에 충분히 미세한 베이나이트가 형성되었음에도, 낮은 니켈(Ni) 함량에 의해 인성 저하가 유발된 것을 확인할 수 있다. 즉, 시편 11의 경우, t/4부의 NDT 온도가 -45°C를 초과하고, t/4부의 충격천이 온도가 -60°C를 초과하여, 목적하는 물성을 구비하지 못함을 확인할 수 있다.

[147]

[148] 시편 12의 경우, 본 발명이 제시하는 티타늄(Ti) 및 니오븀(Nb) 함량보다 높은 함량의 티타늄(Ti) 및 니오븀(Nb)을 함유하므로, 과도한 경화능 및 석출물 생성에 의해 인성 저하가 유발된 것을 확인할 수 있다. 즉, 시편 12 역시, t/4부의 NDT 온도가 -45°C를 초과하고, t/4부의 충격천이 온도가 -60°C를 초과하여, 목적하는 물성을 구비하지 못함을 확인할 수 있다.

[149]

[150] 시편 13의 경우, 본 발명이 제시하는 사상압연 온도범위보다 높은 온도에서 사상압연을 실시함에 따라, 충분한 변형띠가 오스테나이트에 잔류하지 않아 입도 미세화에 큰 영향을 미치는 에시클러 페라이트가 충분히 형성되지 않고, 조대한 베이나이트가 다량 형성되었으며, 이로 인해 입도가 조대화된 것을 확인할 수 있다. 즉, 시편 13의 경우, t/4~(3*t)/8부의 고경계각 평균 입도가 15 μ m를 초과하고, t/4부의 충격천이 온도가 -60°C를 초과하여, 목적하는 물성을 구비하지 못함을 확인할 수 있다.

[151]

[152] 따라서, 본 발명의 일 측면에 따르면 고강도 특성을 구비하면서도 취성균열전파 저항성을 효과적으로 보증 가능하여, 선박 등의 구조물 소재로 특히 적합한 극후물 강재 및 그 제조방법을 제공할 수 있음을 확인할 수 있다.

[153]

[154] 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: 0.02~0.07%, Mn: 1.8~2.2%, Ni: 0.7~1.2%, Nb: 0.005~0.02%, Ti: 0.005~0.02%, Cu: 0.1~0.4%, P: 0.01% 이하, S: 0.004% 이하, 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, $t/4 \sim (3*t)/8$ 영역(여기서, t는 강재 두께를 의미함, 이하 동일)에서 EBSD로 측정된 15도 이상의 고경계각을 가지는 결정립의 평균 입도가 $15\mu\text{m}$ 이하인, 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재.
- [청구항 2] 제1항에 있어서,
 $t/4$ 영역에서 채취되는 시험편으로 ASTM E208-06에 규정된 NRL-DWT(Naval Research Laboratory-Drop Weight Test)를 실시하는 경우 NDT(Nil-Ductility Transition) 온도가 -45°C 이하인, 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재.
- [청구항 3] 제1항에 있어서,
 $t/4$ 영역에서 채취되는 시험편의 충격전이 온도가 -60°C 이하인, 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재.
- [청구항 4] 제1항에 있어서,
 $t/4$ 영역에서 채취되는 시험편의 미세조직은 에시쿨러 페라이트와 그레놀러 베이나이트의 복합조직을 포함하고, 제2상으로 도상 마르텐사이트를 더 포함하는, 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재.
- [청구항 5] 제4항에 있어서서,
 상기 에시쿨러 페라이트는 60~80면적%의 비율로, 상기 그레놀러 베이나이트는 20~40면적%의 비율로, 상기 도상 마르텐사이트는 10면적% 이하의 비율로 포함되는, 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재.
- [청구항 6] 제1항에 있어서,
 상기 강재의 두께는 50~120mm인, 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재.
- [청구항 7] 제1항에 있어서,
 상기 강재의 항복강도는 500MPa 이상인, 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재.
- [청구항 8] 중량%로, C: 0.02~0.07%, Mn: 1.8~2.2%, Ni: 0.7~1.2%, Nb: 0.005~0.02%, Ti: 0.005~0.02%, Cu: 0.1~0.4%, P: 0.01% 이하, S: 0.004% 이하, 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하는 슬라브를 재가열하고,
 상기 재가열된 슬라브를 조압연하고,
 50% 이상의 누적압하율로 상기 조압연된 슬라브를 사상압연하고,
 상기 사상압연된 강재를 냉각하되,

상기 사상압연은 700~850°C의 온도범위에서 개시되는, 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재의 제조방법.

- [청구항 9] 제8항에 있어서,
1000~1120°C의 온도범위에서 상기 슬라브를 재가열하는, 취성균열저파 저항성이 우수한 극후물 강재의 제조방법.
- [청구항 10] 제8항에 있어서,
850~1050°C의 온도범위에서 40% 이상의 누적합하율로 상기 재가열된 슬라브를 조압연하는, 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재의 제조방법.
- [청구항 11] 제8항에 있어서,
3°C/s 이상의 냉각속도로 500°C 이하의 온도범위까지 상기 사상압연된 강재를 냉각하는, 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재의 제조방법.

[도 1]

