

(12) 특허협력조약에 의하여 공개된 국제출원

(19) 세계지식재산권기구
국제사무국



(10) 국제공개번호

WO 2011/081349 A2

(43) 국제공개일

2011년 7월 7일 (07.07.2011)

PCT

- (51) 국제특허분류:
C22C 38/04 (2006.01) B21B 3/02 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01)
- (21) 국제출원번호: PCT/KR2010/009222
- (22) 국제출원일: 2010년 12월 22일 (22.12.2010)
- (25) 출원언어: 한국어
- (26) 공개언어: 한국어
- (30) 우선권정보:
10-2009-0131740 2009년 12월 28일 (28.12.2009) KR
- (71) 출원인 (US 을(를) 제외한 모든 지정국에 대하여): 주식회사 포스코 (POSCO); 경상북도 포항시 남구 괴동동 1번지, 790-300 Kyungsangbook-do (KR).
- (72) 발명자: 김
- (75) 발명자/출원인 (US 에 한하여): 김상호 (KIM, Sang-Ho); 경상북도 포항시 남구 동촌동 5번지 포항제철소내, 790-360 Kyungsangbook-do (KR). 방기현 (BANG, Ki-Hyun); 경상북도 포항시 남구 동촌동 5번지 포항제철소내, 790-360 Kyungsangbook-do (KR). 서인식 (SUH, In-Shik); 경상북도 포항시 남구 동촌동 5번지 포항제철소내, 790-360 Kyungsangbook-do (KR).
- (74) 대리인: 특허법인 씨앤에스·로그스 (C&S LOGOS PATENT AND LAW OFFICE); 서울특별시 서초구

서초동 1451-34 서초평화빌딩 13층, 137-070 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, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PE, PG, PH, PL, PT, RO, RS, RU, 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, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), 유라시아 (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, 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, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

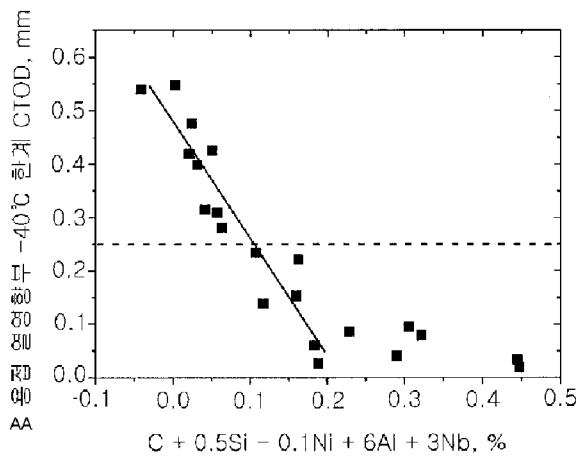
공개:

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

(54) Title: HIGH STRENGTH STEEL SHEET HAVING EXCELLENT BRITTLE CRACK RESISTANCE AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 발명의 명칭: 취성 균열 발생 저항성이 우수한 고강도 강판 및 그 제조방법

[Fig. 1]



AA ... CTOD, mm, in the welding heat affected zone, at the temperature limit of -40°C

(57) Abstract: The present invention relates to a steel sheet having excellent brittle crack resistance at a base and a welding heat affected zone, and particularly to a high strength steel sheet having excellent brittle crack resistance and a method for manufacturing the same, wherein the steel sheet comprises, by weight%, C: 0.02 to 0.06%, Si: 0.1% or lower, Mn: 1.5 to 2.0%, P: 0.012% or lower, S: 0.003% or lower, Ni: 0.5 to 1.5%, Al: 0.003 to 0.015%, Ti: 0.005 to 0.02%, Nb: 0.005 to 0.015%, N: 0.002 to 0.006%, and the balance Fe and unavoidable impurities, wherein the value of $C+0.5Si-0.1Ni+6Al+3Nb$ is 0.1% or lower.

(57) 요약서: 본 발명은 모재부와 용접 열영향부에서의 취성 균열 발생 저항성이 우수한 강판에 관한 것으로서, 중량%로, C: 0.02~0.06%, Si: 0.1% 이하, Mn: 1.5~2.0%, P: 0.012% 이하, S: 0.003% 이하, Ni: 0.5~1.5%, Al: 0.003~0.015%, Ti: 0.005~0.02%, Nb: 0.005~0.015%, N: 0.002~0.006%, 나머지는 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하며, $C+0.5Si-0.1Ni+6Al+3Nb$ 값이 0.1% 이하인 취성 균열 발생 저항성이 우수한 고강도 강판 및 그 제조방법에 관한 것이다.

WO 2011/081349 A2

명세서

발명의 명칭: 취성 균열 발생 저항성이 우수한 고강도 강판 및 그 제조방법

기술분야

- [1] 본 발명은 해양 구조물, 건축 구조물 등에 사용되는 고강도 강판에 관한 것으로서, 보다 상세하게는 모재와 용접 열영향부(Heat Affected Zone, HAZ)에서 우수한 취성 균열 발생 저항성을 갖는 고강도 강판 및 그 제조방법에 관한 것이다.

배경기술

- [2] 중국, 인도 등의 신흥국을 중심으로 에너지에 대한 요구가 급증함에 따라 과거 채산성이 낮아 개발이 되지 않았던 극한지, 특히 사할린, 북극해 등에 대한 석유자원개발이 추진되고 있다.
- [3]
- [4] 상기 극한지 등에 건설되는 구조물에 사용되는 강재는 구조물의 안전성을 담보하기 위해 저온에서 취성균열 발생에 대한 높은 저항성이 요구된다. 저온에서 취성균열 발생에 대한 저항성을 평가하는 방법으로는 파괴역학에 기반한 균열선단개구변위(Crack Tip Opening Displacement, CTOD) 시험이 주로 활용되고 있다.
- [5]
- [6] 현재까지 CTOD 시험은 용접 열영향부의 취성균열 발생 저항성을 평가하는데 주로 사용되어 왔다. 이와는 다르게 모재부에 대해서는 CTOD 시험 대신 충격시험이 이용되어 왔다. 그러나, 사할린, 북극해 등 극한지 해역에 건설되는 해양구조물 등은 빙산과의 충돌 등을 고려해 50 mm 이상의 두께를 갖는 고강도 후강판이 많이 사용되고 있고, 아울러 용접부에서 발생한 피로균열이 반복 응력이 가해지는 방향에 따라 모재부로 전파한 후 특정조건 하에서 피로균열로부터 취성균열이 발생할 가능성이 있으므로 용접 열영향부 뿐만 아니라 모재부에 대해서도 높은 수준의 취성균열 발생 저항성이 요구되고 있다.
- [7]
- [8] 저온에서 취성균열 발생에 대한 저항성이 우수한 강판에 관한 종래의 기술을 살펴보면, 다음과 같다.
- [9] 한국 공개특허공보 제2002-0028203호에는 Mg을 첨가하여 용접 시 용융선(Fusion Line) 근처에서 발생하는 결정립의 조대화를 억제하여 용접 열영향부에서 취성파괴가 발생하는 것을 막는 방법이 개시되어 있다. 그러나, 상기 공개특허는 -10°C 이상의 온도에서만 취성파괴의 방지를 담보하고 있어, -40°C와 같은 저온에서는 취성파괴에 대한 저항성을 담보할 수 없다.
- [10]

[11] 또한, 한국 공개특허공보 제2008-0067957에는 Al, Nb 등을 일정 한계 이하로 제한함으로써 용접 열영향부에서 발생하는 급격한 인성 저하를 방지하고 용접 열영향부 인성에 영향이 적은 Mn을 활용하여 -40°C의 저온에서도 용접 열영향부의 취성균열 발생 저항성을 확보하는 기술이 개시되어 있다. 그러나, 상기 공개특허는 용접 열영향부와 달리 모재부에 대해서는 취성균열 발생 저항성을 확보하는 방법에 대해 기술하고 있지 않다.

[12]

[13] 한편, 한국 공개특허공보 제2006-0090287호는 C함량을 낮추어 도상 마르텐사이트를 억제하고 Cu를 0.8% 이상 첨가하여 Cu 석출물에 의한 석출강화를 이용해 강판의 물성을 확보하는 기술로서, -40°C의 저온에서 모재부와 용접 열영향부에 대해 취성균열 발생에 대한 저항성이 우수한 강재를 제조하는 방법이 개시되어 있다. 그러나, 상기 공개특허는 Cu 석출물을 확보하기 위해 Cu를 대량으로 첨가한 상태에서 제어압연 및 가속냉각 이후 시효처리가 추가적으로 필요하므로 제조공정이 복잡하고, 제조비용이 상승하는 문제점이 있다.

발명의 상세한 설명

기술적 과제

[14] 본 발명의 일측면은 모재부와 용접 열영향부(HAZ) 모두 저온에서의 취성 균열의 발생을 억제할 수 있고, 항복강도가 420MPa 이상인 취성 균열 발생 저항성이 우수한 고강도 강판 및 그 제조방법을 제공하고자 하는 것이다.

과제 해결 수단

[15] 본 발명은 중량%로, C: 0.02~0.06%, Si: 0.1% 이하, Mn: 1.5~2.0%, P: 0.012%이하, S: 0.003% 이하, Ni: 0.5~1.5%, Al: 0.003~0.015%, Ti: 0.005~0.02%, Nb: 0.005~0.015%, N: 0.002~0.006%, 나머지는 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하며,

[16] $C+0.5Si+0.1Ni+6Al+3Nb$ 값이 0.1% 이하인 취성 균열 발생 저항성이 우수한 고강도 강판을 제공한다.

[17] 또한, 본 발명은 상기 조성범위를 만족하는 강 슬라브를 1000~1100°C의 온도범위로 가열하는 단계;

[18] 상기 가열된 슬라브를 950°C 이상의 온도에서 누적 압하율 40% 이상으로 조압연하는 단계;

[19] 상기 조압연 후 700~800°C의 온도범위에서 마무리 압연하는 단계; 및

[20] 상기 압연된 강판을 냉각하는 단계를 포함하는 취성 균열 발생 저항성이 우수한 고강도 강판의 제조방법을 제공한다.

발명의 효과

[21] 본 발명에 의하여 항복강도가 420 MPa이상이면서 모재와 용접 열영향부에서 각각 -60°C와 -40°C의 저온에서 취성균열 발생 저항성이 우수한 고강도 강판 및

그 제조방법을 제공할 수 있으며, 상기 후강관은 극한 환경하에서 운용되는 해양구조물, 건축구조물, 선박, 탱커 등에 활용될 수 있다.

도면의 간단한 설명

- [22] 도 1은 C+0.5Si-0.1Ni+6Al+3Nb 값에 대한 용접 열영향부의 CTOD 시험결과를 나타낸 그래프이다.
- [23] 도 2는 유효 결정립 크기에 따른 모재부의 CTOD 시험결과를 나타낸 그래프이다.

발명의 실시를 위한 최선의 형태

- [24] 이하, 본 발명에 대하여 상세히 설명한다.
- [25] 본 발명자들은 용접 열영향부에서의 저온에서 나타나는 취성균열은 용접 열영향부에 생성되는 도상 마르텐사이트 조직이 원인인 것을 인지하게 되었다. 특히, -40°C와 같은 저온에서는 용접 열영향부에 존재하는 매우 소량의 도상 마르텐사이트로도 CTOD 시험에서 취성파괴를 일으킬 수 있기 때문에, 도상 마르텐사이트의 억제가 매우 중요한 것을 인지하고, 용접 열영향부에서의 도상 마르텐사이트 조직을 억제하는 방법에 대하여 깊이 연구하였다.
- [26]
- [27] 또한, 본 발명자들은 50mm이상의 후강관의 모재에서 발생한 취성균열의 원인을 조사한 결과, 취성 파괴가 주로 강관의 두께 중심부에서 발생하며, 미세조직학적으로 두께 중심부의 결정립 가운데 상대적으로 조대한 결정립에서 취성균열이 발생한다는 사실을 발견하고, 이를 억제할 수 있는 방법에 대하여 깊이 연구한 결과, 본 발명에 이르게 되었다.
- [28]
- [29] 이하, 본 발명의 조성범위에 대하여 상세히 설명한다(이하, 중량%).
- [30] 탄소(C): 0.02~0.06%
- [31] C는 용접 열영향부에 생성되어 취성파괴를 일으키는 도상 마르텐사이트를 구성하는 중요한 합금원소이므로 도상 마르텐사이트의 형성을 억제하기 위해서는 일차적으로 C 함량의 제한이 필수적이다. C 함량이 0.06%를 초과하면, 도상 마르텐사이트를 충분히 억제하지 못해 본 발명의 목표를 달성할 수 없으므로 그 상한을 0.06%로 한정하는 것이 바람직하다. 그러나, C 함량이 너무 낮으면 강관의 강도 확보가 곤란해지므로 0.02%를 그 하한으로 하는 것이 바람직하다.
- [32]
- [33] 실리콘(Si): 0.1% 이하(0은 제외)
- [34] Si은 모재부의 인장강도를 높이고 강의 탈산을 위해 필요한 원소이나, 용접 열사이클에 의해 형성된 미변태 오스테나이트가 냉각되어 최종 조직을 만들 때 미변태 오스테나이트가 페라이트와 세멘타이트로 분해되는 것을 막아 도상 마르텐사이트의 형성에 크게 기여하여, 용접 열영향부에서 CTOD 인성을 크게

저하시키므로 그 첨가량을 0.1% 이하로 하는 것이 바람직하다.

[35]

[36] 망간(Mn): 1.5~2.0%

[37] Mn은 강도 확보를 위해 유용한 원소이므로, 강관의 강도 확보를 위해 1.5% 이상 투입되어야 한다. 그러나, Mn의 첨가량이 과다하면 두께중심부에 중심편석 형성이 조장되고 중심편석이 형성된 부위에서 도상 마르텐사이트의 형성이 국부적으로 촉진되어 용접 열영향부의 CTOD 특성이 크게 저해되므로 그 상한을 2.0%로 한정하는 것이 바람직하다.

[38]

[39] 인(P): 0.012% 이하, 황(S): 0.003% 이하

[40] P, S는 용접 열영향부에서 입계취화를 일으키는 원소이므로 최대한 줄일 필요가 있으나, 매우 낮은 수준까지 감소시키는 데는 제강 공정상에 어려움이 있으므로 P는 0.012% 이하, S는 0.003% 이하로 한정한다.

[41]

[42] 니켈(Ni): 0.5~1.5%

[43] Ni은 경화능을 높여 도상 마르텐사이트 형성을 촉진시키지만, 그 효과에 비해 기지조직의 인성 강화 효과가 더 크기 때문에 다른 합금원소와 달리 첨가 시 용접 열영향부의 인성을 오히려 개선시키는 효과가 있다. 또한, Ni에 의한 기지조직 인성 개선 효과는 모재부에 대해서도 발휘되므로 모재부의 인성을 강화하는데도 효과적이다. 아울러, C와 Si이 극도로 제한된 상태에서 본 발명에서 요구하는 강관의 강도를 확보하기 위해서는 0.5% 이상 첨가할 필요가 있다. 그러나, 지나치게 많은 양을 첨가하면 기지조직 인성 강화 효과가 포화되기 때문에 그 상한을 1.5%로 한정하는 것이 바람직하다.

[44]

[45] 알루미늄(Al): 0.003~0.015%

[46] Al은 Si과 유사하게 용접 열사이클 동안 미변태 오스테나이트로부터 페라이트와 세멘타이트가 형성되는 것을 막아 도상 마르텐사이트의 형성에 기여하는 원소로서, 0.015%를 초과하여 첨가되면 용접 열영향부의 인성을 크게 저하시키므로 그 상한을 0.015%로 제한하는 것이 바람직하다. 그러나, Al은 강의 탈산에 매우 효과적인 원소로서, 본 발명에서 Si 함량이 0.1% 이하로 제한되어 있는 상태에서 Al 함량까지 너무 낮게 되면 강의 탈산이 충분히 이루어지지 않아, 강의 청정성을 크게 해칠 수 있으므로 0.003% 이상 첨가되는 것이 바람직하다.

[47]

[48] 티타늄(Ti): 0.005~0.02%

[49] Ti은 N과 결합하여 미세한 질화물을 형성, 용접 용융선 근처에서 발생하는 결정립 조대화를 막아 용접 열영향부의 인성을 개선한다. 이러한 Ti 함량이 너무 적으면 Ti 질화물이 충분히 형성되지 않아 용접 용융선 부근의 결정립 조대화를

막지 못하므로 0.005% 이상은 첨가되는 것이 바람직하다. 그러나, Ti가 0.02%를 초과하여 첨가되면 Ti 질화물과 함께 Ti 탄화물이 형성될 수 있고, Ti 탄화물의 석출경화 효과로 인해 모재부와 용접 열영향부의 경도가 상승하여 취성균열 발생 가능성을 높이므로 그 상한을 0.02%로 하는 것이 바람직하다.

[50]

[51] 니오븀(Nb): 0.005~0.015%

[52] Nb는 첨가 시 용접 열영향부의 취성과파괴 저항성을 낮추는 합금원소이나, 제어압연-가속냉각 공정에서 조직을 미세하게 만드는데 크게 기여하므로 모재부의 취성과파괴 저항성을 높이는 데 중요한 원소이다. 특히, 두께 50 mm 이상의 후강판에서는 제어압연-가속냉각을 하더라도 Nb에 의한 조직 미세화가 동반되지 않으면 본 발명에서 요구되는 30 μ m 이하의 유효 결정립 크기를 확보하기 어렵다. 따라서, 본 발명에서 요구하는 모재부의 취성과파괴 저항성을 확보하기 위해 0.005% 이상 첨가되는 것이 바람직하다. 그러나, 지나치게 많이 첨가하면 도상 마르텐사이트의 생성을 촉진하여 용접 열영향부의 인성을 해칠 수 있으므로 그 상한을 0.015%로 제한하는 것이 바람직하다.

[53]

[54] 질소(N): 0.002~0.006%

[55] N은 Ti와 결합하여 TiN 입자를 형성하여 용접 용융선 근처의 결정립 조대화를 막는다. 따라서, 이러한 효과를 내기 위해서는 0.002% 이상 포함되는 것이 필요하나, 지나치게 많이 첨가하면 Ti와 결합하지 못한 자유 N 원자에 의해 모재부와 용접 열영향부의 인성을 해칠 수 있으므로 그 상한을 0.006%로 하는 것이 바람직하다.

[56]

[57] 본 발명에서는 상기한 기본 조성으로도 충분히 물성 확보가 가능하나, 강판의 특성을 보다 향상시키기 위해서는 Cu를 첨가할 수 있다. Cu의 함량은 0.35% 이하가 바람직하다. 상기 Cu는 비교적 용접 열영향부의 인성을 덜 해치면서도 강판의 강도를 확보할 수 있는 합금원소이나, 지나치게 첨가하면 Cu 석출에 의해 강판의 강도가 지나치게 높아져 모재부에서 안정적으로 CTOD 인성을 확보할 수 없고, 슬라브와 강판 표면에 Cu 균열을 발생시킬 수 있으므로 그 상한을 0.35%로 하는 것이 바람직하다.

[58]

[59] 나머지는 Fe 및 불가피한 불순물로 이루어진다.

[60]

[61] 본 발명은 상기 조성에서 C+0.5Si-0.1Ni+6Al+3Nb 값이 0.1% 이하인 것이 바람직하다.

[62]

본 발명자들은 용접 열영향부에서 도상 마르텐사이트의 생성에 영향을 미치는 합금원소들에 대해 심도있게 연구한 결과, 용접 입열량이 0.8~4.5 kJ/mm인 저입열 내지 중입열 용접조건 하에서 용접 열영향부에서 도상 마르텐사이트가

생성되는 것을 최대한 낮추는 방법을 도출하기에 이르렀다.

[63]

[64] 본 발명자들은 다음과 같은 연구결과를 토대로 합금원소와 용접 열영향부의 상관관계를 도출하기 위해서, 용접 열영향부 가운데 가장 도상 마르텐사이트가 많이 생성되는 영역으로 알려진 이상역 재가열 결정립 조대화(Intercritically Reheated Coarse Grained) 열영향부를 모사하기 위해 다음과 같이 용접 열영향부 모사실험을 수행하였다.

[65]

[66] 먼저, 두께 10mm, 폭 10mm, 길이 60mm의 치수를 갖는 소형시편을 1400°C까지 가열한 후 800~500°C 사이의 온도구간을 냉각속도 20°C/s로 냉각하고, 다시 이상역으로 재가열한 후 최고가열온도에서 500°C 사이의 온도구간을 20°C/s의 냉각속도로 냉각하여 이상역 재가열 결정립 조대화 열영향부를 모사하였다. 열영향부 모사시편에 시편폭의 50%까지 피로균열을 도입한 후 -40°C에서 CTOD 시험을 수행하였다. 이 실험으로부터 합금원소와 용접 열영향부 CTOD 인성과의 상관관계를 도출하고 그 결과를 도 1에 나타내었다.

[67]

[68] 도 1은 C+0.5Si-0.1Ni+6Al+3Nb 값과 열영향부 모사시편으로부터 얻어진 -40°C 한계 CTOD 시험값의 관계를 도시한 것이다. C+0.5Si-0.1Ni+6Al+3Nb 값이 낮을수록 용접 열영향부의 -40°C 한계 CTOD 값이 증가하는 것을 알 수 있다. C+0.5Si-0.1Ni+6Al+3Nb 값이 0.2%를 넘어서면 모든 시편에서 취성파괴가 발생하였다. 도 1로부터 -40°C에서 측정된 한계 CTOD 값이 0.25 mm 이상이 되기 위해서는 C+0.5Si-0.1Ni+6Al+3Nb 값이 0.1% 이하가 되어야 함을 알 수 있다.

[69]

[70] C+0.5Si-0.1Ni+6Al+3Nb 수식에서 C, Si, Al, Nb의 합금원소들은 합금 첨가 시 용접 열영향부에서 취성균열 발생을 촉진시키나, Ni만이 반대의 효과를 나타내고 있는데, 이는 Ni에 의한 기지조직의 인성 강화 효과가 경화능 원소로서 용접 열영향부에서 도상 마르텐사이트를 증가시켜 인성을 감소시키는 효과보다 더 크기 때문이다.

[71]

[72] 본 발명의 강관은 강관의 두께 중심부에서 전자후방산란패턴(Electro Back-Scattered Pattern, EBSP)법으로 측정된 결정방위차가 15도 이상인 경계로 정의되는 최소 5000개 이상의 결정립 가운데 그 크기가 상위 5%에 속하는 결정립들의 평균 원 상당 지름이 30 μ m이하인 것이 바람직하다. 본 발명에서 상기 두께 중심부는 강관 두께 1/2 지점으로부터 두께방향으로 ± 1 mm 이내로 정의한다.

[73]

[74] 일반적으로 입도를 측정하기 위해서는 광학현미경 촬영 이미지를 기초로 이미지 분석방법을 사용하나, 상기 이미지 분석방법은 미세조직이 다각형 페라이트와 퍼얼라이트로 구성되는 경우에만 비교적 정확한 분석이 가능하고

침상형 페라이트나 베이나이트가 혼재된 미세조직에서는 입계가 불명확해 입도의 정확한 측정이 매우 어려운 문제가 있다,

[75]

[76] 이에 따라, 본 발명자들은 두께중심부의 결정립도를 보다 정확하게 측정하기 위해 Kikuchi 패턴에 기초한 전자후방산란패턴(Electro Back-Scattered Pattern, EBSP)법을 활용하였다. 전자후방산란패턴법을 사용하면 미세조직에 관계없이 결정립간의 방위차를 정량적으로 분석할 수 있는 장점이 있다. 이 방법으로 결정립을 정의할 경우 측정된 결정간의 방위차가 15도 이상을 갖는 경계를 대각입계로 정의한다.

[77]

[78] 상기 전자후방산란패턴법을 이용하여 얻어진 두께중심부 입도의 분포와 CTOD 특성을 비교한 결과, 대각입계로 정의되는 전체 결정립의 입도보다는 전체 입도 분포 가운데 그 크기가 상위 5%에 속하는 결정립들에 의해 취성균열 발생 저항성이 결정된다는 점을 발견하였다. 즉, 모재부의 취성균열 발생 저항성을 높이기 위해서는 두께중심부의 조직에서 소수의 조대한 결정립을 억제하는 것이 매우 중요하다.

[79]

[80] 본 발명에서는 강판의 두께중심부에서 전자후방산란패턴법으로 측정된 결정방위차가 15도 이상인 경계(대각입계)로 정의되는 최소 5000개 이상의 결정립 가운데 그 크기가 상위 5%에 속하는 결정립(유효 결정립)들의 평균 원상당 지름을 유효 결정립 크기라고 정의하였다.

[81]

[82] 본 발명에서 정의한 유효 결정립 크기와 모재부의 취성과의 상관관계를 도출하기 위해 0.05C-0.04Si-1.62Mn-0.95Ni의 성분을 갖는 슬라브를 가열 및 압연 조건을 변경하여 다양한 입도를 갖는 시편으로 제작하고, 이 시편들을 이용해 여러 온도에서 CTOD 시험을 수행한 후 0.25mm 한계 CTOD 천이온도를 구하였다. 여기서, 0.25mm 한계 CTOD 천이온도는 측정된 한계 CTOD 값이 0.25mm일 때의 천이온도를 나타낸다. 각 시편들로부터 측정된 유효 결정립 크기와 0.25mm 한계 CTOD 천이온도 사이의 관계를 도 2에 나타내었다.

[83]

[84] 도 2로부터 본 발명에서 정의한 유효 결정립 크기가 $30\mu\text{m}$ 이하가 되어야 -60°C 에서 최소 0.25mm 이상의 한계 CTOD 값을 갖는 강판을 확보할 수 있음을 알 수 있다. 만약, 유효 결정립 크기가 $30\mu\text{m}$ 초과하게 되면 강판 모재부의 -60°C 한계 CTOD 값이 0.25mm이하가 되어 본 발명의 목표를 만족시킬 수 없다.

[85]

[86] 또한, 이때 두께중심부의 기본 미세조직으로는 마르텐사이트를 제외한 페라이트, 베이나이트 또는 이들의 복합조직이 바람직하다. 그 이유는 마르텐사이트 조직은 입도가 미세하더라도 경도가 너무 높아 -60°C 와 같은

극저온에서 쉽게 팝인(pop-in) 현상을 일으켜 목표하는 한계 CTOD 값의 확보가 어렵기 때문이다.

[87]

[88] 즉, 본 발명의 강관은 모재부에서 -60°C 한계 CTOD 값이 0.25mm 이상을 만족하고, 용접시 용접 열영향부(HAZ)에서 -40°C 한계 CTOD 값이 0.25mm 이상을 만족하여, 용접 열영향부뿐만 아니라, 모재부에서도 우수한 저온 취성 균열 저항특성을 갖는다.

[89]

[90] 이하, 본 발명의 제조방법에 대하여 상세히 설명한다.

[91] 상기 조성을 만족하는 강슬라브를 $1000\sim 1100^{\circ}\text{C}$ 의 온도범위로 가열한다.

[92] 상기 슬라브는 연속주조된 슬라브를 이용하는 것이 바람직하다. 연속주조 공정은 주괴 공정에 비해 용강의 응고속도 및 응고 후 냉각속도가 빠르므로, 소재 내에 보다 미세한 TiN 입자를 확보할 수 있어 모재부와 용접 열영향부의 취성균열 발생 저항성을 높이는데 유리하다.

[93]

[94] 상기 슬라브의 가열온도는 최종 조직의 입도에 영향을 주는 주요 인자로서, 슬라브 가열온도가 1100°C 를 초과하면 최종 조직을 충분히 미세화시키지 못하며, 조직 내의 TiN 입자가 조대화되어 용접 열영향부의 인성을 저하시키므로 그 상한을 1100°C 로 하는 것이 바람직하다. 반대로, 슬라브 가열온도가 1000°C 미만이면 합금원소가 충분히 용해되지 않고 재결정 온도 이상에서 충분한 압연이 곤란해지므로 1000°C 이상으로 가열하는 것이 바람직하다.

[95]

[96] 슬라브를 가열한 다음 950°C 이상의 온도에서 누적 압하율이 40% 이상으로 조압연을 행한다. 950°C 이상의 온도에서는 오스테나이트 결정립의 재결정이 활발히 일어나 입도를 줄이는데 유리하다. 또한, 누적 압하율을 40% 이상으로 하는 이유는 누적 압하율이 40% 미만에서는 재결정이 충분히 일어나지 않아 최종 조직의 혼립(mixed grain)을 발생시킬 수 있기 때문이다.

[97]

[98] 마무리 압연은 $700\sim 800^{\circ}\text{C}$ 의 온도범위에서 이루어지는 것이 바람직하다. 마무리 압연온도가 800°C 를 초과하면 두께중심부 조직의 미세화가 충분히 이루어지지 않아 취성균열 발생 저항성을 확보하기 어렵고, 마무리 압연 온도가 낮을수록 두께중심부 조직의 미세화에 유리하나 너무 낮으면 압연 생산성이 지나치게 저하되어 공업적으로 적용하기에 어려움이 있으므로 그 하한을 700°C 로 하는 것이 바람직하다.

[99] 또한, 마무리 압연 누적 압하율은 최종 조직을 보다 미세화하기 위해 최소 40% 이상으로 행하는 것이 바람직하다.

[100]

[101] 상기 제어압연 후 냉각을 하게 되는데, 이 때 냉각속도와 냉각정지온도는 각각 3~20°C/s와 350~550°C인 것이 바람직하다. 강도가 목표에 비해 지나치게 높으면 취성균열 발생이 쉬워지기 때문에, 지나치게 높은 강도를 갖지 않도록 하는 것이 중요하다. 이런 관점에서 냉각속도와 냉각정지온도는 각각 20°C/s 이하, 350°C 이상이 되어야 하나, 냉각이 충분하지 않으면 본 발명에서 목표로 하는 강도가 얻어지지 않으므로, 이를 위해서 냉각속도는 3°C/s 이상이고, 냉각종료온도는 550°C 이하가 되는 것이 바람직하다.

발명의 실시를 위한 형태

[102] 이하, 본 발명의 실시예에 대하여 상세히 설명한다. 다만 본 발명은 하기 실시예에 한정되는 것은 아니다.

[103]

[104] (실시예)

[105] 표 1에서 나타낸 조성에 따라 300톤 전로에서 용강을 만들고 연속주조법을 통해 300mm 슬라브를 만들었다. 이렇게 만든 슬라브를 표 2에 나타낸 것과 같이 슬라브를 가열하고 조압연과 마무리 압연을 거쳐 강판을 최종적으로 가속냉각하여 강판을 제조하였다.

[106]

[107] 제조된 강판에서 유효 결정립 크기를 측정하기 위해서 주사전자현미경(SEM)에 장착된 전자후방산란패턴(EBSP) 장비를 이용하였다. 사용된 배율은 300배에서 500배 내외였고, 스텝크기(step size)는 0.75 μ m였으며, 강판 압연방향과 두께 방향으로 이루어진 단면의 두께중심부를 관찰하였다. 통계적으로 의미 있는 값을 얻기 위해 결정망위차가 15도 이상인 경계로 정의되는 결정립들이 최소 5000개 이상 포함되도록 하였다. 전자후방산란패턴법으로 측정된 망위차를 해석할 수 있는 소프트웨어를 이용해 본 발명에서 정의한 유효 결정립 크기를 계산하였다.

[108]

[109] 표 1과 2에 나타난 방법으로 제조된 강판에서 시편을 채취해 인장시험을 실시하였고, 모재부의 취성과파괴 저항성을 평가하기 위해 CTOD 시험을 수행하였다. 인장시편은 표면으로부터 강판 두께의 1/4 지점에서 압연방향에 수직인 방향이 시편의 길이가 되도록 시편을 채취하여 봉상 시편으로 가공하였다. CTOD 시편은 BS7448 규격에 의거해 전두께 시편으로 가공하였고, 시편의 길이가 압연방향에 수직이 되도록 하였다. CTOD 시편에 방전가공으로 노치를 부여한 뒤 피로균열을 시편폭의 50%까지 생성시킨 후 -60°C의 온도에서 3번씩 CTOD 시험을 수행하고, 그 중 최소값으로 평가하였다.

[110]

[111] 제조된 후강판의 용접 열영향부에서의 취성균열 발생 저항성을 평가하기 위해 API RP 2Z 규격에 의거해 평가를 진행하였다. API RP 2Z 규격에 따라 단일

개선을 낸 후 0.8 과 4.5 kJ/mm의 용접 입열량으로 각각 플럭스 코어드 아크 용접법(Flux Cored Arc Welding)와 잠호 아크 용접법(Submerged Arc Welding)으로 용접하였다. 용접된 시편을 모재부와 마찬가지로 BS7448 규격에 의거해 전두께 시편으로 가공하고 용접 용융선 근처의 결정립 조대화 영역에 피로균열을 삽입한 후 -40°C에서 3번씩 CTOD 시험을 수행하고, 그 중 최소값으로 평가하였다.

[112]

[113] 인장시험을 통해 얻어진 강판의 항복강도와 인장강도, 그리고 모재부와 용접부에 대해 각각 -60°C와 -40°C에서 평가된 한계 CTOD 값을 표 3에 나타내었다. 여기서, 표 3에 나타난 한계 CTOD 값은 3개의 시험값 중에서 가장 낮은 값을 나타내며, CTOD-60은 모재부에 대해 평가된 -60°C CTOD 시험값을, CTOD-40은 용접 열영향부에 대해 평가된 -40°C CTOD 시험값을 의미한다.

[114]

[115] 표 1

구분	C	Si	Mn	P	S	Ni	Al	Ti	Nb	N	Cu	C+0.5Si-0.1Ni+6Al+3Nb
발명예 1	0.03 9	0.0 5	1.5 7	0.00 3	0.00 3	1.3 0	0.00 7	0.01 2	0.01 3	0.005 8	-	0.014
발명예 2	0.04 5	0.0 4	1.8 0	0.00 4	0.00 2	0.6 8	0.01 2	0.00 8	0.00 6	0.003 6	-	0.086
발명예 3	0.02 3	0.0 7	1.7 5	0.00 5	0.00 3	1.1 4	0.01 0	0.00 6	0.01 3	0.005 1	-	0.045
발명예 4	0.04 6	0.0 4	1.7 3	0.00 3	0.00 3	1.4 1	0.01 2	0.00 7	0.00 6	0.005 5	-	0.015
발명예 5	0.04 5	0.1 0	1.5 9	0.00 6	0.00 2	1.1 4	0.00 3	0.00 5	0.01 4	0.002 2	0.1 5	0.039
발명예 6	0.02 4	0.0 3	1.8 2	0.00 3	0.00 1	1.1 2	0.01 3	0.01 0	0.01 4	0.005 6	-	0.047
발명예 7	0.04 6	0.0 8	1.7 7	0.00 6	0.00 2	0.8 2	0.00 9	0.00 9	0.01 0	0.004 3	-	0.087
발명예 8	0.02 5	0.0 4	1.7 3	0.00 6	0.00 1	1.0 2	0.00 6	0.00 7	0.01 1	0.002 9	0.2 9	0.014
발명예 9	0.04 4	0.0 9	1.7 6	0.00 4	0.00 1	1.4 5	0.01 4	0.01 1	0.00 5	0.005 0	-	0.044
발명예 10	0.03 7	0.0 5	1.7 7	0.00 3	0.00 2	0.8 4	0.00 9	0.00 9	0.00 9	0.005 2	-	0.058
발명예 11	0.04 4	0.0 7	1.7 8	0.00 7	0.00 2	1.0 9	0.01 4	0.00 7	0.00 7	0.003 1	-	0.077
발명예 12	0.04 2	0.0 3	1.5 5	0.00 4	0.00 2	1.3 1	0.00 9	0.01 2	0.01 2	0.005 9	-	0.014
발명예 13	0.05 0	0.0 3	1.6 5	0.00 3	0.00 2	1.0 5	0.00 6	0.01 6	0.01 5	0.004 9	-	0.038
발명예 14	0.05 6	0.0 7	1.5 2	0.00 3	0.00 2	1.4 4	0.01 3	0.01 0	0.01 3	0.002 9	-	0.064
발명예 15	0.04 0	0.0 6	1.7 1	0.00 5	0.00 1	0.8 3	0.01 3	0.00 7	0.00 9	0.004 7	0.2 3	0.092
발명예	0.02	0.0	1.8	0.00	0.00	1.3	0.01	0.01	0.01	0.003	-	0.034

16	0	7	5	5	2	0	1	4	4	4		
비교예 1	0.04 7	0.0 7	1.7 7	0.00 6	0.00 1	0.7 8	0.01 3	0.00 9	0.01 5	0.004 1	-	0.127
비교예 2	0.05 6	0.1 5	1.8 8	0.00 3	0.00 2	0.8 5	0.02 1	0.00 9	0.00 9	0.004 7	-	0.199
비교예 3	0.04 7	0.0 8	1.7 1	0.00 3	0.00 3	0.7 1	0.01 3	0.01 3	0.02 1	0.005 0	-	0.160
비교예 4	0.06 9	0.0 5	1.6 7	0.00 4	0.00 1	0.6 9	0.00 5	0.00 8	0.01 2	0.005 1	-	0.093
비교예 5	0.03 8	0.0 9	1.7 2	0.00 5	0.00 1	0.3 8	0.01 3	0.00 8	0.01 2	0.003 3	-	0.158
비교예 6	0.03 7	0.0 9	1.7 7	0.00 7	0.00 2	1.4 7	0.00 7	0.00 9	0.01 3	0.003 7	-	0.014
비교예 7	0.04 5	0.0 3	1.6 9	0.00 3	0.00 3	1.3 3	0.00 8	0.00 9	0.01 2	0.005 9	-	0.012
비교예 8	0.04 3	0.0 9	1.7 0	0.00 3	0.00 3	1.0 8	0.00 4	0.01 1	0.01 4	0.004 9	-	0.048
비교예 9	0.05 5	0.0 8	1.8 2	0.00 6	0.00 2	0.9 2	0.01 5	0.00 5	0.01 4	0.003 1	-	0.135

[116]

[117] 표 2

구분	슬라브 가열온 도(°C)	조압연 누적압하 율(%)	마무리 압연온 도(°C)	마무리압 연 누적압하 율(%)	가속냉각 정지온도(°C)	냉각속 도(°C/s)	강관두 께(mm)
발명예1	1075	55	751	52	493	4.4	92
발명예2	1074	41	713	53	394	6.0	76
발명예3	1057	50	715	54	501	4.0	76
발명예4	1049	48	782	42	522	7.9	70
발명예5	1050	50	765	42	443	7.3	72
발명예6	1095	45	759	48	522	6.6	79
발명예7	1043	49	734	48	411	5.7	83
발명예8	1048	51	703	42	500	3.7	94
발명예9	1075	45	736	47	504	6.9	71
발명예10	1094	47	770	48	411	5.1	72
발명예11	1090	59	749	44	456	4.0	87
발명예12	1079	57	755	55	533	4.2	85
발명예13	1088	42	789	43	474	3.1	83
발명예14	1078	52	793	50	397	4.6	71
발명예15	1063	46	760	43	408	7.1	82

발명예1 6	1071	41	768	42	391	4.5	95
비교예1	1057	41	744	54	396	5.0	81
비교예2	1096	43	775	47	519	4.8	87
비교예3	1096	59	775	42	527	5.1	82
비교예4	1048	48	727	50	380	4.9	92
비교예5	1057	50	744	48	440	7.3	87
비교예6	1087	30	734	50	422	3.6	83
비교예7	1071	42	790	31	642	7.5	85
비교예8	1156	42	756	45	435	4.1	91
비교예9	1091	41	709	49	537	2.1	76

[118]

[119] 표 3

구분	모재부				용접열영향부	
	유효결정립 크기(μm)	항복강도(MPa)	인장강도(MPa)	CTOD-60(mm)	0.8kJ/mm CTOD-40(mm)	4.5kJ/mm CTOD-40(mm)
발명예1	17	435	533	0.89	0.88	0.64
발명예2	26	453	557	0.45	0.43	0.28
발명예3	21	441	558	0.57	0.60	0.41
발명예4	12	432	547	1.02	0.61	0.57
발명예5	26	458	551	0.49	0.67	0.55
발명예6	14	432	539	0.90	0.48	0.50
발명예7	27	456	553	0.35	0.55	0.26
발명예8	11	439	547	0.99	0.70	0.56
발명예9	15	449	548	0.86	0.49	0.34
발명예10	29	458	566	0.28	0.68	0.42
발명예11	11	447	543	1.08	0.44	0.41
발명예12	29	429	531	0.31	0.72	0.62
발명예13	25	441	547	0.45	0.68	0.46
발명예14	13	458	566	0.89	0.58	0.41
발명예15	15	444	553	0.81	0.31	0.30
발명예16	13	437	536	0.92	0.44	0.47
비교예1	20	442	549	0.42	0.29	0.14
비교예2	21	431	528	0.43	0.09	0.05
비교예3	19	427	532	0.75	0.12	0.07
비교예4	22	439	541	0.54	0.17	0.10
비교예5	35	401	487	0.23	0.19	0.04
비교예6	42	448	548	0.14	0.40	0.60
비교예7	39	395	509	0.18	0.37	0.43
비교예8	45	437	535	0.11	0.42	0.29
비교예9	16	388	491	0.71	0.31	0.14

[120]

[121] 본 발명의 조성 및 제조방법에 해당하는 발명예 1~16은 본 발명에서 정의한

유효 결정립 크기가 $30\mu\text{m}$ 이하로, -60°C 에서 평가된 모재부의 한계 CTOD 값이 0.25mm 이상이며 저입열, 중입열 조건하에서 용접 열영향부의 -40°C CTOD 최소값도 0.25mm 이상으로 매우 우수한 취성균열 발생 저항성을 나타내었다.

[122]

[123] 이에 반해, 비교예 1은 $\text{C}+0.5\text{Si}-0.1\text{Ni}+6\text{Al}+3\text{Nb}$ 값이 0.1% 을 상회하는 것으로 인해 용접 열영향부의 CTOD 값이 0.25mm 를 넘지 못했다. 비교예 2는 Si과 Al이 본 발명의 범위를 만족하지 못하고, $\text{C}+0.5\text{Si}-0.1\text{Ni}+6\text{Al}+3\text{Nb}$ 값도 0.199% 로 높아 -40°C 에서 용접 열영향부의 CTOD 특성이 매우 좋지 않았다.

[124]

[125] 비교예 3은 Nb가 본 발명의 범위를 벗어나고 $\text{C}+0.5\text{Si}-0.1\text{Ni}+6\text{Al}+3\text{Nb}$ 값도 0.1% 이상이며, 비교예 4는 $\text{C}+0.5\text{Si}-0.1\text{Ni}+6\text{Al}+3\text{Nb}$ 값이 0.1% 이하로 본 발명의 목표를 만족하나, C 함량이 본 발명에서 규정한 범위보다 높아 용접 열영향부의 인성이 부족하였다. 비교예 5는 Ni 함량의 부족으로 강판의 강도가 부족하고, 모재부와 용접 열영향부 인성 모두 충분치 않았다.

[126]

[127] 비교예 6 내지 8은 합금 성분이 본 발명의 범위에 속해 있고, $\text{C}+0.5\text{Si}-0.1\text{Ni}+6\text{Al}+3\text{Nb}$ 값도 0.1% 이하로 용접 열영향부의 인성은 나쁘지 않았으나, 본 발명에서 요구하는 제조조건을 만족하지 못해 유효 결정립 크기가 $30\mu\text{m}$ 이상을 나타내었고, 또한 비교예 7은 강도 또한 본 발명의 수준에도 미치지 못했다. 비교예 9는 $\text{C}+0.5\text{Si}-0.1\text{Ni}+6\text{Al}+3\text{Nb}$ 값이 0.1% 를 상회하여 용접 열영향부 인성이 떨어지고, 제조조건 중에서 냉각속도가 부족하여 강판의 항복강도가 420MPa 에 미치지 못했다.

청구범위

- [청구항 1] 중량%로, C: 0.02~0.06%, Si: 0.1% 이하, Mn: 1.5~2.0%, P: 0.012%이하, S: 0.003% 이하, Ni: 0.5~1.5%, Al: 0.003~0.015%, Ti: 0.005~0.02%, Nb: 0.005~0.015%, N: 0.002~0.006%, 나머지는 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하며, $C+0.5Si-0.1Ni+6Al+3Nb$ 값이 0.1% 이하인 취성 균열 발생 저항성이 우수한 고강도 강판.
- [청구항 2] 청구항 1에 있어서, 상기 강판은 Cu: 0.35% 이하를 추가적으로 포함하는 취성 균열 발생 저항성이 우수한 고강도 강판.
- [청구항 3] 청구항 1에 있어서, 상기 강판의 두께 중심부에서 전자후방산란패턴법으로 측정된 결정방위차가 15도 이상인 경계로 정의되는 최소 5000개 이상의 결정립 가운데 그 크기가 상위 5%에 속하는 결정립들의 평균 원상당 지름이 $30\mu m$ 이하를 갖는 취성 균열 발생 저항성이 우수한 고강도 강판.
- [청구항 4] 청구항 3에 있어서, 상기 강판의 두께 중심부 조직은 페라이트, 베이나이트 및 이들의 복합조직 중 어느 하나인 취성 균열 발생 저항성이 우수한 고강도 강판.
- [청구항 5] 청구항 1에 있어서, 상기 강판의 모재부는 $-60^{\circ}C$ 한계 CTOD 값이 0.25mm 이상을 만족하고, 용접 열영향부(HAZ)는 $-40^{\circ}C$ 한계 CTOD 값이 0.25mm 이상을 만족하는 취성 균열 발생 저항성이 우수한 고강도 강판.
- [청구항 6] 중량%로, C: 0.02~0.06%, Si: 0.1% 이하, Mn: 1.5~2.0%, P: 0.012%이하, S: 0.003% 이하, Ni: 0.5~1.5%, Al: 0.003~0.015%, Ti: 0.005~0.02%, Nb: 0.005~0.015%, N: 0.002~0.006%, 나머지는 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하며, $C+0.5Si-0.1Ni+6Al+3Nb$ 값이 0.1% 이하를 만족하는 강 슬라브를 $1000\sim 1100^{\circ}C$ 의 온도범위로 가열하는 단계; 상기 가열된 슬라브를 $950^{\circ}C$ 이상의 온도에서 누적 압하율 40% 이상으로 조압연하는 단계; 상기 조압연 후 $700\sim 800^{\circ}C$ 의 온도범위에서 마무리 압연하는 단계; 및 상기 압연된 강판을 냉각하는 단계를 포함하는 취성 균열 발생 저항성이 우수한 고강도 강판의 제조방법.

- [청구항 7] 청구항 6에 있어서,
상기 강 슬라브는 Cu: 0.35% 이하를 추가적으로 포함하는 취성
균열 발생 저항성이 우수한 고강도 강판의 제조방법.
- [청구항 8] 청구항 6에 있어서,
상기 마무리 압연은 누적 압하율 40% 이상으로 행하는 취성 균열
발생 저항성이 우수한 고강도 강판의 제조방법.
- [청구항 9] 청구항 6에 있어서,
상기 냉각단계에서 냉각속도와 냉각정지온도는 각각 3~20°C/s와
350~550°C인 취성 균열 발생 저항성이 우수한 고강도 강판의
제조방법.

