

(12) 특허협력조약에 의하여 공개된 국제출원

(19) 세계지식재산권기구
국제사무국

(43) 국제공개일
2019년 5월 9일 (09.05.2019)

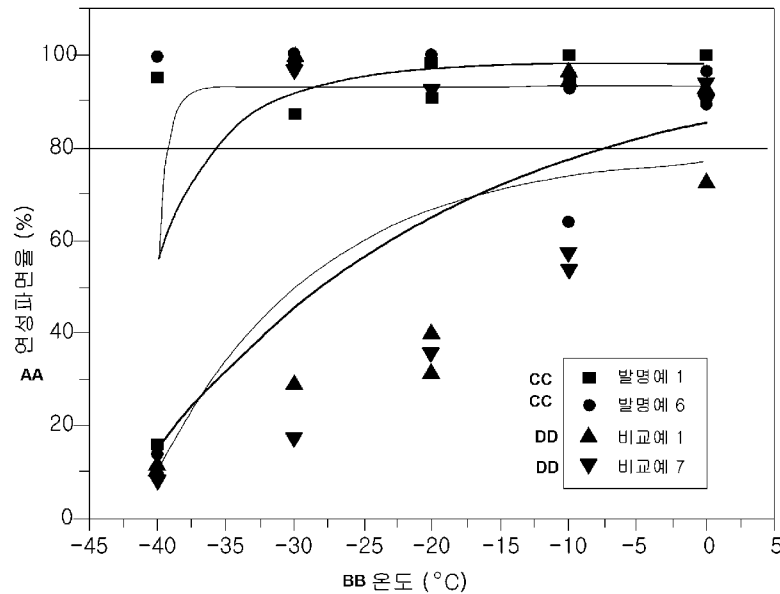


(10) 국제공개번호
WO 2019/088762 A1

- (51) 국제특허분류: C22C 38/04 (2006.01) C22C 38/44 (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01) C22C 38/48 (2006.01)
C22C 38/50 (2006.01) C21D 8/06 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01) C22C 38/00 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)
- (21) 국제출원번호: PCT/KR2018/013261
- (22) 국제출원일: 2018년 11월 2일 (02.11.2018)
- (25) 출원언어: 한국어
- (26) 공개언어: 한국어
- (30) 우선권정보: 10-2017-0145686 2017년 11월 3일 (03.11.2017) KR
- (71) 출원인: 주식회사 포스코 (POSCO) [KR/KR]; 37859 경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동), Gyeongsangbuk-do (KR).
- (72) 발명자: 정환교 (JUNG, Hwan-Gyo); 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.

(54) Title: STEEL MATERIAL FOR WELDING STEEL PIPE HAVING EXCELLENT LOW-TEMPERATURE TOUGHNESS, STEEL MATERIAL THAT HAS UNDERGONE POST WELD HEAT TREATMENT, AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 발명의 명칭: 저온인성이 우수한 용접강관용 강재, 용접후열처리된 강재 및 이들의 제조방법



AA ... Ductile fracture ratio (%)
 BB ... Temperature (°C)
 CC ... Inventive example
 DD ... Comparative example

(57) Abstract: The present invention relates to a steel material to which post weld heat treatment (PWHT) is applied after pipe making and, more specifically, to a steel material that maintains excellent low-temperature toughness even after undergoing a PWHT process, a steel material which is obtained therefrom, and which has undergone PWHT, and a method for manufacturing the same.

(57) 요약서: 본 발명은 조관 후 용접후열처리(PWHT)가 적용되는 강재에 관한 것으로서, 보다 상세하게는 용접후열처리 공정을 거친 후에도 우수한 저온인성을 유지하는 강재, 이로부터 얻어지는 용접후열처리된 강재 및 이들의 제조방법에 관한 것이다.

[다음 쪽 계속]



WO 2019/088762 A1

(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))

명세서

발명의 명칭: 저온인성이 우수한 용접강관용 강재, 용접후열처리된 강재 및 이들의 제조방법

기술분야

[1] 본 발명은 조관 후 용접후열처리(PWHT)가 적용되는 강재에 관한 것으로서, 보다 상세하게는 용접후열처리 공정을 거친 후에도 우수한 저온인성을 유지하는 강재, 이로부터 얻어지는 용접후열처리된 강재 및 이들의 제조방법에 관한 것이다.

[2]

배경기술

[3] 오일이나 가스 수송용으로 주로 사용되는 라인파이프 강관(ex, 두께 30mm 미만)의 경우 용접후열처리(Post Weld Heat Treatment) 공정을 요구하지 아니하나, 두께 30mm 이상의 후물 강관에서는 용접시 형성된 용접부의 잔류응력을 제거하기 위하여 후열처리가 요구된다.

[4]

[5] 용접후열처리는 용접 이후에 행해지는 열처리 공정으로서, 용접부만 열처리를 행한다면 별다른 문제가 없다. 그런데, 대부분의 후물 강관사에서는 용접된 소재 전체를 열처리하여 강관으로 제조하므로, 그러한 열처리 후 강재 자체에서도 물성의 변화가 발생하게 된다.

[6]

[7] 용접후열처리시 발생하는 강재의 물성 변화는 강도, 인성, 수소유기균열 저항성 등의 대부분의 물성이 변화한다. 특히, 강재의 열처리 전에는 비교적 우수한 샤르피충격에너지 값 또는 DWTT(Drop Weight Tear Teat) 연성파면율 값을 보이지만, 열처리 후에는 저온인성이 급격히 저온인성이 저하되어 사용환경에서 요구되는 물성요건을 만족시키지 못하게 된다.

[8]

[9] 한편, 주로 노멀라이징(Normallizing) 처리 강재에 용접후열처리가 행해지나, 일부 강관사에서는 API 규격에 의거하여 TMCP(Thermo Mechanical Controlled Process)로 제조된 라인파이프 강재를 요구하기도 한다.

[10] 용접후열처리 이후 상변태에 의한 조직 변화를 일어나지 않으나, 노멀라이징 처리 강재는 용접후열처리 이후에 펄라이트 내 시멘타이트가 조대화되어 충격인성이 저하되는 반면, TMCP로 제조된 강재는 고용된 탄소가 탄화물로 석출하거나 페라이트 성장에 따라 충격인성과 DWTT 연성파면율이 저하하는 경향을 보인다.

[11] 이러한 용접후열처리에 의한 저온인성의 저하는 연성-취성 천이온도의 상승으로 나타난다.

[12]

[13] 용접후열처리가 적용되는 후물강관용 강재는 두께 30mm 이상으로, 강재 제조시 박물재 대비 압하율이 낮으므로 강재 자체의 저온인성이 상대적으로 우수하지 못하다. 게다가, 용접후열처리에 따라 저온인성의 저하가 가중되어 강재의 저온인성은 더욱 열화된다. 따라서, 0°C 이하의 저온인성이 요구되는 강관의 제조에 한계가 있다.

[14]

[15] 이에, 강관용 강재 자체의 저온인성을 향상시키면서, 용접후열처리 후에도 저온인성의 열화가 작은 강재의 개발이 요구된다.

[16]

[17] (특허문헌 1) 한국 공개공보 제10-2014-0090730호

[18]

발명의 상세한 설명

기술적 과제

[19] 본 발명의 일 측면은, 용접강관용 강재에 관한 것으로, 보다 상세하게는 조관 이후 용접후열처리(PWHT) 공정을 거친 후에도 저온인성이 우수한 두께 30mm 이상의 용접강관용 강재, 이로부터 얻어지는 용접후열처리된 강재 및 이들의 제조방법을 제공하고자 하는 것이다.

[20]

과제 해결 수단

[21] 본 발명의 일 측면은, 중량%로, 탄소(C): 0.03~0.10%, 실리콘(Si): 0.1~0.5%, 망간(Mn): 1.0~2.0%, 알루미늄(Al): 0.01~0.05%, 몰리브덴(Mo): 0.05~0.30%, 크롬(Cr): 0.05~0.30%, 니켈(Ni): 0.05~0.50%, 니오븀(Nb): 0.02~0.08%, 티타늄(Ti): 0.005~0.020%, 질소(N): 0.001~0.007%, 인(P): 0.020% 이하, 황(S): 0.0030% 이하, 칼슘(Ca): 0.0005~0.005%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 미세조직으로 면적분율 30% 이하(0% 제외)의 저온 변태상 및 잔부 페라이트로 구성되며, 상기 저온 변태상은 침상 페라이트 및 베이나이트를 포함하는 것인 저온인성이 우수한 용접강관용 강재를 제공한다.

[22]

[23] 본 발명의 다른 일 측면은, 상기 용접강관용 강재를 용접후열처리하여 얻은 용접후열처리된 강재로서, 미세조직으로 면적분율 30% 이하(0% 제외)의 베이나이트 및 잔부 페라이트를 포함하는 것인 저온인성이 우수한 용접후열처리된 강재를 제공한다.

[24]

[25] 본 발명의 또 다른 일 측면은, 상술한 합금조성을 만족하는 강 슬라브를 1050~1150°C에서 재가열하는 단계; 상기 재가열된 강 슬라브를 조압연하는 단계; 상기 조압연 직후 마무리 압연 개시온도+30°C 이하까지 수냉하는 단계;

상기 수냉 후 총 압하율 50~70%로 마무리 압연하고, Ar3 이상에서 마무리 압연을 종료하여 열연강판을 제조하는 단계; 및 상기 열연강판을 5~50°C/s의 냉각속도로 300~600°C까지 냉각하는 단계를 포함하고, 상기 조압연하는 단계는 후단 3패스의 평균 압하율을 10% 이상으로 행하고, 상기 조압연하는 단계는 후단 3패스의 평균 압하율을 10% 이상으로 행하고, 상기 조압연 후 마무리 압연 온도까지의 대기시간이 100초 이하인 것을 특징으로 하는 저온 인성이 우수한 용접강판용 강재의 제조방법을 제공한다.

[26]

[27] 본 발명의 또 다른 일 측면은, 상술한 제조방법에 의해 제조된 강재를 용접하는 단계 및 상기 용접 후 580~640°C의 온도범위에서 상기 강재의 두께 1인치당 30~180분 동안 용접후열처리하는 단계를 포함하는 저온인성이 우수한 용접후열처리된 강재의 제조방법을 제공한다.

[28]

발명의 효과

[29] 본 발명에 의하면, 30mm 이상의 두께를 가짐에도 불구하고, 용접열처리 후 샤르피 충격에너지 연성-취성 천이온도가 -50°C 이하이고, DWTT 연성-취성 천이온도가 -10°C 이하인 저온인성이 우수한 용접후열처리된 강재를 제공하는 효과가 있다.

[30]

도면의 간단한 설명

[31] 도 1은 본 발명의 일 실시예에 따른 용접후열처리된 강재의 DWTT 천이시험 결과를 나타낸 것이다.

[32] 도 2는 본 발명의 일 실시예에 따른 용접후열처리된 강재의 미세조직 사진을 나타낸 것이다.

[33]

발명의 실시를 위한 최선의 형태

[34] 일반적으로, 강재의 인성을 향상시키기 위한 방안으로서, 개재물 등 균열의 개시점으로 작용할 수 있는 요인을 최대한 배제하거나, 균열의 전파경로인 결정립을 미세화하는 방법이 있다.

[35] 이 중, 개재물 등을 최소화하여 강의 청정도를 높이는 경우 강재의 샤르피 최대흡수에너지를 높일 수 있으나, 저온에서는 그 효과가 미비하므로 저온인성 향상에는 바람직하지 못하다. 한편, 결정립을 미세화하는 경우에는 연성-취성 천이온도를 높일 수 있으므로 저온인성 향상에 유리한 방법이다.

[36]

[37] 앞서 언급한 바와 같이, 강재의 연성-취성 천이온도는 결정립 크기와 밀접한 관계가 있으며, 유효 결정립 크기가 작을수록 연성-취성 천이온도를 낮출 수 있다. 즉, 보다 낮은 온도에서 샤르피 에너지 값이나 DWTT 연성 파면율을 얻을

수 있으므로, 연성-취성 천이온도가 낮으면 저온인성이 우수한 것이다.

[38] 강재의 결정립 크기는 강재를 제조하는 과정 중 재가열 공정과 압연 공정에 의해 결정되며, 오스테나이트에서 상(phase) 변태가 일어나기 전에 오스테나이트의 유효 결정립 크기를 미세화시켜야만, 최종 조직에서 미세한 크기의 결정립을 얻을 수 있다.

[39]

[40] 이와 같이, 본 발명자들은 강재의 저온인성을 향상시킬 수 있는 방안을 검토하고, 그 결과 결정립 미세화를 통하여 저온인성을 향상시키고자 하였으며, 그것에 유리한 합금조성 및 제조조건의 최적화를 도모하였다.

[41]

[42] 특히, 본 발명자들은 용접후열처리 후에도 우수한 저온인성을 나타내는 강재를 제공함에 있어서, 용접후열처리 전의 결정립 크기를 미세화시키거나, 용접후열처리시 생성되는 조직(예컨대, 세멘타이트)의 분율과 크기를 작게 만듦으로써 용접후열처리 이후에도 우수한 저온인성을 확보할 수 있음을 발견하고, 본 발명을 완성하기에 이르렀다.

[43]

[44] 이하, 본 발명에 대하여 상세히 설명한다.

[45]

[46] 본 발명의 일 측면에 따른 저온 인성이 우수한 용접강관용 강재와 상기 용접강관용 강재에 의해 얻어지는 용접후열처리된 강재는 중량%로, 탄소(C): 0.03~0.10%, 실리콘(Si): 0.1~0.5%, 망간(Mn): 1.0~2.0%, 알루미늄(Al): 0.01~0.05%, 몰리브덴(Mo): 0.05~0.30%, 크롬(Cr): 0.05~0.30%, 니켈(Ni): 0.05~0.50%, 니오븀(Nb): 0.02~0.08%, 티타늄(Ti): 0.005~0.020%, 질소(N): 0.001~0.007%, 인(P): 0.020% 이하, 황(S): 0.0030% 이하, 칼슘(Ca): 0.0005~0.005%을 포함하는 것이 바람직하다.

[47]

[48] 이하에서는 본 발명의 용접강관용 강재 및 용접후열처리된 강재의 합금조성을 상기와 같이 제어하는 이유에 대하여 상세히 설명한다. 이때, 특별한 언급이 없는 한, 각 원소의 함량은 중량%를 의미한다.

[49]

[50] C: 0.03~0.10%

[51] 탄소(C)는 강도를 향상시키기 위하여 첨가하는 원소이다. 상기 C의 함량이 증가할수록 강도가 향상되는 반면, 용접후열처리시 생성되는 세멘타이트의 분율이 많아지고, 크기도 조대해져 저온인성을 저해한다. 또한, 베이나이트나 마르텐사이트와 같은 인성 확보에 불리한 상(phase)들이 쉽게 생성될 우려가 있다.

[52] 본 발명에서는 충분한 강도의 확보를 위하여 상기 C를 0.03% 이상으로 첨가하며, 다만 저온인성을 확보하기 위한 측면에서 그 상한을 0.10%로

제한하는 것이 바람직하다.

- [53] 따라서, 본 발명에서는 상기 C의 함량을 0.03~0.10%로 제한하는 것이 바람직하며, 보다 바람직하게는 0.04~0.08%로 제한하는 것이 바람직하다.
- [54]
- [55] Si: 0.1~0.5%
- [56] 실리콘(Si)은 탈산제로서 작용하므로, 강 중의 산소 농도를 제어하기 위하여 첨가하는 원소이다.
- [57] 상술한 효과를 충분히 얻기 위해서는 0.1% 이상으로 Si을 첨가하는 것이 바람직하다. 반면, 그 함량이 0.5%를 초과하게 되면 MA(martensite-austenite constituent)상의 형성을 조장하여 연성-취성 천이온도를 상승시키고 용접성을 저해하는 문제가 있다.
- [58] 따라서, 본 발명에서는 상기 Si의 함량을 0.1~0.5%로 제한하는 것이 바람직하며, 보다 바람직하게는 0.15~0.4%로 제한하는 것이 바람직하다.
- [59]
- [60] Mn: 1.0~2.0%
- [61] 망간(Mn)은 강을 고용강화시키는데에 효과적인 원소이다.
- [62] 본 발명에서는 상술한 효과를 위하여 1.0% 이상으로 Mn을 첨가하는 것이 바람직하다. 상기 Mn은 그 함량이 높아질수록 소입성이 증가하여 강도는 향상되나, 그 함량이 2.0%를 초과할 경우 중심편석이 심화되어 강재 중심부의 인성 및 용접성이 저하되는 문제가 있다.
- [63] 따라서, 본 발명에서는 상기 Mn의 함량을 1.0~2.0%로 제한하는 것이 바람직하며, 보다 바람직하게는 1.25~1.8%로 제한하는 것이 유리하다.
- [64]
- [65] Al: 0.01~0.05%
- [66] 알루미늄(Al)은 제강시 탈산을 위하여 첨가하는 원소이다. 또한, 강의 충격흡수에너지를 개선시키며, 산소와 반응하여 산화물계 개재물을 형성하는데에 유효하다.
- [67] 이러한 Al의 함량이 0.01% 미만이면 탈산이 충분히 이루어지지 못하며, 반면 그 함량이 0.05%를 초과하게 되면 산화성 개재물량이 과다하여 충격인성을 저해하는 문제가 있다.
- [68] 따라서, 본 발명에서는 상기 Al의 함량을 0.01~0.05%로 제한하는 것이 바람직하며, 보다 바람직하게는 0.02~0.04%로 제한하는 것이 바람직하다.
- [69]
- [70] Mo: 0.05~0.30%
- [71] 몰리브덴(Mo)은 탄화물 형성원소일 뿐만 아니라, 확산속도가 느린 원소이므로 용접후열처리시 Fe와 결합하여 (Fe,Mo)₃C 형태의 세멘타이트를 형성한다. 이때 형성된 세멘타이트는 용접후열처리시 성장속도가 늦어 미세하게 생성되므로, 강재 저온인성에는 영향을 미치지 아니한다.

- [72] 본 발명에서는 Mo 첨가에 따른 효과 즉, 강도 향상의 효과를 얻기 위하여 0.05% 이상으로 첨가하는 것이 바람직하다. 다만, 그 함량이 0.30%를 초과하게 되면 제조원가가 상승하여 경제적으로 불리해지며, 경도가 매우 높은 MA상의 생성이 용이하여 용접후열처리 전 강재의 저온인성이 열위하는 문제가 있다.
- [73] 따라서, 본 발명에서는 상기 Mo의 함량을 0.05~0.30%로 제한하는 것이 바람직하며, 보다 바람직하게는 0.06~0.25%로 제한하는 것이 바람직하다.
- [74]
- [75] Cr: 0.05~0.30%
- [76] 크롬(Cr)은 강의 소입성을 증가시켜 강도를 높이는 역할을 하며, Mo과 유사하게 $(Fe,Mo)_x C$ 형태의 세멘타이트를 형성한다.
- [77] 상기와 같은 효과를 충분히 얻기 위해서는 0.05% 이상으로 Cr을 첨가하는 것이 바람직하다. 다만, 그 함량이 0.30%를 초과하게 되면 인성이 저해하므로 바람직하지 못하다.
- [78] 따라서, 본 발명에서는 상기 Cr의 함량을 0.05~0.30%로 제한하는 것이 바람직하며, 보다 바람직하게는 0.06~0.25%로 제한하는 것이 바람직하다.
- [79]
- [80] Ni: 0.05~0.50%
- [81] 니켈(Ni)은 고용강화 원소로서, 강의 강도를 향상시킬 뿐만 아니라, 인성 향상에도 유리하다.
- [82] 이를 위해서는 0.05% 이상으로 Ni을 첨가하는 것이 바람직하나, 고가의 원소로 그 함량이 과다할 경우 제조원가 상승의 요인이 되며, 용접성을 저해할 우려가 있다.
- [83] 따라서, 본 발명에서는 상기 Ni의 함량을 0.05~0.50%로 제한하는 것이 바람직하며, 보다 바람직하게는 0.06~0.45%로 제한하는 것이 바람직하다.
- [84]
- [85] Nb: 0.02~0.08%
- [86] 니오븀(Nb)은 슬라브 재가열시 1200°C 부근에서 고용되었다가 후속하는 열간압연시 재결정을 지연시키는 역할을 하므로, 재결정이 일어나지 않는 미재결정역 온도를 높여준다. 즉, 미재결정역에서 압연을 실시하는 마무리 압연 온도영역을 높이므로, 비교적 높은 온도에서 마무리 압연을 행하더라도 결정립이 미세화되는 효과가 있다. 또한, Nb(C,N) 형태로 석출하여 강도를 향상시킨다.
- [87] 상술한 효과를 충분히 얻기 위해서는 상기 Nb을 0.02% 이상으로 첨가하는 것이 바람직하다. 다만, 그 함량이 0.08%를 초과할 경우 연주조건에 따라 Nb을 포함하는 조대한 정출물들이 생성되어 균열 발생의 기점으로 작용할 우려가 있다.
- [88] 따라서, 본 발명에서는 상기 Nb의 함량을 0.02~0.08%로 제한하는 것이 바람직하며, 보다 바람직하게는 0.025~0.07%로 제한하는 것이 유리하다.

[89]

[90] Ti: 0.005~0.020%

[91] 티타늄(Ti)은 탄화물 또는 질화물을 형성하는 원소로서, 재가열시 오스테나이트 상의 결정립 성장을 억제하므로 최종적으로 미세한 균질의 페라이트를 형성시키는데에 유효하며, 이로부터 저온인성을 향상시킬 수 있다.

[92] 상술한 효과를 충분히 얻기 위해서는 상기 Ti을 0.005% 이상으로 첨가하는 것이 바람직하다. 다만, 그 함량이 과다하면 Ti이 강 중의 질소(N)와 모두 반응하여 저온인성에 유리한 Nb(C,N) 석출물의 형성을 방해하여, 오히려 저온인성을 저해하는 문제가 있다. 따라서, 이를 고려하여 상기 Ti의 상한을 0.020%로 제한하는 것이 바람직하다.

[93] 보다 바람직하게는 0.010~0.015%로 제한하는 것이 유리하다.

[94]

[95] N: 0.001~0.007%

[96] 질소(N)는 Al, Ti, Nb 등과 결합하여 질화물을 형성함으로써 오스테나이트 결정립 성장을 억제하는 효과가 있다. 이를 위해서는 0.001% 이상으로 N을 첨가하는 것이 바람직하다. 반면, 그 함량이 0.007%를 초과하게 되면 조대환 TiN이 석출되어 충격인성의 하락뿐만 아니라, 재가열시 용해가 어려운 NbN, VN 등의 분율을 증가시켜 용접후열처리시 석출될 수 있는 NbC, VC 등의 탄화물의 양이 감소되어 용접후열처리 후 강도 향상이 불충분하게 된다.

[97] 따라서, 본 발명에서는 상기 N의 함량을 0.001~0.007%로 제한하는 것이 바람직하며, 보다 바람직하게는 0.003~0.006%로 제한하는 것이 바람직하다.

[98]

[99] P: 0.020% 이하

[100] 인(P)은 제강 중 불가피하게 함유되는 원소로서, 강재의 용접성 및 인성을 저해하는 문제가 있다. 또한, 응고시 슬라브 중심부 및 오스테나이트 결정립계에 쉽게 편석되는 원소이며, 이로부터 저온인성 및 수소유기균열 저항성을 저해할 우려가 있다.

[101] 따라서, 본 발명에서는 상기 P의 함량을 최소화하는 것이 바람직하나, 제강공정시 발생하는 부하를 고려하여 그 상한을 0.020% 이하로 제한한다.

[102]

[103] S: 0.003% 이하

[104] 황(S)은 제강 중 불가피하게 함유되는 원소로서, Mn과 결합하여 MnS를 형성함으로써 압연시 연신되어 균열 발생의 기점으로 작용할 뿐만 아니라, 저온인성을 저해한다.

[105] 따라서, 본 발명에서는 상기 S의 함량을 최소화하는 것이 바람직하나, 제강공정시 발생하는 부하를 고려하여 그 상한을 0.003% 이하로 제한한다.

[106]

[107] Ca: 0.0005~0.005%

- [108] 칼슘(Ca)은 MnS 개재물을 구상화시키는 역할을 하는 원소이다. MnS 개재물은 용점이 낮은 개재물로서, 압연시 균열 개시점으로 작용하는 문제가 있다. 상기 Ca의 첨가시 MnS와 반응하여 MnS 주위를 둘러싸게 되므로 MnS의 연신을 방해한다.
- [109] 이러한 Ca의 MnS 구상화 효과는 S의 함량과 밀접한 관계가 있으며, 본 발명에서 구상화 효과를 충분히 얻기 위해서는 0.0005% 이상으로 첨가하는 것이 바람직하다. 다만, 상기 Ca은 휘발성이 커 수율이 낮은 원소이므로 제조공정에서 발생하는 부하를 고려하여, 그 상한을 0.005%로 제한하는 것이 바람직하다.
- [110] 보다 바람직하게는 0.0008~0.004%로 제한하는 것이 바람직하다.
- [111]
- [112] 본 발명의 강재는 상술한 합금조성을 만족함으로써 의도하는 물성을 확보할 수 있으나, 상기 물성을 더욱 향상시키기 위한 목적에서 다음과 같이 V, Cu 및 B 중 1종 이상을 더 포함할 수 있다.
- [113]
- [114] V: 0.005~0.05%
- [115] 바나듐(V)은 VC 형태로 페라이트 영역에 석출하지만, 강 중 N의 함량이 충분할 경우 VN을 형성할 수 있다.
- [116] 본 발명에서는 상기 V를 0.005% 이상 첨가시 오스테나이트-페라이트 변태시 공석 탄소 농도를 낮추고, VC가 세멘타이트 형성을 위한 핵 생성 장소를 제공한다. 그러므로, 입계에 Fe₃C가 연속적으로 형성되기보다는 불연속적인 구조의 형태를 가지게 되어 인성의 저하를 억제하는 효과가 있다. 다만, 그 함량이 0.05%를 초과하는 경우 조대한 V 석출물이 형성되어 오히려 인성이 저하되는 문제가 있다.
- [117] 따라서, 본 발명에서는 상기 V의 첨가시 그 함량을 0.005~0.05%로 제한하는 것이 바람직하다.
- [118]
- [119] Cu: 0.05~0.3%
- [120] 구리(Cu)는 강의 강도와 인성 향상을 동시에 도모하기 위해 첨가하는 원소이다. 상기 Cu는 강 중에 고용되어 강도를 향상시키므로 0.05% 이상으로 첨가하는 것이 바람직하다. 다만, 그 함량이 0.3%를 초과할 경우 열간압연시 표면에 균열을 유발시켜 표면품질을 저해하는 문제가 있다.
- [121] 따라서, 본 발명에서는 상기 Cu의 첨가시 그 함량을 0.05~0.3%로 제한하는 것이 바람직하다.
- [122]
- [123] B: 0.0005~0.001%
- [124] 보론(B)은 소입성이 매우 큰 원소로서, 소량 첨가로도 강도 향상에 기여할 수 있다. 이러한 B의 첨가를 통해 의도적으로 강도를 향상시키기 위해서는 0.0005% 이상으로 첨가하는 것이 바람직하다. 다만, 상기 B의 첨가시 냉각에 따라 조직이

민감하게 변화하며, 그 함량이 0.001%를 초과하는 경우 일반적인 냉각조건에서도 쉽게 베이나이트와 같은 저온 변태상이 형성되어 저온인성이 열위할 우려가 있다.

[125] 따라서, 본 발명에서는 상기 B의 첨가시 그 함량을 0.0005~0.001%로 제한하는 것이 바람직하다.

[126]

[127] 본 발명의 나머지 성분은 철(Fe)이다. 다만, 통상의 제조과정에서는 원료 또는 주위 환경으로부터 의도되지 않는 불순물들이 불가피하게 혼입될 수 있으므로, 이를 배제할 수는 없다. 이들 불순물들은 통상의 제조과정의 기술자라면 누구라도 알 수 있는 것이기 때문에 그 모든 내용을 특별히 본 명세서에서 언급하지는 않는다.

[128]

[129] 상술한 합금조성을 만족하는 본 발명의 용접강관용 강재는 후술하는 일련의 제조조건에 의해 제조되며, 30mm 이상의 두께를 갖는 후물 강재이다.

[130] 이러한 본 발명의 용접강관용 강재는 미세조직으로 면적분율 30% 이하(0% 제외)의 저온 변태상(침상 페라이트+베이나이트) 및 잔부 페라이트로 구성되는 것이 바람직하다. 이 중 상기 침상 페라이트는 면적분율 5~10%로 포함하는 것이 바람직하다.

[131] 특히, 두께 중심부에서의 베이나이트 평균 결정립 크기를 $30\mu\text{m}$ 이하로 형성하고, 두께 중심부에서의 페라이트 평균 결정립 크기를 $20\mu\text{m}$ 미만으로 형성하는 것이 바람직하다.

[132] 만일, 상기 강재의 두께 중심부에서의 베이나이트 평균 결정립 크기가 $30\mu\text{m}$ 를 초과하게 되면 저온인성의 열화를 유발하게 되므로 바람직하지 못하다. 또한, 두께 중심부에서의 페라이트 평균 결정립 크기가 $20\mu\text{m}$ 이상이면 후속 용접후열처리 이후 DWTT 연성-취성 천이온도가 -10°C 를 초과하게 되어 저온인성이 열화되는 문제가 있다.

[133]

[134] 상술한 조직을 가지는 본 발명의 용접강관용 강재를 용접후열처리(PWHT)하여 얻은 용접후열처리된 강재는 열처리시 결정립 성장이 억제되어 결정립이 미세한 조직을 가질 수 있다.

[135] 즉, 본 발명의 용접후열처리된 강재는 미세조직으로 면적분율 30% 이하(0% 제외)의 베이나이트 및 잔부 페라이트로 구성되며, 두께 중심부에서의 베이나이트 평균 결정립 크기, 페라이트 평균 결정립 크기가 각각 $30\mu\text{m}$ 이하, $20\mu\text{m}$ 미만을 만족할 수 있다. 이때, 상기 베이나이트는 베이나이트 페라이트(Bainitic Ferrite)를 의미하며, 침상 페라이트를 일부 포함할 수 있다.

[136]

[137] 통상의 TMCP 공정에 의해 제조된 페라이트 단상 조직을 가지는 강재는 용접후열처리시 과포화된 탄소가 열역학적으로 안정한 세멘타이트를

결정립계에 주로 형성하고, 상기 열처리 시간이 길어짐에 따라 세멘타이트 성장이 일어난다. 이때, 형성된 세멘타이트의 크기 및 형상은 탄소농도에 의존하게 되고, 결정립계에 생성된 조대한 세멘타이트는 균열의 개시점으로 작용하므로 인성이 저하될 우려가 있다. 또한, 열처리시 페라이트 결정립의 조대화(coarsening)가 일어나 평균 결정립 크기가 증가하므로 인성의 저하가 초래될 수 있다.

[138] 하지만, 본 발명에 의하면 두께 30mm 이상의 강재에 대해 용접후열처리를 행하더라도, 페라이트 결정립의 미세화가 유지되고, 베이나이트 상도 미세하게 형성됨에 따라 용접후열처리된 강재의 저온인성을 우수하게 유지할 수 있는 것이다.

[139]

[140] 바람직하게, 본 발명의 용접후열처리된 강재는 DWTT 연성-취성 천이온도 -10°C 이하로 확보할 수 있다.

[141]

[142] 이하, 본 발명의 또 다른 일 측면인 저온인성이 우수한 용접강관용 강재 및 용접열처리된 강재를 제조하는 방법에 대하여 상세히 설명한다.

[143]

[144] 우선, 본 발명에 따른 용접강관용 강재는, 본 발명에서 제안하는 합금조성을 만족하는 강 슬라브를 [재가열 - 열간압연(조압연 및 마무리 압연) - 냉각] 공정을 거침으로써 제조할 수 있으며, 이하에서는 상기 각각의 공정 조건에 대하여 상세히 설명한다.

[145]

[146] 강 슬라브 재가열

[147] 본 발명에서는 상술한 합금조성을 만족하는 강 슬라브를 준비한 후, 이를 재가열하는 것이 바람직하다. 상기 재가열은 연주공정 중에 생성되어 강 슬라브 내에 존재하는 Nb 또는 V 탄질화물을 용해하여 Nb 또는 V를 고용시키기 위하여, 1050°C 이상에서 행하는 것이 바람직하다. 다만, 상기 재가열 온도가 1150°C 를 초과하게 되면 Nb 또는 V의 고용은 용이하나 동시에 오스테나이트의 결정립이 급격히 성장하므로 저온인성이 열위하게 된다.

[148] 따라서, 본 발명에서는 상기 강 슬라브의 재가열시 $1050\sim 1150^{\circ}\text{C}$ 의 온도범위에서 행하는 것이 바람직하다.

[149]

[150] 조압연

[151] 상기에 따라 재가열된 강 슬라브를 열간압연하여 열연강관으로 제조하는 것이 바람직하며, 이때 중간 소재인 바(bar)를 제조하는 단계로 조압연을 행하는 것이 바람직하다.

[152] 상기 조압연 공정을 통해 오스테나이트 재결정 현상을 이용하여 재가열된 오스테나이트 결정립 크기를 줄이는 효과를 얻을 수 있으며, 이를 위해서는

조압연시 온도 및 압연 패스당 압하율을 제어할 필요가 있다.

[153] 구체적으로, 조압연 초기의 압연 패스에서는 폭내기나 슬라브의 벤딩 발생에 의해 높은 압하율을 가하기 어려워 충분한 재결정을 일으킬 수 없으므로, 패스당 압하율을 높일 수 있는 후단 압연 패스시의 압하율을 높이는 것이 바람직하다.

[154] 보다 바람직하게, 상기 조압연시 후단 3패스의 평균 압하율을 10% 이상으로 행하는 것이 바람직하다. 만일, 후단 3패스의 평균 압하율이 10% 미만이면 부분재결정이 발생하여 재결정이 일어난 미세 오스테나이트와 재결정이 일어나지 않은 조대한 오스테나이트 결정립이 공존하는 혼립 현상이 발생한다. 이때의 조대한 오스테나이트는 후속하는 마무리 압연 및 냉각 후에 조대한 베이니틱 페라이트를 형성할 우려가 있다.

[155] 또한, 상기 조압연은 부분 재결정이 발생하지 않는 온도에서 완료되어야 하므로, 1020°C 이상에서 완료하는 것이 바람직하다.

[156]

[157] 냉각

[158] 통상, 강 슬라브의 재가열 후 조압연을 통해 제조된 바(bar)를 마무리 압연온도에 이르기까지 대기하는 단계를 거치는데, 강제 두께가 30mm 이상인 경우 대기하는 시간만 수백초 이상이 요구되며, 이때에 오스테나이트 결정립이 성장하게 됨에 따라 저온인성을 저해하는 역할을 한다.

[159] 즉, 두께 30mm 이상의 강재는 전체 압하율과 미재결정역 온도 이하에서 행해지는 미재결정역 압연의 압하율이 작으며, 마무리 압연을 미재결정역 온도 이하에서 행하기 위해서는 조압연 후 상당히 긴 시간을 대기하여야 한다. 이에 따라 오스테나이트 결정립이 성장하여 변태전 초기 오스테나이트 결정립 크기를 줄이는데에 한계가 있어, 저온인성을 향상시키는데에 제한이 있는 것이다.

[160]

[161] 이에, 본 발명에서는 수백초 이상 동안 대기하는 중에 발생하는 오스테나이트 결정립의 성장을 억제하기 위하여, 상기에서 조압연하여 얻은 바(bar)를 공냉하지 않고 냉각설비를 이용하여 수냉함으로써 대기시간을 최소화하고, 오스테나이트 결정립 성장을 억제하고자 하였다.

[162] 보다 구체적으로, 상기 조압연 직후 마무리 압연 개시온도+30°C 이하까지 수냉하는 것이 바람직하며, 특히 조압연 직후 마무리 압연 온도까지의 대기시간을 100초 이하로 제어하는 것이 바람직하다.

[163] 상기 수냉이 종료되는 온도가 마무리 압연 개시온도+30°C를 초과하게 되면 수냉을 종료한 후 마무리 압연온도까지의 공냉시간이 길어져 오스테나이트 결정립 성장이 일어남에 따라 저온인성이 열위하므로 바람직하지 못하다.

[164] 상기 수냉은 마무리 압연 개시온도까지 행할 수 있으며, 만일 마무리 압연 개시 온도 이상에서 수냉 공정이 완료되는 경우 그 이후에는 마무리 압연 온도까지 공냉하는 것이 바람직하다.

- [165] 한편, 상기 수냉시의 냉각속도는 바(bar)의 두께 등에 의해 달라질 수 있으므로 본 발명에서는 특별히 한정하지 아니하며, 다만 조압연 후 마무리 압연 온도까지의 대기시간을 제한함으로써, 이를 고려하여 적절히 선택할 수 있다.
- [166]
- [167] 마무리 압연
- [168] 상기한 바에 따라 조압연을 완료한 후 마무리 압연하여 열연강판으로 제조하는 것이 바람직하다.
- [169] 상기 마무리 압연 공정은 오스테나이트 입내에 페라이트 변태의 핵생성 자리로 작용하는 변형대를 형성하는 단계로서, 이때 미세한 결정립을 얻기 위해서는 압연시의 압하율의 제어가 중요하다.
- [170]
- [171] 본 발명에서는 상기 마무리 압연시 900°C 이하에서 개시하여 총 압하율 50~70%로 행하며, Ar3 이상에서 종료하는 것이 바람직하다.
- [172] 상기 마무리 압연시 총 압하율이 50% 미만이면 오스테나이트에 축적되는 변형량이 적어져 결정립 미세화를 얻을 수 없다. 반면, 70%를 초과하는 경우 두께 30mm 이상의 후물 강제에서는 재결정이 충분히 일어나지 않아 오스테나이트 결정립 혼립현상이 발생함에 따라, 마무리 압연 종료 후 조대 베이나이트가 국부적으로 형성되어 저온인성이 열위할 우려가 있다.
- [173] 또한, 상기 마무리 압연시 종료온도가 Ar3 미만이면 가공 페라이트 및 베이나이트 상이 형성되어 저온인성을 저해할 우려가 있다.
- [174] 상기 Ar3는 다음의 식을 통해 계산될 수 있다.
- [175] $Ar3 = 910 - (310 \times C) - (80 \times Mn) - (20 \times Cu) - (15 \times Cr) - (55 \times Ni) - (80 \times Mo) + 0.35(Thick - 8)$
- [176] (여기서, 각 원소들은 중량 함량을 의미한다.)
- [177]
- [178] 냉각
- [179] 상기에 따라 제조된 열연강판을 수냉하는 것이 바람직하며, 이때 냉각종료온도와 냉각속도를 최적화하여 조직 상(phase) 분율과 유효 결정립 크기를 제어하는 것이 바람직하다.
- [180] 구체적으로, 상기 열연강판의 수냉시 5~50°C/s의 냉각속도로 300~600°C까지 냉각하는 것이 바람직하다.
- [181] 상기 냉각속도가 5°C/s 미만이면 페라이트의 평균 결정립 크기가 20 μ m 이상이 되어 저온인성이 저하되는 문제가 있다. 반면, 그 속도가 50°C/s를 초과하게 되면 베이나이트 조직이 면적분율 30%를 초과하게 되어 저온인성이 열위할 우려가 있다.
- [182] 한편, 상술한 냉각속도로 냉각시 냉각종료온도가 너무 높으면 수냉 후 최종 공냉시 펄라이트 및 베이나이트 상이 과도하게 생성될 우려가 있으므로, 상기 냉각종료온도의 상한을 600°C로 제한하는 것이 바람직하다. 또한, 냉각종료온도가 너무 낮아도 저온변태상이 생성되어 강의 인성을 저해하므로,

상기 냉각종료온도의 하한을 300°C로 제한하는 것이 바람직하다.

[183]

[184] 상술한 일련의 공정을 거쳐 의도하는 미세조직을 가지는 용접강관용 강재를 얻은 후, 이 강재를 용접한 후 용접후열처리하여 용접후열처리된 강재를 제조할 수 있다.

[185] 상기 용접방법으로는 통상의 용접법을 이용할 수 있으며, 일 예로 서브머지드 아크 용접법을 이용할 수 있다.

[186]

[187] 바람직하게, 상기 용접후열처리는 580~640°C에서 상기 강재의 두께 1인치당 30~180분 동안 행할 수 있다.

[188] 상기 용접후열처리시 온도가 580°C 미만이거나 열처리 시간이 30분 미만이면 용접부에 발생된 잔류응력이 완전히 제거되지 못하게 되며, 반면 640°C를 초과하거나 180분을 초과하게 되면 세멘타이트 및 결정립의 과도한 성장으로 용접후열처리 이후 강도가 급격히 하락하고 저온인성이 열화되는 문제가 있다.

[189]

[190] 일반적인 두께 30mm 이상의 후물 강재에서도 용접 후 잔류응력의 제거를 위하여 용접후열처리를 행하게 되는데, 이때 열처리에 의해 페라이트 결정립이 조대화되고 세멘타이트 등이 석출함에 따라 저온인성이 더욱 열화되어 용접후열처리를 실시하는 강관에서는 저온인성을 우수하게 확보하기 어려웠다.

[191]

[192] 반면, 본 발명에서 제공하는 두께 30mm 이상의 용접후열처리된 강재는 열처리 중에 결정립 조대화 현상이 억제되어 저온인성을 우수하게 유지할 수 있으며, 바람직하게 DWTT 연성-취성 천이온도를 -10°C 이하로 확보할 수 있다.

[193]

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

[195]

발명의 실시를 위한 형태

[196] (실시예)

[197] 하기 표 1에 나타난 합금조성을 가지는 강 슬라브를 제작한 후, 하기 표 2에 나타난 조건으로 [재가열 - 조압연 - 냉각 - 마무리 압연 - 냉각] 공정을 거쳐 각각의 강재를 제조하였다.

[198] 이후, 상기 각각의 강재에 대해 입열량 25kJ/cm로 서브머지드 아크 용접하여 강관으로 제조한 후 용접후열처리를 행하여 용접후열처리된 강재를

제조하였다. 이때, 상기 용접후열처리 조건은 하기 표 3에 나타내었다.

[199]

[200] 각각의 강재에 대해 시험편을 채취하여 미세조직을 관찰하고, 기계적 물성을 평가하였으며, 그 결과를 하기 표 4에 나타내었다.

[201] 미세조직에 대해서는 각각의 시험편을 에칭한 후 광학현미경으로 관찰하고, 각 상의 분율, 결정립 크기를 측정하였다.

[202] 그리고, 각각의 시험편에 대해 인장시험, -50°C 에서의 샤르피 충격시험을 행하였으며, DWTT 천이시험을 0에서 -50°C 까지 행하여 연성파면율 80%를 기준으로 DWTT 연성-취성 천이온도를 평가하였다.

[203]

[204] [표1]

강종	합금조성 (중량%)													
	C	Mn	Si	P	S	Al	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	Ca	N	그 외
발명강1	0.04	1.3	0.25	0.01 5	0.00 16	0.03	0.10	0.20	0.07	0.04 5	0.01 0	0.00 12	0.005 0	Cu 0.15
발명강2	0.05	1.4	0.30	0.01 2	0.00 12	0.025	0.15	0.15	0.10	0.04 0	0.01 2	0.00 15	0.006 0	V 0.04
발명강3	0.06	1.5	0.30	0.01 3	0.00 10	0.02	0.25	0.05	0.10	0.03 0	0.01 0	0.00 10	0.005 0	B 0.0006
발명강4	0.05	1.6	0.40	0.00 8	0.00 14	0.03	0.30	0.10	0.15	0.02 5	0.01 5	0.00 09	0.004 0	Cu 0.1V 0.025
발명강5	0.07	1.5	0.20	0.01 6	0.00 18	0.04	0.35	0.15	0.20	0.03 0	0.01 2	0.00 12	0.006 0	V 0.05B 0.0005
발명강6	0.08	1.5	0.20	0.01 4	0.00 14	0.02	0.30	0.25	0.15	0.04 0	0.01 2	0.00 24	0.005 0	-
발명강7	0.05	1.85	0.15	0.01 8	0.00 16	0.03	0.40	0.20	0.10	0.03 5	0.01 0	0.00 13	0.005 0	Cu 0.2B 0.0008
비교강1	0.15	1.05	0.10	0.00 2	0.00 15	0.035	0.45	0.30	0.55	0.04 7	0.01 1	0.00 20	0.005 5	-
비교강2	0.12	1.5	0.25	0.01 6	0.00 14	0.025	0.30	0.30	0	0.03 0	0	0.00 08	0.005 5	V 0.04
비교강3	0.10	1.9	0.40	0.01 0	0.00 14	0.04	0.20	0.20	0	0	0.01 0	0.00 10	0.004 5	-

비 교 강4	0.08	2.0	0.25	0.01 8	0.00 14	0.025	0	0	0.20	0.01 5	0	0	0.005 0	B 0.000 8
--------------	------	-----	------	-----------	------------	-------	---	---	------	-----------	---	---	------------	-----------------

[205]

[206] [표2]

강종	재가열 온도 (°C)	조압연				마무리 압연			냉각		Tnr	Ar3	구분
		후단 3패스압하율	종료 온도 (°C)	수냉 온도 (°C)	대기 시간 (초)	개시 온도 (°C)	총압하율	종료 온도 (°C)	종료 온도 (°C)	속도 (°C/s)			
발명강1	1120	12%	1060	900	90	890	65%	820	480	25	989.5	785	발명예1
	1120	11%	1050	900	85	890	65%	810	450	28			발명예2
	1120	12%	1060	-	<u>450</u>	890	65%	820	480	25			비교예1
발명강2	1140	12%	1070	880	90	860	68%	780	500	22	935.1	773	발명예3
발명강3	1120	13%	1040	880	80	860	65%	800	480	27	905.7	758	발명예4
	1080	11%	1020	870	70	850	58%	790	430	30			발명예5
	<u>1180</u>	<u>9%</u>	1040	880	80	860	65%	800	480	27			비교예2
발명강4	1140	13%	1060	870	70	850	68%	770	450	28	832.9	743	발명예6
	1140	13%	1060	-	<u>600</u>	770	<u>75%</u>	<u>700</u>	450	20			비교예3
발명강5	1100	12%	1020	880	60	860	65%	810	400	33	940.1	734	발명예7

발명 강6	1100	12%	1030	900	60	870	68%	810	430	32	999.7	742	발명 예8
	1140	11%	1050	880	70	870	60%	800	380	35			발명 예9
발명 강7	1120	13%	1040	870	70	850	68%	780	420	30	981.5	720	발명 예10
	1120	<u>8%</u>	1040	870	70	850	70%	780	<u>280</u>	40			비교 예4
비교 강1	1120	12%	1060	900	90	890	65%	820	480	25	1106.7	715	비교 예5
비교 강2	1140	12%	1070	850	100	820	70%	760	480	22	927.6	741	비교 예6
비교 강3	1100	10%	1020	<u>900</u>	85	860	65%	790	500	25	814	722	비교 예7
비교 강4	1050	<u>7%</u>	<u>980</u>	850	70	830	65%	760	350	28	861.7	718	비교 예8

[207]

[208] [표3]

구분	용접후열처리 (PWHT)		최종 두께(mm)
	온도 (°C)	시간 (분)	
발명예 1	600	100	32
발명예 2	610	120	32
비교예 1	600	100	32
발명예 3	590	120	34
발명예 4	600	100	34
발명예 5	620	80	32
비교예 2	600	100	34
발명예 6	630	60	31
비교예 3	630	60	31
발명예 7	580	150	35
발명예 8	600	100	35
발명예 9	600	120	38
발명예 10	610	100	38
비교예 4	610	100	38
비교예 5	600	100	32
비교예 6	590	120	34
비교예 7	600	100	34
비교예 8	580	90	34

[209]

[210] [표4]

구분	기계적 물성				미세조직			
	항복강 도(MPa)	인장강 도(MPa)	샤르피 에너지(J, -50°C)	DWTT 천이온 도(°C)	F 분율(%)	B 분율(%)	F 크기(μm)	B 크기(μm)
발명예 1	485	574	355	-40	98	2	13	19
발명예 2	490	580	367	-28	97	3	15	22
비교예 1	463	583	405	-8	99	1	24	33
발명예 3	520	615	360	-25	95	5	15	17
발명예 4	530	630	380	-25	96	4	16	16
발명예 5	540	628	360	-25	96	4	15	20
비교예 2	490	560	280	-8	95	5	25	31
발명예 6	535	620	390	-35	97	3	16	19
비교예 3	515	596	220	-5	85	15	25	37
발명예 7	554	650	325	-20	93	7	15	19
발명예 8	540	654	297	-15	88	12	15	17
발명예 9	539	628	310	-20	91	9	15	20
발명예 10	515	609	385	-20	87	13	16	24
비교예 4	510	675	103	0	65	35	22	35
비교예	525	630	150	-5	88	12	22	29

5								
비교예 6	509	584	155	-5	93	7	23	36
비교예 7	470	560	160	0	95	5	28	39
비교예 8	495	563	110	-5	94	6	25	37

[211]

[212] 상기 표 1 내지 4에 나타낸 바와 같이, 합금조성 및 제조조건이 본 발명을 모두 만족하는 발명에 1 내지 10의 경우, 용접후열처리 이후에도 미세한 결정립이 유지되어 DWTT 천이온도가 -10°C 미만이면, -50°C에서의 샤르피 에너지가 250J 이상으로 저온인성이 우수함을 확인할 수 있다.

[213]

[214] 반면, 본 발명에서 제어하는 합금조성 또는 제조조건을 벗어나는 비교예 1 내지 8은 용접후열처리 이후 DWTT 천이온도가 -10°C를 초과할 뿐만 아니라, -50°C에서의 샤르피 에너지도 300J 미만으로, 저온인성이 열위한 것을 확인할 수 있다.

[215] 이는, 비교예 1 내지 8의 경우, 페라이트 결정립 크기가 조대해지고, 베이나이트 상 분율이 높아짐에 따라 저온인성이 열위해진 것으로 볼 수 있다.

[216]

[217] 한편, 도 1은 발명에 1과 발명에 6, 비교예 1 및 비교예 7의 -40~0°C에서의 DWTT 천이시험 결과를 나타낸 것이다.

[218] 도 1에 나타낸 바와 같이, 연성과면율 80% 기준으로 연성-취성 천이온도를 결정할 경우, 발명에 1은 천이온도가 -40°C, 발명에 6은 -35°C인 반면, 비교예 1과 비교예 7은 각각 -8°C, 0°C인 것을 알 수 있다.

[219]

[220] 도 2는 발명에 1(a)과 발명에 5(b), 비교예 5(d) 및 비교예 7(c)의 미세조직 사진을 나타낸 것이다.

[221] 도 2에 나타낸 바와 같이, 발명에 1과 발명에 5는 용접후열처리 이후에도 전체적으로 균일하고 미세한 결정립이 형성된 것을 확인할 수 있으며, 베이나이트 상 분율이 적음을 알 수 있다. 반면, 비교예 5와 비교예 7은 결정립 크기가 균일하지 않으며, 부분적으로 20 μ m 이상의 조대한 페라이트 상이 형성된 것을 알 수 있다. 그리고, 조직 사진의 중간부와 하단부에 조대한 베이나이트가 형성되어 있는 것을 볼 수 있으며, 이러한 조대한 페라이트, 조대한 베이나이트에 의해 저온인성이 저해된 것이다.

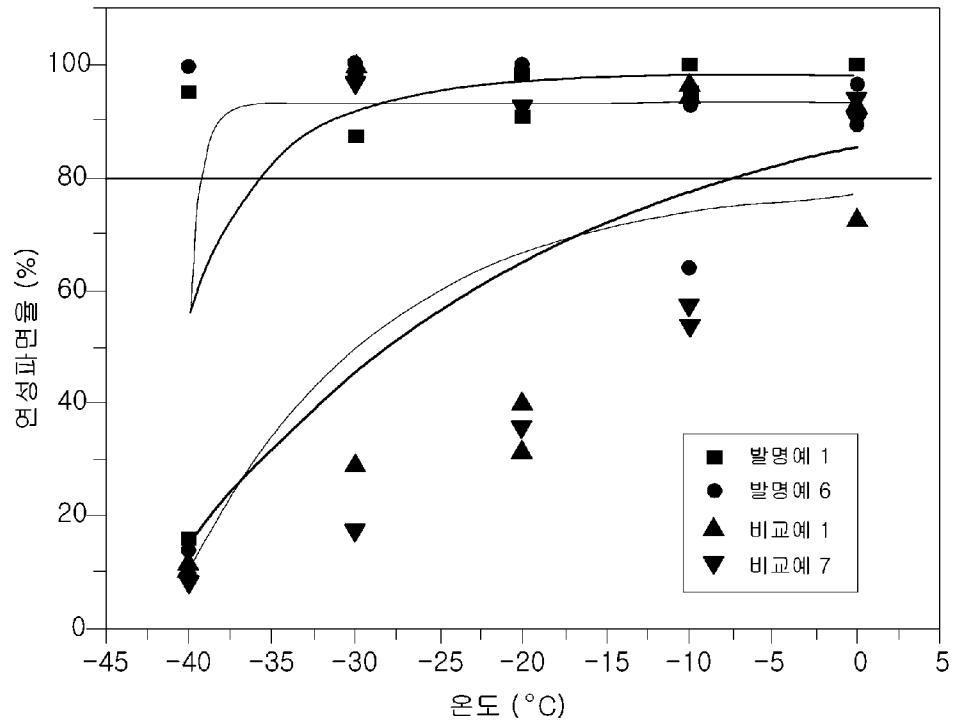
청구범위

- [청구항 1] 중량%로, 탄소(C): 0.03~0.10%, 실리콘(Si): 0.1~0.5%, 망간(Mn): 1.0~2.0%, 알루미늄(Al): 0.01~0.05%, 몰리브덴(Mo): 0.05~0.30%, 크롬(Cr): 0.05~0.30%, 니켈(Ni): 0.05~0.50%, 니오븀(Nb): 0.02~0.08%, 티타늄(Ti): 0.005~0.020%, 질소(N): 0.001~0.007%, 인(P): 0.020% 이하, 황(S): 0.0030% 이하, 칼슘(Ca): 0.0005~0.005%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고,
미세조직으로 면적분율 30% 이하(0% 제외)의 저온 변태상 및 잔부 페라이트로 구성되며, 상기 저온 변태상은 침상 페라이트 및 베이나이트를 포함하는 것인 저온인성이 우수한 용접강관용 강재.
- [청구항 2] 제 1항에 있어서,
상기 강재는 V: 0.005~0.05%, Cu: 0.05~0.3% 및 B: 0.0005~0.001% 중에서 선택된 1종 이상을 더 포함하는 것인 저온인성이 우수한 용접강관용 강재.
- [청구항 3] 제 1항에 있어서,
상기 강재는 두께 중심부에서 베이나이트 평균 결정립 크기가 30 μ m 이하인 저온인성이 우수한 용접강관용 강재.
- [청구항 4] 제 1항에 있어서,
상기 강재는 두께 중심부에서 페라이트 평균 결정립 크기가 20 μ m 미만인 저온인성이 우수한 용접강관용 강재.
- [청구항 5] 제 1항의 용접강관용 강재를 용접후열처리하여 얻은 용접후열처리된 강재로서,
미세조직으로 면적분율 30% 이하(0% 제외)의 베이나이트 및 잔부 페라이트를 포함하는 것인 저온인성이 우수한 용접후열처리된 강재.
- [청구항 6] 제 5항에 있어서,
상기 강재는 두께 중심부에서 베이나이트 평균 결정립 크기가 30 μ m 이하인 저온인성이 우수한 용접후열처리된 강재.
- [청구항 7] 제 5항에 있어서,
상기 강재는 두께 중심부에서 페라이트 평균 결정립 크기가 20 μ m 미만인 저온인성이 우수한 용접후열처리된 강재.
- [청구항 8] 제 5항에 있어서,
상기 강재는 DWTT 연성-취성 천이온도가 -10 $^{\circ}$ C 이하인 저온인성이 우수한 용접후열처리된 강재.
- [청구항 9] 중량%로, 탄소(C): 0.03~0.10%, 실리콘(Si): 0.1~0.5%, 망간(Mn): 1.0~2.0%, 알루미늄(Al): 0.01~0.05%, 몰리브덴(Mo): 0.05~0.30%, 크롬(Cr): 0.05~0.30%, 니켈(Ni): 0.05~0.50%, 니오븀(Nb): 0.02~0.08%, 티타늄(Ti): 0.005~0.020%, 질소(N): 0.001~0.007%, 인(P): 0.020% 이하, 황(S): 0.0030%

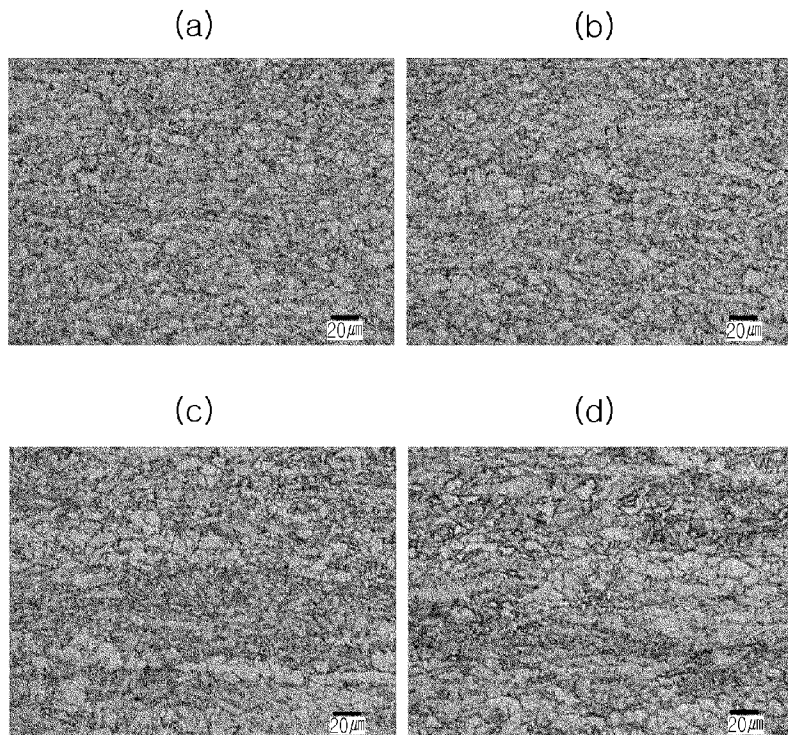
이하, 칼슘(Ca): 0.0005~0.005%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하는 강 슬라브를 1050~1150°C에서 재가열하는 단계;
 상기 재가열된 강 슬라브를 조압연하는 단계;
 상기 조압연 직후 마무리 압연 개시온도+30°C 이하까지 수냉하는 단계;
 상기 수냉 후 총 압하율 50~70%로 마무리 압연하고, Ar3 이상에서 마무리 압연을 종료하여 열연강판을 제조하는 단계; 및
 상기 열연강판을 5~50°C/s의 냉각속도로 300~600°C까지 냉각하는 단계를 포함하고,
 상기 조압연하는 단계는 후단 3패스의 평균 압하율을 10% 이상으로 행하고, 상기 조압연 후 마무리 압연 온도까지의 대기시간이 100초 이하인 것을 특징으로 하는 저온 인성이 우수한 용접강관용 강재의 제조방법.

- [청구항 10] 제 9항에 있어서,
 상기 슬라브는 V: 0.005~0.05%, Cu: 0.05~0.3% 및 B: 0.0005~0.001% 중에서 선택된 1종 이상을 더 포함하는 것인 저온인성이 우수한 용접강관용 강재의 제조방법.
- [청구항 11] 제 9항에 있어서,
 상기 조압연하는 단계는 1020°C 이상의 온도에서 완료하는 것인 저온인성이 우수한 용접강관용 강재의 제조방법.
- [청구항 12] 제 9항에 있어서,
 상기 마무리 압연 개시온도는 900°C 이하인 저온인성이 우수한 용접강관용 강재의 제조방법.
- [청구항 13] 제 9항의 제조방법에 의해 제조된 강재를 용접하는 단계 및
 상기 용접 후 580~640°C의 온도범위에서 상기 강재의 두께 1인치당 30~180분 동안 용접후열처리하는 단계를 포함하는 저온인성이 우수한 용접후열처리된 강재의 제조방법.
- [청구항 14] 제 12항에 있어서,
 상기 용접후열처리 이후 DWTT 연성-취성 천이온도가 -10°C 이하인 저온인성이 우수한 용접후열처리된 강재의 제조방법.

[도1]



[도2]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/KR2018/013261

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/04(2006.01)i, C22C 38/58(2006.01)i, C22C 38/50(2006.01)i, C22C 38/02(2006.01)i, C22C 38/06(2006.01)i, C22C 38/44(2006.01)i, C22C 38/48(2006.01)i, C21D 8/06(2006.01)i, C22C 38/00(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; B21C 37/08; C21D 8/00; C21D 8/02; C22C 38/00; C22C 38/14; C22C 38/58; C22C 38/50; C22C 38/02; C22C 38/06; C22C 38/44; C22C 38/48; C21D 8/06

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: C, Si, Mn, Al, Mo, Cr, Ni, Nb, Ti, N, P, S, Ca, V, Cu, B, ferrite, bainite, welding, steel tube

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	CN 103320692 A (BAOSHAN IRON & STEEL CO., LTD.) 25 September 2013 See paragraphs [0062]-[0068] and claims 1, 2.	1-12
Y		13,14
Y	KR 10-2013-0002175 A (HYUNDAI STEEL COMPANY) 07 January 2013 See paragraphs [0086]-[0091] and claims 5, 7.	13,14
X	JP 2013-011005 A (JFE STEEL CORP.) 17 January 2013 See paragraphs [0035]-[0037] and claims 1-4.	1-12
X	JP 2003-293089 A (NIPPON STEEL CORP.) 15 October 2003 See paragraphs [0060]-[0062] and claims 1, 2, 6.	1-12
X	KR 10-2009-0070484 A (POSCO) 01 July 2009 See paragraphs [0114], [0116] and claims 1-3.	1-12
X	KR 10-2013-0076569 A (POSCO) 08 July 2013 See abstract and claims 1-10.	1-12
X	KR 10-2008-0040233 A (POSCO) 08 May 2008 See abstract and claims 1-9.	1-12

 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

08 FEBRUARY 2019 (08.02.2019)

Date of mailing of the international search report

08 FEBRUARY 2019 (08.02.2019)

Name and mailing address of the ISA/KR

 Korean Intellectual Property Office
Government Complex Daejeon Building 4, 189, Cheongsa-ro, Seo-gu,
Daejeon, 35208, 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/KR2018/013261

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member	Publication date
CN 103320692 A	25/09/2013	CA 2914441 A1	24/12/2014
		CN 103320692 B	06/07/2016
		EP 3012340 A1	27/04/2016
		JP 2016-524653 A	18/08/2016
		JP 6198937 B2	20/09/2017
		KR 10-2015-0143838 A	23/12/2015
		US 2016-0122844 A1	05/05/2016
		WO 2014-201887 A1	24/12/2014
		KR 10-2013-0002175 A	07/01/2013
JP 2013-011005 A	17/01/2013	CN 103649351 A	19/03/2014
		CN 103649351 B	22/06/2016
		EP 2728029 A1	07/05/2014
		JP 5776377 B2	09/09/2015
		KR 10-1686389 B1	13/12/2016
		KR 10-2014-0027456 A	06/03/2014
		KR 10-2016-0099113 A	19/08/2016
		US 2014-0216609 A1	07/08/2014
		US 9540717 B2	10/01/2017
WO 2013-002413 A1	03/01/2013		
JP 2003-293089 A	15/10/2003	CA 2424491 A1	09/10/2003
		CA 2424491 C	23/09/2008
		DE 60301588 T2	22/06/2006
		EP 1354973 A1	22/10/2003
		EP 1354973 B1	14/09/2005
		JP 3869747 B2	17/01/2007
		KR 10-0558429 B1	10/03/2006
		KR 10-2003-0081050 A	17/10/2003
		US 2003-0217795 A1	27/11/2003
US 8070887 B2	06/12/2011		
KR 10-2009-0070484 A	01/07/2009	KR 10-0957970 B1	17/05/2010
KR 10-2013-0076569 A	08/07/2013	KR 10-1359109 B1	06/02/2014
KR 10-2008-0040233 A	08/05/2008	CA 2668069 A1	08/05/2008
		CA 2668069 C	12/06/2012
		CN 101535518 A	16/09/2009
		CN 101535518 B	03/08/2011
		CN 101557820 A	14/10/2009
		EP 2077854 A1	15/07/2009
		EP 2077854 A4	21/04/2010
		EP 2077854 B1	23/01/2013
		JP 05439184 B2	12/03/2014
JP 2010-509209 A	25/03/2010		
JP 2010-509494 A	25/03/2010		
KR 10-0851189 B1	08/08/2008		

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/KR2018/013261

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member	Publication date
		KR 10-0995814 B1	22/11/2010
		KR 10-1046934 B1	06/07/2011
		KR 10-2008-0041127 A	09/05/2008
		KR 10-2010-0085001 A	28/07/2010
		US 08673856 B2	18/03/2014
		US 2010-0056456 A1	04/03/2010
		US 2010-0074794 A1	25/03/2010
		US 2014-0158259 A1	12/06/2014
		WO 2008-054166 A1	08/05/2008
		WO 2008-054171 A1	08/05/2008

A. 발명이 속하는 기술분류(국제특허분류(IPC))
C22C 38/04(2006.01)i, C22C 38/58(2006.01)i, C22C 38/50(2006.01)i, C22C 38/02(2006.01)i, C22C 38/06(2006.01)i, C22C 38/44(2006.01)i, C22C 38/48(2006.01)i, C21D 8/06(2006.01)i, C22C 38/00(2006.01)i

B. 조사된 분야
 조사된 최소문헌(국제특허분류를 기재)
 C22C 38/04; B21C 37/08; C21D 8/00; C21D 8/02; C22C 38/00; C22C 38/14; C22C 38/58; C22C 38/50; C22C 38/02; C22C 38/06; C22C 38/44; C22C 38/48; C21D 8/06

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: C, Si, Mn, Al, Mo, Cr, Ni, Nb, Ti, N, P, S, Ca, V, Cu, B, 페라이트, 베이나이트, 용접, 강판

C. 관련 문헌

카테고리*	인용문헌명 및 관련 구절(해당하는 경우)의 기재	관련 청구항
X	CN 103320692 A (BAOSHAN IRON & STEEL CO., LTD.) 2013.09.25 단락 [0062]-[0068] 및 청구항 1, 2 참조.	1-12
Y		13, 14
Y	KR 10-2013-0002175 A (현대제철 주식회사) 2013.01.07 단락 [0086]-[0091] 및 청구항 5, 7 참조.	13, 14
X	JP 2013-011005 A (JFE STEEL CORP.) 2013.01.17 단락 [0035]-[0037] 및 청구항 1-4 참조.	1-12
X	JP 2003-293089 A (NIPPON STEEL CORP.) 2003.10.15 단락 [0060]-[0062] 및 청구항 1, 2, 6 참조.	1-12
X	KR 10-2009-0070484 A (주식회사 포스코) 2009.07.01 단락 [0114], [0116] 및 청구항 1-3 참조.	1-12
X	KR 10-2013-0076569 A (주식회사 포스코) 2013.07.08 요약 및 청구항 1-10 참조.	1-12
X	KR 10-2008-0040233 A (주식회사 포스코) 2008.05.08 요약 및 청구항 1-9 참조.	1-12

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
 “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 신구성 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 2019년 02월 08일 (08.02.2019)	국제조사보고서 발송일 2019년 02월 08일 (08.02.2019)
--	---

ISA/KR의 명칭 및 우편주소 대한민국 특허청 (35208) 대전광역시 서구 청사로 189, 4동 (둔산동, 정부대전청사) 팩스 번호 +82-42-481-8578	심사관 김진호 전화번호 +82-42-481-8699
---	------------------------------------

국제조사보고서에서 인용된 특허문헌	공개일	대응특허문헌	공개일
CN 103320692 A	2013/09/25	CA 2914441 A1	2014/12/24
		CN 103320692 B	2016/07/06
		EP 3012340 A1	2016/04/27
		JP 2016-524653 A	2016/08/18
		JP 6198937 B2	2017/09/20
		KR 10-2015-0143838 A	2015/12/23
		US 2016-0122844 A1	2016/05/05
		WO 2014-201887 A1	2014/12/24
KR 10-2013-0002175 A	2013/01/07	KR 10-1299361 B1	2013/08/22
JP 2013-011005 A	2013/01/17	CN 103649351 A	2014/03/19
		CN 103649351 B	2016/06/22
		EP 2728029 A1	2014/05/07
		JP 5776377 B2	2015/09/09
		KR 10-1686389 B1	2016/12/13
		KR 10-2014-0027456 A	2014/03/06
		KR 10-2016-0099113 A	2016/08/19
		US 2014-0216609 A1	2014/08/07
		US 9540717 B2	2017/01/10
		WO 2013-002413 A1	2013/01/03
JP 2003-293089 A	2003/10/15	CA 2424491 A1	2003/10/09
		CA 2424491 C	2008/09/23
		DE 60301588 T2	2006/06/22
		EP 1354973 A1	2003/10/22
		EP 1354973 B1	2005/09/14
		JP 3869747 B2	2007/01/17
		KR 10-0558429 B1	2006/03/10
		KR 10-2003-0081050 A	2003/10/17
		US 2003-0217795 A1	2003/11/27
		US 8070887 B2	2011/12/06
		KR 10-2009-0070484 A	2009/07/01
KR 10-2013-0076569 A	2013/07/08	KR 10-1359109 B1	2014/02/06
KR 10-2008-0040233 A	2008/05/08	CA 2668069 A1	2008/05/08
		CA 2668069 C	2012/06/12
		CN 101535518 A	2009/09/16
		CN 101535518 B	2011/08/03
		CN 101557820 A	2009/10/14
		EP 2077854 A1	2009/07/15
		EP 2077854 A4	2010/04/21
		EP 2077854 B1	2013/01/23
		JP 05439184 B2	2014/03/12
		JP 2010-509209 A	2010/03/25
		JP 2010-509494 A	2010/03/25
		KR 10-0851189 B1	2008/08/08

국제조사보고서에서 인용된 특허문헌	공개일	대응특허문헌	공개일
		KR 10-0995814 B1	2010/11/22
		KR 10-1046934 B1	2011/07/06
		KR 10-2008-0041127 A	2008/05/09
		KR 10-2010-0085001 A	2010/07/28
		US 08673856 B2	2014/03/18
		US 2010-0056456 A1	2010/03/04
		US 2010-0074794 A1	2010/03/25
		US 2014-0158259 A1	2014/06/12
		WO 2008-054166 A1	2008/05/08
		WO 2008-054171 A1	2008/05/08