

(12) 특허협력조약에 의하여 공개된 국제출원

(19) 세계지식재산권기구
국제사무국

(43) 국제공개일
2018년 5월 3일 (03.05.2018)



(10) 국제공개번호
WO 2018/080108 A1

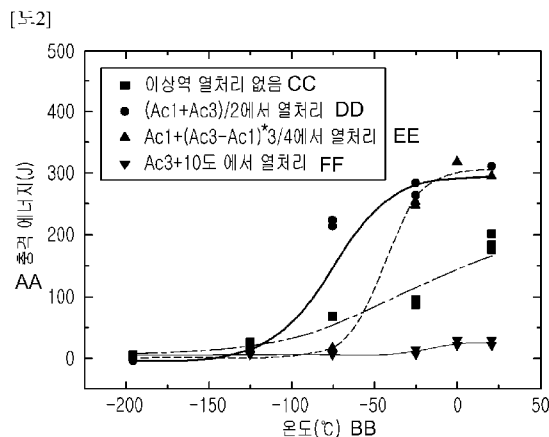
- (51) 국제특허분류:
C22C 38/04 (2006.01) C22C 38/14 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01) C22C 38/12 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
- (21) 국제출원번호: PCT/KR2017/011590
- (22) 국제출원일: 2017년 10월 19일 (19.10.2017)
- (25) 출원언어: 한국어
- (26) 공개언어: 한국어
- (30) 우선권정보:
10-2016-0138994 2016년 10월 25일 (25.10.2016) KR
- (71) 출원인: 주식회사 포스코 (POSCO) [KR/KR]; 37859
경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동),
Gyeongsangbuk-do (KR).
- (72) 발명자: 이일철 (YI, Il-Cheol); 57807 전라남도 광양시
폭포사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR). 채
재용 (CHAE, Jae-Yong); 57807 전라남도 광양시 폭포
사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR). 강상
덕 (KANG, Sang-Deok); 57807 전라남도 광양시 폭포
사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR). 조재영
(CHO, Jae-Young); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑

길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR). 오홍열 (OH,
Hong-Yeol); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26
광양제철소내, Jeollanam-do (KR). 소태일 (SO, Tae-Il);
57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소
내, Jeollanam-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,
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 역
내 권리의 보호를 위하여): ARIPO (BW, GH, GM, KE,
LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM,

(54) Title: HIGH-STRENGTH AND HIGH-MANGANESE STEEL HAVING EXCELLENT LOW-TEMPERATURE TOUGHNESS AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR

(54) 발명의 명칭: 저온인성이 우수한 고강도 고망간강 및 그 제조방법



AA ... Impact energy (J)
BB ... Temperature (°C)
CC ... No intercritical annealing
DD ... Annealing at (Ac1+Ac3)/2
EE ... Annealing at Ac1+(Ac3-Ac1)*3/4
FF ... Annealing at Ac+10°C

(57) Abstract: An aspect of the present invention relates to a high-strength and high-manganese steel having excellent low-temperature toughness, the high-strength and high-manganese steel comprising, in terms of wt%, 4.3-5.7% of manganese (Mn), 0.015-0.055% of carbon (C), 0.015-0.05% silicon (Si), 0.6-1.7% of aluminum (Al), 0.01-0.1% of niobium (Nb), 0.015-0.055% of titanium (Ti), 0.001-0.005% of boron (B), 0.03% or less of phosphorus (P), 0.02% or less of sulfur (S), and the balance iron (Fe) and other inevitable impurities, wherein the microstructure thereof comprises, in terms of percent by volume, 40-60% of martensite and 40-60% of tempered martensite.

(57) 요약서: 본 발명의 일 측면은 중량%로, 망간(Mn): 4.3~5.7%, 탄소(C): 0.015~0.055%, 실리콘(Si): 0.015~0.05%, 알루미늄(Al): 0.6~1.7%, 니오븀(Nb): 0.01~0.1%, 티타늄(Ti): 0.015~0.055%, 보론(B): 0.001~0.005%, 인(P): 0.03% 이하, 황(S): 0.02% 이하, 나머지 철(Fe) 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 미세조직은 부피분율로 마르텐사이트 40~60% 및 템퍼드 마르텐사이트 40~60%를 포함하는 저온인성이 우수한 고강도 고망간강에 관한 것이다.



WO 2018/080108 A1

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 고강도 고망간강 및 그 제조방법 기술분야

[1] 본 발명은 구조용 강재에 바람직하게 사용할 수 있는 저온인성이 우수한 고강도 고망간강 및 그 제조방법에 관한 것이다.

[2]

배경기술

[3] 높은 강도를 갖는 마르텐사이트계 구조용 강재는 온도가 낮아짐에 따라 연성 취성 전이 현상이 발생하는 특성에 의하여 인성이 급격히 낮아져 저온에서 구조용 강재로써 사용하기 힘든 한계점이 있다고 알려져 있다. 특히 화학적 조성에 있어서 망간을 많이 포함하는 고망간강의 경우에는 파괴에 있어서 인성이 가장 열위한 입계취성 현상이 지배적으로 발생함에 따라 그 사용이 제한되어 왔다.

[4]

[5] 일반적으로 고강도를 확보하기 위해서는 고탄소, 고합금원소를 포함하고 충분한 강도를 얻을 수 있는 마르텐사이트 조직을 확보하기 위하여 쿼칭(Quenching) 공정이 필수적이다.

[6] 그러나 강재의 두께가 두꺼워질수록 후물재의 중심부 냉각속도를 높게 확보하기 어렵기 때문에 경화능을 향상시키는 합금원소의 함량을 증가시켜 왔다.

[7] 경화능을 향상시키는 합금원소 중 하나인 망간은 저비용으로 경화능을 향상시킬 수 있으나, 입계 취성 현상을 일으키는 문제점이 있어 그 사용이 제한되었고, 고비용의 크롬, 몰리브덴, 니켈 등의 원소를 주로 사용하여 제조비용이 많이 드는 문제점이 있었다.

[8]

[9] 일반적으로 저온구조용강재로 널리 쓰이는 고강도강의 대표적인 강재는 9Ni 강이 있다. 예를 들어, 특허문헌 1에는 담금질-뜨임법(QT) 또는 직접 담금질-뜨임(DQ-T)법에 의한 판 두께 40mm 이상의 9Ni강의 제조 방법이 개시되어 있다.

[10] 9Ni 강은 고Ni 함량의 높은 경화능으로 인한 충분한 마르텐사이트 미세조직 및 고강도의 확보, 모재의 낮은 DBTT(Ductile-Brittle Transition Temperature, 연성-취성 천이온도) 등의 장점이 있으나, Ni 가격이 매우 높고 변동성이 커서 끊임 없는 대체 강재 개발 요구가 이어져 왔다.

[11]

[12] 또한, 최근 건설 및 토건 장비, 광산채굴 장비들의 사용 환경이 한대지방으로 확대되면서, 저온에서도 연성파괴 거동을 보이는 구조용강이 요구되므로

저온에서의 우수한 인성확보가 요구되고 있다.

[13]

[14] 따라서, 저비용으로 저온인성 및 고강도를 확보할 수 있으면서도 입계 취성 현상이 발생하지 않아 구조용 강재에 바람직하게 사용할 수 있는 저온인성이 우수한 고강도 고망간강 및 그 제조방법에 관한 개발이 요구되고 있는 실정이다.

[15] (선행기술문헌)

[16] (특허문헌 1) 일본 특허공개공보 제1994-184630호

[17]

발명의 상세한 설명

기술적 과제

[18] 본 발명은 구조용 강재에 바람직하게 사용할 수 있는 저온인성이 우수한 고강도 고망간강 및 그 제조방법을 제공하기 위함이다.

[19]

[20] 한편, 본 발명의 과제는 상술한 내용에 한정하지 않는다. 본 발명의 과제는 본 명세서의 내용 전반으로부터 이해될 수 있을 것이며, 본 발명이 속하는 기술분야에서 통상의 지식을 가지는 자라면 본 발명의 부가적인 과제를 이해하는데 아무런 어려움이 없을 것이다.

[21]

과제 해결 수단

[22] 본 발명의 일 측면은 중량%로, 망간(Mn): 4.3~5.7%, 탄소(C): 0.015~0.055%, 실리콘(Si): 0.015~0.05%, 알루미늄(Al): 0.6~1.7%, 니오븀(Nb): 0.01~0.1%, 티타늄(Ti): 0.015~0.055%, 보론(B): 0.001~0.005%, 인(P): 0.03% 이하, 황(S): 0.02% 이하, 나머지 철(Fe) 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고,

[23] 미세조직은 부피분율로 마르텐사이트 40~60% 및 템퍼드 마르텐사이트 40~60%를 포함하는 저온인성이 우수한 고강도 고망간강에 관한 것이다.

[24]

[25] 또한, 본 발명의 다른 일 측면은 중량%로, 망간(Mn): 4.3~5.7%, 탄소(C): 0.015~0.055%, 실리콘(Si): 0.015~0.05%, 알루미늄(Al): 0.6~1.7%, 니오븀(Nb): 0.01~0.1%, 티타늄(Ti): 0.015~0.055%, 보론(B): 0.001~0.005%, 인(P): 0.03% 이하, 황(S): 0.02% 이하, 나머지 철(Fe) 및 기타 불가피한 불순물을 포함하는 슬라브를 가열하는 단계;

[26] 상기 가열된 슬라브를 열간압연하여 열연강판을 얻는 단계;

[27] 상기 열연강판을 Ar3~200°C 온도구간에서의 냉각속도가 3°C/sec 이상이 되도록 냉각하는 단계;

[28] 상기 냉각된 열연강판을 [(Ac1+Ac3)/2 + 30°C] ~ [(Ac1+Ac3)/2 - 30°C]의 온도범위로 가열한 후 냉각하는 이상역 열처리 단계;를 포함하는 저온인성이 우수한 고강도 고망간강의 제조방법에 관한 것이다.

[29]

[30] 덧붙여 상기한 과제의 해결수단은, 본 발명의 특징을 모두 열거한 것은 아니다. 본 발명의 다양한 특징과 그에 따른 장점과 효과는 아래의 구체적인 실시형태를 참조하여 보다 상세하게 이해될 수 있다.

[31]

발명의 효과

[32]

본 발명에 의하면, 탄소 및 기타 고가의 합금원소를 적게 사용하면서도 고강도 및 낮은 DBTT를 갖는 고강도 고망간강 및 그 제조방법을 제공할 수 있는 효과가 있다.

[33]

도면의 간단한 설명

[34]

도 1은 발명에인 시험번호 5-1의 미세조직을 주사전자현미경(SEM)으로 촬영한 사진이다.

[35]

도 2는 발명강 5에 대하여 이상역 열처리 조건을 달리하여 제조된 시험번호 5-1 내지 5-4에 대한 샤르피 충격 시험 결과를 나타낸 그래프이다.

[36]

발명의 실시를 위한 최선의 형태

[37]

이하, 본 발명의 바람직한 실시 형태들을 설명한다. 그러나, 본 발명의 실시형태는 여러 가지 다른 형태로 변형될 수 있으며, 본 발명의 범위가 이하 설명하는 실시 형태로 한정되는 것은 아니다. 또한, 본 발명의 실시형태는 당해 기술분야에서 평균적인 지식을 가진 자에게 본 발명을 더욱 완전하게 설명하기 위해서 제공되는 것이다.

[38]

[39]

본 발명자들은 저비용으로 저온인성 및 고강도를 확보할 수 있으면서도 입계 취성 현상이 발생하지 않아 구조용 강재에 바람직하게 사용할 수 있는 저온인성이 우수한 고강도 고망간강 및 그 제조방법을 제공하기 위하여 깊이 연구하였다.

[40]

그 결과, 높은 연성-취성 천이온도(Ductile-Brittle Transition Temperature, 이하 DBTT) 및 입계 취성 현상은 고망간강의 마르텐사이트 미세조직 내에서 Mn 함량이 증가할수록 입내에 비하여 입계가 상대적으로 취약해져서 촉발된다는 결론을 얻을 수 있었으며, 마르텐사이트 입계를 강화하거나 입내와 입계 강도의 균형을 이룰 수 있는 화학적 조성을 선택하고, 이에 알맞은 제조공정을 선택하여 입도를 미세화 하고 미세조직을 마르텐사이트 및 템퍼드 마르텐사이트를 포함하도록 제어함으로써 마르텐사이트계 고망간강의 고강도는 유지하면서 DBTT를 획기적으로 낮출 수 있음을 인지하고 본 발명을 완성하기에 이르렀다.

[41]

[42]

종래의 마르텐사이트계 고강도강은 열간 압연 후, 냉각속도를 조절한 급랭을

실시하여 생산하는 TMCP재 또는 열간 압연 후, 공랭을 실시하고 추가적으로 Ac3 온도 이상에서 열처리 후 급랭을 실시하는 RQ재로 생산한다. 추가로 템퍼링을 실시하는 QT재의 형식을 따르기도 한다. 고Mn강(고망간강)을 종래 공정으로 생산할 경우, TMCP재는 연신된 입계를 따라 입계파괴가 가속되어 특정방향으로 인성이 낮거나 DBTT가 높을 수 있고, RQ재 또는 QT재의 경우, 입계가 크고 편평하게 형성되어 역시 낮은 인성 또는 높은 DBTT를 가질 수 있다.

[43] 높은 DBTT를 해결하기 위하여 고려해 볼 수 있는 것이 이상역 열처리를 통한 페라이트-마르텐사이트 조직의 Dual Phase 강재 제조법이다. 이러한 강재는 이상역 열처리를 거치며, 기존 결정립을 분할하는 두 가지 이상의 상이 혼립하여 조직이 미세해져서 DBTT를 감소시킬 수 있으나, 페라이트상 도입에 의해 기존 마르텐사이트 강재보다 강도가 크게 감소하는 단점이 있다.

[44] 고 Mn강은 이상역 열처리 시, 기존 결정립이 분할 되어 입도가 작아지더라도 고 Mn 함량의 높은 경화능에 의해, 열처리 전에 생성되는 제1상과 열처리 후 생성되는 제2상 모두를 마르텐사이트로 제조할 수 있다. 따라서 열간 압연 직후, 퀴칭을 통하여 마르텐사이트 상을 제1상으로 제조하고, 이상역 열처리를 통해 제1상은 템퍼드 마르텐사이트로, 제2상은 오스테나이트를 거쳐 2차 퀴칭 후 일반 마르텐사이트로 제조하며, 이때 입내와 입계의 강도 균형을 맞추기 위하여 입계 강화 원소인 Ti, Nb, Al, B 등의 합금원소를 적정 함량 첨가하여 고강도 고Mn강에서 종래보다 훨씬 미세한 미세조직으로 인한 낮은 DBTT를 얻을 수 있다. 결과적으로 용접부 물성을 악화시키는 탄소 및 고가인 몰리브덴(Mo), 크롬(Cr), 니켈(Ni) 등의 합금성분 배제함에도 불구하고 우수한 강도, 낮은 DBTT의 저가의 고강도 고Mn강을 개발할 수 있게 되었다.

[45]

[46] 저온인성이 우수한 고강도 고망간강

[47] 이하, 본 발명의 일 측면에 따른 저온인성이 우수한 고강도 고망간강에 대하여 상세히 설명한다.

[48]

[49] 본 발명의 일 측면에 따른 저온인성이 우수한 고강도 고망간강은 중량%로, 망간(Mn): 4.3~5.7%, 탄소(C): 0.015~0.055%, 실리콘(Si): 0.015~0.05%, 알루미늄(Al): 0.6~1.7%, 니오븀(Nb): 0.01~0.1%, 티타늄(Ti): 0.015~0.055%, 보론(B): 0.001~0.005%, 인(P): 0.03% 이하, 황(S): 0.02% 이하, 나머지 철(Fe) 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 미세조직은 부피분율로 마르텐사이트 40~60% 및 템퍼드 마르텐사이트 40~60%를 포함한다.

[50]

[51] 먼저, 본 발명의 합금조성에 대하여 상세히 설명한다. 이하 각 원소 함량의 단위는 특별한 언급이 없는 한 중량%이다.

[52]

[53] 망간(Mn): 4.3~5.7%

- [54] 망간은 본 발명에서 첨가되는 가장 중요한 원소 중 하나로서, 마르텐사이트를 안정화시키는 역할을 함으로써 열간압연 또는 이상역 열처리 후 냉각단계에서 안정한 마르텐사이트 조직을 용이하게 확보할 수 있게 해준다.
- [55] 본 발명의 다른 합금원소 함량의 범위를 고려하여 마르텐사이트를 안정화시키기 위해서는 망간은 4.3% 이상 포함되는 것이 바람직하다. Mn 함량이 4.3% 미만인 경우에는 느린 냉각속도에서 작은 입도의 페라이트 또는 베이나이트가 쉽게 형성되어 원하는 고강도를 얻을 수 없다.
- [56] 반면에 Mn 함량이 5.7% 초과인 경우에는 용접성을 현저히 저감시킬 수 있으며 강재의 제조원가를 상승시키는 문제점이 있다.
- [57] 따라서, Mn 함량은 4.3~5.7%인 것이 바람직하며, 보다 바람직하게는 4.5~5.5%일 수 있다.
- [58]
- [59] 탄소(C): 0.015~0.055%
- [60] 탄소는 망간과 함께 강재의 강도 확보를 용이하게 하거나 인성 및 용접성을 저하시키는 측면에서는 유사한 효과를 발휘하기 때문에, 최적의 탄소함량 범위는 망간의 함유량에 의존하게 되므로, 본 발명에서는 그 효능이 극대화되는 성분범위를 한정하고자 하였다. 본 발명이 요구하는 강도를 충분히 확보하기 위해서는 탄소함량을 0.015% 이상 첨가하는 것이 바람직하다. 다만, 지나치게 다량 첨가할 경우 인성을 현저히 저하시키므로 그 상한은 0.055%인 것이 바람직하다. 따라서, 탄소함량은 0.015~0.055%인 것이 바람직하며, 보다 바람직하게는 0.02~0.05%일 수 있다.
- [61]
- [62] 실리콘(Si): 0.015~0.05%
- [63] 실리콘은 탈산제로서 역할을 하고 고용강화에 따른 강도를 향상시키는 원소이다.
- [64] Si 함량이 0.015% 미만인 경우에는 상술한 효과가 불충분하고, Si 함량이 0.05% 초과인 경우에는 용접부는 물론 모재의 인성을 저하시키는 문제점이 발생할 수 있다. 따라서, Si 함량은 0.015~0.05%인 것이 바람직하며, 보다 바람직하게는 0.02~0.05%일 수 있다.
- [65]
- [66] 알루미늄(Al): 0.6~1.7%
- [67] 알루미늄은 실리콘과 같이 탈산제로서 첨가한다. 또한 조직의 미세화에 기여하고, 고용강화 효과도 커서 강도 확보에 유용한 원소이다. 특히 본 발명의 합금조성계에서는 고망간강의 입계 파괴를 억제하고 저온인성을 향상시키는 효과가 있으므로 그 비율을 적절하게 제어할 필요성이 있다.
- [68] Al 함량이 0.6% 미만인 경우에는 고강도 및 낮은 DBTT를 확보하기 어려운 문제점이 있다. 반면에 Al 함량이 1.7% 초과인 경우에는 증가하는 강도에 비례하여 인성을 현저히 저감시킬 수 있다. 따라서, Al 함량은 0.6~1.7%인 것이

바람직하며, 보다 바람직하게는 0.7~1.6%일 수 있고, 보다 더 바람직하게는 0.6~1.5%일 수 있다.

[69]

[70] 니오븀(Nb): 0.01~0.1%

[71] 니오븀은 고용 및 석출강화 효과를 통해 강도를 증가시키고, 저온압연시 결정립을 미세화시켜 충격인성을 향상시키며, 망간으로 인해 취약해진 입계를 강화할 수 있는 원소이다.

[72] Nb 함량이 0.01% 미만인 경우에는 상술한 효과가 불충분하고, Nb 함량이 0.1% 초과인 경우에는 조대한 석출물이 생성되어 오히려 경도 및 충격인성을 열화시키는 문제점이 있다. 따라서, Nb 함량은 0.01~0.1%인 것이 바람직하며, 보다 바람직하게는 0.02~0.09%일 수 있다.

[73]

[74] 티타늄(Ti): 0.015~0.055%

[75] 티타늄은 소입성 향상에 중요한 원소인 B의 효과를 극대화 하는 원소로서, TiN을 형성하여 BN 형성을 억제함으로써 고용 B의 함량을 증가시켜 소입성을 향상 시키고, 석출된 TiN은 오스테나이트 결정립을 고정(pinning)시켜 결정립 조대화를 억제시키며, 고망간강에서 입계파괴를 탁월하게 억제하는 효과가 있다.

[76] Ti 함량이 0.015% 미만인 경우에는 상술한 효과가 불충분하며, Ti 함량이 0.055% 초과인 경우에는 티타늄 석출물의 조대화에 의해 인성저하 등의 문제가 발생할 수 있다. 따라서, Ti 함량은 0.015~0.055%인 것이 바람직하며, 보다 바람직하게는 0.02~0.05%일 수 있다.

[77]

[78] 보론(B): 0.001~0.005%

[79] 보론은 소량의 첨가로도 재료의 소입성을 효과적으로 증가시키는 원소이며, 결정입계 강화를 통한 입계파괴의 억제효과가 있다.

[80] B 함량이 0.001% 미만인 경우에는 상술한 효과가 불충분하고, B 함량이 0.005% 초과인 경우에는 조대한 석출물의 형성 등에 의해 인성 및 용접성을 저하시키는 문제점이 있다. 따라서, B 함량은 0.001~ 0.005%인 것이 바람직하며, 보다 바람직하게는 0.0015~0.004%일 수 있다.

[81]

[82] 인(P): 0.03% 이하

[83] 인은 본 발명에 있어서 불가피한 불순물 원소이며, 중심편석을 조장하는 동시에 입계편석되어 입계 파괴를 유발하여 저온인성을 열위하게 만드는 역할을 한다. 따라서 최대한 억제하는 것이 바람직하며, 0.03% 이하로 한정하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는 P 함량은 0.02% 이하일 수 있다.

[84]

[85] 황(S): 0.02% 이하

- [86] 황은 인과 마찬가지로 강재에 있어서 불가피한 불순물 원소이다. 특히, 고망간강에서는 MnS의 조대한 비금속 개재물을 형성하여 연성 및 저온인성을 급격하게 낮추고 DBTT를 높이는 역할을 한다. 또한 적은 함량으로도 입계파괴를 유발할 수 있다. 따라서 최대한 억제하는 것이 바람직하며, 0.02% 이하로 한정하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는 S 함량은 0.01% 이하일 수 있다.
- [87]
- [88] 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.
- [89]
- [90] 이때, 상술한 합금조성 외에 W: 0.5% 이하(0%는 제외)를 추가로 포함할 수 있다.
- [91] 텅스텐(W)은 경질 탄화물을 형성하여 석출강화효과로 강도를 증가시키고, 석출된 탄화물은 오스테나이트 결정립 조대화를 억제하여 조직미세화 효과를 나타낸다. 하지만 W 함량이 0.5% 초과인 경우에는 용접성을 저감시킬 수 있으며, 강재의 제조원가를 상승시키는 문제가 발생한다. 따라서 0.5% 이하로 한정하는 것이 바람직하다.
- [92]
- [93] 이하, 본 발명의 저온인성이 우수한 고강도 고망간강의 미세조직에 대하여 상세히 설명한다.
- [94] 본 발명의 저온인성이 우수한 고강도 고망간강의 미세조직은 부피분율로 마르텐사이트 40~60% 및 템퍼드 마르텐사이트 40~60%를 포함한다.
- [95] 마르텐사이트 또는 템퍼드 마르텐사이트가 상기 범위를 벗어나는 경우에는 마르텐사이트 또는 템퍼드 마르텐사이트 중 하나의 입도가 커져서 미세조직 미세화에 의한 인성 향상 효과를 저해할 수 있기 때문이다.
- [96] 보다 바람직하게는 본 발명의 저온인성이 우수한 고강도 고망간강의 미세조직은 부피분율로 마르텐사이트 42~55% 및 템퍼드 마르텐사이트 45~68%를 포함할 수 있다.
- [97]
- [98] 이때, 상기 마르텐사이트 및 템퍼드 마르텐사이트는 평균 입도가 $15\mu\text{m}$ 이하일 수 있다.
- [99] DBTT는 조직 미세화에 큰 영향을 받으므로, 상기 평균 입도가 $15\mu\text{m}$ 초과인 경우에는 DBTT가 -60°C 를 초과할 수 있기 때문이다.
- [100] 보다 바람직하게는 상기 마르텐사이트 및 템퍼드 마르텐사이트는 평균 입도가 $10\mu\text{m}$ 이하일 수 있다.

[101]

[102] 또한, 본 발명의 고망간강은 항복강도가 550MPa 이상이고, 인장강도가 650 MPa 이상일 수 있다. 이러한 고강도를 확보함으로써 구조용 강재에 바람직하게 이용될 수 있다.

[103]

[104] 또한, 본 발명의 고망간강은 DBTT(Ductile-Brittle Transition Temperature)가 -60°C 이하일 수 있다. 낮은 DBTT를 확보함으로써 저온 환경에서도 구조용 강재로 바람직하게 이용할 수 있다.

[105]

[106] 또한, 본 발명의 고망간강은 연신율이 12% 이상일 수 있다.

[107]

[108] 저온인성이 우수한 고강도 고망간강의 제조방법

[109] 이하, 본 발명의 다른 일 측면인 저온인성이 우수한 고강도 고망간강의 제조방법에 대하여 상세히 설명한다.

[110]

[111] 본 발명의 다른 일 측면인 저온인성이 우수한 고강도 고망간강의 제조방법은 상술한 합금조성을 갖는 슬라브를 가열하는 단계; 상기 가열된 슬라브를 열간압연하여 열연강판을 얻는 단계; 상기 열연강판을 $\text{Ar3} \sim 200^{\circ}\text{C}$ 온도구간에서의 냉각속도가 $3^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 이상이 되도록 냉각하는 단계; 및 상기 냉각된 열연강판을 $[(\text{Ac1}+\text{Ac3})/2 + 30^{\circ}\text{C}] \sim [(\text{Ac1}+\text{Ac3})/2 - 30^{\circ}\text{C}]$ 의 온도범위로 가열한 후 냉각하는 이상역 열처리 단계;를 포함한다.

[112]

[113] 슬라브 가열 및 열간압연 단계

[114] 상술한 합금조성을 갖는 슬라브를 가열하고, 상기 가열된 슬라브를 열간압연하여 열연강판을 얻는다. 일반적인 조업조건을 적용하면 되므로 특별히 한정할 필요는 없다.

[115] 예를 들어, 슬라브의 미세조직이 오스테나이트로 상변태 할수 있도록 슬라브를 $1050 \sim 1200^{\circ}\text{C}$ 로 가열하고, 상기 가열된 슬라브를 마무리 열간압연 온도가 $700 \sim 950^{\circ}\text{C}$ 가 되도록 열간압연을 행할 수 있다.

[116]

[117] 냉각 단계

[118] 상기 열연강판을 $\text{Ar3} \sim 200^{\circ}\text{C}$ 온도구간에서의 냉각속도가 $3^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 이상이 되도록 냉각한다. 바람직하게는 수냉을 통하여 쿨링할 수 있다.

[119] $\text{Ar3} \sim 200^{\circ}\text{C}$ 온도구간에서의 냉각속도가 $3^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 미만인 경우에는 마르텐사이트를 충분히 확보하기 어려운 문제점이 있다.

[120]

[121] 이상역 열처리 단계

[122] 상기 냉각된 열연강판을 $[(\text{Ac1}+\text{Ac3})/2 - 30^{\circ}\text{C}] \sim [(\text{Ac1}+\text{Ac3})/2 + 30^{\circ}\text{C}]$ 의

온도범위로 가열한 후 냉각한다. 이러한 이상역 열처리를 통하여 기지상은 템퍼드 마르텐사이트로 만들고, 역변태된 오스테나이트 입도는 제한적으로 성장하여 이 후 생성되는 일반 마르텐사이트는 그대로 미세화 할 수 있으며, 이러한 조직 미세화를 통하여 고강도는 유지한 채 DBTT가 낮은 고망간강을 얻을 수 있다.

[123] 가열 온도가 상기 범위를 벗어나는 경우에는 마르텐사이트 또는 템퍼드 마르텐사이트 중 하나의 입도가 커져서 미세조직 미세화에 의한 인성 향상 효과를 저해할 수 있기 때문이다.

[124] 따라서, 가열 온도는 $[(Ac1+Ac3)/2 - 30^{\circ}C] \sim [(Ac1+Ac3)/2 + 30^{\circ}C]$ 인 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는 $[(Ac1+Ac3)/2 - 20^{\circ}C] \sim [(Ac1+Ac3)/2 + 20^{\circ}C]$ 일 수 있다.

[125]

[126] 도 2에 나타낸 바와 같이 동일 강종에서 이상역 열처리 온도에 따른 DBTT의 변화는 $(Ac1+Ac3)/2$ 에서 가장 낮은 DBTT를 갖는 것을 확인할 수 있다.

[127] 저가의 고경화능 원소인 Mn의 함량이 증가할 수록, 느린 냉각속도 및 작은 입도에서도 마르텐사이트로 상변태 하므로, 최종 열처리 후, 미세한 조직에서도 마르텐사이트 조직을 얻기 수월하여, 고강도를 확보하기 좋으나, 입계가 취약해져서 입계파괴 현상이 많이 나타난다고 알려져 있다. 이러한 입계파괴를 막거나 약화시키기 위하여 입계강화 원소로 알려진 Ti, Nb, B 등의 원소를 적절 함량 첨가하고, Al 등의 원소 함량을 최적화 해야 한다. 이로 인해 하여 강도, DBTT를 개선한 강재를 제공할 수 있다.

[128]

[129] 또한, 상기 냉각은 $3^{\circ}C/sec$ 이상의 냉각속도로 행할 수 있다. 냉각속도가 $3^{\circ}C/sec$ 미만인 경우에는 마르텐사이트를 충분히 확보하기 어려운 문제점이 있다.

[130]

[131] 또한, 상기 이상역 열처리는 $(1.3t+10)$ 분 내지 $(1.3t+50)$ 분 동안 행할 수 있다. 여기서 t는 열연강판의 두께를 mm단위로 측정한 값이다.

[132]

[133] 이때, 상기 Ac1 및 Ac3는 일반적으로 알려진 관계식을 이용하여 구할 수 있다.

[134] 다만 고망간강의 경우, 열역학 계산으로 도출하는 평형 상변태 온도 Ac1, Ac3 온도와 실제 강재를 승온시 측정되는 상변태 온도 Ac1, Ac3온도의 차이가 크고 예측이 어려울 수 있다. 따라서, 보다 정확한 측정을 위해서는 딜라토미터 시험 결과 그래프에서 승온 시에 강재의 길이 변화 기울기를 관찰하여 Ac1과 Ac3 온도를 측정할 수 있다.

[135]

발명의 실시를 위한 형태

[136] 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.

[137]

[138] 하기 표 1에 나타난 성분조성을 갖는 70mm 두께의 슬라브를 1100°C로 가열한 후 마무리 열간압연 온도 800°C로 마무리 열간압연하여 11.8mm 두께의 열연강판을 얻었다. 상기 열연강판을 Ar3~200°C 온도구간에서의 냉각속도가 10°C/sec가 되도록 냉각한 후, 하기 표 2에 기재된 열처리 온도로 가열한 후 냉각하여 고망간강을 제조하였다.

[139] 상기 고망간강의 미세조직을 관찰하여 하기 표 2에 기재하였다. 또한, 상기 고망간강의 기계적 물성을 측정하여 하기 표 3에 기재하였다.

[140]

[141] 미세조직은 광학현미경 및 SEM을 이용하여 관찰하였으며, 마르텐사이트를 제외한 미세조직은 템퍼드 마르텐사이트였고, 평균 입도는 원상당 직경으로 측정하였다.

[142] 인장강도, 항복강도 및 연신율은 만능인장시험기를 이용하여 측정하였고, DBTT는 샤피충격시험기를 이용하여 변화된 온도에서 충격인성의 천이온도를 관찰하였다.

[143]

[144] [표1]

강종	C	Si	Mn	Al	B	Ti	Nb	P	S	구분
1	0.03	0.02	4.5	0.8	0.002	0.05	0.04	0.01	0.002	발명강
2	0.03	0.02	5.5	1.5	0.002	0.02	0.04	0.01	0.002	발명강
3	0.02	0.02	5	1	0.002	0.05	0.04	0.01	0.002	발명강
4	0.05	0.02	5	1	0.002	0.02	0.04	0.01	0.002	발명강
5	0.03	0.02	5	1	0.002	0.05	0.04	0.01	0.002	발명강
6	0.03	0.02	5	1	0.002	0.02	0.04	0.01	0.002	발명강
7	<u>0.1</u>	<u>0.1</u>	<u>6</u>	1	0.002	<u>0.8</u>	0.04	0.01	0.002	비교강
8	<u>0.11</u>	<u>0.15</u>	<u>2</u>	<u>0</u>	0.002	<u>0.01</u>	<u>0.2</u>	0.01	0.002	비교강
9	0.02	0.02	<u>6</u>	1	0.002	<u>0.01</u>	0.04	0.01	0.002	비교강

[145]

[146] 상기 표 1에서 각 원소 함량의 단위는 중량%이다.

[147]

[148] [표2]

시험 번호	강종	Ac1(°C)	Ac3(°C)	열처리온 도(°C)	평균 입도(μm)	마르텐사이트분 율(vol%)	구분
1-1	1	718	906	812	8	0.50	발명예
2-1	2	696	958	827	6	0.43	발명예
3-1	3	680	917	798.5	7	0.46	발명예
3-2				미 실시	<u>22</u>	<u>1.00</u>	비교예
4-1	4	731	902	816.5	8	0.43	발명예
5-1	5	702	913	807.5	7	0.45	발명예
5-2				<u>미 실시</u>	<u>22</u>	<u>1</u>	비교예
5-3				<u>860</u>	<u>16</u>	<u>0.80</u>	비교예
5-4				<u>923</u>	<u>25</u>	<u>1</u>	비교예
6-1	6	703	910	806.5	7	0.44	발명예
7-1	7	632	939	785.5	6	<u>0.38</u>	비교예
8-1	8	824	858	841	<u>18</u>	0.56	비교예
9-1	9	660	874	767	7	<u>0.37</u>	비교예

[149]

[150] [표3]

시험 번호	강종	항복강도(MPa)	인장강도(MPa)	연신율(%)	DBTT(°C)	구분
1-1	1	602	716	15.7	-74	발명예
2-1	2	667	784	12.7	-74	발명예
3-1	3	583	688	14.8	-65	발명예
3-2		645	725	12.5	<u>-17</u>	비교예
4-1	4	718	860	12.8	-70	발명예
5-1	5	627	745	14.2	-66	발명예
5-2		691	783	12.2	<u>상온이상</u>	비교예
5-3		642	755	13.5	<u>-42</u>	비교예
5-4		655	770	<u>11.2</u>	<u>상온이상</u>	비교예
6-1	6	627	745	14.0	-66	발명예
7-1	7	986	1211	<u>11.3</u>	<u>-41</u>	비교예
8-1	8	<u>465</u>	<u>586</u>	18.6	-117	비교예
9-1	9	619	735	<u>11.9</u>	<u>-36</u>	비교예

[151]

[152] 본 발명에서 제시한 합금조성 및 제조방법을 모두 만족하는 발명예들은 항복강도 550MPa 이상, 인장강도 650MPa 이상, DBTT -60°C 이하인 것을 확인할 수 있다.

[153]

[154] 비교예인 시험번호 3-2는 본 발명의 합금조성은 만족하였으나, 종래의 고강도 마르텐사이트강을 제조하는 TMCP 방법으로 제조한 경우로서, 이상역 열처리를 실시하지 않아 미세조직이 조대하였으며, DBTT가 높은 것을 확인할 수 있다.

[155]

[156] 비교예인 시험번호 7-1은 탄소, 실리콘, 타이타늄 및 망간 함량이 본 발명 범위를 초과한 경우로 강도는 충분히 확보되고, 미세조직도 매우 미세해지는 효과가 있었으나, 일반 마르텐사이트의 부피 분율을 충분히 확보하기 어려웠으며, 높아진 강도로 인해 저온인성이 열위해져 DBTT도 증가하는 결과가 나타났다.

[157]

[158] 비교예인 시험번호 8-1은 탄소, 실리콘, 및 나이오븀은 초과, 망간 및 타이타늄은 미달, 알루미늄은 미포함하고 있는 경우로 고강도를 확보하기 어려웠으며 저온인성을 향상시키기 위한 알루미늄의 부재로 DBTT도 기준보다

높았다.

[159]

[160] 비교예인 9-1은 망간 및 타이타늄 함량이 본 발명에서 제시한 범위를 초과한 경우로 충분한 강도와 미세한 조직은 확보할 수 있었으나, 일반 마르텐사이트의 부피 분율을 충분히 확보하기 어려웠으며 DBTT도 기준보다 높았다.

[161]

[162] 도 2는 발명강 5에 대하여 이상역 열처리 조건을 달리하여 제조된 시험번호 5-1 내지 5-4에 대한 샤르피 충격 시험 결과를 나타낸 그래프이다. 본 발명에서 제시한 합금조성을 만족하더라도 이상역 열처리 조건이 본 발명에서 제시한 범위를 벗어나는 경우 DBTT가 열위한 것을 확인할 수 있다.

[163]

[164] 이상 실시예를 참조하여 설명하였지만, 해당 기술 분야의 숙련된 당업자는 하기의 특허 청구의 범위에 기재된 본 발명의 사상 및 영역으로부터 벗어나지 않는 범위 내에서 본 발명을 다양하게 수정 및 변경시킬 수 있음을 이해할 수 있을 것이다.

청구범위

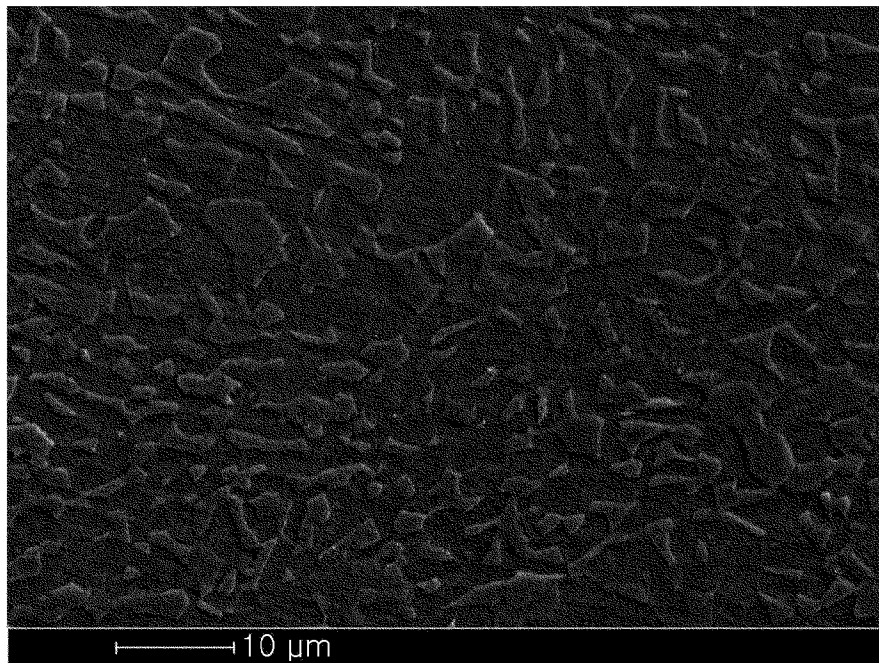
- [청구항 1] 중량%로, 망간(Mn): 4.3~5.7%, 탄소(C): 0.015~0.055%, 실리콘(Si): 0.015~0.05%, 알루미늄(Al): 0.6~1.7%, 니오븀(Nb): 0.01~0.1%, 티타늄(Ti): 0.015~0.055%, 보론(B): 0.001~0.005%, 인(P): 0.03% 이하, 황(S): 0.02% 이하, 나머지 철(Fe) 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 미세조직은 부피분율로 마르텐사이트 40~60% 및 템퍼드 마르텐사이트 40~60%를 포함하는 저온인성이 우수한 고강도 고망간강.
- [청구항 2] 제1항에 있어서, 상기 고망간강은 W: 0.5% 이하(0%는 제외)를 추가로 포함하는 것을 특징으로 하는 저온인성이 우수한 고강도 고망간강.
- [청구항 3] 제1항에 있어서, 상기 마르텐사이트는 평균 입도가 $15\mu\text{m}$ 이하인 것을 특징으로 하는 저온인성이 우수한 고강도 고망간강.
- [청구항 4] 제1항에 있어서, 상기 고망간강은 항복강도가 550MPa 이상이고, 인장강도가 650 MPa 이상인 것을 특징으로 하는 저온인성이 우수한 고강도 고망간강.
- [청구항 5] 제1항에 있어서, 상기 고망간강은 DBTT(Ductile-Brittle Transition Temperature)가 -60°C 이하인 것을 특징으로 하는 저온인성이 우수한 고강도 고망간강.
- [청구항 6] 제1항에 있어서, 상기 고망간강은 연신율이 12% 이상인 것을 특징으로 하는 저온인성이 우수한 고강도 고망간강.
- [청구항 7] 중량%로, 망간(Mn): 4.3~5.7%, 탄소(C): 0.015~0.055%, 실리콘(Si): 0.015~0.05%, 알루미늄(Al): 0.6~1.7%, 니오븀(Nb): 0.01~0.1%, 티타늄(Ti): 0.015~0.055%, 보론(B): 0.001~0.005%, 인(P): 0.03% 이하, 황(S): 0.02% 이하, 나머지 철(Fe) 및 기타 불가피한 불순물을 포함하는 슬라브를 가열한 후 열간압연하여 열연강판을 얻는 단계; 상기 열연강판을 $\text{Ar3} \sim 200^{\circ}\text{C}$ 온도구간에서의 냉각속도가 $3^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 이상이 되도록 냉각하는 단계; 상기 냉각된 열연강판을 $[(\text{Ac1} + \text{Ac3})/2 + 30^{\circ}\text{C}] \sim [(\text{Ac1} + \text{Ac3})/2 - 30^{\circ}\text{C}]$ 의 온도범위로 가열한 후 냉각하는 이상역 열처리 단계;를 포함하는 저온인성이 우수한 고강도 고망간강의 제조방법.
- [청구항 8] 제7항에 있어서, 상기 슬라브는 W: 0.5% 이하(0%는 제외)를 추가로 포함하는 것을 특징으로 하는 저온인성이 우수한 고강도 고망간강의 제조방법.
- [청구항 9] 제7항에 있어서, 상기 열연강판을 얻는 단계는 슬라브를 $1050 \sim 1200^{\circ}\text{C}$ 의 온도범위로

가열한 후 마무리 압연온도가 700~950°C가 되도록 행하는 것을 특징으로 하는 저온인성이 우수한 고강도 고망간강의 제조방법.

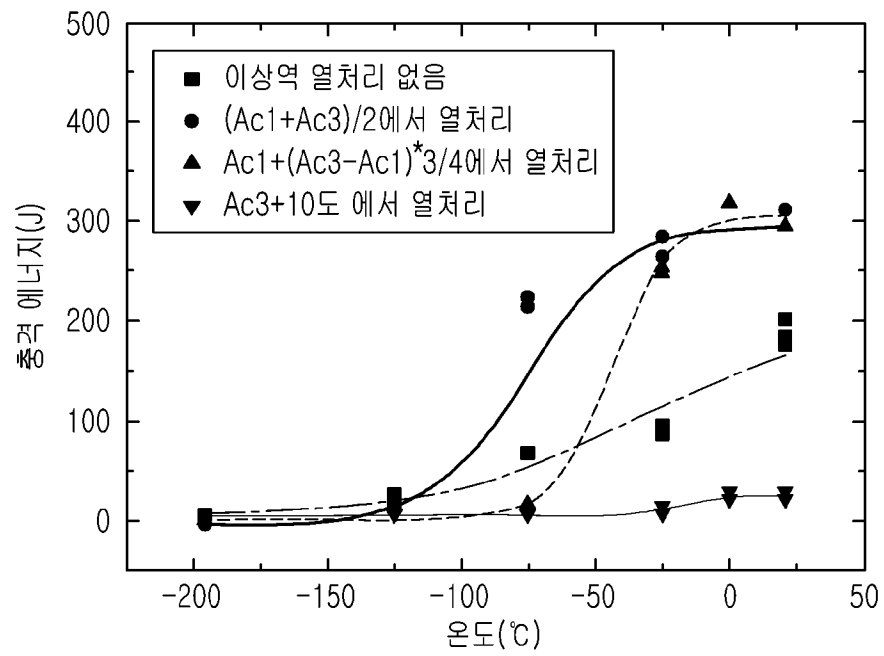
[청구항 10] 제7항에 있어서,
상기 이상역 열처리 단계에서의 냉각은 3°C/sec 이상의 냉각속도로 행하는 것을 특징으로 하는 저온인성이 우수한 고강도 고망간강의 제조방법.

[청구항 11] 제7항에 있어서,
상기 이상역 열처리 단계에서의 가열 후 유지시간은 (1.3t+10)분 내지 (1.3t+50)분인 것을 특징으로 하는 저온인성이 우수한 고강도 고망간강의 제조방법.
(단, 상기 t는 열연강판의 두께를 mm단위로 측정한 값이다.)

[도1]



[도2]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/KR2017/011590**A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER***C22C 38/04(2006.01)i, C22C 38/02(2006.01)i, C22C 38/06(2006.01)i, C22C 38/14(2006.01)i, C22C 38/12(2006.01)i, C21D 8/02(2006.01)i*

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C 38/04; C22C 38/06; C21D 8/02; C22C 38/00; C22C 38/14; C21D 8/06; C22C 38/38; C22C 38/02; C22C 38/12

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: higher manganese steel, low temperature toughness, martensite, tensile strength, elongation percentage

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	KR 10-2013-0050138 A (POSCO) 15 May 2013 See paragraphs [0014], [0040], [0092], claims 1-3, 6 and table 2.	1-2,6
A		3-5,7-11
A	KR 10-1094310 B1 (KOREA INSTITUTE OF MACHINERY & MATERIALS) 19 December 2011 See claim 4.	1-11
A	JP 2007-146275 A (NIPPON STEEL CORP.) 14 June 2007 See claims 1, 14.	1-11
A	CN 103060678 A (CENTRAL IRON & STEEL RESEARCH INSTITUTE) 24 April 2013 See abstract and claim 1.	1-11
A	CN 103343281 A (CENTRAL IRON & STEEL RESEARCH INSTITUTE) 09 October 2013 See abstract and claims 1-3.	1-11



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

19 JANUARY 2018 (19.01.2018)

Date of mailing of the international search report

19 JANUARY 2018 (19.01.2018)

Name and mailing address of the ISA/KR

Korean Intellectual Property Office
Government Complex-Daejeon, 189 Seonsa-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/KR2017/011590

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member	Publication date
KR 10-2013-0050138 A	15/05/2013	CN 103917681 A	09/07/2014
		CN 103917681 B	06/07/2016
		EP 2778247 A1	17/09/2014
		JP 2015-503023 A	29/01/2015
		JP 6043801 B2	14/12/2016
		KR 10-1382981 B1	09/04/2014
		US 2014-0308156 A1	16/10/2014
		WO 2013-069937 A1	16/05/2013
KR 10-1094310 B1	19/12/2011	CN 101676430 A	24/03/2010
		JP 2010-070845 A	02/04/2010
		KR 10-1095911 B1	21/12/2011
		KR 10-2010-0032490 A	26/03/2010
JP 2007-146275 A	14/06/2007	JP 5058508 B2	24/10/2012
CN 103060678 A	24/04/2013	CN 103060678 B	27/04/2016
CN 103343281 A	09/10/2013	CN 103343281 B	05/10/2016

A. 발명이 속하는 기술분류(국제특허분류(IPC))

C22C 38/04(2006.01)i, C22C 38/02(2006.01)i, C22C 38/06(2006.01)i, C22C 38/14(2006.01)i, C22C 38/12(2006.01)i, C21D 8/02(2006.01)i

B. 조사된 분야

조사된 최소문헌(국제특허분류를 기재)

C22C 38/04; C22C 38/06; C21D 8/02; C22C 38/00; C22C 38/14; C21D 8/06; C22C 38/38; C22C 38/02; C22C 38/12

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: 고망간강, 저온인성, 마르텐사이트, 인장강도, 연신율

C. 관련 문헌

카테고리*	인용문헌명 및 관련 구절(해당하는 경우)의 기재	관련 청구항
X	KR 10-2013-0050138 A (주식회사 포스코) 2013.05.15 단락 [0014], [0040], [0092], 청구항 1-3, 6 및 표 2 참조.	1-2, 6
A		3-5, 7-11
A	KR 10-1094310 B1 (한국기계연구원) 2011.12.19 청구항 4 참조.	1-11
A	JP 2007-146275 A (NIPPON STEEL CORP.) 2007.06.14 청구항 1, 14 참조.	1-11
A	CN 103060678 A (CENTRAL IRON & STEEL RESEARCH INSTITUTE) 2013.04.24 요약 및 청구항 1 참조.	1-11
A	CN 103343281 A (CENTRAL IRON & STEEL RESEARCH INSTITUTE) 2013.10.09 요약 및 청구항 1-3 참조.	1-11

☐ 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

2018년 01월 19일 (19.01.2018)

국제조사보고서 발송일

2018년 01월 19일 (19.01.2018)

ISA/KR의 명칭 및 우편주소

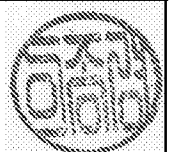
대한민국 특허청
(35208) 대전광역시 서구 청사로 189,
4동 (둔산동, 정부대전청사)

팩스 번호 +82-42-481-8578

심사관

이종경

전화번호 +82-42-481-3360



국제조사보고서에서 인용된 특허문헌	공개일	대응특허문헌	공개일
KR 10-2013-0050138 A	2013/05/15	CN 103917681 A CN 103917681 B EP 2778247 A1 JP 2015-503023 A JP 6043801 B2 KR 10-1382981 B1 US 2014-0308156 A1 WO 2013-069937 A1	2014/07/09 2016/07/06 2014/09/17 2015/01/29 2016/12/14 2014/04/09 2014/10/16 2013/05/16
KR 10-1094310 B1	2011/12/19	CN 101676430 A JP 2010-070845 A KR 10-1095911 B1 KR 10-2010-0032490 A	2010/03/24 2010/04/02 2011/12/21 2010/03/26
JP 2007-146275 A	2007/06/14	JP 5058508 B2	2012/10/24
CN 103060678 A	2013/04/24	CN 103060678 B	2016/04/27
CN 103343281 A	2013/10/09	CN 103343281 B	2016/10/05