

(12) 특허협력조약에 의하여 공개된 국제출원

(19) 세계지식재산권기구
국제사무국

(43) 국제공개일
2019년 4월 25일 (25.04.2019) WIPO | PCT

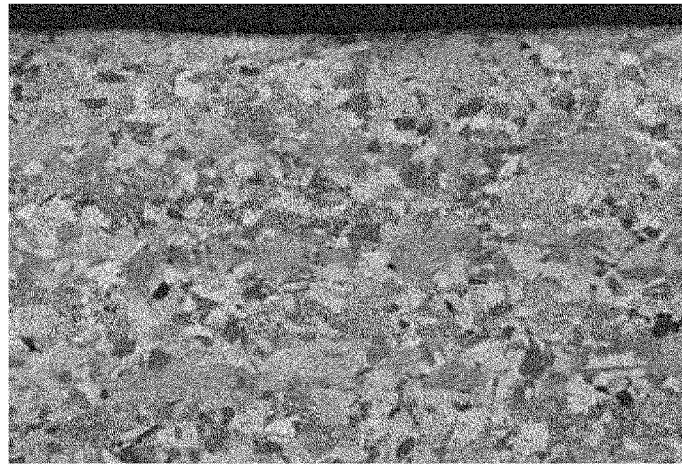


(10) 국제공개번호
WO 2019/078538 A1

- (51) 국제특허분류: C22C 38/38 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
C22C 38/28 (2006.01) C21D 9/00 (2006.01)
C22C 38/20 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
- (21) 국제출원번호: PCT/KR2018/011937
- (22) 국제출원일: 2018년 10월 11일 (11.10.2018)
- (25) 출원언어: 한국어
- (26) 공개언어: 한국어
- (30) 우선권정보: 10-2017-0135464 2017년 10월 18일 (18.10.2017) KR
10-2018-0115926 2018년 9월 28일 (28.09.2018) KR
- (71) 출원인: 주식회사 포스코 (POSCO) [KR/KR]; 37859
경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동),
Gyeongsangbuk-do (KR).
- (72) 발명자: 하유미 (HA, Yu-Mi); 57807 전라남도 광양시
폭포사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR). 정
영덕 (JUNG, Young-Deok); 57807 전라남도 광양시 폭
포사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR). 강
상덕 (KANG, Sang-Deok); 57807 전라남도 광양시 폭
포사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR). 이운
해 (LEE, Un-Hae); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길
20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR). 김용진 (KIM,
Yong-Jin); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26
광양제철소내, Jeollanam-do (KR). 김성규 (KIM, Sung-
Kyu); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양
제철소내, Jeollanam-do (KR). 김영주 (KIM, Young-Ju);
37877 경상북도 포항시 남구 동해안로 6262 포항제철소
내, Gyeongsangbuk-do (KR).
- (74) 대리인: 특허법인 씨엔에스 (C&S PATENT AND LAW
OFFICE); 06292 서울시 강남구 언주로30길 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,

(54) Title: HIGH MANGANESE STEEL FOR LOW TEMPERATURE, HAVING EXCELLENT SURFACE QUALITY, AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR

(54) 발명의 명칭: 표면품질이 우수한 저온용 고 망간강재 및 제조방법



50µm

(57) Abstract: The present invention provides: a high manganese steel for a low temperature; and a manufacturing method therefor, the high manganese steel comprising 0.3-0.8 wt% of C, 18-26 wt% of Mn, 0.01-1 wt% of Si, 0.01-0.5 wt% of Al, 0.1 wt% or less of Ti (excluding 0%), 1-4.5 wt% of Cr, 0.1-0.9 wt% of Cu, 0.03 wt% or less of S (excluding 0%), 0.3 wt% or less of P (excluding 0%), 0.001-0.03 wt% of N, 0.004 wt% or less of B (excluding 0%), and the balance of Fe and other inevitable impurities, wherein the microstructure is a single-phase austenitic structure, and the grain size of the austenitic structure is 50 µm or less.

(57) 요약서: 본 발명은 C: 0.3~0.8 중량%, Mn: 18~26 중량%, Si: 0.01~1 중량%, Al: 0.01~0.5 중량%, Ti: 0.1 중량% 이하(0% 제외), Cr: 1~4.5 중량%, Cu: 0.1~0.9 중량%, S: 0.03 중량% 이하(0% 제외), P: 0.3 중량% 이하(0% 제외), N: 0.001~0.03 중량%, B: 0.004 중량% 이하(0% 제외), 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 미세조직이 오스테나이트 단상 조직이고, 오스테나이트 조직의 결정립 크기가 50µm이하인 저온용 고 망간강재 및 그 제조방법을 제공한다.



WO 2019/078538 A1

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 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: 표면품질이 우수한 저온용 고 망간강재 및 제조방법 기술분야

[1] 본 발명은 액화가스 저장 탱크 및 수송설비 등의 저온에서부터 실온까지 광범위한 온도에서 사용될 수 있는 저온용 강재에 관한 것으로서, 보다 상세하게는, 표면품질이 우수한 저온용 고 망간 강재 및 그 제조 방법에 관한 것이다.

[2]

배경기술

[3] 환경오염과 안전성에 대한 규제가 강화되고, 석유에너지의 고갈이 예상됨에 따라 대체에너지로 LNG, LPG 등의 에너지에 대한 관심이 증가하고 있다. 저온의 액체상태에서 운반되는 천연가스, 프로판가스 등과 같은 무공해 연료의 수요가 증가함에 따라 이들의 저장 및 운송용 기기의 제작, 소재개발이 증가하는 추세이다.

[4] 저온용 탱크에는 저온에서 강도 및 인성 등의 기계적 성질이 우수한 재료들이 사용되고 있는데, 대표적인 것으로 알루미늄 합금, 오스테나이트계 스테인리스강, 35% 인바강, 9% Ni 강이다.

[5] 현재 이들 재료 중에서 경제성과 용접성 측면에서 9% 니켈강이 가장 널리 이용되고 있다. 그러나, 이러한 소재들은 대부분 니켈의 첨가량이 많아 가격이 높으므로 우수한 항복강도 및 저온인성을 가지는 대체재료의 개발이 시급하다.

[6] 한편, 높은 저온인성을 갖는 재료를 제조하기 위한 방법의 하나로는 저온에서 안정한 오스테나이트 조직을 가지도록 하는 것이다.

[7] 그 예로는 다량의 탄소와 망간을 첨가하여 오스테나이트를 안정화시키는 기술을 들 수 있다. 그러나, 다량의 탄소와 망간을 첨가하여 오스테나이트를 안정화시키는 경우에는 슬라브 상태에서부터 제품까지 오스테나이트 단상을 가지는, 즉, 상변태가 일어나지 않는 특성이 나타나게 된다.

[8] 상변태가 일어나지 않으므로 슬라브는 조대한 주조조직을 갖게 된다. 이로 인하여, 슬라브를 열간압연 시, 표면입계 균열이 발생하게 된다. 또한, 상변태를 수반하지 않는 슬라브는 조대한 주조조직을 가지므로 고온연성이 좋지 않다.

[9] 슬라브의 열간압연 시, 표면입계 균열이 발생하게 되면, 강재의 표면 품질을 열위하게 만들어 최종 구조물의 두께 불균일을 유발하게 된다.

[10] 특히, 이러한 두께 불균일은 저온 압력용기와 같이 균일한 강재의 두께 확보를 통한 내압 저항성이 요구되는 구조물의 구조 설계 및 사용에 큰 문제를 발생시키게 된다.

[11]

[12] [선행기술문헌]

- [13] [특허문헌]
 [14] (특허문헌 1) 대한민국 공개특허공보 제2011-0009792호
 [15]

발명의 상세한 설명

기술적 과제

- [16] 본 발명의 바람직한 일 측면에 의하면, 항복강도 및 충격인성이 우수할 뿐만 아니라 표면품질이 우수한 저온용 고 망간 강재를 제공하고자 하는 것이다.

[17]

- [18] 본 발명의 바람직한 다른 일 측면에 의하면, 항복강도 및 충격인성이 우수할 뿐만 아니라 표면품질이 우수한 저온용 고 망간 강재를 저 비용으로 제조할 수 있는 저온용 고 망간 강재의 제조방법을 제공하고자 하는 것이다.

[19]

과제 해결 수단

- [20] 본 발명의 바람직한 일 측면에 의한 저온용 고 망간 강재는, C: 0.3~0.8 중량%, Mn: 18~26 중량%, Si: 0.01~1 중량%, Al: 0.01~0.5 중량%, Ti: 0.1 중량% 이하(0% 제외), Cr: 1~4.5 중량%, Cu: 0.1~0.9 중량%, S: 0.03 중량% 이하(0% 제외), P: 0.3 중량% 이하(0% 제외), N: 0.001 ~ 0.03 중량%, B: 0.004 중량% 이하(0% 제외), 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 미세조직이 오스테나이트 단상 조직이고, 오스테나이트 조직의 평균 결정립 크기가 50 μ m 이하이고, 50 μ m 이상의 크기를 갖는 오스테나이트 결정립의 수가 cm²당 1개 미만일 수 있다.

- [21] 상기 고 망간 강재에는 1 부피% 이하(0% 포함)의 석출물이 포함될 수 있다.

- [22] 상기 고 망간 강재는 -196°C에서의 압연방향 충격에너지가 100J 이상일 수 있으며, 상기 고 망간 강재는 -196°C에서의 압연방향 충격에너지에 대한 -196°C에서의 두께방향 충격에너지의 비인 재질이방성 지수가 0.6 이상일 수 있다.

- [23] 상기 고 망간 강재의 항복강도는 400MPa 이상일 수 있다.

- [24] 상기 고 망간 강재는 상기한 조성을 갖는 슬라브를 준비하는 공정, 슬라브를 재가열하는 공정과 재가열된 슬라브를 열간압연하는 공정을 포함하는 방법으로 제조되는 것으로, 상기 재가열 전의 슬라브의 표층부에는 150 μ m 이상의 크기를 갖는 결정립 수가 단위 cm²당 1개 미만인 재결정 조직이 형성되어 있는 것일 수 있다.

- [25] 상기 재가열 전의 슬라브의 표층부의 평균 결정립 크기는 100 μ m 이하일 수 있다.

- [26] 상기 재가열 전의 슬라브는 1100°C에서 60% 이상의 단면 감소율을 가질 수 있다.

- [27] 본 발명의 바람직한 다른 일 측면에 의한 저온용 고 망간 강재의 제조방법은, C: 0.3~0.8 중량%, Mn: 18~26 중량%, Si: 0.01~1 중량%, Al: 0.01~0.5 중량%, Ti: 0.1

중량% 이하(0% 제외), Cr: 1~4.5 중량%, Cu: 0.1~0.9 중량%, S: 0.03 중량% 이하(0% 제외), P: 0.3 중량% 이하(0% 제외), N: 0.001 ~ 0.03 중량%, B: 0.004 중량% 이하(0% 제외), 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하는 슬라브를 준비하는 단계; 상기 슬라브의 표층부에 미세한 재결정 조직이 형성되도록 슬라브에 변형을 가하는 변형부여단계; 상기와 같이 표층부에 미세한 재결정 조직이 형성된 슬라브를 상온까지 공냉하는 단계; 상기와 같이 공냉된 슬라브를 1100~1250°C의 온도로 가열하는 재가열 단계; 상기와 같이 재가열된 슬라브를 850~950°C의 온도에서 마무리 압연하여 열연강재를 얻는 열간압연 단계; 및 상기 열연강재를 10°C/sec 이상의 냉각속도로 600°C 이하의 가속냉각종료온도까지 가속냉각하는 가속냉각단계를 포함할 수 있다.

- [28] 상기 변형부여단계는 150 μ m 이상의 크기를 갖는 결정립 수가 단위 cm²당 1개 미만인 재결정 조직이 형성되도록 실시하는 것이 바람직하다.
- [29] 상기 변형부여단계 후의 슬라브의 표층부의 평균결정립 크기는 100 μ m 이하일 수 있다.
- [30] 상기 변형부여단계는 1000~1200°C에서 강압하 조건의 조압연처리에 의해 실시될 수 있다.
- [31] 상기 변형부여단계는 1000~1200°C의 고온 단조처리에 의해 실시될 수 있다.
- [32] 상기 고온 단조처리 후의 슬라브의 표층부의 평균결정립 크기는 100 μ m 이하일 수 있다.
- [33] 상기 변형부여단계는 초기 슬라브에 대해 15~50%의 두께 감소율을 가지도록 실시할 수 있다.
- [34] 상기 열간압연 단계에서 열간압연 시 최종 강재두께에 따라 마무리 압연온도를 제어할 수 있다.
- [35] 상기 열간압연단계에서 최종 강재 두께가 18t[t: 강재두께(mm)] 이상일 때에는 열간 마무리 압연 마지막 패스 압연온도를 850°C 이상 900°C 미만으로 하고, 최종 강재 두께가 18t[t: 강재두께(mm)] 미만일 때에는 열간 마무리 압연 마지막 패스 압연온도를 900°C 이상 950°C 이하로 할 수 있다.

[36]

발명의 효과

- [37] 본 발명의 바람직한 측면에 의하면, 항복강도 및 충격인성이 우수할 뿐만 아니라 표면품질이 우수한 저온용 고망간 강재를 저 비용으로 제공할 수 있다.

[38]

도면의 간단한 설명

- [39] 도 1 및 2는 단조작업 전, 후의 슬라브의 미세조직을 나타내는 것으로서, 도 1은 단조작업 전의 슬라브 미세조직을 나타내고, 도 2는 단조작업 후의 슬라브 미세조직을 나타낸다.
- [40] 도 3 및 도 4는 종래의 강재 및 본 발명에 부합되는 강재의 미세조직을 나타내는

것으로, 도 3은 오스테나이트 조대립이 형성된 종래의 강재[비교예 (2)]의 미세조직을 나타내고, 도 4는 본 발명에 따라 슬라브 단조 작업이 적용된 강재[발명에 (3)]의 균일 오스테나이트 조직을 나타낸다.

[41] 도 5 및 도 6은 강재의 표면 불균일 발생 여부를 평가한 결과의 일례를 나타내는 사진으로서, 도 5는 표면 불균일이 발생한 예를 나타낸 것이고, 도 6은 불균일이 발생하지 않은 예를 나타낸 것이다.

[42] 도 7은 슬라브 표층부 미세조직의 결정립 사이즈에 따른 슬라브 고온연성변화를 나타내는 그래프이다.

[43]

발명의 실시를 위한 최선의 형태

[44] 본 발명은 표면품질이 우수한 저온용 고 망간강재 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 상세하게 설명하기 위하여 제공되는 것이다.

[45]

[46] 본 발명은 예를 들면, 액화석유가스, 액화천연가스를 포함하여 저온상태에서 저장, 운반하기 위한 연료탱크, 저장 탱크, 선박용 멤브레인, 수송용 파이프 등의 저온 부품에 사용하기 위한 소재에 바람직하게 적용될 수 있다.

[47] 본 발명에서와 같이 다량의 탄소와 망간을 첨가하여 오스테나이트를 안정화시키는 경우에는 슬라브 상태에서부터 제품까지 오스테나이트 단상을 가지는, 즉, 상변태가 일어나지 않는 특성이 나타나게 된다.

[48] 상변태가 일어나지 않으므로 슬라브는 조대한 주조조직을 갖게 된다. 이로 인하여, 슬라브를 열간압연 시, 표면입계 균열이 발생하게 된다.

[49] 슬라브의 열간압연 시, 표면입계 균열이 발생하게 되면, 강재의 표면 품질을 열위하게 만들어 최종 구조물의 두께 불균일을 유발하게 된다. 또한, 상변태를 수반하지 않는 슬라브는 조대한 주조조직을 가지므로 고온연성이 좋지 않다.

[50]

[51] 이에, 본 발명자들은 고 항복강도 및 우수한 충격인성을 가질 뿐만 아니라 우수한 표면 품질을 갖는 저온용 고 망간 강재를 얻기 위하여 연구 및 실험 등을 행하고, 그 결과에 의해 본 발명을 완성하게 이룬 것이다.

[52]

[53] 본 발명의 주요 개념은 다음과 같다.

[54]

[55] 1) 오스테나이트 조직 안정화를 위하여, 특히, C, Mn 및 Cu의 함량을 적절히 제어한 것이다. 오스테나이트 안정화를 통해 우수한 저온인성을 확보할 수 있다.

[56]

[57] 2) 강재의 미세조직의 크기 및 조대한 결정립의 수를 적절히 제어한 것이다. 이를 통해 강재의 표면품질을 개선시킬 수 있다.

[58]

[59] 3) 열연강재의 냉각조건을 적절히 제어한 것이다. 이를 통해 입계에 탄화물 형성이 억제될 수 있다. 입계에 탄화물이 형성되는 것을 억제함으로써 충격인성을 개선시킬 수 있다.

[60]

[61] 4) 슬라브의 열간압연 전에, 슬라브 표층부에 미세한 재결정 조직이 형성되도록 슬라브에 변형을 가하는 처리를 실시하는 것이다. 변형을 가하는 처리의 예로는 강압하 조건의 조압연처리 또는 고온 단조처리를 들 수 있다.

[62]

[63] 슬라브의 열간압연 전에, 슬라브에 변형을 가하는 처리, 예를 들면, 강압하 조건의 조압연처리 또는 단조처리 등을 실시하여 슬라브 표층부에 미세한 재결정 조직을 형성함으로써 열간압연 시 입계균열이 조대한 주조조직을 따라 발생 및 전파하는 것을 방지하여 강재의 표면 품질을 향상시킬 수 있다. 또한, 슬라브 표층부에 미세한 재결정 조직이 형성되므로 슬라브의 고온연성이 개선될 수 있다.

[64]

[65] 5) 열간압연 조건을 적절히 제어한 것이다. 특히, 열간압연 시 최종 강재두께에 따라 마무리압연 온도를 제어하는 것이다. 이를 통해, 높은 강도를 확보할 수 있다.

[66]

[67] 이하, 본 발명의 일 구현예에 의한 저온용 고 망간 강재에 대하여 설명한다.

[68]

[69] 본 발명의 일 구현예에 의한 저온용 고 망간 강재는 C: 0.3~0.8 중량%, Mn: 18~26 중량%, Si: 0.01~1 중량%, Al: 0.01~0.5 중량%, Ti: 0.1 중량% 이하(0% 제외), Cr: 1~4.5 중량%, Cu: 0.1~0.9 중량%, S: 0.03 중량% 이하(0% 제외), P: 0.3 중량% 이하(0% 제외), N: 0.001 ~ 0.03 중량%, B: 0.004 중량% 이하(0% 제외), 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 미세조직이 오스테나이트 단상 조직이고, 오스테나이트 조직의 평균 결정립 크기가 $50\mu\text{m}$ 이하이고, $50\mu\text{m}$ 이상의 결정립 크기를 갖는 오스테나이트 결정립의 수가 cm^2 당 1개 미만일 수 있다.

[70]

[71] 이하, 본 발명의 일 구현예에 의한 저온용 고 망간 강재의 성분 및 성분범위에 대하여 보다 구체적으로 설명한다. 이하, 특별히 달리 표시하지 않는 한 각 원소의 함량을 나타내는 %는 중량을 기준으로 한다.

[72]

[73] C: 0.3~0.8 중량%

[74] C(탄소)는 강 내에 오스테나이트를 안정화시키고, 고용되어 강도를 확보하는데 필요한 원소이다. 그러나, 그 함량이 0.3 중량% 미만인 경우에는 오스테나이트 안정도가 부족하여 페라이트 또는 마르텐사이트가 형성되어 저온인성이 저하된다. 한편, 그 함량이 0.8 중량%를 초과하는 경우에는 탄화물이 형성되어 표면 결함이 생기므로, 그 함량은 0.3~0.8 중량%로 제한하는 것이 바람직하다.

[75]

[76] Mn: 18~26 중량%

[77] Mn(망간)은 오스테나이트 조직을 안정화시키는 역할을 하는 중요한 원소이다. 저온인성을 확보하기 위해서는 페라이트 형성을 억제하고, 오스테나이트 안정도를 증가시켜야 하므로, 이를 위해 본 발명에서는 최소 18 중량% 이상 첨가되어야 한다. Mn의 함량이 18 중량% 미만인 경우에는 ϵ -마르텐사이트 상 및 α' -마르텐사이트 상이 형성되어, 저온인성이 감소하고, 반면, 그 함량이 26 중량%를 초과하면 제조원가가 크게 증가하고, 공정상 열간압연 단계에서 가열 시 내부산화가 심하게 발생되어 표면품질이 나빠지는 문제가 발생하게 된다. 따라서 Mn의 함량은 18~26 중량%로 제한하는 것이 바람직하다.

[78]

[79] Si: 0.01~1 중량%

[80] Si(규소)는 용강의 주조성을 향상시키고 특히, 오스테나이트 강제에 첨가되는 경우 강제 내부에 고용되어 강도를 효과적으로 증가시키는 원소이다. 다만, 1 중량%를 초과하여 첨가될 시에 오스테나이트 안정도를 떨어뜨리면서 인성 저하를 발생할 수 있으므로, Si 함량의 상한은 1 중량%로 제한하는 것이 바람직하다.

[81]

[82] Al: 0.01~0.5 중량%

[83] Al(알루미늄)은 적정 첨가량 범위에서 오스테나이트를 안정화시키며, 강제 내 탄소의 활동도에 영향을 주어 탄화물 형성을 효과적으로 억제하여 인성을 증가시키는 원소이다. 다만, 0.5 중량%를 초과하여 첨가되는 경우, 산화물 및 질화물 형성을 통해 강의 주조성 및 표면품질을 열위하게 만드는 문제점이 있으므로, 상기 Al함량의 상한은 0.5 중량%로 제한하는 것이 바람직하다.

[84]

[85] Ti: 0.1 중량% 이하(0% 제외)

[86] Ti(티타늄)은 단독 혹은 복합으로 석출물을 생성하여 오스테나이트 결정립을 미세화 시켜 강도 및 인성을 증가시키는 원소이다. 또한 오스테나이트 결정립내에 충분한 석출물 생성사이트가 존재하는 경우 결정립 내에 미세한 석출물을 형성하여 석출경화를 통해 강도를 증가시키는 원소이다. 다만, 0.1 중량%를 초과하여 첨가되면 제강 공정 시 다량의 산화물을 생성하여 연속 주조 시 공정 및 주편 등의 문제를 일으키거나, 탄질화물이 조대화 되어 강제의

연신율, 인성 및 표면품질 등의 열화를 일으키므로 상기 Ti(티타늄)의 함량은 0.1 중량% 이하로 제한하는 것이 바람직하다.

[87]

[88] Cr: 1~4.5 중량%

[89] Cr(크롬)은 오스테나이트 조직에서 고용강화를 통해 강도 향상에 우수성을 보여준다. 내식성 효과를 가지고 있으므로, 고온산화에 효과적으로 표면품질이 향상되는 효과가 있다. 이러한 첨가효과를 얻기 위해서는 Cr은 1 중량% 이상 첨가하는 것이 바람직하다. 한편, Cr이 4.5 중량%를 초과하여 첨가되면 탄화물 생성에 유리하게 되어 극저온인성을 악화시키는 문제가 발생하게 된다. 따라서 Cr의 함량은 1~4.5 중량%로 제한하는 것이 바람직하다.

[90]

[91] Cu: 0.1~0.9 중량%

[92] Cu(구리)는 망간 및 탄소와 더불어 오스테나이트를 안정화시키면서 저온인성을 향상시키는 원소이다. 또한 탄화물 내 고용도가 매우 낮고 오스테나이트 내 확산이 느려서 오스테나이트와 핵생성된 탄화물 계면에 농축되는데, 이에 따라 탄소의 확산을 방해함으로써 탄화물 성장을 효과적으로 늦추게 되고 탄화물 생성 억제를 하는 효과가 있기 때문에 Cr과 같이 사용하는 것이 바람직하다. 이러한 첨가효과를 얻기 위해서는 Cu는 0.1 중량% 이상 첨가하는 것이 바람직하다. 한편, Cu가 0.9 중량%를 초과하여 첨가되면 열간취성(hot shortness) 결함에 의해 표면품질이 나빠지는 문제점이 발생한다. 따라서, Cu의 함량은 0.1~0.9 중량%로 제한하는 것이 바람직하다.

[93]

[94] S: 0.03 중량% 이하(0% 제외)

[95] S(황)는 개재물의 제어를 위하여 0.03 중량% 이하로 제어될 필요성이 있다.

[96] S의 함량이 0.03 중량%를 초과하면 열간취성의 문제점이 발생하고, 표면품질의 열위를 초래한다.

[97]

[98] P: 0.3 중량% 이하(0% 제외)

[99] P(인)는 편석이 쉽게 발생하는 원소로 주조 시 균열발생 및 용접성을 저하시킨다. 이를 방지하기 위하여 그 함량은 0.3 중량% 이하로 제어되어야 한다. P의 함량이 0.3 중량%를 초과하면 주조성이 악화될 수 있으므로 그 함량의 상한은 0.3 중량%로 제한하는 것이 바람직하다.

[100]

[101] N: 0.001~0.03 중량%

[102] N(질소)는 탄소와 더불어 오스테나이트를 안정화시켜 인성을 향상시키는 원소이며, 특히 탄소와 같이 고용강화 또는 석출물 형성을 통해 강도를 향상시키는데 매우 유리한 원소이다. 다만, 0.03 중량%를 초과하여 첨가되는 경우, 탄질화물의 조대화로 인해 물성 및 표면 품질의 열화가 발생하므로, 상기

N 함량의 상한은 0.03 중량%로 제한하는 것이 바람직하다. 한편, 0.001 중량% 미만으로 첨가되는 경우 그 효과가 미미하므로 상기 N 함량의 하한은 0.001 중량%로 제한하는 것이 바람직하다.

[103]

[104] B: 0.004 중량% 이하(0% 제외)

[105] B(붕소)는 결정입계 강화를 통한 입계파괴의 억제효과로 표면품질 향상에 큰 영향을 주나, 과도한 첨가시 조대한 석출물의 형성 등에 의해 인성 및 용접성을 저하시키므로, 그 함량은 0.004 중량% 이하로 한정하는 것이 바람직하다.

[106]

[107] 이외에 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함한다. 다만, 통상의 제조과정에서는 원료 또는 주위 환경으로부터 의도되지 않는 불순물들이 불가피하게 혼입될 수 있으므로, 이를 배제할 수는 없다. 이들 불순물들은 본 기술분야에서 통상의 지식을 가진 자라면 누구라도 알 수 있는 것이기 때문에 그 모든 내용을 본 명세서에서 특별히 언급하지는 않는다. 더불어, 상기 조성 이외에 유효한 성분의 첨가가 배제되는 것은 아니다.

[108]

[109] 본 발명의 일 구현예에 의한 저온용 고 망간 강재의 미세조직은 오스테나이트 단상이고, 오스테나이트 조직의 평균 결정립 크기가 $50\mu\text{m}$ 이하이고, $50\mu\text{m}$ 이상의 크기를 갖는 오스테나이트 결정립의 수가 cm^2 당 1개 미만일 수 있다.

[110]

[111] 오스테나이트 조직의 평균 결정립 크기가 $50\mu\text{m}$ 를 초과하는 경우에는 조대 결정립의 높은 밀도로 인해 구조물로 가공 시 불균일 변형이 발생하게 되고, 이로 인하여 가공 후, 표면 품질이 열화될 수 있으므로, 오스테나이트 조직의 평균 결정립 크기를 $50\mu\text{m}$ 이하로 한정한다. 반면, 오스테나이트 조직의 평균 결정립 크기가 작아짐에 따라 강재의 강도도 그에 따라 높아지나, 결정립 미세화에 의해 입계 탄화물의 석출이 용이해지며, 강도 증가에 따른 반대 급부로 저온인성이 열위해될 수 있으므로, 오스테나이트 조직의 평균 결정립 크기를 $20\mu\text{m}$ 이상으로 한정한다. 따라서, 상기 오스테나이트 조직의 평균 결정립 크기는 $20 \sim 50\mu\text{m}$ 가 바람직하고, 보다 바람직한 오스테나이트 조직의 평균 결정립 크기는 $20 \sim 30\mu\text{m}$ 일 수 있다.

[112]

[113] 한편, 오스테나이트 조직 중 $50\mu\text{m}$ 이상의 크기를 갖는 결정립 수가 cm^2 당 1개 이상인 경우에는 조대 결정립의 높은 밀도로 인해 구조물로 가공 후, 표면 품질을 열화시킬 수 있다. 따라서, $50\mu\text{m}$ 이상의 크기를 갖는 오스테나이트 결정립의 수는 cm^2 당 1개 미만으로 한정하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는, $30\mu\text{m}$ 이상의 크기를 갖는 오스테나이트 결정립의 수가 cm^2 당 1개 미만일 수 있다.

[114]

- [115] 상기 고 망간 강재에는 1 부피% 이하(0% 포함)의 석출물이 포함될 수 있다. 석출물의 함량이 1 부피%를 초과하는 경우에는 저온인성이 저하될 우려가 있다. 따라서, 석출물의 함량은 1 부피% 이하(0% 포함)로 억제하는 것이 바람직하다.
- [116]
- [117] 상기 고 망간 강재의 두께는 8.0mm 이상일 수 있고, 바람직하게는 8.0~40mm일 수 있다.
- [118]
- [119] 본 발명의 일 구현예에 의한 저온용 고 망간 강재는 -196°C에서의 압연방향(RD, rolling direction) 샤르피 충격 흡수에너지가 100J 이상일 수 있다.
- [120]
- [121] 본 발명에서 강재의 재질이방성 지수는 강재의 압연방향(RD, rolling direction) 샤르피 충격 흡수에너지에 대한 강재의 두께방향(TD, thickness direction) 샤르피 충격 흡수에너지의 비를 의미한다. 구체적으로, 본 발명에서 강재의 재질이방성 지수는 -196°C에서의 강재 두께방향(TD)의 샤르피 충격 흡수энер지를 -196°C에서의 강재 압연방향(RD)의 샤르피 충격 흡수에너지로 나눈 값을 의미한다.
- [122]
- [123] 상기 재질이방성 지수가 일정 수준에 미치지 않는 경우, 최종 제품에서의 물성 확보가 문제될 수 있다. 즉, 재질이방성 지수가 일정 수준에 미치지 않는 경우, 최종 제품에서의 소재의 방향에 따라 목적하는 수준의 샤르피 충격 흡수에너지를 확보하지 못하는 문제가 발생할 수 있다. 따라서, 본 발명의 일 구현예에 의한 저온용 고 망간 강재는 재질이방성 지수를 일정 수준 이상으로 제한하며, 그에 따라 최종 제품에서의 소재의 방향에 따라 샤르피 충격 흡수에너지가 불균일하게 나타나는 것을 효과적으로 방지할 수 있다. 소재의 방향에 따른 최종 제품의 물성 불균일을 방지하기 위한 재질이방성 지수의 하한은 0.6일 수 있으며, 바람직한 재질이방성 지수의 하한은 0.8일 수 있다.
- [124]
- [125] 이하, 본 발명의 일 구현예에 의한 저온용 고 망간 강재의 제조방법에 대하여 설명한다.
- [126]
- [127] 본 발명의 바람직한 다른 일 측면에 따르는 저온용 고 망간 강재의 제조방법은 C: 0.3~0.8 중량%, Mn: 18~26 중량%, Si: 0.01~1 중량%, Al: 0.01~0.5 중량%, Ti: 0.1 중량% 이하(0% 제외), Cr: 1~4.5 중량%, Cu: 0.1~0.9 중량%, S: 0.03 중량% 이하(0% 제외), P: 0.3 중량% 이하(0% 제외), N: 0.001 ~ 0.03 중량%, B: 0.004 중량% 이하(0% 제외), 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하는 슬라브를 준비하는 단계; 상기 슬라브의 표층부에 미세한 재결정 조직이 형성되도록 슬라브에 변형을 가하는 변형부여단계; 상기와 같이 표층부에 미세한 재결정 조직이 형성된 슬라브를 상온까지 공냉하는 단계; 상기와 같이 공냉된 슬라브를

1100~1250°C의 온도로 가열하는 재가열 단계; 상기와 같이 재가열된 슬라브를 850~950°C의 온도에서 마무리 압연하여 열연강재를 얻는 열간압연 단계; 및 상기 열연강재를 10°C/sec 이상의 냉각속도로 600°C 이하의 가속냉각종료온도까지 가속냉각하는 가속냉각단계를 포함할 수 있다.

[128]

[129] 변형부여단계 및 공냉단계

[130] 상기 슬라브의 표층부에 미세한 재결정 조직이 형성되도록 슬라브에 변형을 가하는 변형부여단계를 실시한 다음, 상온까지 공냉할 수 있다. 여기서, 슬라브 표층부는 표면에서, 슬라브 두께 방향으로 표면으로부터 2mm 깊이까지의 영역을 의미한다.

[131]

[132] 상기 슬라브는 조대한 주조직으로 구성되어 있어 열간압연 시 균열 발생이 용이하고 고온연성이 좋지 않다. 이에, 상기 슬라브의 표층부에 미세한 재결정 조직이 형성되도록 슬라브에 변형을 가하는 처리를 실시하여 열간압연 시 균열 발생을 방지하고 고온연성을 개선시킬 수 있다. 물론, 상기 표층부 이외의 영역에 미세한 재결정 조직이 형성될 수 있다.

[133]

[134] 상기 변형부여단계는 150 μ m 이상의 크기를 갖는 결정립 수가 단위 cm²당 1개 미만인 재결정 조직이 형성되도록 실시하는 것이 바람직하다. 상기 슬라브의 표층부에 150 μ m 이상의 결정립 크기의 오스테나이트 결정립이 cm²당 1개 이상이 존재하는 경우에는 재가열로에 투입하여 가열하고 가열된 슬라브를 열간압연 시 조대립으로 인해 고온연성이 열위해지고 크랙 발생 및 전파를 일으켜서 제품의 표면 품질에 나쁜 영향을 미칠 수 있다. 상기 변형부여단계 후의 슬라브의 표층부의 평균 결정립 크기는 100 μ m 이하일 수 있다.

[135]

[136] 상기 변형부여단계를 수행하기 위한 처리는 특별히 한정되는 것은 아니며, 슬라브 재가열 전에 슬라브에 변형을 부여하여 슬라브의 표층부에 미세한 재결정 조직을 형성시킬 수 있는 것이라면, 어느 것이나 가능하다.

[137]

[138] 상기 변형부여단계를 수행하기 위한 처리의 일례로는 1000~1200°C에서 강압하 조건의 조압연처리를 들 수 있다. 상기 강압하 조건의 조압연처리온도가 1000°C 미만인 경우에는 처리온도가 너무 낮아 미세한 재결정 조직 확보가 어려울 수 있고, 또한 조압연처리 시 변형저항이 커지는 문제가 있고, 1200°C를 초과하는 경우에는 미세한 재결정 조직 확보 측면에서는 유리하지만, 주조 조직 내 편석대에서의 부분 용융 및 입계산화 깊이가 깊어져서 표면 품질 열화가 발생할 수 있다.

[139]

[140] 상기와 같이 슬라브를 강압하 조건에서 조압연처리하면, 적어도 슬라브의

표층부에서 재결정이 일어나 슬라브의 표층부에 미세한 재결정 조직이 형성될 수 있다.

[141]

[142] 또한, 상기 변형부여단계를 수행하기 위한 처리의 다른 일례로는 1000~1200°C의 고온단조처리를 들 수 있다. 상기 단조처리온도가 1000°C 미만인 경우에는 처리온도가 너무 낮아 미세한 재결정 조직 확보가 어려울 수 있고, 또한 단조 처리 시 변형저항이 커지는 문제가 있고, 1200°C를 초과하는 경우에는 미세한 재결정 조직 확보 측면에서는 유리하지만, 주조 조직 내 편석대에서의 부분 용융 및 입계산화 깊이가 깊어져서 표면 품질 열화가 발생될 수 있다.

[143]

[144] 상기와 같이 슬라브를 고온 단조처리하면, 적어도 슬라브의 표층부에서 재결정이 일어나 슬라브의 표층부에 미세한 재결정 조직이 형성될 수 있다.

[145]

[146] 상기 변형부여단계는 슬라브 표층부에 150 μ m 이상의 결정립 크기를 갖는 오스테나이트 결정립의 수가 cm²당 1개 미만이 되도록 실시되는 것이 바람직하다. 상기 변형부여단계 후의 슬라브의 표층부의 평균 결정립 크기는 100 μ m 이하일 수 있다.

[147]

[148] 상기 변형부여단계는 초기 슬라브에 대해 적어도 15% 이상의 두께 감소율을 갖도록 실시할 수 있다. 상기 두께 감소율이 너무 작은 경우에는 충분한 변형 확보가 어려워 표층부 재결정 조직의 확보가 어려울 수 있기 때문이다. 다만, 변형부여단계에서의 두께 감소율이 과도한 경우 최종 강재의 미세조직이 지나치게 미세화됨에 따라 저온인성이 열화될 수 있는바, 변형부여단계에서의 슬라브 두께 감소율은 50% 이하로 제한될 수 있다. 따라서, 상기 두께 감소율은 15~50%일 수 있다.

[149]

[150] 상기와 같이 표층부에 미세한 재결정 조직이 형성된 슬라브는 1100°C에서 60% 이상의 단면 감소율(고온 연성)을 가질 수 있다.

[151]

[152] 상기 변형부여단계를 수행하기 위한 처리의 또 다른 일례로는 슛 블라스팅 방법을 들 수 있다.

[153]

[154] 슬라브의 재가열 단계

[155] 상기와 같이 공냉된 슬라브를 1100~1250°C의 온도로 재가열한다. 슬라브 재가열온도가 너무 낮으면, 열간압연 시 압연하중이 과도하게 걸릴 수 있기 때문에 가열온도는 1100°C 이상으로 설정하는 것이 바람직하다. 가열온도가 높을수록 열간압연은 용이하지만, 본 강재와 같이 Mn 함량이 높은 강은 고온 가열시 내부 입계산화가 심하게 발생하여 표면품질이 나빠지는 문제가

있으므로 상기 재가열온도는 1250°C 이하로 설정하는 것이 바람직하다.

[156]

[157] 열간압연 단계

[158] 상기와 같이 재가열된 슬라브를 850~950°C의 온도에서 열간 마무리 압연하여 열연강재를 얻는다. 열연강재의 두께는 8mm 이상일 수 있고, 바람직하게는 8~40mm일 수 있다.

[159]

[160] 열간압연 시, 열간 마무리 압연 온도가 고온일수록 변형저항이 낮아서 압연이 용이하지만 압연온도가 높을수록 표면품질은 저하될 수 있으므로, 950°C 이하의 온도에서 마무리압연을 실시하는 것이 바람직하다. 한편, 열간 마무리 압연 온도가 너무 낮으면 압연 중에 부하가 커지므로 열간 마무리 압연은 850°C 이상에서 실시하는 것이 바람직하다.

[161]

[162] 상기 열간압연 단계에서 열간압연 시 최종 강재두께에 따라 마무리 압연온도를 제어할 수 있다. 이렇게 하는 경우 강도를 보다 향상시킬 수 있다.

[163]

[164] 본 발명에서는 상기 열간압연 단계에서 열간압연 시 최종 강재 두께가 18t[강재두께(mm)] 이상일 때에는 열간 마무리 압연 마지막 패스 압연온도를 850°C 이상 900°C 미만으로 하고, 최종 강재 두께가 18t[강재두께(mm)] 미만일 때에는 열간 마무리 압연 마지막 패스 압연온도를 900°C 이상 950°C 이하로 할 수 있다.

[165]

[166] 최종 강재 두께가 18t[강재두께(mm)] 이상일 때, 열간 마무리 압연 마지막 패스 압연온도를 900°C 이상으로 하는 경우에는 충분한 강도확보가 어려울 수 있다. 최종 강재 두께가 18t[강재두께(mm)] 미만일 때, 열간 마무리 압연 마지막 패스 압연온도를 900°C 미만으로 하는 경우에는 강도가 크게 상승하여 저온충격인성 저하를 가져올 수 있다.

[167]

[168] 최종 강재 두께가 18t[강재두께(mm)] 이상 일 경우 열간 마무리 압연 마지막 패스 압연온도가 850°C 미만인 경우에는 탄화물 생성온도보다 낮아 탄화물이 석출될 수 있고, 이러한 탄화물 석출에 의한 저온충격인성 하락을 가져올 수 있다. 최종 강재 두께가 18t[강재두께(mm)] 미만일 경우 열간 마무리 압연 마지막 패스 압연온도가 950°C를 초과하는 경우에는 짧은 시간에 많은 압연을 진행하기 때문에 온도 확보가 어려울 수 있다.

[169]

[170] 상기 열간압연은 강재 두께가 18t[강재두께(mm)] 이상 일 경우 미재결정온도(T_{nr}) 이하의 온도에서 전체 압하율의 40% 이상의 압하율이 되도록 실시되는 것이 바람직하다. 미재결정온도(T_{nr}) 이하의 온도에서 압하율이 40% 미만인 경우 미세조직 내 충분한 전위의 축적이 이루어지지 않아 낮은 강도를

유발할 수 있다.

[171]

[172] 가속냉각단계

[173] 상기 열연강재를 10°C/sec 이상의 냉각속도로 600°C 이하의 가속냉각종료온도까지 가속냉각한다. 상기 열연강재는 Cr 함량이 1~4.5 중량%이면서 C이 포함된 강종이기 때문에 저온인성 저하를 가져오는 탄화물석출을 억제하기 위해서는 가속냉각이 필수적이다.

[174]

[175] 상기 가속냉각속도가 10°C/sec 미만인 경우에는 입계에 탄화물이 석출되어 충격인성이 열위해될 우려가 있다. 상기 냉각속도는 10 ~ 40°C/sec일 수 있다. 상기 가속냉각종료온도가 600°C를 초과하는 경우에는 상기와 같은 원인으로 입계에 탄화물이 석출되고, 이로 인해 충격인성이 열위해될 우려가 있다. 상기 가속냉각종료온도는 상온 ~ 600°C일 수 있고, 바람직하게는, 300 ~ 400°C일 수 있다.

[176]

[177] 상기와 같이 제조된 강재는 오스테나이트 단상 조직이고, 오스테나이트 조직의 평균 결정립 크기가 20~50 μ m일 수 있으며, 보다 바람직한 오스테나이트 조직의 평균 결정립 크기는 20~30 μ m일 수 있다. 또한, 상기와 같이 제조된 강재는 50 μ m 이상의 결정립 크기를 갖는 오스테나이트 결정립의 수가 cm²당 1개 미만인 미세조직을 가질 수 있으며, 보다 바람직하게는 30 μ m 이상의 결정립 크기를 갖는 오스테나이트 결정립의 수가 cm²당 1개 미만일 수 있다.

[178]

[179] 상기와 같이 제조된 강재는 -196°C에서의 압연방향(RD, rolling direction) 충격 흡수에너지가 100J 이상일 수 있으며, -196°C에서의 압연방향(RD, rolling direction) 충격 흡수에너지에 대한 -196°C에서의 두께방향(TD, thickness direction) 충격 흡수에너지의 비인 재질이방성 지수가 0.6 이상일 수 있으며, 보다 바람직한 재질이방성 지수는 0.8 이상일 수 있다.

[180]

[181] 상기와 같이 제조된 강재의 항복강도는 400MPa 이상일 수 있다.

[182]

발명의 실시를 위한 형태

[183] 이하, 실시예를 통하여 본 발명을 보다 구체적으로 설명한다. 다만, 후술하는 실시예는 본 발명을 예시하여 보다 구체화하기 위한 것일 뿐, 본 발명의 권리범위를 제한하기 위한 것이 아니라는 점에 유의 할 필요가 있다.

[184]

[185] 하기 표 1의 강 조성을 갖는 슬라브를 하기 표 2의 조건으로 단조하고 상온까지 공냉한 다음, 하기 표 2의 조건으로 재가열, 열간압연 및 냉각하여 하기 표 2의

두께를 갖는 열연강재를 제조하였다.

- [186] 슬라브 재가열 전의 슬라브 표층부에서 $150\mu\text{m}$ 이상의 결정립 크기를 갖는 오스테나이트 결정립 수 (개/cm²) 및 슬라브의 고온연성을 조사하고, 그 결과를 하기 표 2에 나타내었다.
- [187] 한편, 상기와 같이 제조된 열연강재에 대하여, $50\mu\text{m}$ 이상의 결정립 크기 및 $30\mu\text{m}$ 이상의 결정립 크기를 갖는 오스테나이트 결정립 수 (개/cm²), 평균 결정립 크기, 석출물 분율(부피%), 항복강도, 샤르피 충격인성 및 표면 불균일 발생여부를 조사하고, 그 결과를 하기 표 3에서 나타내었다. 샤르피 충격인성은 열연강재의 압연방향(RD, Rolling Direction) 및 열연강재의 두께방향(TD, Thickness Direction)에 대해 각각 측정하였으며, 열간압연방향의 -196°C 에서의 샤르피 충격 흡수에너지에 대한 두께방향의 -196°C 에서의 샤르피 충격 흡수에너지의 비를 계산하여 재질이방성 지수를 산출하였다.
- [188] 이때, 고온연성[단면감소율(%)]은 1100°C 에서 1/s의 strain rate 조건으로 측정된 것이고, 샤르피 충격인성은 -196°C 의 조건으로 측정된 것이고, 표면 불균일 발생여부는 도 5 및 도 6에서 나타낸 바와 같이 강재를 굽힌 다음, 육안으로 관찰하여 평가된 것이다. 도 5는 표면 불균일이 발생한 예를 나타낸 것이고, 도 6은 불균일이 미발생한 예를 나타낸 것이다.
- [189]
- [190] 한편, 단조처리를 적용한 발명예(3)에 대하여 단조작업 전, 후의 슬라브의 미세조직을 관찰하고, 그 결과를 도 1에 나타내었다. 도 1은 단조작업 전의 슬라브 미세조직을 나타내고, 도 2는 단조작업 후의 슬라브 미세조직을 나타낸다.
- [191]
- [192] 단조처리를 적용한 발명예(3) 및 단조처리를 적용하지 않은 비교예(2)에 대하여 열간압연 후의 강재 표층부의 조직을 관찰하고, 그 결과를 도 3 및 4에 나타내었다. 도 3은 비교예(2)를 나타내고, 도 4는 발명예(3)을 나타낸다.
- [193]

[194] [표1]

강 종	강 조성(중량%)										
	C	Mn	Si	Al	Ti	Cr	Cu	S	P	N	B
1	0.45	24.5	0.3	0.0271	0.031	3.7	0.50	0.002 2	0.0178	0.0112	0.0029
2	0.45	24.5	0.3	0.0377	0.031	3.8	0.50	0.001 2	0.0252	0.0134	0.0025
3	0.45	24.5	0.3	0.0362	0.032	3.7	0.48	0.001 4	0.0239	0.0152	0.0026
4	0.45	24.5	0.3	0.0371	0.021	3.5	0.48	0.000 7	0.027	0.0136	0.0025
5	0.45	24.5	0.3	0.0334	0.002	3.3	0.41	0.001 3	0.0135	0.0201	0.0025
6	0.45	24.5	0.3	0.0278	0.029	3.6	0.53	0.002 9	0.0192	0.0161	0.0018
7	0.45	24.5	0.3	0.0451	0.003	3.3	0.41	0.001 0	0.0166	0.0172	0.0025
8	0.45	24.5	0.3	0.0266	0.029	3.3	0.42	0.001 1	0.0164	0.0151	0.0028

[195]

[196] [표2]

강종	단조 온도(1100℃)	단조 두께 감소율(%)	슬라브 표층부1 50 μ m 이상조대립수(개/cm ²)	슬라브고온연성(%)	재가열온도(℃)	마무리압연온도(℃)	Tnr이하압하율(%)	냉각속도(℃/sec)	냉각종료온도(℃)	강판두께(mm)	비고
1	미적용	-	10	24	1200	930	35	25	380	21	비교예1
2	미적용	-	5	35	1180	920	46	33.5	400	15	비교예2
3	적용	52	0.03	80	1180	800	45	8	400	20	비교예3
4	적용	28	0.1	89	1180	930	55	33.5	380	15	발명예1
5	적용	28	0.1	90	1200	930	30	23.9	372	27	발명예2
6	적용	28	0.1	87	1200	862	45	23.9	364	27	발명예3
7	적용	28	0.1	85	1220	860	55	23.9	391	27	발명예4
8	적용	28	0.1	80	1220	850	50	15	350	36	발명예5

[197]

[198] [표3]

시 편 종 류	강재 의50 μm 이상 조대 립 수(개/ cm^2)	강재 의30 μm 이상 조대 립 수(개/ cm^2)	강재 의 평균 결정 립 크기 (μm)	석출물 분율(부 피%)	항복 강도 (MPa)	-196°C 충격 인성 (J, RD)	-196°C 충격 인성(J , TD)	재질이 방성지 수	표면불 균일	비교
1	4	6	55	1%미만	384	100	57	0.57	발생	비교 예1
2	3	5	52	1%미만	410	151	85	0.56	발생	비교 예2
3	0.02	0.03	18	4%	565	49	43	0.87	미발생	비교 예3
4	0.1	0.1	24	1%미만	465	146	122	0.84	미발생	발명 예1
5	0.1	0.5	29	1%미만	356	103	91	0.88	미발생	발명 예2
6	0.1	0.1	27	1%미만	410	130	119	0.92	미발생	발명 예3
7	0.1	0.1	26	1%미만	462	110	97	0.88	미발생	발명 예4
8	0.1	0.1	26	1%미만	433	100	101	1.01	미발생	발명 예5

[199]

[200]

상기 표 1, 2 및 3에 나타난 바와 같이, 본 발명의 강 조성 및 제조조건을 모두 만족하는 발명예(1-5)의 경우에는 슬라브 표층부의 150 μm 이상 조대립수 (개/ cm^2)가 1개 미만이고, 강재의 평균 결정립 크기가 50 μm 이하이고, 50 μm 이상 및 30 μm 이상의 조대립 수(개/ cm^2)도 1개 미만임을 알 수 있다. 발명예(1, 3-5)의 경우에는 항복강도, 충격인성이 우수할 뿐만 아니라 표면 불균일도 발생하지 않음을 알 수 있다. 발명예(2)의 경우에는 항복강도는 낮지만, 충격인성이 우수하고, 표면 불균일도 발생하지 않음을 알 수 있다.

[201]

[202]

발명예(1-5)의 경우에는 강재의 평균 결정립 크기가 50 μm 이하이고, 50 μm

이상의 조대립 수(개/cm²)도 1개 미만이므로 최종 구조물로 가공하더라도 표면 불균일 발생 없이 우수한 표면품질을 확보할 수 있다.

[203]

[204] 이에 반하여, 단조처리를 적용하지 않은 비교예(1) 및 (2)는 슬라브 표층부의 150 μ m 이상 조대립 수(개/cm²)가 각각 10개 및 5개이며, 이로 인하여 표면 불균일이 발생하는 것을 알 수 있다. 또한, 비교예(1) 및 (2)는 강재의 50 μ m 이상의 조대립 수(개/cm²)가 각각 4개 및 3개이며, 이로 인하여 최종 구조물로 가공하는 경우 표면 불균일이 발생할 수 있음을 알 수 있다. 더불어, 비교예(1) 및 (2)는 각각 재질이방성 지수가 0.6 미만이므로, 최종 구조물에서 소재의 방향성에 따라 물성 불균일이 현저하게 발생할 수 있음을 알 수 있다.

[205]

[206] 단조처리 조건 및 냉각조건이 본 발명의 조건을 벗어나는 비교예(3)은 오스테나이트 조직의 평균 결정립 크기가 18 μ m이며, 석출물 분율이 4%이므로, 표면 불균일이 발생하지는 않지만, 충격인성이 열위한 것을 알 수 있다.

[207]

[208] 도 1에 나타난 바와 같이, 단조처리 전의 조대한 슬라브 표층부의 미세조직은 단조처리 후에 미세하게 됨을 알 수 있다.

[209]

[210] 발명에 (1)의 슬라브를 그 표층부 조직의 결정립 크기가 도 7과 같이 되도록 단조처리를 실시하고, 단조처리 후 슬라브 표층부 조직의 결정립 크기에 따른 고온연성변화를 조사한 결과를 나타내는 도 7에서도 알 수 있는 바와 같이, 슬라브 표층부 조직의 결정립 크기가 미세할수록 슬라브의 고온연성은 우수하게 된다.

[211]

[212] 도 3 및 도 4에 나타난 바와 같이, 본 발명에 따라 단조처리를 적용한 경우[발명에 (3)]에는 열간압연 후의 강재의 조직이 단조처리를 적용하지 않은 경우[비교예 (2)]에 비하여 미세함을 알 수 있다.

청구범위

- [청구항 1] C: 0.3~0.8 중량%, Mn: 18~26 중량%, Si: 0.01~1 중량%, Al: 0.01~0.5 중량%, Ti: 0.1 중량% 이하(0% 제외), Cr: 1~4.5 중량%, Cu: 0.1~0.9 중량%, S: 0.03 중량% 이하(0% 제외), P: 0.3 중량% 이하(0% 제외), N: 0.001 ~ 0.03 중량%, B: 0.004 중량% 이하(0% 제외), 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 미세조직이 오스테나이트 단상 조직이고, 오스테나이트 조직의 평균 결정립 크기가 $50\mu\text{m}$ 이하이고, $50\mu\text{m}$ 이상의 크기를 갖는 오스테나이트 결정립의 수가 cm^2 당 1개 미만인 저온용 고망간 강재.
- [청구항 2] 제1항에 있어서, 상기 고 망간 강재는 1 부피% 이하(0% 포함)의 석출물을 포함하는 것을 특징으로 하는 저온용 고망간 강재.
- [청구항 3] 제1항에 있어서, 상기 오스테나이트 조직의 평균 결정립 크기가 $20\sim 30\mu\text{m}$ 인 것을 특징으로 하는 저온용 고망간 강재.
- [청구항 4] 제1항에 있어서, 상기 오스테나이트 조직 중 $30\mu\text{m}$ 이상의 크기를 갖는 오스테나이트 결정립의 수가 cm^2 당 1개 미만인 것을 특징으로 하는 저온용 고망간 강재.
- [청구항 5] 제1항에 있어서, 상기 고 망간 강재는 -196°C 에서의 압연방향 충격에너지가 100J 이상인 것을 특징으로 하는 저온용 고망간 강재.
- [청구항 6] 제1항에 있어서, 상기 고 망간 강재는 -196°C 에서의 압연방향 충격에너지에 대한 -196°C 에서의 두께방향 충격에너지의 비인 재질이방성 지수가 0.6 이상인 것을 특징으로 하는 저온용 고망간 강재.
- [청구항 7] 제1항에 있어서, 상기 고 망간 강재는 400MPa 이상의 항복강도를 갖는 것을 특징으로 하는 저온용 고망간 강재.
- [청구항 8] 제1항에 있어서, 상기 고 망간 강재는 제1항의 조성을 갖는 슬라브를 준비하는 공정, 슬라브를 재가열하는 공정과 재가열된 슬라브를 열간압연하는 공정을 포함하는 제조방법으로 제조되는 것으로, 상기 재가열 전의 슬라브의 표층부(여기서, 슬라브 표층부는 표면에서, 슬라브 두께 방향으로 표면으로부터 2mm 깊이까지의 영역을 의미함)에는 $150\mu\text{m}$ 이상의 크기를 갖는 결정립 수가 단위 cm^2 당 1개 미만인 재결정 조직이 형성되어 있는 것을 특징으로 하는 저온용 고망간 강재.
- [청구항 9] 제8항에 있어서, 상기 재가열 전의 슬라브의 표층부의 평균 결정립 크기가 $100\mu\text{m}$ 이하인 것을 특징으로 하는 저온용 고망간 강재.
- [청구항 10] 제8항 또는 제9항에 있어서, 상기 재가열 전의 슬라브는 1100°C 에서 60% 이상의 단면 감소율을 갖는 것을 특징으로 하는 저온용 고망간 강재.
- [청구항 11] 제1항에 있어서, 상기 고 망간 강재는 8.0~40mm의 두께를 갖는 것을 특징으로 하는 저온용 고망간 강재.
- [청구항 12] C: 0.3~0.8 중량%, Mn: 18~26 중량%, Si: 0.01~1 중량%, Al: 0.01~0.5

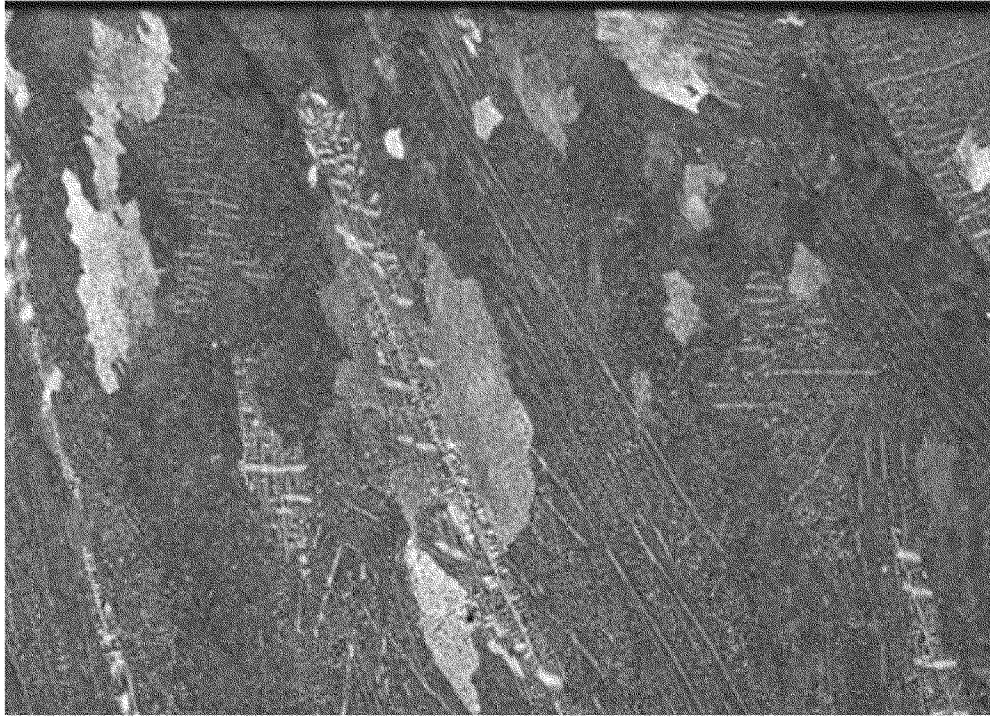
중량%, Ti: 0.1 중량% 이하(0% 제외), Cr: 1~4.5 중량%, Cu: 0.1~0.9 중량%, S: 0.03 중량% 이하(0% 제외), P: 0.3 중량% 이하(0% 제외), N: 0.001 ~ 0.03 중량%, B: 0.004 중량% 이하(0% 제외), 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하는 슬라브를 준비하는 단계;
 상기 슬라브의 표층부에 미세한 재결정 조직이 형성되도록 슬라브에 변형을 가하는 변형부여단계;
 상기와 같이 표층부에 미세한 재결정 조직이 형성된 슬라브를 상온까지 공냉하는 단계;
 상기와 같이 공냉된 슬라브를 1100~1250°C의 온도로 가열하는 재가열 단계;
 상기와 같이 재가열된 슬라브를 850~950°C의 온도에서 마무리 압연하여 열연강재를 얻는 열간압연 단계; 및
 상기 열연강재를 10°C/sec 이상의 냉각속도로 600°C 이하의 가속냉각종료온도까지 가속냉각하는 가속냉각단계를 포함하는 저온용 고 망간 강재의 제조방법.

- [청구항 13] 제12항에 있어서, 상기 변형부여단계는 1000~1200°C에서 강압하 조건의 조압연처리에 의해 실시되는 것을 특징으로 하는 저온용 고 망간 강재의 제조방법.
- [청구항 14] 제12항에 있어서, 상기 변형부여단계는 1000~1200°C의 고온 단조처리에 의해 실시되는 것을 특징으로 하는 저온용 고 망간 강재의 제조방법.
- [청구항 15] 제12항에 있어서, 상기 변형부여단계는 상기 슬라브의 표층부(여기서, 슬라브 표층부는 표면에서, 슬라브 두께 방향으로 표면으로부터 2mm 깊이까지의 영역을 의미함)에, 150 μ m 이상의 크기를 갖는 결정립 수가 단위 cm²당 1개 미만인 재결정 조직이 형성되도록 실시되는 것을 특징으로 하는 저온용 고 망간 강재의 제조방법.
- [청구항 16] 제12항 내지 제15항 중 어느 한 항에 있어서, 상기 변형부여단계 후의 슬라브의 표층부의 평균결정립 크기가 100 μ m 이하인 것을 특징으로 하는 저온용 고 망간 강재의 제조방법.
- [청구항 17] 제12항 내지 제15항 중 어느 한 항에 있어서, 상기 변형부여단계는 초기 슬라브에 대해 15~50%의 두께 감소율을 갖도록 실시되는 것을 특징으로 하는 저온용 고 망간 강재의 제조방법.
- [청구항 18] 제12항에 있어서, 상기 열간압연단계에서 열간압연 시 최종 강재 두께가 18t[t: 강재두께(mm)] 이상일 때에는 열간 마무리 압연 마지막 패스 압연온도가 850°C 이상 900°C 미만이고, 최종 강재 두께가 18t[t: 강재두께(mm)] 미만일 때에는 열간 마무리 압연 마지막 패스 압연온도가 900°C 이상 950°C 이하인 것을 특징으로 하는 저온용 고 망간 강재의 제조방법.
- [청구항 19] 제12항에 있어서, 상기 열간압연단계에서 열간압연 시 강재 두께가 18t[t:

강재두께(mm)] 이상 일 경우 미재결정온도(T_{nr}) 이하의 온도에서의 압하율이 전체 압하율의 40% 이상인 것을 특징으로 하는 저온용 고 망간 강재의 제조방법.

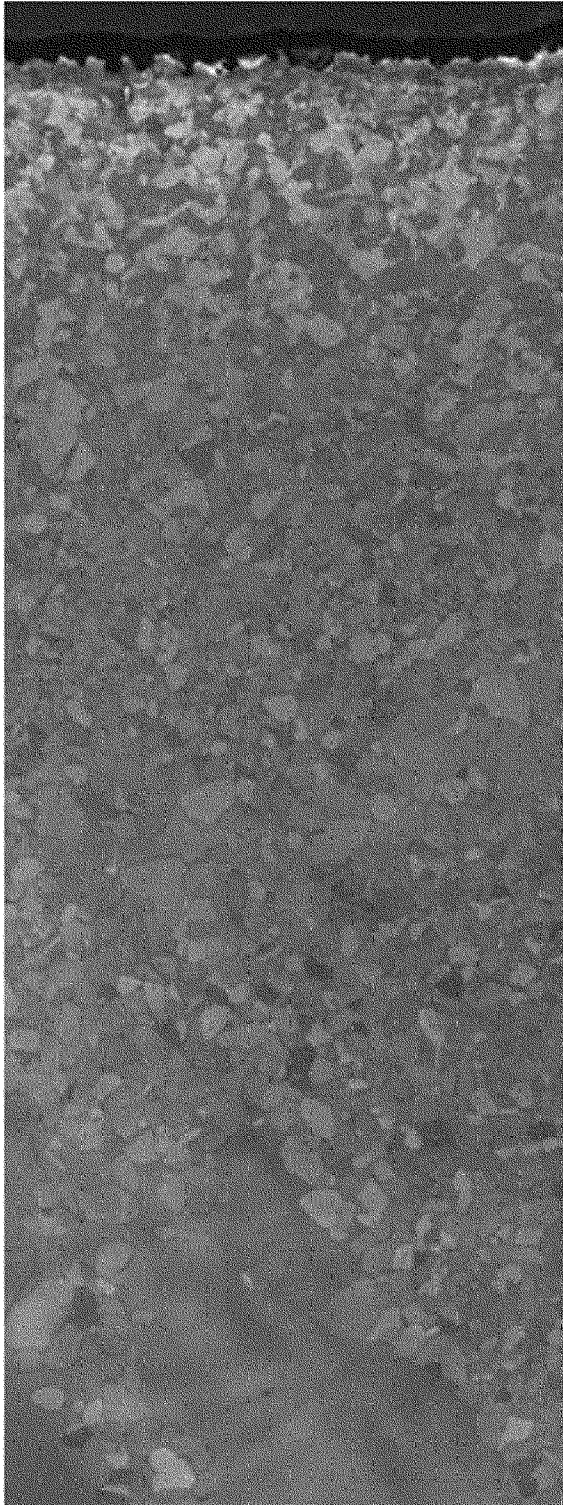
[청구항 20] 제12항에 있어서, 상기 열연강재는 8~40mm의 두께를 갖는 것을 특징으로 하는 저온용 고 망간 강재의 제조방법.

[도 1]



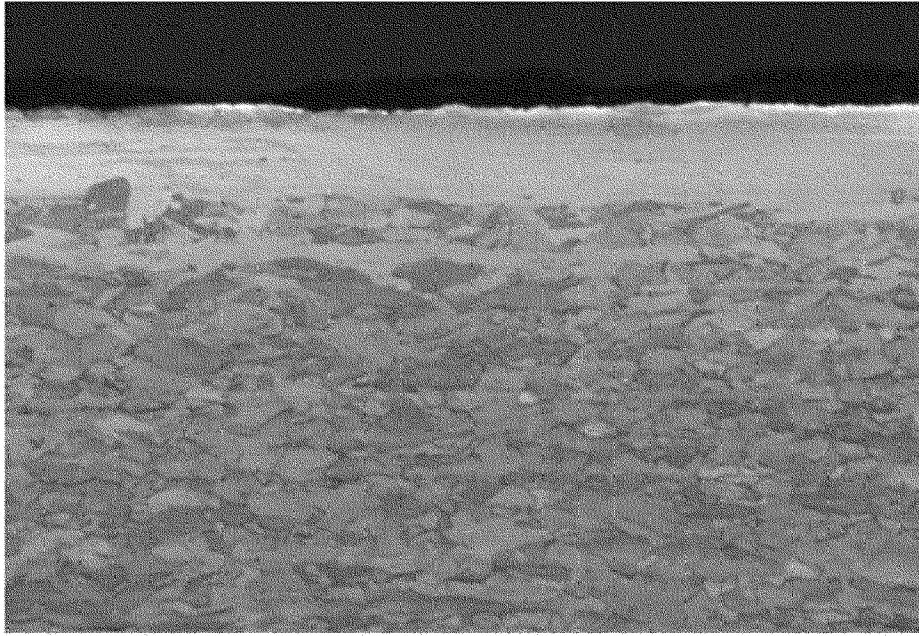
1000 μ m

[도2]



200μm

[도3]



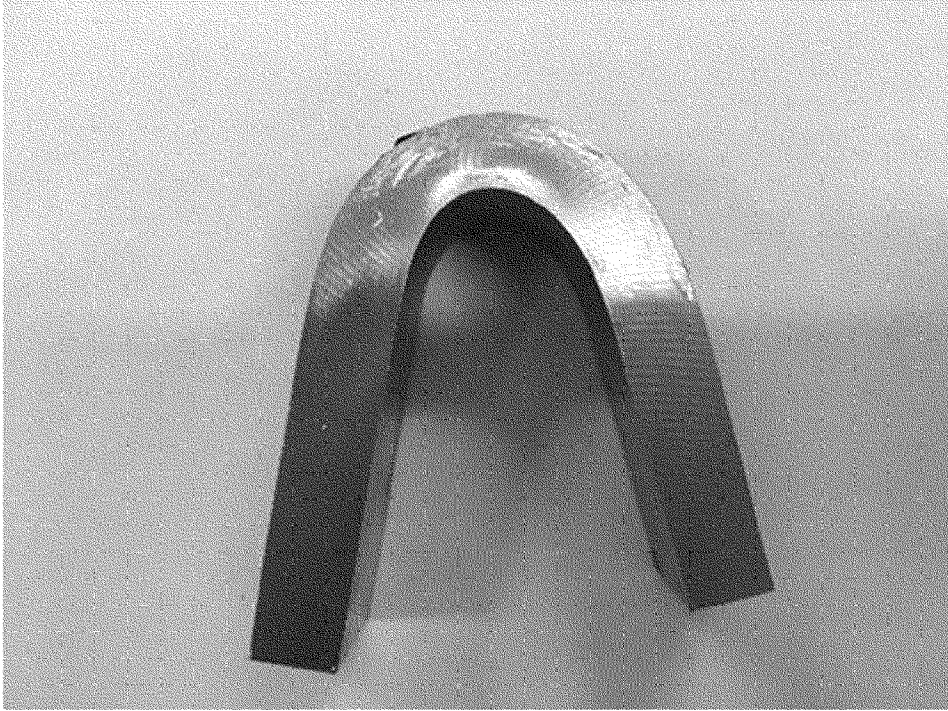
50 μ m

[도4]

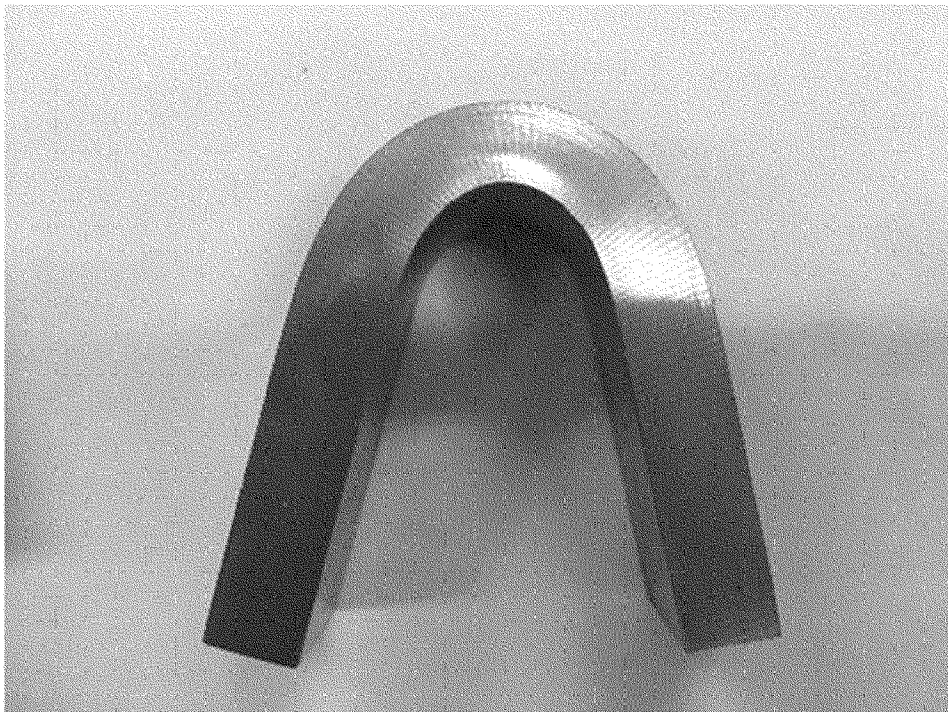


50 μ m

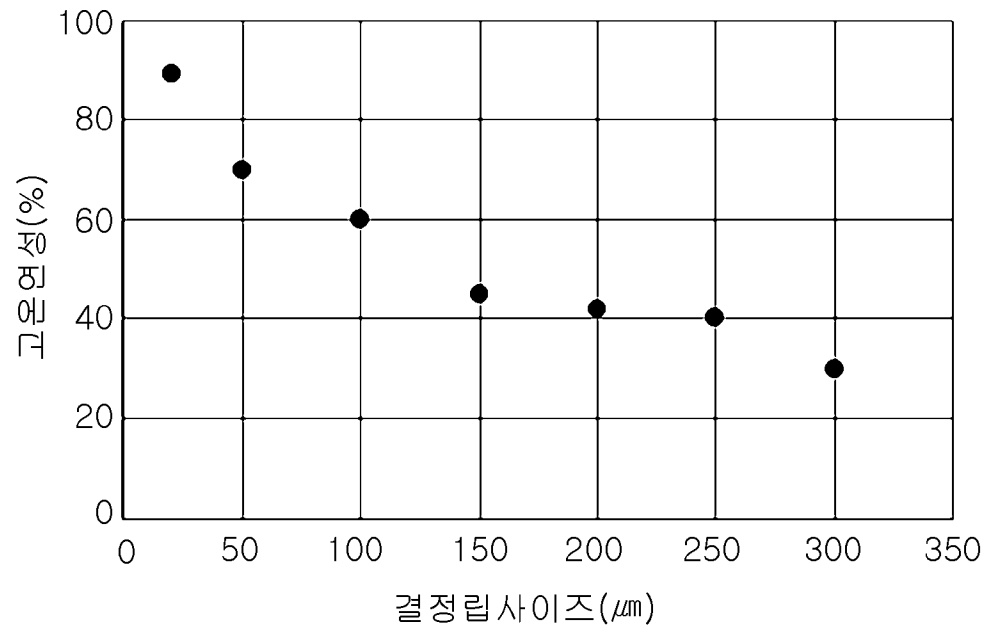
[도5]



[도6]



[도7]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/KR2018/011937

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/38(2006.01)i, C22C 38/28(2006.01)i, C22C 38/20(2006.01)i, C21D 8/02(2006.01)i, C21D 9/00(2006.01)i, C21D 9/46(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 38/38; B21B 3/02; C21D 8/00; C21D 8/02; C22C 38/00; C22C 38/28; C22C 38/20; C21D 9/00; C21D 9/46

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: low temperature, high manganese, forge welding, roughing mill, surface layer, air cooling, re-heating, hot rolling, cooling

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2016-196703 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL) 24 November 2016 See paragraphs [0038]-[0041]; and claims 1-5.	1-20
A	KR 10-2013-0076570 A (POSCO) 08 July 2013 See paragraphs [0070]-[0081]; and claims 6-8.	1-20
A	KR 10-2004-0059582 A (POSCO) 06 July 2004 See claims 1-5.	1-20
A	JP 06-004903 B2 (NIPPON STEEL CORP.) 19 January 1994 See claims 5-15.	1-20
A	KR 10-0711371 B1 (POSCO) 30 April 2007 See claims 1-2.	1-20



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

18 JANUARY 2019 (18.01.2019)

Date of mailing of the international search report

18 JANUARY 2019 (18.01.2019)

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/KR2018/011937

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member	Publication date
JP 2016-196703 A	24/11/2016	NONE	
KR 10-2013-0076570 A	08/07/2013	KR 10-1417231 B1	08/07/2014
KR 10-2004-0059582 A	06/07/2004	KR 10-0946051 B1	09/03/2010
JP 06-004903 B1	19/01/1994	JP 61-235534 A	20/10/1986
KR 10-0711371 B1	30/04/2007	NONE	

A. 발명이 속하는 기술분류(국제특허분류(IPC))
C22C 38/38(2006.01)i, C22C 38/28(2006.01)i, C22C 38/20(2006.01)i, C21D 8/02(2006.01)i, C21D 9/00(2006.01)i, C21D 9/46(2006.01)i

B. 조사된 분야
조사된 최소문헌(국제특허분류를 기재)
C22C 38/38; B21B 3/02; C21D 8/00; C21D 8/02; C22C 38/00; C22C 38/28; C22C 38/20; C21D 9/00; C21D 9/46

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: 저온, 고망간, 단조, 조압연, 표층, 공냉, 재가열, 열간압연, 냉각

C. 관련 문헌

카테고리*	인용문헌명 및 관련 구절(해당하는 경우)의 기재	관련 청구항
A	JP 2016-196703 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL) 2016.11.24 단락 [0038]-[0041]; 및 청구항 1-5 참조.	1-20
A	KR 10-2013-0076570 A (주식회사 포스코) 2013.07.08 단락 [0070]-[0081]; 및 청구항 6-8 참조.	1-20
A	KR 10-2004-0059582 A (주식회사 포스코) 2004.07.06 청구항 1-5 참조.	1-20
A	JP 06-004903 B2 (NIPPON STEEL CORP.) 1994.01.19 청구항 5-15 참조.	1-20
A	KR 10-0711371 B1 (주식회사 포스코) 2007.04.30 청구항 1-2 참조.	1-20

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 신규성 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 01월 18일 (18.01.2019)	국제조사보고서 발송일 2019년 01월 18일 (18.01.2019)
--	---

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
JP 2016-196703 A	2016/11/24	없음	
KR 10-2013-0076570 A	2013/07/08	KR 10-1417231 B1	2014/07/08
KR 10-2004-0059582 A	2004/07/06	KR 10-0946051 B1	2010/03/09
JP 06-004903 B1	1994/01/19	JP 61-235534 A	1986/10/20
KR 10-0711371 B1	2007/04/30	없음	