



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2015년08월21일
(11) 등록번호 10-1546138
(24) 등록일자 2015년08월13일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C21D 8/02 (2006.01) B21B 3/00 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/00 (2006.01)
(21) 출원번호 10-2013-0104087
(22) 출원일자 2013년08월30일
심사청구일자 2013년08월30일
(65) 공개번호 10-2015-0027345
(43) 공개일자 2015년03월12일
(56) 선행기술조사문헌
JP2005146395 A*
*는 심사관에 의하여 인용된 문헌

(73) 특허권자
현대제철 주식회사
인천광역시 동구 중봉대로 63 (송현동)
(72) 발명자
최종민
서울 송파구 백제고분로42길 35, 4층 (송파동)
박철봉
울산 남구 야음로 24, 304동 101호 (야음동, 동부아파트)
(74) 대리인
특허법인 대아
(뒷면에 계속)

전체 청구항 수 : 총 6 항

심사관 : 최정식

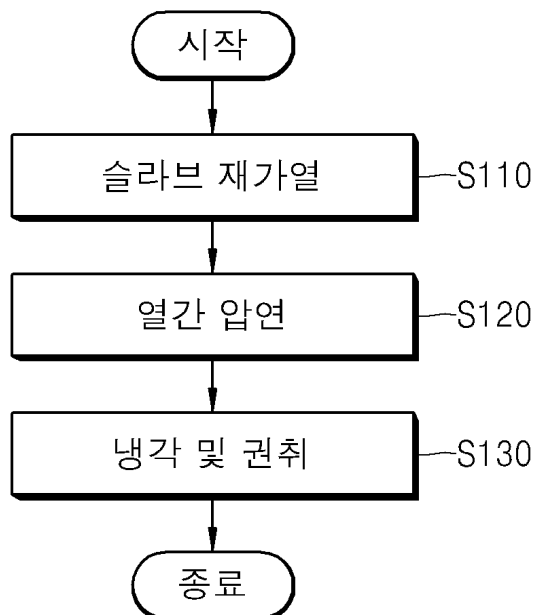
(54) 발명의 명칭 열연강판 및 그 제조 방법

(57) 요약

합금 성분 조절 및 열연공정 조건 제어를 통하여 펄라이트 라멜라 간격을 증가시킴으로써, K55규격(항복강도 : 379 ~ 552 MPa, 인장강도 : 655 MPa이상)을 만족하면서 우수한 충격 인성을 갖는 유정관용 열연강판 및 그 제조 방법에 대하여 개시한다.

(뒷면에 계속)

대표도 - 도1



본 발명에 따른 열연강판의 제조 방법은 (a) 탄소(C) : 0.33 ~ 0.37 중량%, 실리콘(Si) : 0 중량% 초과 ~ 0.25 중량% 이하, 망간(Mn) : 1.4 ~ 1.6 중량%, 인(P) : 0 중량% 초과 ~ 0.01 중량% 이하, 황(S) : 0 중량% 초과 ~ 0.001 중량% 이하, 알루미늄(Al) : 0.02 ~ 0.04 중량%, 티타늄(Ti) : 0.01 ~ 0.02 중량%, 니켈(Ni) : 0.1 ~ 0.3 중량%, 칼슘(Ca) : 0.001 ~ 0.003 중량%, 질소(N) : 0 중량% 초과 ~ 0.006 중량% 이하 및 나머지 철(Fe)과 불가피한 불순물로 이루어지는 슬라브 판재를 SRT(Slab Reheating Temperature) : 1150 ~ 1250℃로 재가열하는 단계; (b) 상기 재가열된 슬라브 판재를 FDT(Finish Delivery Temperature) : 780 ~ 820℃ 조건으로 열간압연하는 단계; 및 (c) 상기 열간압연된 판재를 CT(Coiling Temperature) : 600 ~ 700℃ 조건으로 냉각 및 권취하는 단계;를 포함하는 것을 특징으로 한다.

(72) 발명자

김성주

경기 용인시 기흥구 구갈로 115-16, 207동 1406호
(신갈동, 도현마을현대아파트)

김형래

울산광역시 동구 일산동 590-18

한성경

충남 당진시 송악읍 신복운로3길 8, 102동 101호
(동광아파트)

특허청구의 범위

청구항 1

(a) 탄소(C) : 0.33 ~ 0.37 중량%, 실리콘(Si) : 0 중량% 초과 ~ 0.25 중량% 이하, 망간(Mn) : 1.4 ~ 1.6 중량%, 인(P) : 0 중량% 초과 ~ 0.01 중량% 이하, 황(S) : 0 중량% 초과 ~ 0.001 중량% 이하, 알루미늄(Al) : 0.02 ~ 0.04 중량%, 티타늄(Ti) : 0.01 ~ 0.02 중량%, 니켈(Ni) : 0.1 ~ 0.3중량%, 칼슘(Ca) : 0.001 ~ 0.003 중량%, 질소(N) : 0 중량% 초과 ~ 0.006 중량% 이하 및 나머지 철(Fe)과 불가피한 불순물로 이루어지는 슬라브 판재를 SRT(Slab Reheating Temperature) : 1150 ~ 1250℃로 재가열하는 단계;

(b) 상기 재가열된 슬라브 판재를 FDT(Finish Delivery Temperature) : 780 ~ 820℃ 조건으로 열간압연하는 단계; 및

(c) 상기 열간압연된 판재를 CT(Coiling Temperature) : 600 ~ 700℃ 조건으로 냉각 및 권취하는 단계;를 포함하며,

상기 (c) 단계 이후, 상기 판재는 인장강도(TS) : 655MPa 이상, 항복강도(YP) : 379 ~ 552MPa 및 충격 에너지 : 50J 이상을 갖는 것을 특징으로 하는 열연강관의 제조 방법.

청구항 2

제1항에 있어서,

상기 (c) 단계에서,

상기 냉각은

냉각속도 : 20℃/sec 이상으로 실시하는 것을 특징으로 하는 열연강관의 제조 방법.

청구항 3

제1항에 있어서,

상기 슬라브 판재는

하기 수학적 식 1을 만족하는 범위내에서 망간(Mn) 및 실리콘(Si)을 포함하는 것을 특징으로 하는 열연강관의 제조 방법.

$$\text{수학적 식 1 : } 6 \leq [\text{Mn}]/[\text{Si}] \leq 10$$

(여기서, []는 각 원소의 중량%)

청구항 4

탄소(C) : 0.33 ~ 0.37 중량%, 실리콘(Si) : 0 중량% 초과 ~ 0.25 중량% 이하, 망간(Mn) : 1.4 ~ 1.6 중량%, 인(P) : 0 중량% 초과 ~ 0.01 중량% 이하, 황(S) : 0 중량% 초과 ~ 0.001 중량% 이하, 알루미늄(Al) : 0.02 ~ 0.04 중량%, 티타늄(Ti) : 0.01 ~ 0.02 중량%, 니켈(Ni) : 0.1 ~ 0.3중량%, 칼슘(Ca) : 0.001 ~ 0.003 중량%, 질소(N) : 0 중량% 초과 ~ 0.006 중량% 이하 및 나머지 철(Fe)과 불가피한 불순물로 이루어지며,

인장강도(TS) : 655MPa 이상 및 항복강도(YP) : 379 ~ 552MPa을 갖는 것을 특징으로 하는 열연강관.

청구항 5

제4항에 있어서,

상기 열연강판은

충격에너지 : 50J 이상을 갖는 것을 특징으로 하는 열연강판.

청구항 6

제4항에 있어서,

상기 열연강판은

하기 수학적 1을 만족하는 범위내에서 망간(Mn) 및 실리콘(Si)을 포함하는 것을 특징으로 하는 열연강판.

$$\text{수학적 1 : } 6 \leq [\text{Mn}]/[\text{Si}] \leq 10$$

(여기서, []는 각 원소의 중량%)

명세서

기술분야

[0001] 본 발명은 유정관용 열연강판 제조 기술에 관한 것으로, 보다 상세하게는 펄라이트 라멜라 간격을 증가시켜 높은 충격인성을 갖는 고강도 유정관용(Oil Tubular Country Goods) 열연강판 및 그 제조 방법에 관한 것이다.

배경기술

[0002] 유정용 강판은 석유나 가스의 시추를 위하여 사용되는 강판이다. 이러한 유정용 강판은 통상 열연강판을 조판하여 제조하고 있다.

[0003] 최근 비전통식 채굴 증가에 따른 고강도강 수요가 증대되면서 열처리 비용 및 심리스 대체 등을 통해 제조원가 저감을 위한 신강종 개발 요구가 증가하고 있다. 그 중 대구경용 유정판은 고강도 및 고인성이 요구되며 이로 인해 보다 높은 충격인성이 요구되고 있다.

[0004] 관련 선행문헌으로는 대한민국 공개특허공보 제10-2013-0046920호(2013.05.08. 공개)가 있으며, 상기 문헌에는 열연강판 및 그 제조 방법이 개시되어 있다.

발명의 내용

해결하려는 과제

[0005] 본 발명의 목적은 합금 성분 조절 및 열연공정 조건 제어를 통하여 펄라이트 라멜라 간격을 증가시킴으로써, K55규격(항복강도 : 379 ~ 552 MPa, 인장강도 : 655 MPa이상)을 만족하면서 우수한 충격 인성을 갖는 유정관용 열연강판 및 그 제조 방법을 제공하는 것이다.

과제의 해결 수단

[0006] 상기 목적을 달성하기 위한 본 발명의 실시예에 따른 열연강판의 제조 방법은 (a) 탄소(C) : 0.33 ~ 0.37 중량%, 실리콘(Si) : 0 중량% 초과 ~ 0.25 중량% 이하, 망간(Mn) : 1.4 ~ 1.6 중량%, 인(P) : 0 중량% 초과 ~ 0.01 중량% 이하, 황(S) : 0 중량% 초과 ~ 0.001 중량% 이하, 알루미늄(Al) : 0.02 ~ 0.04 중량%, 티타늄(Ti) : 0.01 ~ 0.02 중량%, 니켈(Ni) : 0.1 ~ 0.3중량%, 칼슘(Ca) : 0.001 ~ 0.003 중량%, 질소(N) : 0 중량% 초과 ~ 0.006 중량% 이하 및 나머지 철(Fe)과 불가피한 불순물로 이루어지는 슬라브 판재를 SRT(Slab Reheating Temperature) : 1150 ~ 1250℃로 재가열하는 단계; (b) 상기 재가열된 슬라브 판재를 FDT(Finish Delivery Temperature) : 780 ~ 820℃ 조건으로 열간압연하는 단계; 및 (c) 상기 열간압연된 판재를 CT(Coiling Temperature) : 600 ~ 700℃ 조건으로 냉각 및 권취하는 단계;를 포함하는 것을 특징으로 한다.

[0007] 상기 다른 목적을 달성하기 위한 본 발명의 실시예에 따른 열연강관은 탄소(C) : 0.33 ~ 0.37 중량%, 실리콘(Si) : 0 중량% 초과 ~ 0.25 중량% 이하, 망간(Mn) : 1.4 ~ 1.6 중량%, 인(P) : 0 중량% 초과 ~ 0.01 중량% 이하, 황(S) : 0 중량% 초과 ~ 0.001 중량% 이하, 알루미늄(Al) : 0.02 ~ 0.04 중량%, 티타늄(Ti) : 0.01 ~ 0.02 중량%, 니켈(Ni) : 0.1 ~ 0.3 중량%, 칼슘(Ca) : 0.001 ~ 0.003 중량%, 질소(N) : 0 중량% 초과 ~ 0.006 중량% 이하 및 나머지 철(Fe)과 불가피한 불순물로 이루어지며, 인장강도(TS) : 655MPa 이상 및 항복강도(YP) : 379 ~ 552MPa를 갖는 것을 특징으로 한다.

발명의 효과

[0008] 본 발명에 따른 열연강관은 니켈을 첨가함으로써, Ae1 온도를 감소시켜 펄라이트의 라멜라 간격을 증가시켜 우수한 충격인성을 가지는 장점이 있다.

[0009] 따라서, 본 발명에 따른 열연강관은 인장강도(TS) : 655MPa 이상, 항복강도(YP) : 379 ~ 552MPa 및 충격 에너지 : 50J 이상을 만족할 수 있는 우수한 충격인성을 갖는 유정관용 열연강관을 제공할 수 있다.

도면의 간단한 설명

[0010] 도 1은 본 발명의 실시예에 따른 열연강관의 제조 방법을 나타낸 순서도이다.

도 2는 실시예 1에 따라 제조된 시편의 미세조직을 나타낸 것이다.

도 3은 비교예 1에 따라 제조된 시편의 미세조직을 나타낸 것이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0011] 본 발명의 이점 및 특징, 그리고 그것들을 달성하는 방법은 첨부되는 도면과 함께 상세하게 후술되어 있는 실시예들을 참조하면 명확해질 것이다. 그러나, 본 발명은 이하에서 개시되는 실시예들에 한정되는 것이 아니라 서로 다른 다양한 형태로 구현될 것이며, 단지 본 실시예들은 본 발명의 개시가 완전하도록 하며, 본 발명이 속하는 기술분야에서 통상의 지식을 가진 자에게 발명의 범주를 완전하게 알려주기 위해 제공되는 것이며, 본 발명은 청구항의 범주에 의해 정의될 뿐이다. 명세서 전체에 걸쳐 동일 참조 부호는 동일 구성요소를 지칭한다.

[0012] 이하 첨부된 도면을 참조하여 본 발명의 바람직한 실시예에 따른 열연강관 및 그 제조 방법에 관하여 상세히 설명하면 다음과 같다.

열연강관

[0013] 본 발명에 따른 열연강관은 인장강도(TS) : 655MPa 이상, 항복강도(YP) : 379 ~ 552MPa 및 충격 에너지 : 50J 이상을 만족하는 것을 목표로 한다.

[0014] 이를 위해, 본 발명에 따른 열연강관은 탄소(C) : 0.33 ~ 0.37 중량%, 실리콘(Si) : 0 중량% 초과 ~ 0.25 중량% 이하, 망간(Mn) : 1.4 ~ 1.6 중량%, 인(P) : 0 중량% 초과 ~ 0.01 중량% 이하, 황(S) : 0 중량% 초과 ~ 0.001 중량% 이하, 알루미늄(Al) : 0.02 ~ 0.04 중량%, 티타늄(Ti) : 0.01 ~ 0.02 중량%, 니켈(Ni) : 0.1 ~ 0.3 중량%, 칼슘(Ca) : 0.001 ~ 0.003 중량%, 질소(N) : 0 중량% 초과 ~ 0.006 중량% 이하 및 나머지 철(Fe)과 불가피한 불순물로 이루어질 수 있다.

[0015] 이하, 본 발명에 따른 열연강관에 포함되는 각 성분의 역할 및 그 함량에 대하여 설명하면 다음과 같다.

탄소(C)

[0016] 탄소(C)는 강도 확보 및 미세조직 제어를 위해 첨가된다.

[0019] 탄소(C)는 본 발명에 따른 열연강판 전체 중량의 0.33 ~ 0.37 중량%의 함량비로 첨가하는 것이 바람직하다. 탄소(C)의 함량이 0.33 중량% 미만일 경우에는 제2상 조직의 분율이 저하되어 강도가 낮아지는 문제가 있다. 반대로, 탄소(C)의 함량이 0.37 중량%를 초과할 경우에는 인성 및 용접성이 저하되는 문제점이 있다.

[0020] **실리콘(Si)**

[0021] 실리콘(Si)은 페라이트 안정화 원소로써 페라이트 변태시 과냉도를 증가시켜 결정립을 미세화시키고 탄화물 형성을 억제하는 효과를 갖는다.

[0022] 실리콘(Si)은 본 발명에 따른 열연강판 전체 중량의 0 중량% 초과 ~ 0.25 중량% 이하의 함량비로 첨가하는 것이 바람직하다. 실리콘(Si)의 함량이 0.25 중량%를 초과할 경우에는 용접성을 떨어뜨리고 열연공정시 재가열 공정 및 열간 압연 시에 적스케일을 발생시켜 표면품질에 문제를 줄 뿐 아니라, 용접 후 도금성을 저해하는 문제점이 있다.

[0023] **망간(Mn)**

[0024] 망간(Mn)은 오스테나이트 안정화 원소로서, 고용강화에 매우 효과적이고 강의 경화능 증가에 큰 영향을 미친다.

[0025] 망간(Mn)은 본 발명에 따른 열연강판 전체 중량의 1.4 ~ 1.6 중량%의 함량비로 첨가하는 것이 바람직하다. 망간(Mn)의 함량이 1.4 중량% 미만일 경우에는 제2상 조직의 분율이 저하되어 강도 확보에 어려움이 따를 수 있다. 반대로, 망간(Mn)의 함량이 1.6 중량%를 초과할 경우에는 강에 고용된 황을 MnS로 석출하여 주조시 중심편석을 유발하여 강의 내부식성을 크게 떨어뜨린다.

[0026] 망간(Mn)과 실리콘(Si)의 함량비는 하기 수학적 식 1에 따라 첨가될 때, 용융온도를 감소시켜서 용접부에 발생하는 Mn-Si-O 개재물을 외부로 배출시켜 용접부 균열 발생을 현저하게 감소시킬 수 있다.

[0027] 수학적 식 1 : $6 \leq [Mn]/[Si] \leq 10$ (여기서, []는 각 원소의 중량%)

[0028] **인(P)**

[0029] 인(P)은 함량이 0.01 중량%를 초과할 경우에는 용접성을 악화시키고 슬라브 중심 편석에 의해 내부식성을 저하시키는 문제가 있다. 따라서, 인(P)은 본 발명에 따른 열연강판 전체 중량의 0 중량% 초과 ~ 0.01 중량% 이하의 범위로 제한하는 것이 바람직하다.

[0030] **황(S)**

[0031] 황(S)은 함량이 0.001 중량%를 초과할 경우에는 강의 인성 및 용접성을 저해하고 MnS 비금속 개재물을 증가시켜 강의 내부식성을 저하시킬 수 있다. 따라서, 황(S)은 본 발명에 따른 열연강판 전체 중량의 0 중량% 초과 ~ 0.001 중량% 이하의 범위로 제한하는 것이 바람직하다.

[0032] **알루미늄(Al)**

[0033] 알루미늄(Al)은 강 중의 산소를 제거하기 위한 탈산제 역할을 한다.

[0034] 알루미늄(Al)은 본 발명에 따른 열연강판 전체 중량의 0.02 ~ 0.04 중량%의 함량비로 첨가하는 것이 바람직하다. 알루미늄(Al)의 함량이 0.02 중량% 미만일 경우에는 상기의 실리콘 첨가 효과를 제대로 발휘할 수 없다. 반대로, 알루미늄(Al)의 함량이 0.04 중량%를 초과할 경우에는 용접성을 저해하는 문제점이 있다.

[0035] **티타늄(Ti)**

[0036] 티타늄(Ti)은 고온안정성이 높은 Ti(C, N) 석출물을 생성시킴으로써, 용접시 오스테나이트 결정립 성장을 방해하여 용접부의 조직을 미세화시킴으로써 열연 강판의 인성 및 강도를 향상시키는 효과를 갖는다.

[0037] 티타늄(Ti)은 본 발명에 따른 열연강판 전체 중량의 0.01 ~ 0.02 중량%의 함량비로 첨가하는 것이 바람직하다. 티타늄(Ti)의 함량이 0.01 중량% 미만일 경우에는 오스테나이트 결정립이 조대해지는 문제점이 있다. 반대로, 티타늄(Ti)의 함량이 0.02 중량%를 초과할 경우에는 조대한 TiN 석출물을 생성시킴으로써 강의 내부식성을 저하시킬 수 있다.

[0038] **니켈(Ni)**

[0039] 니켈(Ni)은 망간(Mn)과 함께 대표적인 오스테나이트 안정화 원소로써 고용강화에 매우 효과적이고 강의 경화능 증가에 큰 영향을 미친다. 또한, 망간(Mn)과 마찬가지로 Ae1온도를 감소시킴으로써, 펄라이트의 라멜라 간격을 증가시킨다.

[0040] 니켈(Ni)은 본 발명에 따른 열연강판 전체 중량의 0.1 ~ 0.3중량%의 함량비로 첨가하는 것이 바람직하다. 니켈(Ni)의 함량이 0.1 중량% 미만일 경우에는 니켈 첨가 효과를 제대로 발휘할 수 없다. 반대로, 니켈(Ni)의 함량이 0.3 중량%를 초과하여 다량 첨가될 경우에는 적열취성을 유발하는 문제가 있다.

[0041] **칼슘(Ca)**

[0042] 칼슘(Ca)은 CaS를 형성시켜 강중의 황의 함량을 낮추고, 아울러 MnS 편석을 감소시켜 강의 청정도 및 황의 입계 편석을 감소시켜 재가열 균열에 대한 저항성을 증가시키는 역할을 한다.

[0043] 칼슘(Ca)은 본 발명에 따른 열연강판 전체 중량의 0.001 ~ 0.003 중량%의 함량비로 첨가하는 것이 바람직하다. 칼슘(Ca)의 함량이 0.001 중량% 미만으로 첨가될 경우에는 칼슘(Ca)의 첨가효과를 보기 힘들다. 반대로, 칼슘(Ca)의 함량이 0.003 중량%를 초과할 경우 CaS 개재물을 형성함으로써 내부식성 및 용접성에 효과적인 MnS의 생성을 방해한다.

[0044] **질소(N)**

[0045] 질소(N)의 함량이 0.006 중량%를 초과할 경우에는 강의 충격특성 및 연신율을 떨어뜨리고 용접부 인성을 크게 저해한다. 따라서, 질소(N)는 본 발명에 따른 열연강판 전체 중량의 0 중량% 초과 ~ 0.006 중량% 이하의 범위로 제한하는 것이 바람직하다.

[0046] **열연강판의 제조 방법**

[0047] 도 1은 본 발명의 실시예에 따른 열연강판의 제조 방법을 나타낸 순서도이다.

[0048] 도 1을 참조하면, 본 발명에 따른 열연강판의 제조 방법은 슬라브 재가열 단계(S110), 열간 압연 단계(S120) 및 냉각 및 권취 단계(S130)를 포함한다. 이때, 슬라브 재가열 단계(S110)는 반드시 수행되어야 하는 것은 아니나, 석출물의 재고용 등의 효과를 도출하기 위하여 실시하는 것이 더 바람직하다.

[0049] 본 발명에 따른 극후물 관재의 제어압연 방법에서 열연공정의 대상이 되는 반제품 상태의 슬라브 관재는 탄소(C) : 0.33 ~ 0.37 중량%, 실리콘(Si) : 0 중량% 초과 ~ 0.25 중량% 이하, 망간(Mn) : 1.4 ~ 1.6 중량%, 인(P) : 0 중량% 초과 ~ 0.01 중량% 이하, 황(S) : 0 중량% 초과 ~ 0.001 중량% 이하, 알루미늄(Al) : 0.02 ~ 0.04 중량%, 티타늄(Ti) : 0.01 ~ 0.02 중량%, 니켈(Ni) : 0.1 ~ 0.3중량%, 칼슘(Ca) : 0.001 ~ 0.003 중량%, 질소(N) : 0 중량% 초과 ~ 0.006 중량% 이하 및 나머지 철(Fe)과 불가피한 불순물로 이루어질 수 있다.

[0050] **슬라브 재가열**

[0051] 슬라브 재가열 단계(S110)에서는 상기 조성을 갖는 슬라브 관재를 SRT(Slab Reheating Temperature) : 1150 ~ 1250℃로 2시간 이상 재가열한다. 여기서, 상기 슬라브 관재는 제강공정을 통해 원하는 조성의 용강을 얻은 다음에 연속주조공정을 통해 얻어질 수 있다. 이때, 슬라브 재가열 단계(S110)에서는 연속주조공정을 통해 확보한

슬라브 판재를 재가열하는 것을 통하여, 주조 시 편석된 성분을 재고용한다.

[0052] 이때, 슬라브 재가열 온도(SRT)가 1150℃ 미만일 경우에는 주조시 편석된 성분들이 충분히 분포되지 않는 문제점이 있다. 반대로, 슬라브 재가열 온도가 1250℃를 초과할 경우에는 조대한 오스테나이트가 형성되어 강도 확보가 어렵다.

[0053] **열간 압연**

[0054] 열간 압연 단계(S120)에서는 재가열된 슬라브 판재를 고르기 압연 및 길이내기 압연으로 마무리 압연 온도(FDT, Finish Delivery Temperature) : 780 ~ 820℃ 조건으로 열간 압연을 실시한다.

[0055] 마무리 압연 온도가 780℃ 미만일 경우에는 Ae3 온도가 760℃이므로 압연 중 변형 유기 페라이트 변태가 발생하여 펄라이트 양이 감소하므로 강도 저하를 야기시킨다. 반대로, 마무리 압연 온도가 820℃를 초과할 경우에는 연성 및 인성은 우수하나, 강도가 급격히 저하되는 문제가 있다.

[0056] **냉각 및 권취**

[0057] 냉각 및 권취단계(S130)에서는, 열간 압연된 판재를 냉각한 후 권취한다.

[0058] 냉각 및 권취 단계(S130)에서, 상기 열간 압연된 판재를 냉각속도 : 20℃/sec 이상의 조건으로 냉각한다. 냉각속도가 20℃/sec 미만일 경우에는 결정립 성장이 촉진되어 강도 확보에 어려움이 따를 수 있다.

[0059] 냉각이 완료된 판재는 CT(Coiling Temperature) : 600 ~ 700℃ 조건으로 권취된다. 권취온도가 600℃ 미만일 경우에는 충분한 강도는 확보할 수 있으나 고인성 확보가 어려운 문제점이 있다. 반대로, 권취온도가 700℃를 초과할 경우에는 강도가 불충분하다.

[0060] 상기의 과정(S110 ~ S130)으로 제조되는 유정관용 열연강관은 펄라이트 라멜라 간격이 증가하여 우수한 충격인성을 가질 수 있다.

[0061] 또한, 상기 방법으로 제조되는 열연강관은 인장강도(TS) : 655MPa 이상, 항복강도(YP) : 379 ~ 552MPa, 충격 에너지 : 50J 이상을 만족할 수 있다.

[0062] **실시예**

[0063] 이하, 본 발명의 바람직한 실시예를 통해 본 발명의 구성 및 작용을 더욱 상세히 설명하기로 한다. 다만, 이는 본 발명의 바람직한 예시로 제시된 것이며 어떠한 의미로도 이에 의해 본 발명이 제한되는 것으로 해석될 수는 없다.

[0064] 여기에 기재되지 않은 내용은 이 기술 분야에서 숙련된 자이면 충분히 기술적으로 유추할 수 있는 것이므로 그 설명을 생략하기로 한다.

[0065] **1. 시편의 제조**

[0066] 표 1에 기재된 조성 및 표 2에 기재된 공정 조건으로 실시예 1 ~ 2 및 비교예 1 ~ 2에 따른 시편들을 제조하였다. 이때, 실시예 1 ~ 2 및 비교예 1 ~ 2에 따른 시편들의 경우, 각각의 조성을 갖는 잉곳을 제조하고, 이를 압연모사 시험기를 이용하여 가열한 후, 열간 압연하고 공냉하였다.

[0067] [표 1] (단위 : 중량%)

구분	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Cr	Ni	Ca	N	B (ppm)
실시예 1	0.35	0.23	1.6	0.01	0.001	0.03	0.02	-	0.2	0.003	0.006	-
실시예 2	0.33	0.22	1.6	0.01	0.001	0.04	0.01	-	0.3	0.001	0.005	-
비교예 1	0.35	0.20	1.4	0.01	0.001	0.02	0.02	0.1	-	0.002	0.006	-
비교예 2	0.36	0.21	1.4	0.01	0.001	0.04	0.01	0.3	-	0.003	0.006	20

[0068]

[0069] [표 2]

구분	SRT (°C)	FDT (°C)	CT (°C)	냉각속도 (°C/sec)
실시예 1	1200	800	650	22
실시예 2	1210	820	650	25
비교예 1	1200	750	670	23
비교예 2	1180	790	650	16

[0070]

[0071] 2. 기계적 물성 평가

[0072] 표 3은 실시예 1 ~ 2 및 비교예 1 ~ 2에 따라 제조된 시편들의 기계적 물성에 대한 평가 결과를 나타낸 것이다.

[0073] [표 3]

구분	YP (MPa)	TS (MPa)	충격 에너지 (J)
목표값	379~552	655↑	50 ↑
실시예 1	481	684	57
실시예 2	491	679	61
비교예 1	532	749	38
비교예 2	497	735	19

[0074]

[0075] 표 1 내지 표 3을 참조하면, 실시예 1 ~ 2에 따라 제조된 시편들은 각 시편 방향과 무관하게 목표값에 해당하는 인장강도(TS) : 655MPa 이상, 항복강도(YP) : 379 ~ 552MPa, 충격 에너지 : 50J 이상을 모두 만족하는 것을 알 수 있다.

[0076] 반면, 실시예 1과 비교하여, 니켈(Ni)이 미첨가되고, 크롬(Cr)이 추가로 첨가되었으며, FDT가 본 발명에서 제시하는 범위에 미달하는 온도로 실시된 비교예 1에 따라 제조된 시편은 인장강도(TS) 및 항복강도(YP)는 목표값을 만족하였으나, 충격 에너지 값이 목표값에 미달하는 것을 알 수 있다.

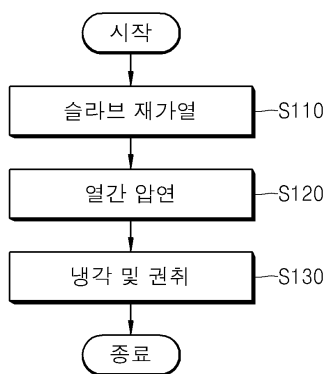
- [0077] 또한, 니켈(Ni)이 미첨가되고, 크롬(Cr) 및 보론(B)이 추가로 첨가되었으며, 냉각속도가 본 발명에서 제시하는 범위보다 낮은 속도로 실시된 비교예 2에 따라 제조된 시편은 인장강도(TS) 및 항복강도(YP)는 목표값을 만족하였으나, 충격 에너지 값이 목표값에 미달하는 것을 알 수 있다.
- [0078] 한편, 도 2는 실시예 1에 따라 제조된 시편의 미세조직을 나타낸 것이고, 도 3은 비교예 1에 따라 제조된 시편의 미세조직을 나타낸 것이다.
- [0079] 도 2 및 도 3을 참조하면, 실시예 1에 따라 제조된 시편의 펄라이트 라멜라 간격은 비교예 1에 따라 제조된 시편의 펄라이트 라멜라 간격보다 넓은 것을 알 수 있다. 이에 따라, 상술한 표3의 기계적 물성값을 살펴보면 실시예 1보다 비교예 1의 충격 에너지 값이 현저히 적은 것을 알 수 있다.
- [0080] 따라서, 본 발명에 따른 열연강관은 합금 성분 및 공정 조건 제어를 통해 펄라이트의 라멜라 간격을 증가시킴으로써, 항복강도 : 379 ~ 552MPa 및 인장강도 : 655MPa 이상을 만족하면서도 우수한 충격 인성값을 갖는 유정관용 열연강관을 제공할 수 있다.
- [0081] 이상에서는 본 발명의 실시예를 중심으로 설명하였지만, 당업자의 수준에서 다양한 변경이나 변형을 가할 수 있다. 이러한 변경과 변형이 본 발명의 범위를 벗어나지 않는 한 본 발명에 속한다고 할 수 있다. 따라서 본 발명의 권리범위는 이하에 기재되는 청구범위에 의해 판단되어야 할 것이다.

부호의 설명

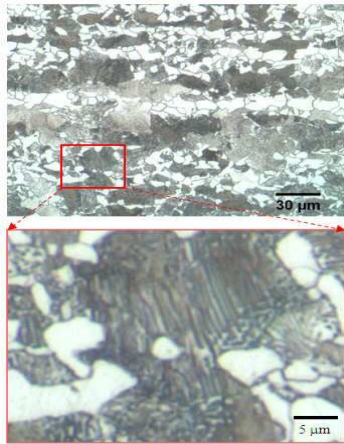
- [0082] S110 : 슬라브 재가열 단계
- S120 : 열간 압연 단계
- S130 : 냉각 및 권취 단계

도면

도면1



도면2



도면3

