



(19) 대한민국특허청(KR)

(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2015년10월28일

(11) 등록번호 10-1563929

(24) 등록일자 2015년10월22일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)

*C22C 38/14* (2006.01) *B21B 1/26* (2006.01)

*C21D 8/02* (2006.01) *C21D 9/46* (2006.01)

(21) 출원번호 10-2009-7013435

(22) 출원일자(국제) 2008년10월24일

심사청구일자 2013년10월02일

(85) 번역문제출일자 2009년06월26일

(65) 공개번호 10-2010-0070310

(43) 공개일자 2010년06월25일

(86) 국제출원번호 PCT/CN2008/072807

(87) 국제공개번호 WO 2009/056055

국제공개일자 2009년05월07일

(30) 우선권주장

200710094177.2 2007년10월26일 중국(CN)

(56) 선행기술조사문헌

JP2007270194 A\*

JP2000303147 A

JP2000192140 A

JP평성10298706 A

\*는 심사관에 의하여 인용된 문헌

(73) 특허권자

바오산 아이론 앤 스틸 유한공사

중국 상하이 201900 바오산 디스트릭트 푸진 로드  
넘버 885

(72) 발명자

야오, 리안텅

중국 상하이 201900, 무단지양 로오드, 사우스 빌  
딩 1813

자오, 지아오딩

중국 상하이 201900, 무단지양 로오드, 사우스 빌  
딩 1813

자오, 시원

중국 상하이 201900, 무단지양 로오드, 사우스 빌  
딩 1813

(74) 대리인

김석윤, 이승초

전체 청구항 수 : 총 5 항

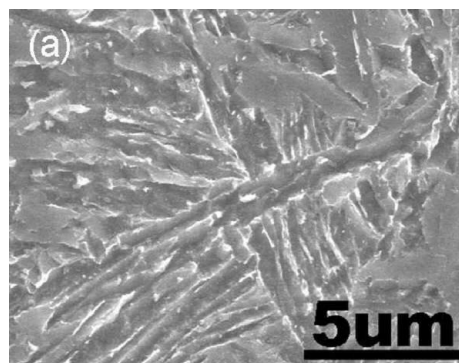
심사관 : 정상익

(54) 발명의 명칭 낮은 용접 크랙 감도와 800MPa의 항복 강도를 갖는 강판 및 그 제조 방법

### (57) 요약

본 발명은 낮은 용접 크랙 감도 및 800MPa의 항복 강도를 가진 강판 및 그를 위한 제조 방법을 제공하는 데 있다. 상기 낮은 용접 크랙 감도를 갖는 강판은 다음의 화학적 성분들(wt. %: 무게 퍼센트): C:0.03-0.08wt. %, Si:0.05-0.70wt. %, Mn:1.30-2.20wt. %, Mo:0.10-0.30wt. %, Nb:0.03-0.10wt. %, V:0.03-0.45wt. %, Ti:0.002-0.040wt. %, Al:0.02-0.04wt. %, B:0.0010-0.0020wt. % 및 나머지 Fe와 불가피한 불순물로 구성되며, 용접 크랙 감도 지수는 다음의 공식, 즉  $P_{cm} \leq 0.20\%$ 을 만족하는 것을 특징으로 한다. 열-기계 제어 롤링 및 냉각 공정은 초미세 베이나이트 배턴 매트릭스 구조를 얻기 위하여 사용되며, 상기 공정은 강철의 밀도, 성형성 및 인성을 증가시킨다. 본 발명에 의한 낮은 용접 크랙 감도를 갖는 강판은 800MPa 이상의 항복 강도를 가지며, 900MPa 이상의 인장 강도를 가지며, 150J 정도의 샤르피 충격 에너지 Akv(-20℃)와 우수한 용접 성능을 제공한다.

대표도 - 도1a



## 명세서

### 청구범위

#### 청구항 1

낮은 용접 크랙 감도와 800MPa의 항복 강도를 갖는 강판으로서, 상기 강판은 다음의 화학적 조성성분들(wt.%, 무게 퍼센트); C:0.03-0.08wt.%, Si:0.05-0.70wt.%, Mn:1.30-2.20wt.%, Mo:0.10-0.30wt.%, Nb:0.03-0.10wt.%, V:0.03-0.45wt.%, Ti:0.002-0.040wt.%, Al:0.02-0.04wt.%, B:0.0010-0.0020wt.% 및 그 나머지는 Fe와 불가피한 불순물로 구성되며, 상기 강판의 용접 크랙 감도 지수(Pcm)는  $0.14 \leq Pcm \leq 0.20\%$ 을 만족하되, 상기 용접 크랙 감도 지수는  $Pcm(\%) = C + Si/30 + Ni/60 + (Mn + Cr + Cu)/20 + Mo/15 + V/10 + 5B$ 에 의해 결정되며, 그리고 상기 강판은 초미세 베이나이트 배턴 구조를 갖는 것을 특징으로 하는 낮은 용접 크랙 감도와 800MPa의 항복 강도를 갖는 강판.

#### 청구항 2

삭제

#### 청구항 3

제1항에 정의된 강판을 제조하는 방법으로서,

용해, 주조, 가열, 롤링 및 냉각 단계를 구비하고 있으며, 롤링 공정 이후에는 강철의 냉각 단계를 바로 진행하되, 주조된 연속 주조 빌렛 또는 강철 잉곳의 두께는 완성된 강판 두께의 최소한 4배이며, 상기 가열 공정에 있어서 가열 온도는 1050 내지 1180℃이며, 그 유지 시간은 120 내지 180분이며, 상기 롤링 공정은 제1 단계 롤링과 제2 단계 롤링으로 구분되고, 제1 단계 롤링에 있어서의 시작 롤링 온도는 1050 내지 1150℃이며, 롤링된 부재의 두께가 완성된 강판 두께의 2배 내지 4배가 될 때, 롤링된 부재는 온도가 800 내지 860℃가 될 때 까지 롤러 베드 상에 머물며, 그 다음 제2 단계 롤링이 진행되는 것을 특징으로 하는 낮은 용접 크랙 감도와 800MPa의 항복 강도를 갖는 강판의 제조방법.

#### 청구항 4

삭제

#### 청구항 5

삭제

#### 청구항 6

삭제

#### 청구항 7

삭제

#### 청구항 8

제3항에 있어서, 상기 제2 단계 롤링에 있어서 파스 변형 비율은 10-28%이며, 마감 롤링 온도는 780-840℃인 것을 특징으로 하는 낮은 용접 크랙 감도와 800MPa의 항복 강도를 갖는 강판의 제조방법.

#### 청구항 9

제3항에 있어서, 상기 냉각 공정은 가속 냉각 장비 내에서의 강제 냉각 및 공기 냉각 단계를 포함하며, 상기 강판은 가속 냉각 장비 내로 진입하며 그리고 15 내지 30℃/초의 속도로 350 내지 400℃의 온도까지 냉각되며, 그리고 가속 냉각 장비로부터 배출된 이후에 공기 냉각되는 것을 특징으로 하는 낮은 용접 크랙 감도와 800MPa의 항복 강도를 갖는 강판의 제조방법.

#### 청구항 10

제9항에 있어서, 상기 공기 냉각은 상기 강판을 포장된 형태로 냉각하거나(cooling in packed formation) 또는 뱅크 냉각(bank cooling) 방법으로 냉각 작업이 수행되는 것을 특징으로 하는 낮은 용접 크랙 감도와 800MPa의 항복 강도를 갖는 강판의 제조방법.

## 발명의 설명

## 기술 분야

[0001] 본 발명은 고강도 구조 철강에 관한 것이며, 특히 낮은 용접 크랙 감도 및 800MPa의 항복 강도를 갖는 초미세 베이나이트 페라이트 강판에 관한 것이다.

## 배경 기술

[0002] 냉간 용접 크랙(crack; 균열 발생)은 용접 공정에 있어서 대단히 일반적인 결함이다. 특히, 낮은 또는 중간 합금의 고강도 강철이 용접될 때, 강도 레벨이 증가함에 따라, 냉간 크랙을 형성하기 위한 경향은 보다 증가한다. 냉간 크랙의 발생을 방지하기 위하여, 용접 이전의 사전 가열 및 용접 이후의 열처리들이 일반적으로 필요하다. 이에 따라 강도가 더 높을수록, 사전 가열 온도가 더 높아지기 때문에, 이에 따라 어떤 경우에 있어서는 용접 공정의 복잡성과 작용 가능성이 복잡해지는 경향이 있어, 용접 구조의 안전성에 신뢰도가 저하되며, 특히 큰 철강 구조물에 있어서 그러하다. 석화 작용, 고층 빌딩, 교각, 조선소와 같은 산업에서는 크고 높은 강도의 철강 구조물을 사전 예열하지 않을 뿐만 아니라, 용접 이후에 열 처리를 하지 않는다. 강철의 용접 크랙 강도 수치  $P_{cm}$ 은 가능한 낮게 할 필요가 있다. 따라서, 낮은 용접 크랙 감도를 갖는 고강도 강판은 야금 분야에서 개발되었다.

[0003] CF 강철이라고 불리는 낮은 용접 크랙 감도를 갖는 고강도 강철은 우수한 용접 특성과 낮은 온도 인성을 갖는 낮은 합금 고강도 강철 유형이다. 상기와 같은 강철의 장점은 다음과 같다. 즉, 사전 가열이 용접 이전에 필요하지 않거나 또는 크랙 발생 없이 약간의 사전 가열만이 필요하다. 이와 같은 방법은 큰 철강 구조물에 있어서 용접 순서에 따른 문제를 해결하는 장점이 있다.

[0004]  $P_{cm}$ 을 감소시키기 위한 방법은 카본 또는 합금 요소의 추가 양을 줄이는 것이다. 그러나, 담금질(quenching) 처리 및 템퍼링 처리하여 만들어진 고강도 강철에 대하여, 카본 또는 합금 요소의 추가 양을 감소시키는 것은 불가피하게 강철의 강도를 감소시키는 일이 발생한다. 열-기구 제어 롤링 및 냉각 공정(TMCP)을 이용함으로써 이러한 결함을 방지할 수 있다. 열정제(thermal refining) 공정(담금질 및 템퍼링)과 비교하여, 열-기구 제어 롤링 및 냉각 공정(TMCP)은 결정 입자들을 정제할 수 있어, 철강의 낮은 온도 인성을 개선할 수 있는 장점이 있다.

[0005] 현재로는, TMCP 기술에 의하여 만들어진 낮은 용접 크랙 강도를 갖는 강철의 합금 요소는 일반적으로 Mn-Ni-Nb-Mo-Ti 및 Si-Mn-Cr-Mo-Ni-Cu-Nb-Ti-Al-B 시스템이다. 예를 들면, 국제 공개 특허 WO 99/05335에 공개된 TMCP 공정에 의하여 만들어진 낮은 합금, 고강도 강철의 화학적인 구성 요소는 다음과 같다. C:0.05-0.10 wt.%, Mn:1.7-2.1 wt.%, Ni:0.2-1.0 wt.%, Mo:0.25-0.6 wt.%, Nb:0.01-0.10 wt.%, Ti:0.005-0.03 wt.%, P=0.015 wt.%, S=0.003 wt.%; 예를 들면, CN1521285에 공개된 초저 카본 베이나이트 강철의 화학적 구성 요소는 다음과 같다: (wt.%, 무게 퍼센트): C:0.01-0.05 wt.%, Si:0.05-0.5 wt.%, Mn:1.0-2.2 wt.%, Ni:0.0-1.0 wt.%, Mo:0.0-0.5 wt.%, Cr:0.0-0.7 wt.%, Cu:0.0-1.8 wt.%, Nb:0.015-0.070 wt.%, Ti:0.005-0.03 wt.%, B:0.0005-0.005 wt.%, Al:0.015-0.07 wt.%,

[0006] 상기 두 가지 공개된 강철의 합금 요소는 Mn-Ni-Nb-Mo-Ti 및 Si-Mn-Cr-Mo-Ni-Cu-Nb-Ti-Al-B 시스템으로 구성된다. Mo 및 Ni는 우수한 금속이기 때문에, 이러한 유형의 강판들의 생산 비용은 그 유형의 관점 및 첨가된 합금 요소의 전체 첨가량으로부터 상대적으로 높다. 그리고, 그들 두 가지는 템퍼링 열처리를 사용하며, 이에 따라 강판의 제조 공정을 증가시키고 그리고 강판의 제작 비용을 증가시킨다. 그들의  $P_{cm}$  값은 상대적으로 높으며, 이에 따라 용접 성능에 역효과를 주는 문제점이 있다.

[0007] 상기와 같은 문제점들을 해결하고자, 본 발명은 Si-Mn-Nb-Mo-V-Ti-Al-B 시스템의 강철을 이용한다. 그리고 본 발명은 V-보강 효과를 이용함에 따라 낮은 용접 크랙 감도 및 800MPa의 항복 강도를 갖는 초미세 베이나이트-처리된 강판과, 열 정제 과정 없이 열-기구 제어 롤링 및 냉각 공정을 구현할 수 있으며, 그 결과로 강판은 우수

한 낮은 온도 인성과 용접 안정성을 구현할 수 있게 된다.

### 발명의 상세한 설명

- [0008] 이에 따라, 본 발명의 목적은 낮은 용접 크랙 감도 및 800MPa의 항복 강도를 갖는 강판을 제공하는데 있다.
- [0009] 본 발명의 다른 목적은 낮은 용접 크랙 감도를 갖는 강판에 대한 제조 방법을 제공하는 것이다.
- [0010] 본 발명의 제1 양태에 따르면, 낮은 용접 크랙 감도와 800MPa의 항복 강도를 갖는 강판이 제공된다. 상기 강판은 다음과 같은 화학적 구성 요소를 갖는다. (wt.%, 무게%): C:0.03-0.08 wt.%, Si:0.05-0.70 wt.%, Mn:1.30-2.20 wt.%, Mo:0.10-0.30 wt.%, Nb:0.03-0.10 wt.%, V:0.03-0.45 wt.%, Ti:0.002-0.040 wt.%, Al:0.02-0.04 wt.%, B:0.0010-0.0020 wt.%. 나머지(balance)는 Fe 및 불가피한 불순물이며, 용접 크랙 감도 지수는 다음의 수식을 만족한다:  $P_{cm} \leq 0.20\%$ .
- [0011] 낮은 용접 크랙 감도를 갖는 강판은 초미세 베이나이트-처리된 구조를 갖는다.
- [0012] 낮은 용접 크랙 감도를 갖는 강판의 용접 크랙에 대한 감도 지수  $P_{cm}$ 은 다음의 공식에 따라 결정된다.
- [0013]  $P_{cm}(\%) = C + Si/30 + Ni/60 + (Mn + Cr + Cu)/20 + Mo/15 + V/10 + 5B$ .
- [0014] 용접 크랙 감도 지수  $P_{cm}$ 은 강철의 용접 냉간 크랙 감도를 반영하는 지수이다.  $P_{cm}$  지수가 작을수록, 용접성은 우수하다. 그리고  $P_{cm}$  지수가 클수록, 용접성은 나빠진다. 우수한 용접성이란 용접에 따라 용접 크랙이 쉽게 발생하지 않는 강철을 의미한다. 반면에, 나쁜 용접성이란 크랙을 보다 쉽게 발생할 수 있는 강철을 뜻한다. 크랙의 발생을 줄이기 위하여, 용접 이전에 강철을 사전 가열하는 것이 필요하다. 용접성이 우수할수록 필요한 사전 가열 온도가 낮다. 이와 반대로 용접성이 나쁠수록 필요한 사전 가열 온도가 높아진다.
- [0015] 중국의 철 야금 산업 표준 YB/T4137-2005의 규정에 따르면, 상표명 Q800CF 강철의  $P_{cm}$  수치는 0.28% 보다 낮아야 한다. 본 발명에 의한 낮은 용접 크랙 감도를 갖는 강판의  $P_{cm}$ 은 0.20% 이하이며, 이는 상기의 표준 규정에 일치하며, 우수한 용접 특성을 갖는 것을 보여 준다.
- [0016] 낮은 용접 크랙 감도와 800MPa의 항복 강도를 갖는 강판의 화학적 요소들은 다음의 내용에 상세히 기술되어 있다.
- [0017] C: 오스테나이트 영역을 확대함. 담금질 공정에서 형성된 초포화 철 구조에 있어서의 C는 강철의 밀도를 증가시킬 수 있다. 그러나, C는 용접 성능에는 반대의 효과를 제공한다. C의 함량이 높을수록, 용접 성능이 저조하다. TMCP 공정에서 만들어진 베이나이트 강철에 대하여, C의 함량이 낮을수록 인성이 우수하다. 보다 낮은 C 함량은 높은 인성의 두꺼운 강판을 생산할 수 있다. 그리고 높은 이탈(dislocation) 온도가 얻어질 수 있다. 따라서, 본 발명에 있어서 C의 함량은 0.03에서 0.08wt%의 범위로 제어된다.
- [0018] Si: 강철 내에서 카바이드를 형성하지 않고, 고형 용액의 형태로 베이나이트, 페라이트 또는 오스테나이트 내에 존재하게 된다. 이로써, 강철 내의 베이나이트, 페라이트 또는 오스테나이트의 밀도를 개선하는 효과가 있다. Si의 용액 강화 효과는 Mn, Nb, Cr, W, Mo 및 V의 그것보다 강하다. Si는 오스테나이트 내의 탄소의 용해 속도를 감소시킬 수 있으며, 이에 따라 CCT 곡선 내의 페라이트 및 펄라이트 C 곡선을 우측 방향으로 이동하게 만들어, 연속 냉각 공정에서 베이나이트 구조 형성을 보다 용이하게 한다. 본 발명의 강철에 있어서, 0.70wt% 이하의 Si가 첨가된다. 이에 따라, 밀도의 매칭 관계 및 강철의 인성을 개선할 수 있다.
- Mn: 망간은 강판의 강도 확보에 반드시 필요한 원소라서 많이 함유할수록 강도 증진에는 유리하나 많을 경우 오히려 연신율을 저하시키는 원인이 된다. 이 때문에 망간을 필요 이상 과잉 함유시키면 연성의 저하를 가져오고 용접 시 너무 경질화되어 가공성이 저하되므로 2.20 wt.% 이하로 제한하는 것이 바람직하며, 망간은 또한 일반적으로 강 중의 S를 MnS로 석출시켜 슬래브의 열간 균열을 방지하는 데 유효하므로 일정 함량 이상을 포함시키는 것이 바람직한데 본 발명에서는 항복강도의 강화를 함께 고려하여 1.30 wt.% 이상을 함유하는 것으로 하였다.
- [0019] Mo: 오스테나이트 영역을 감소시킬 수 있는 페라이트화 요소. 오스테나이트 및 페라이트 내에 고형 형태로 용해되어 있는 Mo는 강철의 밀도를 증가시킬 수 있으며, 강철의 경화 가능성을 개선하고, 그리고 기질(temper)이 거칠어지는 것을 방지할 수 있다. 본 발명은 열적인 정제 과정을 필요로 하지 않기 때문에, 대단히 고가인 Mo를 0.30wt% 이하만 첨가되도록 하여, 비용을 저감하기 위한 목적을 성취할 수 있다.

- [0020] Nb: 본 발명에 있어서, 상대적으로 높은 양의 Nb가 첨가되어, 다음과 같은 두가지 목적을 성취하게 된다. 첫 번째 목적은 결정 입자를 정제하고, 강판의 두께를 증가시키는 것이며, 다른 목적은 강철의 비-재결정화를 개선하고 롤링 공정에 있어서 상대적으로 높은 마감 롤링 온도의 이용을 가능하게 하며, 결과적으로 롤링 속도를 가속시키고 그리고 생산 효율을 증가시키는 장점이 있다. 그리고, Nb가 입자의 정제 효과를 개선할 수 있는 장점이 있기 때문에, 보다 두꺼운 강판이 생산될 수 있다. 본 발명에 있어서, 0.03~0.10wt.%의 Nb가 첨가되어, 용액 강화 효과를 얻을 수 있으며, Nb의 미세한 입자 강화 효과를 얻을 수 있다.
- [0021] V: 페라이트 형성 요소. 이는 오스테나이트 영역을 현저히 감소시킨다. 높은 온도에서 오스테나이트 내에 용해된 V는 강철의 경화 능력을 개선시킬 수 있다. 강철 내의 V, 예를 들면  $V_4C_3$ 의 카바이드는 상대적으로 안정화되어 있으며, 입자 경계의 이동을 막을 수 있으며, 그리고 결정 입자의 성장을 막을 수 있다. V는 용접 금속의 As 주조 구조를 정제시키며, 열 영향 영역에서의 과열 감도를 감소시킬 수 있으며, 그리고 과도한 성장과 열 영향 영역에서의 융합 라인 근처에서 입자가 거칠어지는 것을 방지한다. 이는 용접 성능에 장점이 있다. 본 발명에 있어서, 0.03~0.45wt.%의 V가 첨가되어, 강철의 밀도를 현저히 개선할 수 있다. V 및 Cu는 강철 내에서 침전을 강화시키는 역할을 수행한다. 그러나, Cu와 비교하여, 단지 소수의 V만이 첨가되어, 동일한 침전 강화 효과를 얻을 수 있게 된다. 강철 내에서 Cu가 입자의 경계 영역에서의 크랙을 감소시키는 경향이 있기 때문에, 대단히 고가 합금 요소이며, 그리고 Cu 함량의 최소 1/2이 첨가되는 Ni가 첨가되어, 크랙을 방지하게 된다. 따라서, Cu를 V로 바꿈에 따라, 강철의 제조 비용을 현저히 줄일 수 있는 효과가 있다.
- [0022] Ti: 페라이트 형성 요소. 이는 오스테나이트 영역을 현저히 줄일 수 있다. TiC와 같은 Ti의 카바이드는 상대적으로 안정적이며, 결정 입자의 성장을 막을 수 있다. 오스테나이트 내에 용해된 고형물 형태인 Ti는 강철의 경화성을 개선시킬 수 있는 장점이 있다. Ti는 예를 들면 250~400℃ 템퍼 거칠기(temper brittleness; 템퍼 취성)와 같은 템퍼 거칠기의 제1 유형을 감소시킬 수 있다.
- [0023] 본 발명은 열적인 정제 과정을 필요로 하지 않기 때문에, Ti의 첨가량이 감소될 수 있다. 본 발명에 있어서, 0.002~0.040wt.%의 Ti가 첨가되어, 침전되는 미세한 카보니트리드를 형성하게 되며, 이에 따라 베이나이트 강화 구조를 얻게 된다.
- [0024] Al: Al은 오스테나이트에서 페라이트로의 상 변화의 구동력을 증가시키며, 오스테나이트의 상 변화 사이클을 현저히 감소시킬 수 있다. Al은 강철 내의 N과 반응하여, 미세하고 융합적인 AlN을 형성하여, 침전되고, 결정 입자의 성장을 막을 수 있기 때문에, 정제 결정 입자의 목적을 성취할 수 있으며, 그리고 강철의 낮은 온도 거칠기를 개선할 수 있는 장점이 있다. 너무 많은 함량의 Al은 강철의 경화성 및 용접 성능에 역효과를 줄 수 있다. 본 발명에 있어서, 0.04wt.% 미만의 Al이 첨가되어, 결정 입자를 정제하고 그리고 강철의 거칠기를 개선하고 그리고 용접 성능을 보증할 수 있다.
- [0025] B: B는 강철의 경화성을 현저히 증가시킬 수 있다. 본 발명에 있어서, 0.001~0.002wt.%의 B가 첨가되어, 이에 따라 소정의 냉각 조건에서 강철로부터 고밀도 베이나이트를 얻을 수 있다.
- [0026] 본 발명의 제2 양태에 있어서, 낮은 용접 크랙 강도와 800MPa의 항복 강도를 갖는 강판의 제조 방법을 제공하며, 상기 방법은 제련, 주조, 가열, 롤링 및 냉각 공정을 구비하며, 롤링 공정 이후에, 강철은 열적인 정제 과정 없이 냉각 공정을 수행하고 된다.
- [0027] 본 발명의 바람직한 실시예에 있어서, 주조된 연속 주조 빌렛 또는 강철 잉곳의 두께는 완제된 강판의 두께의 적어도 4배이다.
- [0028] 본 발명의 바람직한 실시예에 있어서, 가열 공정에 있어서 가열 온도는 1050 내지 1180℃이며, 유지 시간은 120 내지 180분이다.
- [0029] 본 발명의 바람직한 실시예에 있어서, 롤링은 제1단계 롤링과 제2단계 롤링으로 구분된다.
- [0030] 본 발명의 또 다른 바람직한 실시예에 있어서, 제1 단계 롤링에 있어서, 시작 롤링 온도는 1050 내지 1150℃이며, 롤링된 부재의 두께가 완제된 강판의 그것 보다 2배 내지 4배가 되었을 때, 롤링된 부재는 온도가 800 내지 860℃가 될 때까지 롤러 베드 상에 머물게 된다.
- [0031] 본 발명의 또 다른 바람직한 실시예에 있어서, 제2 단계 롤링에서 파스 변형 비율(Pass deformation rate: 각각 1번의 롤링(압연) 작업마다 롤링 작업 전후의 두께 변화율을 의미한다)은 10~28%이며, 최종 롤링 온도는 780 내지 840℃이다.



- [0032] 본 발명의 또 다른 바람직한 실시예에 있어서, 냉각 공정에서, 강관은 가속된 냉각 장치 내로 진입하며, 그리고 15 내지 30℃/초의 속도로 350 내지 550℃, 바람직하기는 350 내지 400℃의 온도까지 냉각되며, 그 이후에 공기 냉각된다.
- [0033] 본 발명의 또 다른 바람직한 실시예에 있어서, 공기 냉각은 포장된 형태 또는 뱅크 냉각(packed formation or bank cooling)의 방법으로 수행된다.
- [0034] 낮은 용접 크랙 감도 및 800MPa의 항복 강도를 갖는 강관의 제조 방법에 있어서, 주요 단계들의 기술적인 제어 메카니즘은 다음과 같이 분석된다.
- [0035] 1. 롤링 공정
- [0036] 롤링된 부재의 두께가 완성된 강관의 두께 보다 2배 내지 4배가 되었을 때, 롤링된 부재는 온도가 800 내지 860℃가 될 때까지 롤러 베드 상에 머물게 된다. Nb를 포함하고 있는 강철에 대하여, 비-재결정 온도는 약 950 내지 1050℃이며, 1050℃에서 1150℃까지 상대적으로 고온에서 처음으로 롤링 처리되어, 오스테나이트에서 소정의 이탈 밀도를 만들게 된다. 빌렛(강철 덩어리)을 800 내지 860℃로 롤링하기 위하여 온도를 낮추기 위한 풀림 공정 동안에, 오스테나이트 결정 입자의 내부는 복원 및 정적으로는 재결정화 공정을 수행하게 되어, 오스테나이트 결정 입자를 정제하게 된다. 풀림 공정에 있어서, Nb, V 및 Ti의 카보니트리드에 개별적인 침전 및 복잡한 침전이 발생하게 된다. 침전된 카보니트리드는 이탈 및 미세 입자 경계를 핀(pin)처리하게 되며, 오스테나이트 결정 입자에 있어서 많은 이탈을 보류하며, 냉각 공정 동안에 베이나이트 형성을 위한 다수의 결정 핵 생성 위치를 제공하게 된다. 800 내지 860℃에서 롤링하는 것은 오스테나이트에서 이탈 밀도를 크게 증가시키며, 이탈 위치에서 침전된 카보니트리드는 변형된 결정 입자가 진행되는 것을 막게 된다. 변형에 따라 발생하는 침전 효과로 인하여, 상대적으로 큰 파스 변형(Pass deformation)에 의하여 보다 미세하고 그리고 보다 확산 가능한 유리체의 형성을 가능하게 한다. 높은 이탈 밀도 및 미세하고 그리고 확산 가능한 유리체는 베이나이트를 위한 고 밀도의 핵 생성 위치를 제공하며, 베이나이트 성장 인터페이스에 대한 제2 페이스 입자들의 피닝(pining) 효과는 베이나이트 배턴의 성장과 진행을 저해하게 된다. 이는 강철의 밀도 및 거칠기의 양쪽에 있어 장점적이다.
- [0037] 최종 롤링 온도는 비-재결정화 영역의 낮은 온도 섹션에서 제어된다. 이와 동시에, 상기 온도 섹션은 최종 롤링 온도가 780 내지 840℃인 것과 같이 전송 포인트 Ar<sub>3</sub>에 근접하게 된다. 그리고 상기 온도 범위 내의 마감 롤링은 변형을 증가시키고 그리고 복구를 저지하여 오스테나이트에서의 결함을 증가시킬 수 있으며, 이에 따라 롤러에 너무 많은 부하를 주지 않고 베이나이트 페이스 변화를 위한 보다 높은 에너지 축적을 제공할 수 있으며, 그리고 두꺼운 강관을 제작하는데 적합하다.
- [0038] 2. 냉각 공정
- [0039] 롤링 공정이 완료된 이후에, 강관은 가속 냉각 장치 내로 들어가며, 15 내지 30℃/초의 냉각 속도로 450 내지 500℃로 냉각된다. 빠른 냉각 속도는 페라이트 및 펄라이트의 형성을 피할 수 있으며, 강관은 바로 CCT 곡선의 베이나이트 천이 영역으로 진입하게 된다. 베이나이트의 페이스(상) 변화 구동력은 다음과 같이 표현될 수 있다.
- [0040] 
$$\Delta G = \Delta G_{chem} + \Delta G_d$$
- [0041] 상기의 식에서  $\Delta G_{chem}$ 은 화학적 구동력이며,  $\Delta G_d$ 는 결함에 의하여 발생하는 스트레인 저장 에너지이다. 빠른 냉각 속도는 오스테나이트에서 과냉각을 만들수 있으며, 화학적 페이스(phase) 변화의 구동력을 증가시킨다.  $\Delta G_{chem}$ 은 롤링 공정에서 발생한 스트레인 저장 에너지  $\Delta G_d$ 와 조합으로 고려되어, 베이나이트 핵 생성의 구동력을 증가시키게 된다. 결정 입자 내의 높은 이탈 밀도로 인하여, 베이나이트의 핵 생성 위치는 증가하게 된다. 열역학적 그리고 역동적 요소를 조합함으로써, 베이나이트는 대단히 빠른 속도로 핵 생성할 수 있다. 빠른 냉각 속도에 의하여 베이나이트 변환이 빠르게 완료될 수 있으며, 베이나이트 페라이트 배턴(battern)이 거칠게 되는 것을 막을 수 있다. 가속된 냉각 장치로부터 벗어난 이후에, 강철은 450 내지 550℃에서 팩(pack) 형성 상태로 냉각되며, 그리고 냉각된 베드 상에서 공기 냉각되어, 페라이트 내에서 카바이드 V를 완전하게 침전되도록 한다. 이에 따라, 밀도에 대한 침전 강도를 개선하는 효과가 있다.
- [0042] 고밀도의 기계 장비 및 공학 구조를 위한 강철은 고밀도와 우수한 인성을 요구한다. 다양한 인자들이 상기 밀도

에 영향을 미치며, 상기 인자들을 다음의 공식으로 표현할 수 있다.

[0043]

$$\sigma = \sigma_f + \sigma_p + \sigma_{sl} + \sigma_d$$

[0044]

상기의 식에서,  $\sigma_f$ 은 미세 입자 강도이며,  $\sigma_p$ 은 침전 강도이며,  $\sigma_{sl}$ 은 고형 용액 강도이며,  $\sigma_d$ 은 이탈 강도이다. 강판의 열-기계적 처리는 열-기계 제어 롤링 및 제어 냉각 공정(TMCP)에 의하여 일반적으로 수행된다. 상기의 방법에 따라 변형 속도 및 냉각 속도를 제어함으로써 초미세 베이나이트와 같은 고밀도 구조를 형성하게 되며, 따라서 강철의 항복 강도를 개선할 수 있다. 개질된 TMCP 및 풀림 침전 제어(RPC) 기술은 안정된 이탈 네트워크를 구성하며, 확산적인 그리고 미세한 페이즈 입자들이 이탈 및 아결정 크기 경계에서 침전된다. 베이나이트 배터는 핵 생성을 증가시키고 그리고 그 성장을 막음으로써 미세화된다. 그리고 이탈 강도, 침전 강도 및 미세 입자 강도의 조합적인 작용이 가능해짐에 따라, 강철의 밀도 및 거칠기를 개선할 수 있다. 그의 기본적인 메카니즘은 다음과 같다.

[0045]

강판은 재결정화 영역에서 완전히 변형되며, 변형된 오스테나이트는 높은 결함 축적을 야기하며, 오스테나이트에서 이탈 밀도를 현저히 증가시킨다. 롤링 공정 동안에 발생하는 복구 및 재결정화는 원래의 오스테나이트 결정 입자들을 미세화하게 된다. 롤링 처리되고 그리고 변형된 이후에, 결정들 내의 이탈은 제어된 냉각 풀림 동안에 재배열된다. 유체 정역학적 압력 영역이 에지 이탈 위치에 존재하기 때문에, B와 같은 결정 격자 사이의 원자는 이탈, 입자 경계 및 아결정립계에서 증가하며, 이탈 이동을 줄이며, 최종적으로는 변형에 의하여 만들어진 고밀도 이탈이 복구 공정 동안에 발생하게 되어, 안정된 이탈 네트워크가 만들어지게 된다. 풀림 공정 동안에, Nb, V, Ti 및 이와 유사한 것들과 같은 마이크로 합금 요소들은 입자 경계, 아결정 경계 및 이탈에서 (Nb, V, Ti)<sub>x</sub>(C,N)<sub>y</sub>와 같은 서로 다른 화학량론적 비율의 카보니트리드의 형태로 침전된다. 침전된 카보니트리드와 같은 제2 페이즈 입자들은 결정 입자들 내에서 이탈 및 아결정 경계를 핀(pin)처리하게 되며, 이탈벽(dislocation wall)과 같은 하부 구조를 안정화시킨다.

[0046]

풀림 공정 이후에, 오스테나이트의 이탈 밀도는 롤링 공정의 제2 단계에 의하여 증가 된다. 풀림 공정 이후에, 변형된 오스테나이트가 가속 냉각되면, 다음 상 변형에서 풀림 공정에 의하여 발생한 이탈 및 침전에 따른 오스테나이트의 효과는 다음(변형 이후에, 풀림이 발생하지 않으며, 그리고 수많은 이탈이 무질서하게 발생한다는 상황으로부터 얻어짐)과 같이 해석될 수 있다. 첫째로, 소정의 방향성 차이를 갖고 있는 아결정 경계는 핵 생성을 위하여 바람직한 위치이며, 그리고 만약 매트릭스와 상호 모순된 인터페이스를 갖는 제2 페이즈가 침전되면, 이에 따라 새로운 페이즈 핵 생성을 가능하게 되며, 그리고 풀림 공정 이후에는 수많은 새로운 페이즈 결정 입자가 최초 오스테나이트 결정 입자 내부에서 핵 생성하게 된다. 두번째로, 풀림 공정 이후에는, 소정 양의 이탈이 아결정 경계로 이동하게 되며, 이에 따라 아결정들 사이의 방향성 차이를 어느 정도까지 증가시키게 된다. 베이나이트와 같은 중간 온도 변환 제품이 아결정 경계에서 핵 생성하게 되면, 성장 동안에 전방의 아결정 경계에 의하여 방해받게 된다. 베이나이트 페라이트가 형성되면, 그 페이즈 변화 인터페이스가 침전된 제2 페이즈 카보니트리드 입자들에 의하여 질질끌리게되며(dagglled), 상기에 의하여 성장이 방해 받는다. TMCP에 추가한 RPC 공정은 높은 밀도의 이탈 네트워크 구조를 형성하게 되며, 제2 페이즈 침전 재료 포인트는 베이나이트 페라이트를 위한 수많은 잠재적인 핵 생성 위치를 제공하게 된다. 이동하는 인터페이스 및 관련 아결정 경계에 대한 제2 페이즈 입자들의 질질끌리는(dagglng) 효과는 베이나이트 성장을 방해하게 된다.

[0047]

그러므로 본 발명의 제조 공정은 상기 베이나이트의 핵 생성을 촉진하는 역할과 상기 베이나이트의 성장을 방지하는 조합된 역할을 할 수 있으며, 이것은 최종 구조를 개선한다.

## 실시예

[0050]

본 발명은 첨부된 도면과 함께 다음의 실시예들로 보다 구체화 될 것이다. 이러한 실시예들은 본 발명의 최선의 실시예들을 설명하기 위하여 제공되었으며, 본 발명의 범위를 한정하고자 하는 것은 아니다.

[0051]

실시예 1

[0052]

테이블 1에 도시된 화학적 구성 요소는 전기 용광로 또는 변화기 내에서 용해되거나 또는 연속 주조 빌렛 또는 강철 잉곳(ingot)으로 주조되어, 120분간 1100℃까지 가열되고, 중간 두꺼운 롤링 밀(mill) 내에서 제1 단계의 롤링이 수행되며, 상기 제1 단계의 롤링에서 시작 롤링 온도는 1050℃이다. 그리고 롤링된 부재의 두께가

60mm 일때, 온도가 850℃가 될 때까지 롤러 베드 상에 머물게 된다. 그 이후에 제2 단계의 롤링이 실시된다.

[0053] 제2 단계 롤링에 있어서 파스(Pass) 변형 비율(rate)은 15~28% 였으며, 마감 롤링 온도는 830℃였다. 그리고 마감된 강관의 두께는 20mm 이었다. 롤링 공정이 완료된 이후에, 강관은 가속 냉각(ACC) 장치 내로 보급되고, 30℃/초의 냉각 속도로 500℃까지 냉각된다. 이후에 패키징된 상태 또는 냉각 베드 내에서 냉각 처리된다.

[0054] 실시예 2

[0055] 240분 동안 1050℃에서 가열 공정이 수행되는 것을 제외하고는 실시예 1과 동일하게 수행된다. 제1 단계 롤링에서 초기 롤링 온도는 1040℃이며, 롤링된 부재의 두께는 90mm 이다. 제2단계 롤링에서의 초기 롤링 온도는 840℃이며, 파스 변형 비율(rate)은 15~20%이며, 마감 롤링 온도는 810℃이다. 마감 강관의 두께는 30mm이며, 강관의 냉각 속도는 25℃/초이다. 최종 온도는 490℃이다.

[0056] 실시예 3

[0057] 150분 동안 1150℃에서 가열 공정이 수행되는 것을 제외하고는 실시예 1과 동일하게 수행된다. 제1 단계 롤링에서 초기 롤링 온도는 1080℃이며, 롤링된 부재의 두께는 120mm 이다. 제2단계 롤링에서의 초기 롤링 온도는 830℃이며, 파스 변형 비율(rate)은 10~15%이며, 마감 롤링 온도는 820℃이다. 마감 강관의 두께는 40mm이며, 강관의 냉각 속도는 20℃/초이다. 최종 온도는 530℃이다.

[0058] 실시예 4

[0059] 180분 동안 1120℃에서 가열 공정이 수행되는 것을 제외하고는 실시예 1과 동일하게 수행된다. 제1 단계 롤링에서 초기 롤링 온도는 1070℃이며, 롤링된 부재의 두께는 150mm 이다. 제2단계 롤링에서의 초기 롤링 온도는 830℃이며, 파스 변형 비율(rate)은 10~20%이며, 마감 롤링 온도는 800℃이다. 마감 강관의 두께는 50mm이며, 강관의 냉각 속도는 15℃/초이다. 최종 온도는 515℃이다.

[0060] 실시예 5

[0061] 180분 동안 1130℃에서 가열 공정이 수행되는 것을 제외하고는 실시예 1과 동일하게 수행된다. 제1 단계 롤링에서 초기 롤링 온도는 1080℃이며, 롤링된 부재의 두께는 150mm 이다. 제2단계 롤링에서의 초기 롤링 온도는 840℃이며, 파스 변형 비율(rate)은 10~15%이며, 마감 롤링 온도는 810℃이다. 마감 강관의 두께는 60mm이며, 강관의 냉각 속도는 15℃/초이다. 최종 온도는 480℃이다.

[0062] 실시예 6

[0063] 180분 동안 1120℃에서 가열 공정이 수행되는 것을 제외하고는 실시예 1과 동일하게 수행된다. 제1 단계 롤링에서 초기 롤링 온도는 1050℃이며, 롤링된 부재의 두께는 120mm 이다. 제2단계 롤링에서의 초기 롤링 온도는 820℃이며, 파스 변형 비율(rate)은 15~25%이며, 마감 롤링 온도는 780℃이다. 마감 강관의 두께는 40mm이며, 강관의 냉각 속도는 20℃/초이다. 최종 온도는 540℃이다.

[0064] 테이블 1. 본 발명의 실시예 1-6의 낮은 크랙 감도를 갖는 강관의 화학적 구성 요소(wt.%, 무게 퍼센트) 및 Pcm(%)

[0065]

실시예	C wt. %	Si wt. %	Mn wt. %	Nb wt. %	V wt. %	Al wt. %	Ti wt. %	Mo wt. %	B wt. %	Fe 및 불가피 불순물 wt. %	Pcm %
1	0.04	0.35	1.80	0.070	0.050	0.02	0.015	0.30	0.0018	잔여물	0.176
2	0.03	0.60	1.50	0.045	0.45	0.03	0.02	0.22	0.001	잔여물	0.189
3	0.04	0.40	2.2	0.035	0.10	0.04	0.012	0.10	0.0011	잔여물	0.186



4	0.05	0.55	1.50	0.040	0.15	0.03	0.01	0.25	0.0015	잔여물	0.183
5	0.06	0.05	1.45	0.065	0.30	0.03	0.02	0.20	0.0010	잔여물	0.183
6	0.06	0.15	1.30	0.047	0.03	0.02	0.03	0.25	0.0020	잔여물	0.180

[0066]

테스트 실시예 1

[0067]

본 발명에 의한 실시예 1-6의 낮은 용접 크랙 감도를 갖는 강판은 그들의 기계적인 특성에 대하여 테스트가 실시되었으며, 그리고 그 결과들이 테이블 2에 도시되어 있다.

[0068]

테이블 2.

[0069]

본 발명에 의한 실시예 1-6의 낮은 용접 크랙 감도를 갖는 강판의 기계적인 특성

[0070]

실시예	항복 강도 (MPa)	인장 강도 (MPa)	신장(%)	-20℃Ak <sub>v</sub> (길이방향)(J)
1	840, 865	950, 965	17.0, 16.5	221,216,224
2	850, 875	960, 970	15.9, 17.2	218,210,209
3	855, 860	958, 965	16.0, 16.0	215,222,222
4	845, 840	954, 950	16.1, 16.3	211,208,206
5	858, 875	969, 973	17.0, 17.5	227,231,224
6	859, 863	967, 982	17.3, 17.3	215,211,219

[0071]

상기 테이블 1 및 2로부터, 본 발명에 의한 낮은 용접 크랙 감도를 갖는 강판의 P<sub>cm</sub>은 ≤0.20% 였으며, 항복 강도는 800MPa 보다 컸다. 인장 강도는 900MPa 보다 크다. 샤르피(Charpy) 충격 에너지 Ak<sub>v</sub>(-20℃)는 ≥150J이다. 강판의 두께는 60mm 까지이며, 강판은 우수한 저온 인장성 및 용접성을 보여 주었다.

[0072]

테스트 실시예 2

[0073]

본 발명에 의한 실시예 1의 낮은 용접 크랙 감도를 갖는 강판은 그 용접성(소규모 테켄(Tekken) 테스트)에 대하여 테스트되었다. 주변 온도 및 50℃ 하에서, 크랙이 관측되지 않았으며(테이블 3 참조), 이와 같은 결과는 본 발명에 의한 강판이 우수한 용접 특성을 가지며, 그리고 용접할 때 사전 가열이 필요하지 않다는 것을 보여 준다.

[0074]

테이블 3. 본 발명에 의한 실시예 1의 낮은 용접 크랙 감도를 갖는 강판의 결과

용접성 테스트

[0075]

테스트 온도	샘플 번호	표면 크랙 퍼센트 %	뿌리 크랙 퍼센트 %	단면 크랙 퍼센트 %	주변 온도	상대 습도
RT	1	0	0	0	25℃	65%
	2	0	0	0		
	3	0	0	0		
50℃	4	0	0	0		
	5	0	0	0		

- [0076] 테스트 실시예 3
- [0077] 본 발명의 제5 실시예에 따른 낮은 용접 크랙 감도를 갖는 강판은 그 현미경적 구조에 대하여 연구되었으며, 그의 주사 전자 현미경(SEM) 마이크로 그래프 및 전송 전자 현미경(TEM) 마이크로 그래프가 도면 1a 및 도면 1b에 각각 도시되어 있다.
- [0078] 도1a에 도시된 바와 같이, 베이나이트 배턴은 박형이며, 카바이드는 베이나이트 배턴의 에지부에 침전되어 있으며, 미세한 카바이드가 역시 베이나이트 배턴 상에 침전되어 있다. 도1b에 도시된 바와 같이, 베이나이트 배턴은 미세 나노-크기 베이나이트 배턴으로 구성되어 있다.
- [0079] 요약하면, 본 발명에 의한 강판은 미세한 베이나이트 배턴 구조 및 초미세 나노-크기 베이나이트 배턴 하위 구조를 구비하고 있다. 초미세 베이나이트 배턴 구조는 미세 입자 강도 효과를 제공하며, 초미세 베이나이트 배턴의 입자 영역을 따라 침전되는 제2 페이즈 입자들은 침전 강화 효과를 가지며, 초미세 베이나이트 배턴 내부의 이탈 구조는 이탈 강화 효과를 제공한다. 그리고, 이러한 강화 효과의 조합된 작용에 따라 본 발명의 강판의 강도 및 인성을 개선하는 효과가 있다.

### 산업상 이용 가능성

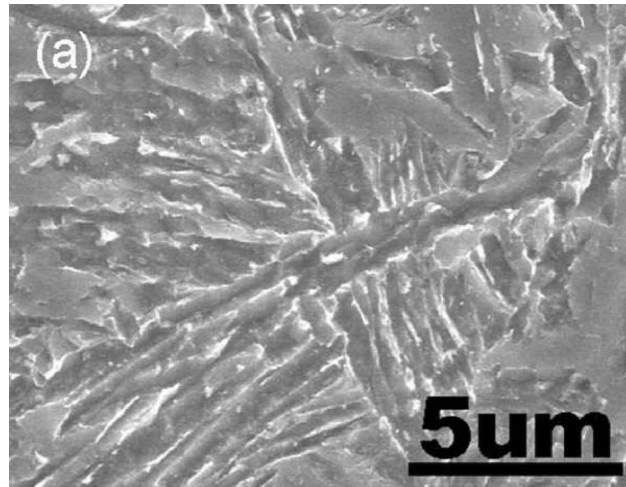
- [0080] 본 발명의 장점은 다음과 같다.
- [0081] 1. 화학적 조성물은 C의 함량을 현저히 감소시켜 합리적으로 구성될 수 있으며, 특히 Mo을 Mn과 같은 비교적 값이 싼 합금 요소로 부분적으로 교체하며, 그리고 Cu의 침전 강화 효과를 V의 카보니트리드의 미세 침전 입자의 침전 강화 효과로 교체하며, 그리고 Ni와 같은 기존의 요소를 추가함으로써 합리적으로 구성될 수 있다. 결과적으로, 합금 요소의 함량은 낮으며, 초기 재료의 비용이 낮으며, 용접 크랙 감도가 낮으며, 용접 이전에 사전 가열이 불필요한 것이다.
- [0082] 2. 본 발명에 따른 강판이 추가적인 열 정제 처리를 필요로 하지 않기 때문에, 제조 공정이 단순하고, 강철의 제조 비용이 감소하는 효과가 있다.
- [0083] 3. 합리적인 요소 및 공정 디자인으로 인하여, 구현 효과의 관점으로부터, 공정의 조건들이 상대적으로 풀립되고, 강판이 중간 및 두꺼운 강판 생산 라인에 있어서 안정적으로 생산되는 장점이 있다.
- [0084] 4. 본 발명에 의한 낮은 용접 크랙 감도를 갖는 강판의 항복 강도는 800MPa 보다 크며, 인장 강도는 90MPa 보다 크며, 샤르피 충격 에너지  $Akv(-20^{\circ}C)$ 는  $\geq 150J$ 이다. 강판의 두께는 60mm까지이며, 용접 크랙 감도 지수  $P_{cm}$ 은  $\leq 0.20\%$ 이다. 그리고, 강판은 우수한 저온 인성 및 용접성을 갖는 장점이 있다.

### 도면의 간단한 설명

- [0048] 도1a는 본 발명의 제5 실시예에 의한 낮은 용접 크랙 감도를 갖는 강판의 마이크로 구조를 도시하는 주사 전자 현미경(SEM)을 도시한다.
- [0049] 도1b는 본 발명의 제5 실시예에 의한 낮은 용접 크랙 감도를 갖는 강판의 마이크로 구조를 도시하는 전송 전자 현미경(TEM)을 도시한다.

도면

도면1a



도면1b

