



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2022-0024745
(43) 공개일자 2022년03월03일

- (51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 38/44 (2006.01) B22D 11/18 (2006.01)
C21C 7/00 (2014.01) C21D 1/18 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01) C22C 38/00 (2006.01)
C22C 38/42 (2006.01) C22C 38/46 (2006.01)
C22C 38/48 (2006.01) C22C 38/50 (2006.01)
- (52) CPC특허분류
C22C 38/44 (2013.01)
B22D 11/182 (2013.01)
- (21) 출원번호 10-2022-7001921
- (22) 출원일자(국제) 2020년04월09일
심사청구일자 2022년02월10일
- (85) 번역문제출일자 2022년01월19일
- (86) 국제출원번호 PCT/CN2020/083999
- (87) 국제공개번호 WO 2020/253335
국제공개일자 2020년12월24일
- (30) 우선권주장
201910537633.9 2019년06월20일 중국(CN)

- (71) 출원인
지양인 싱체 스페셜 스틸 워스 코., 엘티디.
중국 지양수 프로빈스 지양인 빈지양 로드 297
- (72) 발명자
류 권
중국 214434 지양수 지양인 빈지양 로드 297
리 귀중
중국 214434 지양수 지양인 빈지양 로드 297
(뒷면에 계속)
- (74) 대리인
양영준

전체 청구항 수 : 총 8 항

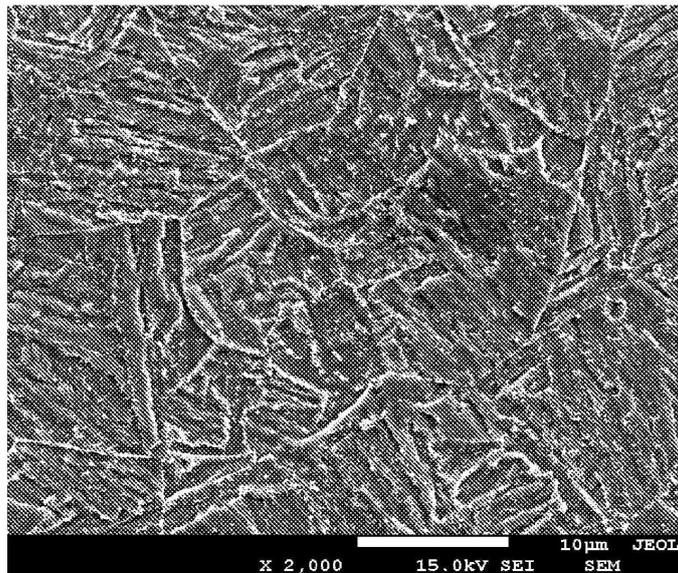
(54) 발명의 명칭 **큰 두께의 항층상균열 항복강도 960MPa급 고강도 강판과 그 생산방법**

(57) 요약

본 발명은 큰 두께의 항층상균열 항복강도 960MPa급의 고강도 강판 및 그 생산방법과 관련된다. 화학성분은 중량 wt%에 따라 C: 0.15~0.20%, Si: 0.10~0.40%, Mn: 0.90~1.30%, Nb: 0.010~0.040%, V: 0.010~0.045%, Ti: ≤ 0.010%, Al: 0.03~0.06%, Ni: 0.50~1.00%, Cu: ≤0.1%, Cr: 0.30~0.80%, Mo: 0.20~0.70%, B: 0.001~0.005%,

(뒷면에 계속)

대표도 - 도1



Ca: 0.001~0.005%, P: ≤0.010%, S: ≤0.002%, O: ≤0.002%, N: ≤0.004%, H: ≤0.00015%, 나머지는 Fe와 불가피한 불순물 원소이다. 탄소당량은 CEV: 0.58~0.68%이다. 공정단계는 제련→화로 외 정련→진공 탈기→Ca 처리→주조→가열→압연→강판 서냉→담금질→템퍼링 순이다. 본 발명의 강판 두께는50~100mm로 우수한 종합 역학성능을 가진다. 항복강도는 ≥960MPa, 인장강도는 ≥1000MPa이다. -40℃ 저온 샤르피충격에너지 ≥30J, Z 방향 인장 단면 수축율은 ≥35%이다. 항층상 균열성능이 양호하고, 대형기계의 두꺼운 초고강도 강판의 사용요구를 만족시킨다.

(52) CPC특허분류

C21C 7/0006 (2013.01)
C21D 1/18 (2013.01)
C21D 8/0205 (2013.01)
C21D 8/0226 (2013.01)
C22C 38/001 (2013.01)
C22C 38/42 (2013.01)
C22C 38/46 (2013.01)
C22C 38/48 (2013.01)
C22C 38/50 (2013.01)

닝 캉캉

중국 214434 지양수 지양인 빈지양 로드 297

한 취안권

중국 214434 지양수 지양인 빈지양 로드 297

(72) 발명자

한 부창

중국 214434 지양수 지양인 빈지양 로드 297

쉬 샤표홍

중국 214434 지양수 지양인 빈지양 로드 297

주 통춘

중국 214434 지양수 지양인 빈지양 로드 297

명세서

청구범위

청구항 1

큰 두께의 항층상균열 항복강도 960MPa급의 조질처리된 고강도 강판이며, 조성성분의 중량 백분율 함량으로, C: 0.15~0.20%, Si: 0.10~0.40%, Mn: 0.90~1.30%, Nb: 0.010~0.040%, V: 0.010~0.045%, Ti: ≤0.010%, Al: 0.03~0.06%, Ni: 0.50~1.00%, Cu: ≤0.1%, Cr: 0.30~0.80%, Mo: 0.20~0.70%, B: 0.001~0.005%, Ca: 0.001~0.005%, P: ≤0.010%, S: ≤0.002%, O: ≤0.002%, N: ≤0.004%, H: ≤0.00015%, 나머지는 Fe와 불가피한 불순물 원소이며, 탄소당량은 CEV: 0.58~0.68%인 것을 특징으로 하는, 큰 두께의 항층상균열 항복강도 960MPa급의 조질처리된 고강도 강판.

청구항 2

제1항에 있어서, 상기 고강도 강판의 두께는 50~100mm인 것을 특징으로 하는, 큰 두께의 항층상균열 항복강도 960MPa급의 조질처리된 고강도 강판.

청구항 3

제1항에 따른 큰 두께의 항층상균열 항복강도 960MPa급의 조질처리된 고강도 강판의 생산방법이며,

(1) 제련 단계:

상용하는 화학성분에 따라 전기로 또는 회전로 방식으로 제련하고, 또한, 노외 정련과 진공처리로 미세 조정하며;

(2) Ca처리 단계:

씻물 진공처리 후 미량의 Ca 처리를 진행하는데, Ca 첨가량은 0.001~0.005%범위 내에서 제어하고, 처리 후 씻물을 천천히 교반하며, 교반 시간은 10분보다 짧지 않게 하며;

(3) 연속 주조 단계:

씻물을 저 과열도 주입을 진행하며, 전 과정은 아르곤 보호하에서 주입하고, 동적 압력을 낮춘 상태에서 제어하며, 씻물 과열도는 5~20℃로 제어하며, 중심편석은 C1.0급보다 높지 않고, 중심 다공성은 1.0급보다 높지 않으며, 연속 주조 슬래브의 두께는 목표 강판 두께의 3배 이상으로 제어하며;

(4) 가열 압연 단계:

슬래브를 1150~1250℃까지 가열하며, 가열시간은 8~14min/cm로 하며, 슬래브를 노에서 꺼낸 후 고압수로 스케일 제거 처리를 하고, 조압연 및 마무리 압연 두 단계로 진행하며;

(7) 강판 서냉 처리:

강판 압연 후 냉각하지 않고 빠르게 생산라인에서 꺼내 보온커버속으로 진입시키고, 커버속 온도는 ≥350℃, 커버속 냉각 시간은 ≥24시간이며;

(8) 열처리 조절:

서냉 후 강판을 담금질 처리하며, 담금질 온도는 900~940℃ 화로 온도가 소정 온도에 도달한 후 보온시간은 30~90min이며, 강판의 템퍼링 온도는 560~620℃, 화로 온도가 소정 온도에 도달 한 후 보온시간은 50~120min 인;

것을 포함하는 것을 특징으로 하는, 큰 두께의 항층상균열 항복강도 960MPa급의 조질처리된 고강도 강판의 생산 방법.

청구항 4

제3항에 있어서, 조압연의 압연 시작 온도는 1050~1100℃ 사이에 있고, 조압연 고온단계는 ≥960℃를 확보하며,

총 압하율은 $\geq 55\%$ 이며, 조압연의 마지막 2회 압하율은 $\geq 15\%$ 이고, 마무리 압연의 시작 온도는 $800\sim 850^\circ\text{C}$ 로 제어하고, 최종 압연 온도는 $780\sim 830^\circ\text{C}$ 의 비교적 낮은 온도로 제어하는 것을 특징으로 하는, 큰 두께의 항층상균열 항복강도 960MPa급의 조질처리된 고강도 강관의 생산방법.

청구항 5

제3항에 있어서, 강관의 균일성을 보증하기 위해, 조질 열처리의 온도 제어 정밀도는 $\pm 10^\circ\text{C}$ 인 것을 특징으로 하는, 큰 두께의 항층상균열 항복강도 960MPa급의 조질처리된 고강도 강관의 생산방법.

청구항 6

제5항에 있어서, 강관이 담금질 처리 후 마이크로미터 조직이 미세한 마르텐사이트 조직이며, 평균 사이즈는 $\leq 30\mu\text{m}$ 인 것을 특징으로 하는, 큰 두께의 항층상균열 항복강도 960MPa급의 조질처리된 고강도 강관의 생산방법.

청구항 7

제5항에 있어서, 강관이 담금질 처리 후 마이크로미터 조직이 균일한 템퍼링 소르바이트 조직이며, 평균 사이즈는 $\leq 30\mu\text{m}$ 인 것을 특징으로 하는, 큰 두께의 항층상균열 항복강도 960MPa급의 조질처리된 고강도 강관의 생산방법.

청구항 8

제5항에 있어서, 강관의 항복강도 $\geq 960\text{MPa}$, 인장강도 $\geq 1000\text{MPa}$, 연신율 $\geq 12\%$, -40°C 저온 샤르피충격에너지 $\geq 30\text{J}$, Z 방향 인장 단면 수축율 $\geq 35\%$ 이며, 항층상균열성능이 양호한, 큰 두께의 항층상균열 항복강도 960MPa급의 조질처리된 고강도 강관의 생산방법.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은 철강 야금영역에 속한다. 구체적으로 큰 두께의 항층상균열 항복강도 960MPa급 고강도 강관과 그 생산방법과 관련된다.

배경 기술

[0002] 항복강도 960MPa와 그 이상의 고강도 강관은 주로 공정 기중기 팔, 무한레도 기중기 플레이트, 콘크리트 펌프카 등의 공정기계에서 주로 힘을 받는 부분에 이용되며, 강관 강인성, 표면품질, 진직도 등 측면에서 기준이 비교적 높아 현재 주로 50mm와 그 이하의 얇은 규격의 강관이 이용된다. 유럽 표준EN10025-6과 국제GB/T 16270 중 960MPa 고강도강의 극한규격은 50mm이다. 국내의 공정기계설비가 점차 대형화되면서 큰 두께 ($\geq 50\text{mm}$) 항복강도 960MPa와 그 이상의 고강도 강관에 대한 요구 또한 나날이 증가하고 있다.

[0003] 두께가 50mm이상으로 증가하면서 필연적으로 아래와 같은 몇 가지 문제가 발생한다. (1) 담금질 기계의 담금질 능력에 한계가 있어 강관 표면과 중심부의 역학성능의 격차가 비교적 크고, 강관 두께방향(Z방향) 성능이 악화되어 힘을 받을 때 쉽게 층상 균열이 발생한다. (2) 두꺼운 강관의 저온 충격 인성을 보증하기 어렵다. (3) 강관의 경화성능을 보증하기 위해 반드시 합금 함량을 증대하면 용접성능이 저하된다. 위와 같은 문제를 해결해 항복강도 960MPa급 이상의 고강도 조질 강관을 생산하는 것은 본 영역에서 급하게 해결해야 할 문제이다.

[0004] 중국 특허 CN104328350A는 저C고Mn 성분체계와 압연과 냉각을 제어하는 조질 열처리 공정체계를 채택하여, 항복강도 960MPa급의 고강도 강관을 생산한다. 이 강관의 담금질 온도는 낮은 편 ($850\sim 880^\circ\text{C}$)이고, 탄소당량은 $\text{CEV} \leq 0.61$ 이다. 오직 4-25mm의 비교적 얇은 규격의 강관에만 적용된다. 중국 특허 CN102691010B는 우량한 유연성을 가진 HT960 강관과 그 제조방법을 소개한다. 이 강관은 저C초저Si 성분체계를 활용하여 온라인 TMCP+템퍼링 기술을 결합해 생산한다. 강관 강연성이 양호하고, 용접 크랙 민감성이 낮다. 그러나 온라인 TMCP 기술은 반드시 강관의 헤드, 중심 및 끝 부분의 부분별 성능차이를 조성한다. 강관 전체 성능의 불균일성은 기중기 팔 등과 같은 주로 힘을 받는 부위의 피로 사용수명과 안정성에 비교적 큰 영향을 미친다. 중국 특허 CN100494451C는 온라인 DQ+템퍼링 공정을 사용해 960MPa이상의 초고강도 강관을 생산한다. 마찬가지로 관 전체의 균일성 문제가 발생해 일정한 제약에 부딪힐 수 있다. 중국 특허 CN101397640A는 50KG 진공 감응로를 사용하여 960MPa급 용접 구조 강을 제련 생산한다. 압연두께는 10mm이다. 중국 특허 CN102286687A는 스테켈형 플레이트 밀을 사용하여

Q960 고강도 강관을 생산한다. $C_{eq} \leq 0.60$ 이고, 두께 $\leq 12\text{mm}$ 이다.

[0005] 종합하면, 현재 항복강도 960MPa급 초고강도 강관과 관련된 생산기술은 주로 담금질+템퍼링 혹은 온라인 DQ(혹은 TMCP)+템퍼링이다. 두께 규격은 국가 표준 GB/T 16270이나 유럽 표준 EN10025-6이 규정한 50mm 이내에 집중되어 있고 대부분은 $\leq 25\text{mm}$ 이다. 이러한 기술은 주로 얇은 강관의 강연성을 도모하고 용접성능 문제를 해결하는데 초점이 맞춰져 있지만, $\geq 50\text{mm}$ 의 두꺼운 강관 제조기술과 두꺼운 두께로 인한 강관 두께 Z방향 성능의 제어 기술과는 관련이 없다.

발명의 내용

[0006] 본 발명에서 해결하려는 기술적 과제는 상술한 현존하는 기술적 문제에 입각하여, 강인성이 좋고 저온 충격 인성이 좋으며, 또한 두께 Z방향의 뛰어난 성능을 갖는, 항복 강도 960MPa 이상으로 조절처리한 큰 두께의 초고강도 강관과 그 생산방법을 제공하는 것이다.

[0007] 본 발명이 상술한 문제를 해결하는데 활용한 기술적 방안은 아래와 같다. 두꺼운 항층상균열 항복강도 960MPa급의 고강도 강관이며, 강관의 화학성분은 질량 백분율로 계산하면 C: 0.15~0.20%, Si: 0.10~0.40%, Mn: 0.90~1.30%, Nb: 0.010~0.040%, V: 0.010~0.045%, Ti: $\leq 0.010\%$, Al: 0.03~0.06%, Ni: 0.50~1.00%, Cu: $\leq 0.1\%$, Cr: 0.30~0.80%, Mo: 0.20~0.70%, B: 0.001~0.005%, Ca: 0.001~0.005%, P: $\leq 0.010\%$, S: $\leq 0.002\%$, O: $\leq 0.002\%$, N: $\leq 0.004\%$, H: $\leq 0.00015\%$, 나머지는 Fe와 불가피한 불순물 원소이며, 탄소당량은 CEV: 0.58~0.68%이다.

[0008] 본 발명의 상기 담금질형 초고강도 강관의 두께는 50~100mm이다.

[0009] 본 발명 중 강 성분의 한정 이유에 관한 설명은 아래와 같다.

[0010] C: 탄소는 고용 원소로 강관의 강도를 뚜렷하게 향상시킨다. 그러나 강관의 인성, 가소성, 냉간 성형성, 용접성능에 부정적 영향을 미친다. 강관의 강인성과의 조화와 용접성 요구에 기반하여 본 발명 중 탄소 함량은 0.15~0.20%로 제어한다.

[0011] Si: 강 중 고용 강화 작용을 한다. 그러나 Si 함량이 너무 높으면 마르텐사이트 고강도 철강의 인성이 악화된다. 동시에 강관 켈칭크랙 민감성이 증가한다. 본 발명에서는 0.10~0.40%로 제어한다.

[0012] Mn: 강 중 경화성능을 향상시키고, 마르텐사이트 전환을 촉진시키며, 강도를 향상시킨다. 그러나, Mn은 주된 편석원소로 함량이 너무 높으면 연속주조 슬래브의 중심편석에 MnS를 형성하고, 강관의 인성, 항층상균열성능 및 용접성능에 대해 부정적인 영향을 미친다. 본 발명의 강관은 두께가 비교적 두꺼워 Z방향 성능에 대한 요구가 높은 편이다. 따라서, 망간 첨가량은 0.90~1.30%의 범위 내로 규정한다.

[0013] Nb: Nb의 용해질 드래그 작용과 나노미터 석출물 Nb (C, N)의 오스테나이트 결정립계에 대한 피닝작용은 가열시에 오스테나이트 결정립계가 확대됨을 억제한다. 첨가량이 0.010%보다 적으면 효과가 뚜렷하지 않고, 0.040%보다 많으면 인성이 떨어져 연속주조 슬래브 표면에 균열이 발생한다. 따라서 본 발명의 니오브 함량은 0.010~0.040%의 범위 내에 있어야 한다.

[0014] V: VN, V (C, N) 은 한편으로는 가열과정 중 오스테나이트 결정립계가 성장하는 것을 제지하고 결정립계를 미세화시키는 작용을 한다. 다른 한편으로는 이러한 나노미터 급의 미세 확산분포된 석출물은 강관의 강도를 현저히 끌어올릴 수 있다. 첨가량이 0.01%보다 적을 때 석출 강화가 분명하지 않다. 첨가량이 0.050%보다 많을 때 석출물 수량이 비교적 많고, 인성이 낮아져, 강관 두께 Z 방향성능에 부정적 영향을 미친다. 따라서, 본 발명의 V 함량은 0.010~0.045%의 범위 내에 있어야 한다.

[0015] Ti: TiN, Ti (C, N) 는 용해온도가 높는데 통상 1400℃ 이상이다. 고온에서 결정립계에 대해 강렬한 피닝작용을 하여, 가열과정에서 오스테나이트 결정립계가 거칠어지는 것을 저지한다. 그러나 TiN는 통상 액상에서 석출되고, 사이즈는 큰직한 편으로 쉽게 마이크로미터급에 다다른다. 또한, 석출물이 단단하고 대부분 모가 많이 생기며, 쉽게 변형되지 않아, 강관 압연과정에서 마이크로크랙이 쉽게 발생하여, 강관의 저온 충격 성능과 항층상균열성능에 불리하다. 따라서, 본 발명에서 Ti 원소 첨가는 허용되지 않고, 함량은 $\leq 0.010\%$ 으로 명확하게 제어한다.

[0016] Al: 한편으로는 탈산소원소로 강에 들어가고, 다른 한편으로는 Al는 N와 서로 결합되어 AlN을 형성하여, TiN를 대체해 N를 고정시키고, B를 보존하며 결정립을 미세화시킨다. 그러나, Al함량이 너무 높으면 과도한 Al_2O_3 개재물이 형성되어 강관 초음파 탐상에 부합되지 못하고, 강관 항층상균열성능에 영향을 미친다. 따라서 본 발명이

규정한 Al 함량은 0.03~0.06%이다.

- [0017] Ni: 경화성능을 향상시키는 원소이고, 효과적으로 강의 저온 인성을 향상시키는데 가장 자주 사용하는 원소이다. 본 발명은 0.50~1.00%의 Ni를 첨가해 강관의 모재 강인성을 향상시키는 외에, 용접 이음의 저온 충격 인성을 크게 개선할 수 있다.
- [0018] Cr: 경화성능을 향상시키는 원소이고, 다변형 페라이트와 펄라이트의 형성을 억제할 수 있고, 저온조직의 베이 나이트나 마르텐사이트의 전환을 촉진하고, 강의 강도를 향상시킨다. 그러나, Cr 함량이 너무 높으면 철강의 인성에 영향을 미쳐 강관의 용접성능을 저하시킨다. 두꺼운 강관의 강도를 보증하기 위해 본 발명에서는 Cr 함량을 0.30~0.80%로 제어한다.
- [0019] Mo: 경화성능을 향상시키는 원소이다. 담금질할 때 전부 마르텐사이트를 형성하는 데 유리하다. 강에 일정 함량의 Mo를 첨가하면 강관 강도를 높여 강관의 저온 충격 성능에 영향을 미치지 않도록 할 수 있다. Mo는 고온에서 C와 탄화물 입자를 형성할 수 있고, 항 용접이음 연화 기능을 가진다. 그러나 Mo 함량이 너무 높으면 탄소당량이 증가할 수 있고, 용접성능을 악화시킨다. 본 발명에서 Mo 함량은 0.20~0.70%로 제어한다.
- [0020] B: 본 발명에서는 미량인 0.001~0.005%의 B를 추가하는데, 주된 목적은 강관의 경화성능을 향상시켜 기타 귀중 금속의 첨가량을 감소시켜 원가를 낮추는 것이다. 0.005%를 초과하는 B는 편석을 매우 쉽게 생산해 붕소화물을 형성한다. 이는 강관 인성을 악화시키고, 경화성능을 낮춘다.
- [0021] Ca: 본 발명은 미량의 Ca 처리가 필요하다. 0.001~0.005%의 Ca는 황화물로 인한 두꺼운 강관이 층으로 찢기는 피해를 감소시킨다. 또한, Al을 탈산소화하여 발생한 Al_2O_3 개재물을 구형 저용점 개재물로 변성시켜, 강관 압연 과정에서 경질의 개재물의 뾰족한 모서리에 마이크로 크랙이 발생함을 줄이고, 강관 충격 인성과 두께 방향성능의 균일성을 향상시킨다.
- [0022] P, S: 유황과 인은 알루미늄의 유해원소이다. 편석이 쉽고, 재료 유연성에 대해, 특히 강관 Z방향 성능에 부정적 영향을 미친다. P, S의 함량이 높으면 강관의 두께 방향의 분층 파열을 쉽게 조성한다. 본 발명은 P: $\leq 0.010\%$, S: $\leq 0.002\%$ 으로 규정한다.
- [0023] O, N: 유해한 기체원소이다. 함량이 높으면 개재물물이 많아져 강관 가소성, 인성, 강관 Z 방향 성능이 줄어든다. 본 발명은 O 함량을 0.002% 이하로 엄격하게 제어한다. N 함량은 0.004%를 초과하지 않는다.
- [0024] H: 유해한 기체원소이다. H 함량이 높으면 백점이 쉽게 생성된다. 강관 유연성을 낮춰 강관의 사용성능을 심각하게 위해한다. H가 크랙을 조장하는 것은 두꺼운 고강도 강의 두께방향의 분층 균열이 발생하는 주원인 중 하나이다. 본 발명은 강관 항층상균열성능을 향상시키기 위해 H 함량을 0.00015% 이내로 엄격하게 제어한다.
- [0025] CEV: 본 발명은 탄소당량 공식 $CEV=C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Ni+Cu)/15$ 를 사용한다. 탄소당량은 강의 강도와 용접성에 비교적 큰 영향을 미친다. CEV가 크면 강도는 높지만 용접성은 낮다. 본 발명은 $0.58 \leq CEV \leq 0.68$ 로 제한한다.
- [0026] 본 발명은 상술한 일종의 우수한 강인성과 항층상균열성능의 항복강도를 960MPa 이상으로 조질처리한 두꺼운 초강도 강관의 제조방법을 제공한다. 구체적인 공정은 아래와 같다.
- [0027] 제련공정: 전기로나 회전로 방식을 사용하여 제련한 후 LF 정련로로 보내 정련한다. 또 VD나 RH를 통해 진공처리한다. 쇠물 탈기 후 미량의 Ca 처리를 진행해 Ca 함량을 0.001~0.005%로 제어한다. 처리 후 쇠물을 천천히 교반하는데, 교반 시간은 10분 보다 짧지 않다. 강 중의 황화물, 산화물이 완전히 변성하고 또한 충분히 부상하게 하여 제거되도록 한다.
- [0028] 연속주조공정: 강관 내부의 최종품질을 높이고, 강관 항층상균열성능과 탐상 합격율을 높이기 위해 연속주조 슬래브 두께는 강관 목표 두께의 3배 이상으로 제어한다. 강관 내부의 다공성(疏松), 편석을 제어하기 위해, 낮은 과열도를 주입하며 전 과정은 아르곤 보호하에서 주입하고, 동적 압력을 낮춘 상태에서 제어한다. 쇠물 과열도는 5~20℃에서 제어한다. 중심편석은 C1.0급보다 높지 않다. 중심 다공성은 1.0급보다 높지 않아, 중심부 결함으로 인한 층상 균열을 피한다.
- [0029] 가열압연공정: 슬래브를 순차 가열로에 넣고 1150~1250℃까지 가열하고, 가열시간은 8~14min/cm로 하여, 강 중의 합금원소를 충분히 고용해 최종 제품의 성분과 성능의 균일성을 보증한다. 슬래브를 화로에서 꺼낸 뒤 고압수 스케일제거 처리 후 조압연+마무리 압연 두 단계로 제어한다. 조압연의 압연 시작 온도는 1050~1100℃ 사이에 있다. 강관 항층상균열성능을 향상시키기 위해 반드시 압연 변형이 강관 중심부에까지 침투되도록 보증해

야 한다. 강판이 고온에서 변형항력이 낮은 편이므로 변형이 쉽다. 본 발명은 조압연의 고온단계 ($\geq 960^{\circ}\text{C}$)의 총 압하율 $\geq 55\%$, 조압연의 마지막 2회 압하율 $\geq 15\%$ 을 요구한다. 강판 중심부 변형을 더욱 크게 하고 미세한 원시 오스테나이트 결정립을 획득하기 위해, 마무리 압연 시작 온도는 $800\sim 850^{\circ}\text{C}$ 로 제어하고, 최종 압연 온도는 $780\sim 830^{\circ}\text{C}$ 의 비교적 낮은 온도로 제어한다.

- [0030] 강판 서냉처리: 강판 압연 후 냉각을 하지 않고 빠르게 생산라인에서 꺼내 보온커버에 진입시킨다. 커버속 온도 $\geq 350^{\circ}\text{C}$, 커버속 냉각 시간 ≥ 24 시간이다. 압연 강판의 남은 온기를 이용해 서냉처리하여, 강판 중심부 조직성능의 균일화를 촉진할 수 있고, 중심부 기체함량을 줄일 수 있으며, 강판 두께방향의 항층상균열성능을 크게 개선할 수 있다.
- [0031] 열처리 공정: 압연 후 강판을 담금질 처리한다. 담금질 온도는 $900\sim 940^{\circ}\text{C}$, 화로 온도가 적정 온도에 도달한 후 보온시간은 $30\sim 90\text{min}$ 이다. 강판의 균일성을 보충하기 위해 온도 제어 정밀도는 $\pm 10^{\circ}\text{C}$ 로 한다. 강판 템퍼링 온도는 $560\sim 620^{\circ}\text{C}$ 화로 온도가 적정 온도에 도달한 후 보온시간은 $50\sim 120\text{min}$ 이다.
- [0032] 종래 기술과 비교해 본 발명의 장점은 아래와 같다.
- [0033] 본 발명은 합금원소 Ti를 대체하여 상용원소 Al를 채택하여, N을 고정하고 B를 보존하고, Ti의 석출물이 충격과 Z방향 성능에 대한 영향을 줄임과 동시에 합금성분을 줄인다. 쇠물 탈기 후 미량의 Ca 처리를 요구해 개재물의 변성을 촉진하여 부상하도록 하고, 강판 두께 방향의 성능을 개선한다. 본 발명은 $0.58 \leq \text{CEV} \leq 0.68$ 로 제어하고, 두꺼운 강판 강도를 확보함과 동시에 강판의 용접성능을 개선한다.
- [0034] 본 발명은 연속 주조 슬래브의 두께를 목표 강판 두께의 3배 이상으로 요구한다. 강판 내부 다공성, 편석을 제어하기 위해 저 과열도 주입을 진행하고, 전 과정은 아르곤 보호하에 주입하며, 동적 압력을 낮추어 제어한다. 쇠물 과열도는 $5\sim 20^{\circ}\text{C}$ 로 제어하고, 중심편석은 C1.0급보다 높지 않고, 중심 다공성은 1.0급보다 높지 않다.
- [0035] 본 발명은 두 단계의 압연을 이용하는데, 조압연의 고온단계($\geq 960^{\circ}\text{C}$)의 총 압하율 $\geq 55\%$ 을 보증한다. 조압연의 최종 2차 압하율은 $\geq 15\%$ 이다. 강판 중심부 변형을 더 크게 하기 위해 마무리 압연의 압연 시작 온도는 $800\sim 850^{\circ}\text{C}$ 에서 제어하고, 최종 압연은 $780\sim 830^{\circ}\text{C}$ 의 비교적 낮은 온도로 제어하여, 강판이 생산라인을 벗어나서 담금질할 때 표면으로부터 중심부까지 전체 두께 방향에서 미세한 원시 오스테나이트 결정립을 얻는다.
- [0036] 본 발명은 강판 압연 후 냉각 제어가 필요없고, 빠르게 생산라인에서 벗어나 서냉처리 할 것으로 요구한다. 압연된 두꺼운 강판의 남은 온기를 이용해 강판 중심부의 조직성능의 균일화를 촉진하고, 중심부의 기체함량을 낮추고, 강판 두께방향의 항층상균열성능을 크게 개선한다. 강판의 커버속 온도는 $\geq 350^{\circ}\text{C}$, 커버속 냉각 시간은 ≥ 24 시간이다.
- [0037] 본 발명은 강판의 가장 두꺼운 두께가 100mm에 달한다. 강판 항복강도는 $\geq 960\text{MPa}$, 인장강도는 $\geq 1000\text{MPa}$, 연신율은 $\geq 12\%$ 이다. -40°C 저온 충격 인성 $\text{AkV} \geq 30\text{J}$, Z 방향 인장 단면 수축율 $\geq 35\%$ 로 항층상 균열성능이 양호하다.
- [0038] 본 발명의 방법은, 고강도 해상 공정 선박 갑판용 강, 고층건축용 강, 교량용 강, 공정기계용강, 압력용기용 강 등의 기타 고강도 강판에도 응용할 수 있다.

도면의 간단한 설명

- [0039] 도 1은 본 발명 실시예 1의 시험강의 전형 SEM의 전자현미경 스캔 사진이다 (2000X).
- 도 2은 본 발명 실시예 2의 시험강의 전형SEM의 전자현미경 스캔 사진이다 (2000X).

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

- [0040] 아래에 실시예와 결합하여 본 발명에 대해 상세하게 설명한다.
- [0041] 본 발명의 초고강도 강의 생산공정과정은 회전로 혹은 전기로로 제강→LF 정련→VD 혹은 RH 진공탈기→Ca처리→연속주조→가열→압연→강판 서냉→담금질→템퍼링 순이다.
- [0042] 본 발명의 실시예 1-2의 두꺼운 항층상균열 항복강도 960MPa급 고강도 강판의 생산방법은 아래와 같은 단계를 포함한다.
- [0043] (1) 제련: 150톤의 회전로를 이용하여 제련한 후 LF로에 넣어 정련을 진행하고 RH 진공 탈기처리를 거치고, 탈진공 후 Ca처리를 진행하여 Ca함량은 0.001~0.005%로 제어한다. 처리 후 쇠물을 천천히 교반하되, 교반 시간은

10분보다 적지 않게 하여, 강 중의 황화물, 산화물의 변성을 완전히 확보하고 또한 충분히 부상하게 하여 제거되도록 한다. 쇳물 성분 제어는 표 1과 같다.

[0044] (2) 연속주조: 제련한 쇳물을 370mm나 450mm 두께의 연속주조 슬래브로 주조한다. 주조온도는 액상선 이상 5-20℃로 제어한다. 주조과정에서 동적 압력을 낮춘다. 중심편석은 C1.0급보다 높지 않고, 중심 다공성은 1.0급보다 높지 않다. 황화물 편석과 중심부 구멍으로 인해 두께 방향의 층상 균열을 초래하는 것을 회피한다. 관련 공정 파라미터는 표 2와 같다.

[0045] (3) 압연: 단계 (2)에서 얻은 연속주조 슬래브를 순차 가열로에 넣어 1150~1250℃까지 가열하고, 가열시간은 8~14min/cm로 하여, 철강 중의 합금원소를 충분히 고용화해 최종 제품의 성분과 성능의 균일성을 보증한다. 슬래브를 화로에서 꺼낸 뒤 고압수 스케일제거 처리 후 조압연+마무리 압연 두 단계로 제어한다. 조압연의 압연 시작온도는 1050-1100℃ 사이에 있다. 고온 대변형 압연을 이용하는데 960℃ 이상의 변형량은 ≥55%이다. 조압연 후 2차 압하율은 ≥15%이다. 강판 중심부 변형을 진일보 크게 하고 미세한 원시 오스테나이트 결정립을 얻기 위하여, 마무리 압연의 시작 압연 온도는 800~850℃, 최종 압연 온도는 780~830℃의 비교적 낮은 온도로 제어한다. 압연 완성 후 강판은 빠르게 생산라인에서 내려 커버를 씌워 서냉하며, 커버속 온도 ≥350℃, 커버속 시간 ≥24 시간이다. 관련 공정 파라미터는 표 3과 같다.

[0046] (5) 조질: 강판 담금질 온도는 900~940℃ 보온시간은 30~90min, 담금질 매질은 물이다. 강판 담금질 후 연속로에 넣어 템퍼링한다. 강판 템퍼링 온도는 560~620℃이고, 보온시간은 50~120min이다. 열처리 공정은 표 4와 같다.

[0047] 구체적 성분, 공정 파라미터는 표 1~표 4와 같다. 각 실시예의 표본에 대응하는 성능은 표 5와 같다.

표 1

실시예의 최고강도 강판의 화학성분 (wt%)

실시예	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Nb	V	Ni	Al	B	Ca	O	N	H	CEV
1	0.16	0.25	1.10	0.010	0.002	0.40	0.60	0.02	0.045	0.50	0.050	0.0015	0.0015	0.0012	0.0030	0.0001	0.59
2	0.19	0.3	1.20	0.009	0.001	0.80	0.30	0.02	0.040	0.90	0.055	0.0020	0.0020	0.0010	0.0025	0.0001	0.68

[0048]

표 2

연속주조 공정 제어

실시예	슬래브 두께, mm	과열도, °C	중심 편석	중심 다공성
1	370	20	C1.0	0.5
2	450	15	C0.5	0.5

[0049]

표 3

압연 공정 제어

실시예	제품 두께 규격, mm	압하율 (≥960°C)	조압연 후 2차 압하율	마무리 압연의 시작 압연 온도, °C	최종 압연 온도, °C	서냉 시작 온도, °C	서냉 시간, hour
1	60	61%	23%+25%	835	780	450	24
2	100	60%	15%+18%	830	790	450	48

[0050]

표 4

열처리 공정 제어

실시예	제품 두께 규격, mm	담금질 온도, °C	담금질 보온 시간, min	템퍼링 온도, °C	템퍼링 보온 시간, min
1	60	910	35	600	70
2	100	910	80	570	120

[0051]

표 5

본 발명 실시예의 인장강도와 연신율, 충격, Z 방향 성능

실시예	두께, mm	횡방향 인장			Z 방향 %	충격에너지 AKv, J			
		항복 강도, Pa	인장강도, MPa	연신율, %		-40°C	61	58	66
1	60	1025	1088	15.5	49	-40°C	61	58	66
2	100	1013	1069	16	45	-40°C	54	45	58

[0052]

[0053]

도 1, 2는 실시예 1, 2의 시험강의 마이크로 조직 사진이다. 강관 완제품의 마이크로 조직은 균일한 템퍼링 소르바이트 조직이다. 결정립이 미세하고, 두께 Z방향 단면 수축율이 Z35를 만족하고, 40% 이상에 달하며, 항층상 균열성능이 양호하다. 고온단계의 대변형을 통해 마무리 압연의 시작과 최종온도를 낮추어, ≥50mm 두께의 960MPa급 고강도 강관의 원시 오스테나이트 결정립을 효과적으로 미세화시킬 수 있으며, 평균 사이즈는 ≤30um 이며, 담금질 후 미세화된 마르텐사이트 조직을 확보해, 강관 강인도를 만족시킴과 동시에 강관의 항층상균열성능을 충분히 보증한다.

[0054]

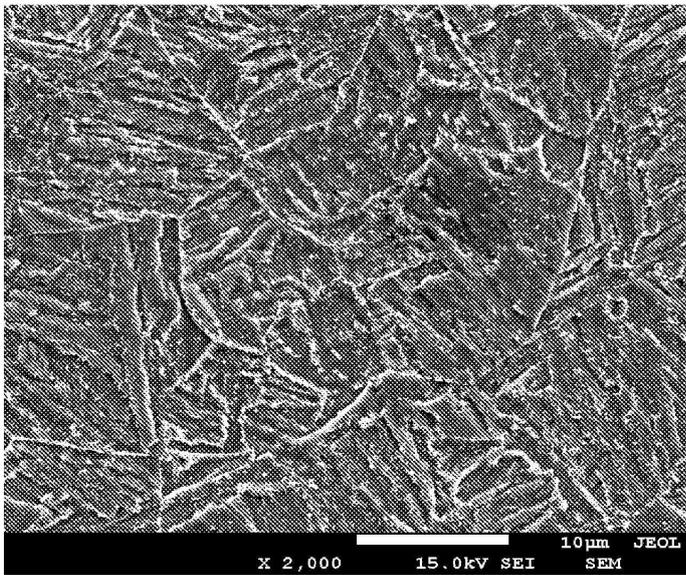
본 발명은 고청결도 제강 연속주조 공정을 사용하고, 압연 제어, 강관 서냉, 오프라인 담금질+템퍼링 공정을 채택하여, 화학성분 설계, 모재 조직, 개재물, 중심편석, 중심 다공성, 압연 변형, 강관 서냉, 담금질과 템퍼링 온도와 시간 등 측면에서 제어하여, 강관이 초고강도 우량한 연신율과 -40°C 저온 충격 연성을 지니도록 보증함과 동시에 강관 항층상균열성능이 양호하고, 공정설비가 더욱 대형화되는데 가능성을 제공하여, 대량생산 및 응용의 장점과 가능성을 갖는다.

[0055]

상술한 실시예 외에도 본 발명은 기타 실시방법을 포함한다. 균등하게 변환하거나 동등한 효과를 대체할 수 있는 기술방안은 모두 본 발명 특허청구의 보호범위 내에 있어야 한다.

도면

도면1



도면2

