



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2020-0036759
(43) 공개일자 2020년04월07일

- | | |
|---|--|
| <p>(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
 <i>C22C 38/38</i> (2006.01) <i>C21D 8/02</i> (2006.01)
 <i>C22C 38/00</i> (2006.01) <i>C22C 38/02</i> (2006.01)
 <i>C22C 38/06</i> (2006.01) <i>C22C 38/28</i> (2006.01)
 <i>C22C 38/32</i> (2006.01) <i>C23C 2/06</i> (2006.01)
 <i>C23C 2/28</i> (2006.01)</p> <p>(52) CPC특허분류
 <i>C22C 38/38</i> (2013.01)
 <i>C21D 8/0226</i> (2013.01)</p> <p>(21) 출원번호 10-2019-0117044
 (22) 출원일자 2019년09월23일
 심사청구일자 2019년09월23일</p> <p>(30) 우선권주장
 1020180116416 2018년09월28일 대한민국(KR)</p> | <p>(71) 출원인
 주식회사 포스코
 경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동)</p> <p>(72) 발명자
 임영록
 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소
 박중찬
 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소
 (뒷면에 계속)</p> <p>(74) 대리인
 특허법인씨엔에스</p> |
|---|--|

전체 청구항 수 : 총 13 항

(54) 발명의 명칭 **구멍확장성이 높은 고강도 냉연강판, 고강도 용융아연도금강판 및 이들의 제조방법**

(57) 요약

본 발명은 중량%로, 탄소(C): 0.17~0.21%, 규소(Si): 0.3~0.8%, 망간(Mn): 2.7~3.3%, 크롬(Cr): 0.3~0.7%, 알루미늄(Al): 0.01~0.3%, 티타늄(Ti): 0.01~0.03%, 보론(B): 0.001~0.003%, 인(P): 0.04% 이하, 황(S): 0.02% 이하, 질소(N): 0.01% 이하, 잔부 철(Fe) 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 상기 탄소(C), 규소(Si) 및 알루미늄(Al)의 함량은 하기 수학적식 (1) 을 만족하고, 미세조직이 면적분율로 잔류 오스테나이트 3~7%, 프레스 마르텐사이트 5~15%, 페라이트 5%이하(0%를 포함), 잔부는 베이나이트 또는 템퍼드 마르텐사이트를 포함하며, 상기 베이나이트 래스(lath) 사이, 또는 템퍼드 마르텐사이트 상의 래스 혹은 결정립 경계에 제 2 상으로서 세멘타이트 상이, 부피분율로 1~3%로 석출하여 분포하는 고강도 냉연강판, 상기 냉연강판을 이용하여 제조한 고강도 용융아연도금강판 및 이들의 제조방법을 제공한다.

[수학적식 (1)] $[C] + ([Si]+[Al])/5 \leq 0.35\%$

(여기서 [C], [Si], [Al] 는 각각 C, Si, Al의 중량%를 의미한다.)

(52) CPC특허분류

C21D 8/0236 (2013.01)

C21D 8/0247 (2013.01)

C22C 38/001 (2013.01)

C22C 38/02 (2013.01)

C22C 38/06 (2013.01)

C22C 38/28 (2013.01)

C22C 38/32 (2013.01)

C23C 2/06 (2013.01)

C23C 2/28 (2013.01)

(72) 발명자

곽재현

전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소

구민서

전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소

명세서

청구범위

청구항 1

중량%로, 탄소(C): 0.17~0.21%, 규소(Si): 0.3~0.8%, 망간(Mn): 2.7~3.3%, 크롬(Cr): 0.3~0.7%, 알루미늄(Al): 0.01~0.3%, 티타늄(Ti): 0.01~0.03%, 보론(B): 0.001~0.003%, 인(P): 0.04% 이하, 황(S): 0.02% 이하, 질소(N): 0.01% 이하, 잔부 철(Fe) 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고,

상기 탄소(C), 규소(Si) 및 알루미늄(Al)의 함량은 하기 수학적 (1) 을 만족하고,

미세조직이 면적분율로 잔류 오스테나이트 3~7%, 프레스 마르텐사이트 5~15%, 페라이트 5%이하(0%를 포함), 잔부는 베이나이트 또는 템퍼드 마르텐사이트를 포함하며,

상기 베이나이트 래스(lath) 사이, 또는 템퍼드 마르텐사이트 상의 래스 혹은 결정립 경계에 제 2 상으로서 세멘타이트 상이, 부피분율로 1~3%로 석출하여 분포하는 고강도 냉연강판.

[수학적 (1)] $[C] + ([Si]+[Al])/5 \leq 0.35\%$

(여기서 [C], [Si], [Al] 는 각각 C, Si, Al 의 중량%를 의미한다.)

청구항 2

제 1 항에 있어서,

상기 냉연강판은 구리(Cu): 0.1% 이하, 니켈(Ni): 0.1% 이하, 몰리브덴(Mo): 0.1% 이하를 더 포함하는 것을 특징으로 하는 고강도 냉연강판.

청구항 3

제 1 항에 있어서,

상기 냉연강판은 니오븀(Nb): 0.03% 이하, 바나듐(V): 0.01% 이하를 더 포함하는 것을 특징으로 하는 고강도 냉연강판.

청구항 4

제 1 항 내지 제 3 항 중 어느 한 항에 있어서,

1180MPa 이상의 인장강도, 0.65~0.85 의 항복비, 25% 이상의 구멍확장성(HER), 5~13% 의 연신율을 가지는 고강도 냉연강판.

청구항 5

제 1 항 내지 제 3 항 중 어느 한 항의 고강도 냉연강판의 표면에 용융아연도금층을 더 포함하는 것을 특징으로 하는 고강도 용융아연도금강판.

청구항 6

제 1 항 내지 제 3 항 중 어느 한 항의 고강도 냉연강판의 표면에 합금화 용융아연도금층을 더 포함하는 것을 특징으로 하는 고강도 용융아연도금강판.

청구항 7

중량%로, 탄소(C): 0.17~0.21%, 규소(Si): 0.3~0.8%, 망간(Mn): 2.7~3.3%, 크롬(Cr): 0.3~0.7%, 알루미늄(Al): 0.01~0.3%, 티타늄(Ti): 0.01~0.03%, 보론(B): 0.001~0.003%, 인(P): 0.04% 이하, 황(S): 0.02% 이하, 질소(N): 0.01% 이하, 잔부 철(Fe) 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 상기 탄소(C), 규소(Si) 및 알루미늄(Al)의 함량이 하기 수학적 (1) 을 만족하는 슬라브를 준비하는 단계;

상기 슬라브를 1150~1250℃ 의 온도범위까지 가열하는 단계;

가열된 상기 슬라브를 900~980℃ 의 마무리 압연 온도(FDT) 범위에서 마무리 열간압연하는 단계;
 상기 마무리 열간 압연 후 10℃/sec 내지 100℃/sec 의 평균 냉각속도로 냉각하는 단계;
 500~700℃ 의 온도범위에서 권취하는 단계;
 30~60% 의 냉간압하율로 냉간압연하여 냉연강판을 얻는 단계;
 상기 냉연강판을 (Ae3+30℃~Ae3+80℃)의 온도범위에서 연속 소둔하는 단계;
 연속 소둔된 강판을 560~700℃의 온도범위까지 10℃/s 이하의 평균 냉각속도로 1차 냉각하고, 270~330℃의 온도 범위까지 10℃/s 이상의 평균 냉각속도로 2차 냉각하는 단계; 및
 냉각된 강판을 380~460℃의 온도범위까지 5℃/s 이하의 승온속도로 재가열하는 단계; 를 포함하는 고강도 냉연 강판의 제조방법.

$$[\text{수학식 (1)}] \quad [\text{C}] + ([\text{Si}] + [\text{Al}]) / 5 \leq 0.35\%$$

(여기서 [C], [Si], [Al] 는 각각 C, Si, Al 의 중량%를 의미한다.)

청구항 8

제 7 항에 있어서,

상기 슬라브는 구리(Cu): 0.1% 이하, 니켈(Ni): 0.1% 이하, 몰리브덴(Mo): 0.1% 이하를 더 포함하는 것을 특징으로 하는 고강도 냉연강판의 제조방법.

청구항 9

제 7 항에 있어서,

상기 슬라브는 니오븀(Nb): 0.03% 이하, 바나듐(V): 0.01% 이하를 더 포함하는 것을 특징으로 하는 고강도 냉연 강판의 제조방법.

청구항 10

제 7 항에 있어서,

상기 연속 소둔하는 단계는 830~880℃ 의 온도범위에서 이루어지는 것을 특징으로 하는 고강도 냉연강판의 제조 방법.

청구항 11

제 7 항 내지 제 9 항 중 어느 한 항의 재가열된 냉연강판에 대해 430~490℃의 온도범위에서 용융아연도금 처리 하는 단계를 추가로 포함하는 것을 특징으로 하는 고강도 용융아연도금강판의 제조방법.

청구항 12

제 11 항에 있어서,

상기 용융아연도금 처리하는 단계 이후, 합금화 열처리를 실시한 후에 상온까지 냉각을 실시하는 것을 특징으로 하는 고강도 용융아연도금강판의 제조방법.

청구항 13

제 12 항에 있어서,

상온까지 냉각한 후, 1% 미만의 조질 압연을 실시하는 것을 특징으로 하는 고강도 용융아연도금강판의 제조방법.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은 구멍확장성이 높은 고강도 냉연강판, 고강도 용융아연도금강판 및 이들의 제조방법에 관한 것이다.

배경 기술

[0003] 최근 자동차의 경량화를 위해 높은 강도를 갖는 강판 제조기술 확보가 추진되고 있다. 그 중에서도 고강도와 성형성을 겸비한 강판의 경우 생산성을 높일 수 있어 경제성 측면에서 뛰어나고 최종 부품의 안전성 측면에서도 보다 유리하다. 특히 인장강도(TS)가 높은 강판은 파단이 발생하기까지의 지탱 하중이 높기 때문에 1180MPa 급 이상의 인장강도가 높은 강재에 대한 요구가 높아지고 있다. 종래 기존 강재의 강도를 향상시키려는 시도가 많이 이루어졌으나, 단순히 강도를 향상시키는 경우 연성과 구멍확장성(HER, Hole expansion ratio)이 저하되는 단점이 발견되었다. 한편 상기 단점들을 극복한 종래 기술로서 Si 이나 Al 을 다량 첨가하는 TRIP(Transformation Induced Plasticity) 강판을 들 수 있다. 하지만 TRIP 강판에서는 TS 1180MPa 급에서 14% 이상의 연신율을 얻을 수 있지만, Si 및 Al 의 다량 첨가로 인해 LME(Liquid Metal Embrittlement) 저항성이 열위해져 용접성이 나빠지기 때문에 자동차 구조용 소재로서의 실용화가 제한적이게 되는 문제가 있다.

[0005] 또한 동일한 인장강도 등급에서 용도와 목적에 따라 다양한 항복비를 추구하게 되는데, 낮은 항복비의 강판의 경우 구멍확장성이 높은 강재를 만드는 것은 용이하지 않다. 왜냐하면 통상 항복비를 낮추기 위해 마르텐사이트 또는 페라이트상을 제2상으로 도입하는 것이 필요한데, 이러한 조직학적 특성은 구멍확장성을 해치는 요인이 되기 때문이다.

[0007] 특허문헌 1 에는 항복비, 강도, 구멍확장성, 내지연 파괴 특성을 겸비하고, 17.5% 이상의 높은 연신율을 가지는 고강도 냉연 강판이 개시되어 있다. 그러나 특허문헌 1 에서는 높은 Si 첨가로 인해 LME 가 발생하여 용접성이 열위한 단점이 있다.

[0009] 따라서 본 발명에서는 고강도이고 낮은 항복비에서도 구멍확장성이 25% 이상으로 우수하고, 5% 내지 13% 의 연신율 및 우수한 용접성을 모두 나타내는 1180MPa 급 강재 및 그 제조방법을 제시하고자 한다.

선행기술문헌

특허문헌

[0011] (특허문헌 0001) 특공개공보 제2017-7015003호

발명의 내용

해결하려는 과제

[0012] 본 발명은 상술한 종래기술의 한계를 해결하기 위한 것으로, 고강도 및 저항복비를 가지면서도 가공에 적절한 연신율, 높은 구멍확장성 및 양호한 용접성을 가지는 고강도 냉연강판, 이를 이용하여 제조한 고강도 용융아연도금강판 및 이들의 제조방법을 제공하는 것에 그 목적이 있다.

[0013] 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.

과제의 해결 수단

[0015] 본 발명의 일 측면에 따른 고강도 냉연강판은 중량%로, 탄소(C): 0.17~0.21%, 규소(Si): 0.3~0.8%, 망간(Mn):

2.7~3.3%, 크롬(Cr): 0.3~0.7%, 알루미늄(Al): 0.01~0.3%, 티타늄(Ti): 0.01~0.03%, 보론(B): 0.001~0.003%, 인(P): 0.04% 이하, 황(S): 0.02% 이하, 질소(N): 0.01% 이하, 잔부 철(Fe) 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 상기 탄소(C), 규소(Si) 및 알루미늄(Al)의 함량은 하기 수학적 (1) 을 만족하고, 미세조직이 면적분율로 잔류 오스테나이트 3~7%, 프래시 마르텐사이트 5~15%, 페라이트 5%이하(0%를 포함), 잔부 베이나이트 또는 템퍼드 마르텐사이트를 포함하며, 상기 베이나이트 래스(lath) 사이, 또는 템퍼드 마르텐사이트 상의 래스 혹은 결정립 경계에 제 2 상으로서 세멘타이트 상이, 부피분율로 1~3%로 석출하여 분포할 수 있다.

- [0016] [수학적 (1)] $[C] + ([Si]+[Al])/5 \leq 0.35\%$
- [0017] (여기서 [C], [Si], [Al] 는 각각 C, Si, Al의 중량%를 의미한다.)
- [0018] 상기 냉연강관은 구리(Cu): 0.1% 이하, 니켈(Ni): 0.1% 이하, 몰리브덴(Mo): 0.1% 이하를 더 포함할 수 있다.
- [0019] 상기 냉연강관은 니오븀(Nb): 0.03% 이하, 바나듐(V): 0.01% 이하를 더 포함할 수 있다.
- [0020] 상기 냉연강관은 1180MPa 이상의 인장강도, 0.65~0.85의 항복비, 25% 이상의 구멍확장성(HER), 5~13%의 연신율을 가질 수 있다.
- [0021] 본 발명의 다른 일 측면에 따른 고강도 용융아연도금강관은 상술한 고강도 냉연강관의 표면에 용융아연도금층을 더 포함할 수 있다.
- [0022] 상기 고강도 용융아연도금강관은 상술한 고강도 냉연강관의 표면에 합금화 용융아연도금층을 더 포함할 수 있다.
- [0024] 본 발명의 다른 일 측면에 따른 고강도 냉연강관의 제조방법은 중량%로, 탄소(C): 0.17~0.21%, 규소(Si): 0.3~0.8%, 망간(Mn): 2.7~3.3%, 크롬(Cr): 0.3~0.7%, 알루미늄(Al): 0.01~0.3%, 티타늄(Ti): 0.01~0.03%, 보론(B): 0.001~0.003%, 인(P): 0.04% 이하, 황(S): 0.02% 이하, 질소(N): 0.01% 이하, 잔부 철(Fe) 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 상기 탄소(C), 규소(Si) 및 알루미늄(Al)의 함량이 하기 수학적 (1) 을 만족하는 슬라브를 준비하는 단계; 상기 슬라브를 1150~1250℃ 의 온도범위까지 가열하는 단계; 가열된 상기 슬라브를 900~980℃ 의 마무리 압연 온도(FDT) 범위에서 마무리 열간 압연하는 단계; 상기 마무리 열간 압연 후 10℃/sec 내지 100℃/sec 의 평균 냉각속도로 냉각하는 단계; 500~700℃ 의 온도범위에서 권취하는 단계; 30~60% 의 냉간 압하율로 냉간압연하여 냉연강관을 얻는 단계; 상기 냉연강관을 (Ae3+30℃~Ae3+80℃)의 온도범위에서 연속 소둔하는 단계; 연속 소둔된 강관을 560~700℃의 온도범위까지 10℃/s 이하의 평균 냉각속도로 1차 냉각하고, 270~330℃의 온도범위까지 10℃/s 이상의 평균 냉각속도로 2차 냉각하는 단계; 및 냉각된 강관을 380~460℃의 온도범위까지 5℃/s 이하의 승온속도로 재가열하는 단계; 를 포함할 수 있다.
- [0025] [수학적 (1)] $[C] + ([Si]+[Al])/5 \leq 0.35\%$
- [0026] (여기서 [C], [Si], [Al] 는 각각 C, Si, Al의 중량%를 의미한다.)
- [0027] 상기 고강도 냉연강관의 제조방법에서 상기 슬라브는 구리(Cu): 0.1% 이하, 니켈(Ni): 0.1% 이하, 몰리브덴(Mo): 0.1% 이하를 더 포함할 수 있다.
- [0028] 상기 고강도 냉연강관의 제조방법에서 상기 슬라브는 니오븀(Nb): 0.03% 이하, 바나듐(V): 0.01% 이하를 더 포함할 수 있다.
- [0029] 상기 연속 소둔하는 단계는 830~880℃의 온도범위에서 이루어질 수 있다.
- [0030] 본 발명의 다른 일 측면에 따른 고강도 용융아연도금강관의 제조방법은 상술한 고강도 냉연강관의 제조방법에 의해 재가열된 냉연강관에 대해 430~490℃의 온도범위에서 용융아연도금 처리하는 단계를 추가로 포함할 수 있다.
- [0031] 상기 용융아연도금 처리하는 단계 이후, 합금화 열처리를 실시한 후에 상온까지 냉각을 실시할 수 있다.
- [0032] 상온까지 냉각한 후, 1% 미만의 조질 압연을 실시할 수 있다.

발명의 효과

[0034] 본 발명에 따르면 인장강도 1180MPa 이상의 높은 강도와 0.65 내지 0.85 의 낮은 항복비를 가지면서도, 25% 이상의 높은 구멍확장성, 5% 내지 13% 의 연신율을 나타내는 고강도 냉연강판 및 용융아연도금강판을 제공할 수 있다.

[0035] 또한, 본 발명의 고강도 용융아연도금강판은 아연 도금 후 LME(Liquid Metal Embrittlement) 저항성이 뛰어나 우수한 용접성을 나타내는 특징을 가진다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0037] 여기서 사용되는 전문용어는 단지 특정 실시예를 언급하기 위한 것이며, 본 발명을 한정하는 것을 의도하지 않는다. 여기서 사용되는 단수 형태들은 문구들이 이와 명백히 반대의 의미를 나타내지 않는 한 복수 형태들도 포함한다.

[0038] 명세서에서 사용되는 "포함하는"의 의미는 특정 특성, 영역, 정수, 단계, 동작, 요소 및/또는 성분을 구체화하며, 다른 특정 특성, 영역, 정수, 단계, 동작, 요소, 성분 및/또는 군의 존재나 부가를 제외시키는 것은 아니다.

[0039] 다르게 정의하지는 않았지만, 여기에 사용되는 기술용어 및 과학용어를 포함하는 모든 용어들은 본 발명이 속하는 기술분야에서 통상의 지식을 가진 자가 일반적으로 이해하는 의미와 동일한 의미를 가진다. 보통 사용되는 사전에 정의된 용어들은 관련 기술문헌과 현재 게시된 내용에 부합하는 의미를 가지는 것으로 추가 해석되고, 정의되지 않는 한 이상적이거나 매우 공식적인 의미로 해석되지 않는다.

[0041] 이하, 본 발명의 일 측면에 따른 고강도 냉연강판 및 고강도 용융아연도금강판에 대하여 상세히 설명한다.

[0043] 먼저, 본 발명에서 제공하는 고강도 냉연강판의 합금조성에 대해서 상세히 설명한다. 이때, 각 성분들의 함량은 특별한 언급이 없는 한 중량%를 의미한다.

[0045] 탄소(C): 0.17~0.21%

[0046] 탄소는 고용강화 및 석출강화를 통해 강재의 강도를 지탱하는 기본적인 원소이다. 탄소의 양이 0.17% 미만이면 기타 재질을 만족하면서 인장강도(TS) 1180MPa급에 상당하는 강도를 얻기가 어렵다. 반면 탄소의 양이 0.21% 를 초과하는 경우 용접성이 나빠지고 목표하는 구멍확장성 값을 얻을 수 없게 된다. 따라서 본 발명에서 탄소의 함량은 0.17~0.21%로 제한하는 것이 바람직하다. 상기 C의 하한은 0.18%인 것이 보다 바람직하고, 상기 C의 상한은 0.20%인 것이 보다 바람직하다.

[0048] 규소(Si): 0.3~0.8%

[0049] 규소는 베이나이트 영역에서 세멘타이트의 석출을 저해함으로써 잔류 오스테나이트 분율과 연신율을 높이는 작용을 하는 TRIP(Transformation Induced Plasticity) 강의 핵심 원소이다. 규소가 0.3% 미만이면 잔류 오스테나이트가 거의 남지 않게 되어 연신율이 너무 낮아지게 되며, 반면 규소가 0.8%를 초과하는 경우 LME 균열의 형성에 따른 용접부 물성 악화를 막을 수 없게 되고, 강재의 표면 특성 및 도금성이 나빠지게 된다. 따라서 본 발명에서 규소의 함량은 0.3~0.8%로 제한하는 것이 바람직하다. 상기 Si의 하한은 0.4%인 것이 보다 바람직하고, 상기 Si의 상한은 0.6%인 것이 보다 바람직하다.

[0051] 망간(Mn): 2.7~3.3%

[0052] 본 발명에서 망간의 양은 2.7~3.3% 일 수 있다. 망간의 함량이 2.7% 미만일 경우 강도를 확보하기 어려워지며, 3.3%를 초과하는 경우 베이나이트 변태속도가 느려져 지나치게 많은 프래시 마르텐사이트가 형성되어 높은 구멍확장성을 얻기 어려워진다. 또한 망간의 함량이 높으면 마르텐사이트 형성 시작온도가 낮아지고 소둔 수냉 단계

에서 초기 마르텐사이트 상을 얻기 위해 필요한 냉각 마침온도가 너무 낮아지게 된다. 따라서 본 발명에서 망간의 함량은 2.7~3.3%로 제한하는 것이 바람직하다. 상기 Mn의 하한은 2.8%인 것이 보다 바람직하고, 상기 Mn의 상한은 3.1%인 것이 보다 바람직하다.

[0054] 크롬(Cr): 0.3~0.7%

[0055] 본 발명에서 크롬의 양은 0.3~0.7% 일 수 있다. 크롬의 양이 0.3% 미만이면 목표하는 인장강도를 얻기 어렵게 되며, 상한인 0.7% 를 초과하면 베이나이트의 변태 속도가 느려져 높은 구멍확장성을 얻기가 어려워진다. 따라서 본 발명에서 크롬의 함량은 0.3~0.7%로 제한하는 것이 바람직하다. 상기 Cr의 하한은 0.4%인 것이 보다 바람직하고, 상기 Cr의 상한은 0.6%인 것이 보다 바람직하다.

[0057] 알루미늄(Al): 0.01~0.3%

[0058] 본 발명에서 알루미늄의 양은 0.01~0.3% 일 수 있다. 알루미늄의 첨가량이 0.01% 미만이면 강재의 탈산이 충분히 이루어지지 않고 청정성을 해치게 된다. 반면 0.3% 를 초과하여 첨가될 경우 강재의 주조성을 해치게 된다. 따라서 본 발명에서 알루미늄의 함량은 0.01~0.3%로 제한하는 것이 바람직하다. 상기 Al의 하한은 0.03%인 것이 보다 바람직하고, 상기 Al의 상한은 0.2%인 것이 보다 바람직하다.

[0060] 티타늄(Ti): 0.01~0.03%, 보론(B): 0.001~0.003%

[0061] 본 발명에서는 강재의 경화능을 높이기 위해 0.01~0.03%의 티타늄과 0.001~0.003%의 보론을 첨가할 수 있다. 티타늄 함량이 0.01% 미만인 경우 보론이 질소와 결합하게 되어 보론의 경화능 강화 효과가 소실되고, 0.03% 초과로 함유되면 강재의 주조성이 나빠진다. 한편 보론 함량이 0.001% 미만인 경우 유효한 경화능 강화 효과를 얻을 수 없으며, 0.003% 을 초과하여 함유되면 보론 탄화물이 형성될 수 있어 오히려 경화능을 해치게 될 수 있다. 따라서 본 발명에서 티타늄의 함량은 0.01~0.03%, 보론의 함량은 0.001~0.003%로 제한하는 것이 바람직하다. 상기 Ti의 하한은 0.015%인 것이 보다 바람직하고, 상기 Ti의 상한은 0.025%인 것이 보다 바람직하다. 상기 B의 하한은 0.015%인 것이 보다 바람직하고, 상기 B의 상한은 0.0025%인 것이 보다 바람직하다.

[0063] 인(P): 0.04% 이하

[0064] 인은 강 중에서 불순물로 존재하며 그 함량을 가능한 낮게 제어하는 것이 유리하지만, 강재의 강도를 높이기 위해 고의적으로 첨가하기도 한다. 하지만 상기 인이 과다하게 첨가될 경우 강재의 인성이 악화되므로, 본 발명에서는 이를 방지하기 위해 상한을 0.04%로 제한하는 것이 바람직하다. 상기 P의 함량은 0.01%이하인 것이 보다 바람직하다.

[0066] 황(S): 0.02% 이하

[0067] 황은 상기 인과 마찬가지로 강 중에서 불순물로 존재하며 그 함량을 가능한 낮게 제어하는 것이 유리하다. 또한 황은 강재의 연성과 충격특성을 나쁘게 하기 때문에 그 상한을 0.02% 이하로 제한하는 것이 바람직하다. 상기 S의 함량은 0.003%이하인 것이 보다 바람직하다.

[0069] 질소(N): 0.01% 이하

[0070] 본 발명에서 질소는 불순물로서 강재에 포함되며, 그 함량을 가능한 낮게 제어하는 것이 유리하다. 상기 질소는 다량 첨가될 경우 질화물을 과다 형성하여 지나친 조직미세화에 의한 압연성 저하를 초래하며, 목표하는 조직 제어가 불가해지고, 충격특성 등 최종 품질도 해치게 되므로 그 상한을 0.01% 이하로 제한하는 것이 바람직하다. 상기 N의 함량은 0.0060%이하인 것이 보다 바람직하다.

- [0072] 본 발명의 강관은 전술한 합금조성 외에 구리(Cu): 0.1% 이하, 니켈(Ni): 0.1% 이하, 몰리브덴(Mo): 0.1% 이하를 추가적으로 포함할 수 있다.
- [0074] 구리(Cu): 0.1% 이하, 니켈(Ni): 0.1% 이하, 몰리브덴(Mo): 0.1% 이하
- [0075] 구리, 니켈 및 몰리브덴은 강재의 강도를 높이는 원소로서 본 발명에서는 선택성분으로 포함하며, 각 원소의 첨가 상한을 0.1%로 제한한다. 이들 원소는 강재의 강도와 경화능을 높이는 원소이나 지나치게 많은 양을 첨가할 경우 목표하는 강도 등급을 초과할 수 있고 고가의 원소이기 때문에 경제적인 측면에서 첨가 상한을 0.1%로 제한하는 것이 바람직하다. 한편, 상기 구리, 니켈 및 몰리브덴은 고용강화로서 작용하기 때문에 0.03% 미만으로 첨가하는 경우 고용강화 효과가 미미할 수 있으므로, 첨가할 경우 그 하한을 0.03% 이상으로 제한할 수 있다. 상기 Cu, Ni 및 Mo 각각의 상한은 0.06%인 것이 보다 바람직하다.
- [0077] 본 발명의 강관은 전술한 합금조성 외에 니오븀(Nb): 0.03% 이하, 바나듐(V): 0.01% 이하를 추가적으로 포함할 수 있다.
- [0079] 니오븀(Nb): 0.03% 이하, 바나듐(V): 0.01% 이하
- [0080] 니오븀 및 바나듐은 석출경화를 통해 강재의 항복강도를 높이는 원소로서, 본 발명에서는 항복강도를 높이기 위해 선택적으로 첨가될 수 있다. 다만 그 함량이 과다한 경우 연신율을 너무 낮게 할 수 있고 강재의 취성을 유발할 수 있기 때문에, 본 발명에서는 니오븀 및 바나듐의 상한을 각각 0.03% 및 0.01% 이하로 제한한다. 한편, 니오븀 및 바나듐의 경우 석출경화를 일으키기 때문에 소량 첨가로도 효과가 있지만, 0.005% 미만으로 첨가하는 경우에는 그 효과가 미미할 수 있기 때문에, 첨가할 경우 그 하한을 0.005% 이상으로 제한할 수 있다. 상기 Nb 및 V의 상한은 각각 0.02%, 0.008%인 것이 보다 바람직하다.
- [0082] 수학적 식 (1): $[C] + ([Si]+[Al])/5 \leq 0.35\%$
- [0083] (여기서 [C], [Si], [Al] 는 각각 C, Si, Al 의 중량%를 의미한다.)
- [0084] 상술한 C, Si 및 Al 의 함량과 더불어, C, Si 및 Al 은 상기 수학적 식 (1) 을 만족한다. 도금강관의 액상금속취화(LME, Liquid Metal Embrittlement)는 점용접 중에 도금한 아연이 액상이 된 상태에서 강관의 오스테나이트 결정립 계면에 인장응력이 형성되면서 액상 아연이 오스테나이트 결정립 경계로 침투하여 발생한다. 이러한 LME 현상은 특히 Si 및 Al 이 첨가된 강관에서 심하게 나타나기 때문에 본 발명에서는 상기 수학적 식 (1) 을 통해 Si 과 Al 의 첨가량을 제한한다. 또한 C 함량이 높으면 강재의 A3 온도가 낮아져 LME에 취약한 오스테나이트 영역이 확대되고 소재의 인성이 취약해지는 효과가 있어 역시 상기 수학적 식 (1) 을 통해 그 첨가량을 제한하였다.
- [0086] 상기 수학적 식 (1) 값이 0.35% 를 초과하게 되면 전술한 바와 같이 점용접시 LME 저항성이 열위해지기 때문에 점용접부 후 LME 크랙이 존재하여 피로특성과 구조적 안전성을 해치게 된다. 한편 상기 수학적 식 (1) 값이 작을수록 점용접성 및 LME 저항성이 개선되므로 그 하한을 별도로 설정하지 않을 수 있으나, 그 값이 0.20% 미만이면 점용접성 및 LME 저항성은 개선되지만 우수한 구멍확장성과 함께 1180MPa급의 높은 인장강도를 얻기 어려워지기 때문에, 그 하한을 0.25%으로 할 수 있다.
- [0088] 본 발명의 나머지 성분은 철(Fe)이다. 기타 통상의 철강제조과정에서는 원료 또는 주위 환경으로부터 의도되지 않는 불순물들이 불가피하게 혼입될 수 있다. 이들 불순물들은 통상의 철강제조과정의 기술자라면 누구라도 알 수 있는 것이기 때문에 그 모든 내용을 특별히 본 명세서에서 언급하지는 않는다.
- [0090] 한편, 상술한 강 조성을 만족하는 본 발명의 고강도 냉연강관은 면적분율로 잔류 오스테나이트 3~7%, 프레스 마르텐사이트 5~15%, 페라이트 5%이하(0%를 포함), 잔부 베이나이트 또는 템퍼드 마르텐사이트를 포함하는 미세조

적을 가진다. 또한, 베이나이트 래스(lath) 경계, 또는 템퍼드 마르텐사이트 래스 내부 혹은 결정립 경계에 제 2 상으로서 세멘타이트 상이 석출하여 분포하며, 그 부피 분율은 1~3%일 수 있다.

[0092] 본 발명에 따른 고강도 냉연강판에서는 세멘타이트 성장을 억제하여 오스테나이트를 안정화시키는 Si 및 Al의 함량을 상기 수학적 (1)의 조건에 따라 제한함에 의해 미세조직 내에 일부 세멘타이트가 석출, 성장하게 된다. 이 세멘타이트는 2차 냉각으로 형성된 마르텐사이트가 재가열될 때 마르텐사이트 래스 또는 결정립 경계에서 석출하거나, 2차 냉각 후 재가열 중에 베이나이트 변태가 발생할 때 베이나이트 페라이트 래스 사이의 탄소가 농화된 부분에서 형성된다. 본 발명에 따른 냉연강판에서는 수학적 (1)로 Si 과 Al의 상한을 제한하는 것에 의해 부피분율로 1% 이상 수준의 세멘타이트가 석출하게 되지만, 그럼에도 일부 Si 과 Al의 존재로 인해 오스테나이트가 잔류하게 되고 잔류 오스테나이트 내부에 탄소가 분포하기 때문에 세멘타이트 석출량은 3% 보다는 작다. 또한 Si 과 Al이 어느 정도는 첨가되기 때문에 본 발명강에는 오스테나이트가 3~7%의 수준으로 잔류하여 존재하지만, Si 및 Al 함량이 매우 높은 전형적인 TRIP 강에서처럼 높은 분율의 잔류 오스테나이트가 분포하지는 않는다.

[0094] 또한 본 발명에서는 낮은 항복비를 얻기 위해 프레스 마르텐사이트(Fresh Martensite) 조직을 5~15%의 수준으로 도입한다. 2 차 냉각 및 재가열을 마친 상태에서 오스테나이트 상분율이 높을 경우 오스테나이트 내의 탄소 함량이 낮아 안정성이 부족하며, 이후의 냉각 과정에서 일부가 프레스 마르텐사이트로 변태하고, 이로 인해 항복비가 낮아지게 된다.

[0096] 또한 본 발명에서 페라이트 조직은 구멍확장성에 나쁘지만 제조 과정에서 5% 이하(0%를 포함)의 수준으로 존재할 수 있다. 그 외 본 발명의 미세조직에서의 잔부는 베이나이트 또는 템퍼드 마르텐사이트 조직으로 구성된다.

[0098] 이상의 합금 성분과 미세조직을 가짐에 의해 본 발명의 고강도 냉연강판은 1180MPa 이상의 인장강도 및 0.65 내지 0.85의 낮은 항복비에서도 25% 이상의 높은 구멍확장성을 나타내게 된다. 앞서 설명한 바와 같이 본 발명에 따른 고강도 냉연강판의 항복비가 낮은 것은 프레스 마르텐사이트의 도입에 의한 것인데, 본 발명자들은 본 발명에 따른 합금성분 및 조직제어 조건에서는 프레스 마르텐사이트가 존재하여도 구멍확장성이 25% 이상으로 얻어질 수 있음을 발견하였다. 또한 본 발명에 따른 고강도 냉연강판은 Si 과 Al의 함량을 제한하기 때문에 TRIP 효과가 약하여 5~13%의 연신율을 나타낸다.

[0100] 본 발명은 또한 상기 고강도 냉연강판 표면에 용융아연도금처리한 용융아연도금강판과, 그 용융아연도금강판을 합금화 열처리한 합금화 용융아연도금강판을 제공할 수도 있다.

[0102] 다음으로, 본 발명의 다른 일 측면에 따른 고강도 냉연강판 및 고강도 용융아연도금강판의 제조방법에 대하여 상세히 설명한다.

[0104] 본 발명에 따른 고강도 냉연강판은, 상술한 강 성분조성을 만족하는 강 슬라브 가열 - 열간압연 - 냉각 - 권취 - 냉간압연 - 연속 소둔 - 1차 및 2차 냉각 - 재가열 공정을 거침으로써 제조될 수 있으며, 상세한 내용은 아래와 같다.

[0106] 강 슬라브 준비 및 가열 공정

[0107] 먼저 상술한 합금조성을 가지며, 수학적 (1)을 만족하는 슬라브를 준비하고, 상기 슬라브를 1150℃ 내지 1250℃의 온도까지 가열한다. 이때 슬라브 온도가 1150℃ 미만이면 다음 단계인 열간압연 수행이 불가능해지며, 반면 1250℃를 초과하는 경우 슬라브 온도를 높이기 위해 많은 에너지가 불필요하게 소요된다. 따라서 상기 가열 온도는 1150~1250℃의 온도로 제한하는 것이 바람직하다. 상기 가열온도의 하한은 1190℃인 것이 보다 바람직

하며, 상기 가열온도의 상한은 1230℃인 것이 보다 바람직하다.

[0109] 열간압연 공정

[0110] 상기 가열된 슬라브를 마무리 압연 온도(FDT)가 900℃~980℃ 되는 조건에서 소기의 목적에 맞는 두께까지 열간 압연한다. 상기 마무리 압연 온도(FDT)가 900℃ 미만이면 압연 부하가 크고 형상 불량이 증가하여 생산성이 나빠지게 된다. 반면 상기 마무리 압연 온도가 980℃ 를 초과하면 지나친 고온 작업에 따른 산화물 증가로 인해 표면 품질이 나빠지게 된다. 따라서 상기 마무리 압연 온도가 900~980℃ 인 조건에서 열간압연하는 것이 바람직하다. 상기 마무리 압연 온도의 하한은 910℃인 것이 보다 바람직하며, 상기 마무리 압연 온도의 상한은 950℃인 것이 보다 바람직하다.

[0112] 권취 공정 및 냉간압연 공정

[0113] 상기 열간압연된 강판을 10℃/s 내지 100℃/s 의 평균 냉각속도로 권취온도까지 냉각하고, 500~700℃의 통상적인 온도 영역에서 권취를 실시한다. 권취 후 열연강판을 30~60% 의 냉간압하율로 압연하여 냉연강판을 얻는다. 상기 평균 냉각속도가 10℃/s 미만인 경우에는 열간압연 생산성이 지나치게 떨어지게 되는 단점이 있고, 100℃/s를 초과하는 경우에는 에지부 강도가 상승하여 폭방향 재질편차가 커질 우려가 있다. 상기 평균 냉각속도의 하한은 20℃/s인 것이 바람직하며, 상기 평균 냉각속도의 상한은 80℃/s인 것이 바람직하다. 상기 권취온도의 하한은 550℃인 것이 바람직하며, 상기 권취온도의 상한은 650℃인 것이 바람직하다. 상기 냉간압하율이 30% 미만이면 목표로 하는 두께 정밀도를 확보하기 어려울 뿐만 아니라 강판의 형상 교정이 어려워진다. 반면에 냉간압하율이 60% 를 초과하게 되면 강판 에지(edge)부에 크랙이 발생할 가능성이 높아지게 되고, 냉간압연 부하가 지나치게 커지는 문제점이 발생한다. 따라서 본 발명에서는 냉간압연 단계에서의 냉간압하율을 30~60%로 제한하는 것이 바람직하다. 상기 냉간압하율의 하한은 35%인 것이 보다 바람직하며, 상기 냉간압하율의 상한은 50%인 것이 보다 바람직하다.

[0115] 연속 소둔 공정

[0116] 본 발명에서는 상기 냉간압연된 강판을 (Ae3+30℃~Ae3+80℃)의 온도범위에서 연속 소둔을 실시한다. 보다 바람직하게는 830~880℃의 온도범위에서 연속 소둔을 실시할 수 있다. 또한 상기 연속 소둔은 연속 합금화 용융 도금 연속로에서 실시할 수 있다. 연속 소둔 단계는 오스테나이트 단상역까지 가열하여 100%에 가까운 오스테나이트를 형성하여 이후 상변태에 이용하기 위함이다. 만일 상기 연속 소둔 온도가 Ae3+30℃ 미만 또는 830℃ 미만 이면 충분한 오스테나이트 변태가 이루어지지 않아 소둔 후 목적하는 마르텐사이트와 베이나이트 분율을 확보할 수 없다. 반면 상기 연속 소둔 온도가 Ae3+80℃ 를 초과하거나 880℃를 초과하면 생산성이 저하되고 조대한 오스테나이트가 형성되어 재질이 열화된다. 또한 소둔 중에 산화물이 성장하여 도금재의 표면품질을 확보하기 어렵다. 상기 Ae3는 당해 기술분야에서 통상적으로 이용되는 CALPHAD(Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry)법을 활용한 열역학 소프트웨어를 사용하여 계산할 수 있다.

[0118] 1차 및 2차 냉각 공정

[0119] 상기 연속소둔된 강판을 560~700℃의 온도범위까지 10℃/s 이하의 평균 냉각속도로 1차 냉각하고, 270~330℃의 온도범위까지 10℃/s 이상의 평균 냉각속도로 2차 냉각하여 마르텐사이트를 도입한다. 여기서 상기 1차 냉각 종료온도는 1차 냉각에서 적용되지 않은 급냉설비가 추가로 적용되어 급냉이 개시되는 시점으로 정의할 수 있다. 냉각 공정을 1차 및 2차 냉각으로 나누어 단계적으로 실행하는 경우 서냉 단계에서 강판의 온도분포를 균일하게 하여 최종적인 온도 및 재질 편차를 감소시킬 수 있으며, 필요한 상 구성을 얻기에도 유리하다.

[0121] 상기 1차 냉각은 10℃/s 이하의 평균 냉각속도로 서냉하고, 그 냉각 종료온도는 560~700℃의 온도범위일 수 있다. 1차 냉각 종료온도가 560℃ 보다 낮게 되면 페라이트 상이 과다 석출하여 최종 구멍확장성을 나쁘게 하고, 반면에 700℃를 넘게 되면 2차 냉각에 과도한 부하가 걸려 연속소둔 라인의 판속도를 늦춰야 해서 생산성이 하락하게 된다. 상기 1차 냉각종료온도의 하한은 580℃인 것이 보다 바람직하며, 상기 1차 냉각종료온도의 상한은

670℃인 것이 보다 바람직하다.

[0123] 상기 2차 냉각은 상기 1차 냉각에서 적용되지 않은 급냉설비가 추가로 적용될 수 있고, 바람직하게는 H₂ gas를 이용한 수소급냉설비를 이용할 수 있다. 이때 2차 냉각 종료온도는 적절한 초기 마르텐사이트 분율이 얻어질 수 있는 270~330℃로 제어하는 것이 중요한데, 270℃보다 낮게 되면 2차 냉각 중 변태되는 초기 마르텐사이트 분율이 지나치게 높아져 후속 공정에서 필요한 다양한 상변태를 얻을 공간이 없어지고 강관의 형상 및 작업성이 나빠지게 된다. 반면, 2차 냉각 종료온도가 330℃를 초과하게 되면 초기 마르텐사이트 분율이 낮아 높은 구멍확장성을 얻을 수 없게 된다. 상기 2차 냉각종료온도의 하한은 290℃인 것이 보다 바람직하며, 상기 2차 냉각종료온도의 상한은 320℃인 것이 보다 바람직하다. 상기 2차 냉각시 평균 냉각속도가 10℃/s 미만인 경우에는 냉각 중에 페라이트/베이나이트 상 등이 형성되어 강도가 하락하고 최종적으로 원하는 미세조직을 확보하기 곤란할 수 있다.

[0125] 재가열 공정 및 용융아연도금처리 공정

[0126] 상기 냉각된 강관을 다시 380~460℃의 온도범위까지 5℃/s 이하의 승온속도로 재가열하여 이전 단계에서 얻은 마르텐사이트를 템퍼링하고, 베이나이트 변태 유도 및 베이나이트에 인접해 있는 미변태 오스테나이트에 탄소를 농축시킨다. 이때 재가열 온도를 380~460℃로 제어하는 것이 중요하며, 380℃보다 낮거나 460℃를 초과하게 되면 베이나이트의 상변태량이 적어 최종 냉각 과정에서 지나치게 많은 프래시 마르텐사이트가 형성되어 연신율 및 구멍확장성을 크게 해치게 된다. 상기 재가열 온도의 하한은 440℃인 것이 보다 바람직하며, 상기 재가열 온도의 상한은 440℃인 것이 보다 바람직하다. 상기 재가열시 승온속도가 5℃/s를 초과하는 경우에는 2차 냉각시 형성된 마르텐사이트상의 템퍼링이 부족해지고, 승온 중에 베이나이트 상변태를 충분히 얻지 못할 우려가 있다.

[0128] 재가열 후 430~490℃의 온도범위에서 용융아연도금 처리하고 이후 필요에 따라 합금화 열처리를 행한 후에 상온까지 냉각을 실시할 수 있다. 이후 강관의 형상을 교정하고 항복강도를 조정하기 위해 1% 미만의 조질압연을 수행하는 공정을 포함할 수 있다.

[0130] (실시예)

[0131] 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.

[0133] 하기 표 1의 합금조성을 갖는 슬라브를 준비한 뒤, 표 2 및 3에 기재된 조건으로 강 슬라브 가열 - 열간압연 - 냉각 - 권취 - 냉간압연 - 연속 소둔 - 1차 및 2차 냉각 - 재가열 공정을 거쳐 냉연강관을 제조하였다. 한편, 하기 표 2 및 3에 기재된 FDT는 마무리 압연 온도, CT는 열연권취온도, SS는 연속소둔온도, SCS는 1차 냉각 종료온도, RCS는 2차 냉각 종료온도, RHS는 재가열온도를 의미한다.

[0135] 이와 같이 제조된 냉연강관에 대하여 미세조직, 기계적 물성 및 최대 LME 균열 크기를 측정된 뒤, 하기 표 3에 그 결과를 나타내었다.

[0137] 최대 LEM 균열 크기는 시편을 Dome Radius 6mm, 가압력 3.54kN, 용접시간 234ms, H/T 100ms, Tilting 5도, Gap 1.0mm의 가혹한 조건에서 접용접한 뒤, 너깃을 가로지르는 임의의 단면을 취한 후 존재하는 LME 균열의 최대 길이를 측정하였다.

[0139] 미세조직의 종류 및 분율은 잔류 오스테나이트의 경우 XRD peak analysis를 통하여 측정하였으며, 나머지 프레스시 마르텐사이트, 페라이트, 세멘타이트, 베이나이트 및 템퍼드마르텐사이트 상의 분율은 주사전자현미경 EBSD 분석을 통해 측정하였다.

표 1

[0141]

강종	합금조성(중량%)															
	C	Si	Mn	Cr	Al	Ti	B	P	S	Cu	Ni	Mo	Nb	V	N	C+(Si+Al)/5
A	0.17	0.72 6	2.58	0.49 9	0.05 3	0.01 9	0.00 18	0.00 9	0.00 6	0.02	0.00	0.05 8	0.00 3	0.00 3	0.00 45	0.33
B	0.17 3	0.54 4	2.76	0.01 8	0.05 2	0.01 9	0.00 19	0.01 0	0.00 3	0.01	0.02	0.06 2	0.00 4	0.00 2	0.00 65	0.29
C	0.17	0.52 5	2.6	0.5	0.20 5	0.01 9	0.00 19	0.00 6	0.00 2	0.03	0.01	0.06 3	0.00 1	0.00 5	0.00 34	0.32
D	0.16 2	0.50 1	2.5	0.47 0	0.45 0	0.01 8	0.00 18	0.00 7	0.00 4	0.02	0.01	0.06 2	0.00 1	0.00 3	0.00 77	0.35
E	0.15 5	0.74	2.66	0.52	0.04 5	0.02	0.00 19	0.00 7	0.00 4	0.01	0.02	0.06 1	0.00 4	0.00 5	0.00 90	0.31
F	0.23 7	0.69 6	2.4	0.48	0.04 3	0.01 8	0.00 18	0.00 9	0.00 3	0.01	0.01	0.05 7	0.00 1	0.00 4	0.00 88	0.38
G	0.18 2	0.72	3.58	0.51 4	0.04 8	0.02 2	0.00 21	0.01 2	0.00 4	0.02	0.01	0.00 8	0.00 3	0.00 3	0.00 72	0.34
H	0.18	0.73	1.67	2.56 0	0.05 3	0.02	0.00 2	0.00 6	0.00 3	0.02	0.01	0.01 5	0.00 1	0.00 1	0.00 47	0.34
I	0.18 4	0.74	2.87	0.50 2	0.05 3	0.02	0.00 19	0.00 6	0.00 6	0.03	0.01	0.00 5	0.00 4	0.00 4	0.00 42	0.34
J	0.18 1	0.72	3.17	0.49 2	0.05 0	0.02	0.00 21	0.00 4	0.00 6	0.03	0.01	0.00 6	0.00 2	0.00 2	0.00 67	0.34
K	0.2	0.51 2	2.95	0.50 6	0.20 0	0.02 3	0.00 22	0.00 8	0.00 4	0.04	0.01	0.00 8	0.00 2	0.00 4	0.00 64	0.34
L	0.18 4	0.52	3.14	0.49 4	0.20 2	0.01 9	0.00 20	0.00 7	0.00 3	0.01	0.00	0.00 9	0.00 2	0.00 4	0.00 54	0.33
M	0.17 7	1.54	2.63	0.51	0.05 5	0.02 2	0.00 22	0.00 9	0.00 3	0.01	0.00	0.05 7	0.00 3	0.00 2	0.00 46	0.50

표 2

[0143]

구분	강종	슬라브 가열온도 (°C)	열연 두께 (mm)	FDT (°C)	열연 후 평균 냉각속도 (°C/s)	CT (°C)	냉연 두께 (mm)	냉간 압하율(%)
비교예1	A	1196	2.4	955	58	556	1.4	42
비교예2	B	1210	2.5	935	661	545	1.6	36
비교예3	C	1203	1.8	932	48	607	0.9	50
비교예4	D	1221	2.0	942	35	633	1.0	50
비교예5	E	1244	2.4	938	55	522	1.4	42
비교예6	F	1189	2.1	966	56	525	1.2	43
비교예7	G	1202	2.3	952	47	565	1.4	39
비교예8	H	1234	2.5	922	55	545	1.5	40
비교예9	I	1231	2.5	925	61	567	1.6	36
비교예10	J	1198	2.7	945	66	552	1.8	33
발명예1	K	1212	2.2	949	58	555	1.2	45
발명예2	L	1248	2.1	930	57	565	1.2	43
비교예11	M	1245	2.5	947	49	552	1.6	36

표 3

[0145]

구분	강종	SS (°C)	1차 냉각 평균 냉각속도 (°C/s)	SCS (°C)	2차 냉각 평균 냉각속도 (°C/s)	RCS (°C)	RHS (°C)	재가열속도 (°C/s)
비교예1	A	859	2.6	685	19.2	306	421	0.7
비교예2	B	861	3.9	637	18.6	315	418	1.4
비교예3	C	862	3.9	620	16.1	323	417	0.7
비교예4	D	857	4.2	577	12.9	322	445	0.9
비교예5	E	846	3.9	605	15.5	319	431	1.8
비교예6	F	847	4.4	595	17.0	301	422	0.9
비교예7	G	860	5.0	587	17.8	297	424	2.6
비교예8	H	847	3.7	622	17.4	302	413	0.8
비교예9	I	847	2.4	675	15.6	343	417	0.6
비교예10	J	857	3.4	633	14.5	347	422	1.2
발명예1	K	840	4.0	607	17.6	302	416	1.5
발명예2	L	848	3.6	612	16.1	295	415	1.8
비교예11	M	842	4.1	606	17.6	301	445	3.1

표 4

[0148]

구분	강종	YS (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	YR	HER (%)	잔류 오스테 나이트 분 율 (면적%)	프레시 마르텐 사이트 분 율 (면적%)	페라이트 분율 (면적%)	세멘 타이트 분율 (부피%)	최대 LME 균열 (μm)
비교예1	A	940	1126	10.8	0.83	32.7	5%	5%	1%	1	80
비교예2	B	962	1102	10.4	0.87	33.7	4%	3%	0%	2	69
비교예3	C	898	1139	9.7	0.79	22.1	4%	15%	3%	2	60
비교예4	D	959	1086	11.3	0.88	51.1	5%	0%	2%	2	87
비교예5	E	978	1152	11.3	0.85	28.4	5%	5%	0%	1	77
비교예6	F	963	1232	9.6	0.78	22.4	5%	10%	1%	1	107
비교예7	G	744	1304	10.0	0.57	10.9	4%	20%	4%	1	76
비교예8	H	1092	1253	12.2	0.87	25.6	6%	8%	0%	1	65
비교예9	I	779	1239	10.6	0.63	17.2	7%	19%	2%	1	71
비교예10	J	917	1193	9.8	0.77	16.6	5%	17%	1%	1	77
발명예1	K	919	1181	11.0	0.78	36.5	4%	5%	0%	2	66
발명예2	L	839	1235	11.3	0.68	37.9	5%	10%	1%	2	69
비교예11	M	1042	1195	15.2	0.87	41.1	9%	3%	0%	0	149

[0150]

먼저 비교예 1 내지 5 는 각각 강종 A 내지 E 가 적용된 경우이다. 강종 A 내지 E는 C, Mn 또는 Cr 의 함량이 본 발명 범위보다 낮은 경우로서, TS 1180MPa 급의 강도를 얻을 수 없었다. 강종 A 내지 E 처럼 합금성분 첨가량이 본 발명의 성분 범위를 벗어나는 강재라 할지라도 소둔 열처리 조건을 크게 바꾸면 인장강도를 1180MPa 보다 더 높게 얻을 수 있으나, 이러한 경우 지나치게 많은 프레시 마르텐사이트의 도입이 필요하여 높은 구멍확장성을 얻을 수 없게 된다. 비교예 6 의 경우 C 함량이 본 발명 범위를 초과한 강종 F 가 적용된 경우로서, 본 발명에서 제시하는 공정 조건을 만족하더라도 높은 구멍확장성을 얻을 수 없었다.

- [0152] 비교예 7 의 강종 G 는 Mn 함량이 본 발명의 범위를 초과한 경우로서, 이로 인해 프레스 마르텐사이트의 비율이 20%에 달하게 되어, 구멍확장성이 크게 나빠지며 항복비 또한 지나치게 낮아지게 되었다. 또한 비교예 8 의 강종 H 는 Mn 대신 Cr 을 높은 강종으로서, 낮은 항복비를 얻기 어려웠다.
- [0154] 비교예 9 및 10 은 본 발명의 합금조성을 만족하는 강종 I 및 J 가 적용되었으나 소둔급냉온도가 330℃를 넘어 프레스 마르텐사이트의 비율이 높아지면서 구멍확장성이 크게 나빠지게 되었다.
- [0156] 발명에 1 및 2 는 본 발명의 합금조성을 만족하는 강종 K 및 L 이 적용되었고, 모든 공정조건을 만족한 경우로서, 0.65 내지 0.85의 낮은 항복비에서 25% 이상의 구멍확장성 및 5% 내지 13% 의 가공에 적절한 연신율을 얻을 수 있었다.
- [0158] 비교예 6 및 11 에 각각 적용된 강종 F 와 M 은 수학적 1 을 만족하지 않는 합금량을 갖고 있으며, 이로 인해 용접부 내 LME균열의 최대 크기가 100 μ m을 초과하였고, 따라서, LME 균열저항성이 열위하였음을 알 수 있었다.
- [0159] 한편, 심각한 LME 균열로서 존재가 허용되지 않는 겹침부 안쪽 균열은 실험재 모두에 존재하지 않았다.
- [0161] 본 발명을 앞서 기재한 바에 따라 설명하였지만, 다음에 기재하는 특허청구 범위의 개념과 범위를 벗어나지 않는 한, 다양한 수정 및 변형이 가능하다는 것을 본 발명이 속하는 기술 분야에 종사하는 자들은 쉽게 이해할 것이다.