



(19) 대한민국특허청(KR)  
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2020-0066512  
(43) 공개일자 2020년06월10일

- |                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                         |                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                  |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| <p>(51) 국제특허분류(Int. Cl.)<br/> <i>C22C 38/42</i> (2006.01) <i>C21D 8/02</i> (2006.01)<br/> <i>C22C 38/02</i> (2006.01) <i>C22C 38/04</i> (2006.01)<br/> <i>C22C 38/06</i> (2006.01) <i>C22C 38/44</i> (2006.01)<br/> <i>C22C 38/46</i> (2006.01) <i>C22C 38/48</i> (2006.01)<br/> <i>C22C 38/50</i> (2006.01)<br/>                 (52) CPC특허분류<br/> <i>C22C 38/42</i> (2013.01)<br/> <i>C21D 8/0226</i> (2013.01)<br/>                 (21) 출원번호 10-2018-0153164<br/>                 (22) 출원일자 2018년11월30일<br/>                 심사청구일자 2018년11월30일</p> | <p>(71) 출원인<br/>                 주식회사 포스코<br/>                 경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동)<br/>                 (72) 발명자<br/>                 김대우<br/>                 경상북도 포항시 남구 동해안로 6262<br/>                 정영진<br/>                 경상북도 포항시 남구 동해안로 6262<br/>                 (74) 대리인<br/>                 특허법인씨엔에스</p> |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|

전체 청구항 수 : 총 9 항

(54) 발명의 명칭 **냉간가공성 및 SSC 저항성이 우수한 초고강도 강재 및 그 제조방법**

**(57) 요약**

본 발명은 냉간가공성 및 SSC 저항성이 우수한 초고강도 강재 및 그 제조방법에 관한 것이다.

본 발명의 일 실시형태는 중량%로, 탄소(C): 0.08%초과~0.2%이하, 실리콘(Si): 0.05~0.5%, 망간(Mn): 0.5~2%, 알루미늄(Al): 0.005~0.1%, 인(P): 0.01% 이하, 황(S): 0.0015% 이하, 니오븀(Nb): 0.001~0.03%, 바나듐(V): 0.001~0.03%, 티타늄(Ti): 0.001~0.03%, 크롬(Cr): 0.01~1%, 몰리브덴(Mo): 0.01~0.15%, 구리(Cu): 0.01~0.5%, 니켈(Ni): 0.05~4%, 칼슘(Ca): 0.0005~0.004%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 표면으로부터 전체 두께의 10%까지의 영역인 표층부의 미세조직은 90면적% 이상의 폴리고날 페라이트를 포함하며, 상기 표층부를 제외한 영역의 미세조직은 90면적% 이상의 템퍼드 마르텐사이트 또는 90면적% 이상의 템퍼드 마르텐사이트 및 템퍼드 베이나이트 혼합조직을 포함하고, 상기 표층부의 전위밀도는  $3 \times 10^{14}/m^2$  이하인 냉간가공성 및 SSC 저항성이 우수한 초고강도 강재를 제공한다.

(52) CPC특허분류

*C21D 8/0263* (2013.01)

*C22C 38/02* (2013.01)

*C22C 38/04* (2013.01)

*C22C 38/06* (2013.01)

*C22C 38/44* (2013.01)

*C22C 38/46* (2013.01)

*C22C 38/48* (2013.01)

*C22C 38/50* (2013.01)

*C21D 2211/005* (2013.01)

---

## 명세서

### 청구범위

#### 청구항 1

중량%로, 탄소(C): 0.08%초과~0.2%이하, 실리콘(Si): 0.05~0.5%, 망간(Mn): 0.5~2%, 알루미늄(Al): 0.005~0.1%, 인(P): 0.01% 이하, 황(S): 0.0015% 이하, 니오븀(Nb): 0.001~0.03%, 바나듐(V): 0.001~0.03%, 티타늄(Ti): 0.001~0.03%, 크롬(Cr): 0.01~1%, 몰리브덴(Mo): 0.01~0.15%, 구리(Cu): 0.01~0.5%, 니켈(Ni): 0.05~4%, 칼슘(Ca): 0.0005~0.004%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고,

표면으로부터 전체 두께의 10%까지의 영역인 표층부의 미세조직은 90면적% 이상의 폴리고날 페라이트를 포함하며,

상기 표층부를 제외한 영역의 미세조직은 90면적% 이상의 템퍼드 마르텐사이트 또는 90면적% 이상의 템퍼드 마르텐사이트 및 템퍼드 베이나이트 혼합조직을 포함하고,

상기 표층부의 전위밀도는  $3 \times 10^{14} / \text{m}^2$  이하인 냉간가공성 및 SSC 저항성이 우수한 초고강도 강재.

#### 청구항 2

청구항 1에 있어서,

상기 강재는 하기 관계식 1로 표현되는  $C_{eq}$ 가 0.5이상인 냉간가공성 및 SSC 저항성이 우수한 초고강도 강재.

[관계식 1]  $C_{eq} = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5$

(단, 상기 관계식 1에서의 C, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, V는 중량%임.)

#### 청구항 3

청구항 1에 있어서,

상기 강재는 두께가 6~100mm인 냉간가공성 및 SSC 저항성이 우수한 초고강도 강재.

#### 청구항 4

청구항 1에 있어서,

상기 강재의 표층부는 균일 연신율이 10% 이상인 냉간가공성 및 SSC 저항성이 우수한 초고강도 강재.

#### 청구항 5

청구항 1에 있어서,

상기 강재는 항복강도가 690MPa 이상이고, 인장강도가 780MPa 이상인 냉간가공성 및 SSC 저항성이 우수한 초고강도 강재.

#### 청구항 6

중량%로, 탄소(C): 0.08%초과~0.2%이하, 실리콘(Si): 0.05~0.5%, 망간(Mn): 0.5~2%, 알루미늄(Al): 0.005~0.1%, 인(P): 0.01% 이하, 황(S): 0.0015% 이하, 니오븀(Nb): 0.001~0.03%, 바나듐(V): 0.001~0.03%, 티타늄(Ti): 0.001~0.03%, 크롬(Cr): 0.01~1%, 몰리브덴(Mo): 0.01~0.15%, 구리(Cu): 0.01~0.5%, 니켈(Ni):

0.05~4%, 칼슘(Ca): 0.0005~0.004%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하는 강 슬라브를 1000~1200℃에서 가열하는 단계;

상기 가열된 슬라브를 800~950℃에서 패스당 평균 압하율 10% 이상으로 열간압연하여 열연강재를 얻는 단계;

상기 열연강재를 상온까지 공냉한 후, 800~950℃로 재가열하는 단계;

상기 재가열된 열연강재를 700℃까지 강재 표면온도 기준으로 0.1℃/s이상~10℃/s미만의 냉각속도로 1차 냉각하는 단계;

상기 1차 냉각된 열연강재를 상온까지 강재 표면온도 기준으로 50℃/s 이상의 냉각속도로 2차 냉각하는 단계;

상기 2차 냉각된 열연강재를 550~700℃로 가열하여 5~60분간 유지하는 템퍼링 열처리 단계를 포함하는 냉간가공성 및 SSC 저항성이 우수한 초고강도 강재의 제조방법.

## 청구항 7

청구항 6에 있어서,

상기 강 슬라브는 하기 관계식 1로 표현되는  $Ceq$ 가 0.5이상인 냉간가공성 및 SSC 저항성이 우수한 초고강도 강재의 제조방법.

[관계식 1]  $Ceq = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5$

(단, 상기 관계식 1에서의 C, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, V는 중량%임.)

## 청구항 8

청구항 6에 있어서,

상기 재가열은 5~60분간 행하여지는 냉간가공성 및 SSC 저항성이 우수한 초고강도 강재의 제조방법.

## 청구항 9

청구항 6에 있어서,

상기 재가열 후, 열연강재의 오스테나이트 평균 결정립도는  $30\mu m$  이하인 냉간가공성 및 SSC 저항성이 우수한 초고강도 강재의 제조방법.

## 발명의 설명

### 기술 분야

[0001] 본 발명은 냉간가공성 및 SSC 저항성이 우수한 초고강도 강재 및 그 제조방법에 관한 것으로서, 보다 상세하게는 석유시추선, 풍력 설치선과 같은 해양구조물 등에 적용될 수 있는 냉간가공성 및 SSC 저항성이 우수한 초고강도 강재 및 그 제조방법에 관한 것이다.

### 배경 기술

[0003] 최근 들어 석유 시추 설비 등에 사용되는 해양구조용 강재는 설비 경량화, Sour 또는 내부식 환경 사용량 증대에 따라 강재의 초고강도 및 내 수소유기균열 저항성 등의 품질이 요구되고 있으며, 특히 응력을 받고 있는 상태에서의 부식환경에서 발생하는 수소에 대한 저항성과 관련이 있는 내 SSC(Sulfide Stress Cracking) 품질 특성에 대한 요구가 점점 까다로워지고 있다.

- [0005] 이를 위해 개발된 항복강도 690MPa 이상의 초고강도강은 판재(plate) 상태에서의 강도가 매우 높기 때문에, 통상적으로는 As-Rolled 상태의 후판을 열간 조관 성형 후 QT열처리 함으로써 강관으로 제조하게 된다. 이러한 열간성형 방법은 적은 힘으로도 포밍(forming)이 가능하며, 제품두께가 100mm가 넘는 극후물까지도 강관으로 제조할 수 있다는 장점이 있지만, 열처리 이후 강관 내 발생하는 스케일을 제거하는 별도의 공정이 필요하며, 퀴칭(Quenching)시 변형에 의한 치수정밀성을 확보하기가 어렵다는 단점이 있다. 따라서, 벤딩시 크랙이 발생할 수 있는 위험은 열간성형보다는 높은 편이지만, QT열처리된 소재를 냉간성형하는 방법이 최근 들어 많이 활용되고 있다.
- [0007] 한편, 특허문헌 1과 같이 690MPa 이상의 항복강도를 확보하기 위해서는 강을 적절한 냉각속도의 제어를 통해 QT 열처리후 템퍼드 마르텐사이트 또는 템퍼드 마르텐사이트+템퍼드 베이나이트 혼합 조직을 확보하는 것이 요구된다.
- [0009] 그러나, 마르텐사이트나 베이나이트 등의 저온 변태 조직은 연질조직 대비 균일 연신을 값이 현저히 저하되므로 냉간 가공시 표면크랙을 유발할 수 있다. 또한 표층부의 높은 전위밀도로 인하여 부식이 발생했을 경우 강재 내부로의 수소이동이 용이해지고, 크랙 전파에 대한 저항성 역시 취약하게 되므로 내 SSC 특성도 저하될 수 있다.
- [0011] 따라서, 상술한 종래의 방법들은 두께 6~100mm, 항복강도 690MPa 이상의 초고강도강재의 냉간가공성과 SSC저항성이 우수한 해양구조용강을 제작하는데 있어 한계가 있다.

## 선행기술문헌

### 특허문헌

- [0013] (특허문헌 0001) 한국 공개특허공보 제2016-0143732호

## 발명의 내용

### 해결하려는 과제

- [0014] 본 발명의 일측면은 냉간가공성 및 SSC 저항성이 우수한 초고강도 강재 및 그 제조방법을 제공하고자 하는 것이다.

### 과제의 해결 수단

- [0016] 본 발명의 일 실시형태는 중량%로, 탄소(C): 0.08%초과~0.2%이하, 실리콘(Si): 0.05~0.5%, 망간(Mn): 0.5~2%, 알루미늄(Al): 0.005~0.1%, 인(P): 0.01% 이하, 황(S): 0.0015% 이하, 니오븀(Nb): 0.001~0.03%, 바나듐(V): 0.001~0.03%, 티타늄(Ti): 0.001~0.03%, 크롬(Cr): 0.01~1%, 몰리브덴(Mo): 0.01~0.15%, 구리(Cu): 0.01~0.5%, 니켈(Ni): 0.05~4%, 칼슘(Ca): 0.0005~0.004%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 표면으로부터 전체 두께의 10%까지의 영역인 표층부의 미세조직은 90면적% 이상의 폴리고날 페라이트를 포함하며, 상기 표층부를 제외한 영역의 미세조직은 90면적% 이상의 템퍼드 마르텐사이트 또는 90면적% 이상의 템퍼드 마르텐사이트 및 템퍼드 베이나이트 혼합조직을 포함하고, 상기 표층부의 전위밀도는  $3 \times 10^{14} / m^2$  이하인 냉간가공성 및 SSC 저항성이 우수한 초고강도 강재를 제공한다.

- [0018] 본 발명의 다른 실시형태는 중량%로, 탄소(C): 0.08%초과~0.2%이하, 실리콘(Si): 0.05~0.5%, 망간(Mn):

0.5~2%, 알루미늄(Al): 0.005~0.1%, 인(P): 0.01% 이하, 황(S): 0.0015% 이하, 니오븀(Nb): 0.001~0.03%, 바나듐(V): 0.001~0.03%, 티타늄(Ti): 0.001~0.03%, 크롬(Cr): 0.01~1%, 몰리브덴(Mo): 0.01~0.15%, 구리(Cu): 0.01~0.5%, 니켈(Ni): 0.05~4%, 칼슘(Ca): 0.0005~0.004%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하는 강 슬라브를 1000~1200℃에서 가열하는 단계; 상기 가열된 슬라브를 800~950℃에서 페스당 평균 압하율 10% 이상으로 열간압연하여 열연강재를 얻는 단계; 상기 열연강재를 상온까지 공냉한 후, 800~950℃로 재가열하는 단계; 상기 재가열된 열연강재를 700℃까지 강재 표면온도 기준으로 0.1℃/s이상~10℃/s미만의 냉각속도로 1차 냉각하는 단계; 상기 1차 냉각된 열연강재를 상온까지 강재 표면온도 기준으로 50℃/s 이상의 냉각속도로 2차 냉각하는 단계; 상기 2차 냉각된 열연강재를 550~700℃로 가열하여 5~60분간 유지하는 템퍼링 열처리 단계를 포함하는 냉간가공성 및 SSC 저항성이 우수한 초고강도 강재의 제조방법을 제공한다.

## 발명의 효과

[0020] 본 발명의 일측면에 따르면, 냉간가공성 및 SSC 저항성이 우수한 초고강도 강재 및 그 제조방법을 제공할 수 있다.

## 발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0022] 본 발명은 강재의 합금조성과 표층부 및 상기 표층부 이외의 영역(이하, '중심부'라고도 함)의 미세조직을 제어함으로써 강재의 냉간 가공성 및 내 SSC 저항성을 보다 향상시키는 것을 특징으로 한다.

[0024] 이하, 본 발명의 일 실시형태에 따른 냉간가공성 및 SSC 저항성이 우수한 초고강도 강재에 대하여 상세히 설명한다. 먼저, 본 발명의 합금조성에 대하여 설명한다. 단, 하기 설명되는 합금조성의 단위는 별도의 언급이 없는 한 중량%를 의미한다.

[0026] 탄소(C): 0.08%초과~0.2%이하

[0027] C은 기본적인 강도를 확보하는데 가장 중요한 원소이므로 적절한 범위 내에서 강 중에 함유될 필요가 있으며, 이러한 첨가효과를 얻기 위해서는 C는 0.08% 초과인 것이 바람직하다. 그러나, C의 함량이 0.2%를 초과하게 되면, 퀴칭시 모재 강도 및 경도가 과다하게 높아질 수 있으며, 특히 표층부는 연질의 페라이트 생성으로 인해 내 SSC특성이 좋을 수 있지만, 강재의 중심부는 크랙 전파 저항성이 급격히 저하될 수 있다. 한편, C 함량이 0.08% 이하일 경우, 적절한 소입성을 가질 수 없기 때문에 항복강도를 690MPa 이상 확보하기가 용이하지 않다. 따라서, 상기 C의 함량은 0.08%초과~0.2%이하의 범위를 갖는 것이 바람직하다.

[0029] 실리콘(Si): 0.05~0.5%

[0030] Si는 치환형 원소로서 고용강화를 통해 강재의 강도를 향상시키고, 강력한 탈산효과를 가지고 있으므로 청정강 제조에 필수적인 원소이므로 0.05% 이상 첨가되는 것이 바람직하다. 그러나 0.5%를 초과하는 경우, MA상을 생성시키고, 표층부의 페라이트나 중심부의 템퍼드 마르텐사이트 또는 템퍼드 베이나이트 등의 기지 조직의 강도를 지나치게 증대시켜 내 SSC 특성 및 충격인성 등에 열화를 야기할 수 있다. 따라서, 상기 Si는 0.05~0.5%의 범위를 갖는 것이 바람직하다.

[0032] 망간(Mn): 0.5~2%

[0033] Mn은 고용강화에 의해 강도를 향상시키고 저온변태상이 생성되도록 경화능을 향상시키는 유용한 원소이다. 따라서, 항복강도 690MPa이상을 확보하기 위해서는 0.5%이상 첨가되는 것이 바람직하다. 하지만, Mn함량이 증가할수록 Mn은 S와 반응하여 연신된 비금속 개재물인 MnS를 형성함에 따라 인성을 저하시키고, 강재 중심부의 수소취성 크랙 개시 사이트(Site)로 작용할 수 있기 때문에 상기 Mn의 상한은 2%이하인 것이 바람직하다. 따라서, 상기 Mn의 함량은 0.5~2%의 범위를 갖는 것이 바람직하다.

- [0035] 알루미늄(Al): 0.005~0.1%
- [0036] Al은 상기 Si과 더불어 제강공정에서 강력한 탈산제의 하나로서, 이러한 효과를 얻기 위해서는 0.005% 이상으로 첨가하는 것이 바람직하다. 그러나 그 함량이 0.1%를 초과하는 경우에는 탈산의 결과물로 생성되는 산화성 개재물 중  $Al_2O_3$ 의 분율이 과다하게 증가하고, 크기가 조대해질 뿐만 아니라, 정련 중에 제거가 어려워지는 문제가 있어, 산화성 개재물에 의한 강재의 충격인성과 내 SSC 특성이 저하되는 단점이 있다. 따라서, 상기 Al은 0.005~0.1%의 범위를 갖는 것이 바람직하다.
- [0038] 인(P): 0.01% 이하
- [0039] P는 결정립계에 취성을 유발하거나 조대한 개재물을 형성시켜 취성을 유발하는 원소로써 내 SSC 특성을 향상시키기 위해서 상기 P의 함량을 0.01% 이하로 제어하는 것이 바람직하다.
- [0041] 황(S): 0.0015% 이하
- [0042] S는 결정립계에 취성을 유발하거나 조대한 개재물을 형성시켜 취성을 유발하는 원소로써 내 SSC 특성을 향상시키기 위해서 상기 S의 함량을 0.0015% 이하로 제어하는 것이 바람직하다.
- [0044] 니오븀(Nb): 0.001~0.03%
- [0045] Nb는 NbC 또는 Nb(C,N)의 형태로 석출하여 모재 강도를 향상시킨다. 또한, 고온으로 재가열시 고용된 Nb는 압연시 NbC의 형태로 매우 미세하게 석출되어 오스테나이트의 재결정을 억제하여 조직을 미세화시키는 효과가 있다. 상기 효과를 위해서 상기 Nb는 0.001% 이상 첨가되는 것이 바람직하다. 다만, 0.03%를 초과할 경우에는 미용해된 Nb가 Ti, Nb(C,N) 형태로 생성되며, 이로 인해 강도 및 내 SSC 특성을 저하시키는 요인이 될 수 있다. 따라서, 상기 Nb의 함량은 0.001~0.03%의 범위를 갖는 것이 바람직하다.
- [0047] 바나듐(V): 0.001~0.03%
- [0048] V는 재가열시 거의 모두 재고용됨으로써 후속하는 압연시 석출이나 고용에 의한 강화효과는 미비하나, 이후의 PWHT 등 열처리 과정에서 매우 미세한 탄질화물로 석출하여 강도를 향상시키는 효과가 있다. 이러한 효과를 충분히 얻기 위해서는 상기 V를 0.001% 이상으로 첨가할 필요가 있으나, 그 함량이 0.03%를 초과하게 되면 용접부의 강도 및 경도를 지나치게 증가시켜 해양구조물 등으로 가공시 표면크랙 등의 요인으로 작용할 수 있다. 또한, 제조원가가 급격히 상승하여 경제적으로 불리하게 된다. 따라서, 상기 V의 함량은 0.001~0.003%의 범위를 갖는 것이 바람직하다.
- [0050] 티타늄(Ti): 0.001~0.03%
- [0051] Ti은 재가열시 TiN으로 석출하여 모재 및 용접 열영향부의 결정립의 성장을 억제하여 저온인성을 크게 향상시키는 성분으로서, 이러한 첨가효과를 얻기 위해서는 0.001% 이상 첨가되는 것이 바람직하다. 그러나, Ti가 0.03%를 초과하여 첨가되면, 연주 노즐의 막힘이나 중심부 정출에 의해 저온인성이 감소될 수 있으며 N과 결합하여 두께 중심부에 조대한 TiN 석출물이 형성될 경우, SSC 균열의 개시점으로 작용할 수 있으므로, 상기 Ti 함량은 0.001~0.03%의 범위를 갖는 것이 바람직하다.
- [0053] 크롬(Cr): 0.01~1%
- [0054] 크롬(Cr)은 소입성을 증대시켜 저온변태조직을 형성함으로써 항복 및 인장강도를 증대시키며 퀴칭 이후의 템퍼링이나 용접 후 열처리(PWHT) 동안 시멘타이트의 분해 속도를 늦춤으로써 강도 하락을 방지하는 효과가 있다. 상술한 효과를 얻기 위해서는 0.01% 이상으로 Cr을 첨가하는 것이 바람직하나, 그 함량이 1%를 초과하게 되면

$M_{23}C_6$ 등과 같은 Cr-Rich 조대 탄화물의 크기 및 분율이 증대되어 충격인성이 크게 하락하게 되며, 제조비용이 상승하고 용접성이 저하되는 문제가 있으므로 바람직하지 못하다. 따라서, 상기 Cr의 함량은 0.01~1%의 범위를 갖는 것이 바람직하다.

[0056] 몰리브덴(Mo): 0.01~0.15%

[0057] Mo은 Cr과 같이 후공정인 템퍼링 또는 용접후열처리(PWHT) 동안의 강도 하락 방지에 유효한 원소이며, P 등 불순물의 입계 편석에 의한 인성 저하를 방지하는 효과가 있다. 또한 소입성을 증대시켜 마르텐사이트나 베이나이트 등 저온상 분율을 증대시켜 기지상의 강도를 높인다. 상술한 효과를 얻기 위해서는 상기 Mo를 0.01% 이상 첨가하는 것이 바람직하나, 고가의 원소로서 과도하게 첨가하는 경우 제조비용이 크게 상승할 수 있으므로 0.15% 이하로 첨가하는 것이 바람직하다. 따라서, 상기 Mo의 함량은 0.01~0.15%의 범위를 갖는 것이 바람직하다.

[0059] 구리(Cu): 0.01~0.5%

[0060] 구리(Cu)는 고용강화에 의해 기지상의 강도를 크게 향상시킬 수 있을 뿐만 아니라, 습윤 황화수소 분위기에서의 부식을 억제하는 효과가 있어, 본 발명에서 유리한 원소이다. 상술한 효과를 충분히 얻기 위해서는 상기 Cu를 0.01% 이상 첨가할 필요가 있으나, 그 함량이 0.50%를 초과하게 되면 강판의 표면에 스타크랙을 유발할 가능성이 커지며, 고가의 원소로서 제조비용이 크게 상승하는 문제가 있다. 따라서, 상기 Cu의 함량은 0.01~0.50%의 범위를 갖는 것이 바람직하다.

[0062] 니켈(Ni): 0.05~4%

[0063] Ni은 저온에서 적층결합을 증대시켜 전위의 교차슬립(Cross slip)을 용이하게 만들어 충격인성을 향상시키고 경화능을 향상시켜 강도를 증가시키는데 중요한 원소로서, 이러한 효과를 얻기 위해서는 0.05% 이상 첨가되는 것이 바람직하다. 그러나, 상기 Ni이 4%를 초과하여 첨가되면 경화능이 과도하게 상승되고 타 경화능 원소 대비 비싼 원가로 인해 제조원가를 상승시킬 수 있으므로, 상기 Ni의 함량은 0.05~4%의 범위를 갖는 것이 바람직하다.

[0065] 칼슘(Ca): 0.0005~0.004%

[0066] Ca는 Al에 의한 탈산 후 첨가하게 되면 MnS 개재물을 형성하는 S와 결합하여 MnS의 생성을 억제함과 동시에, 구상의 CaS를 형성하여 SSC 균열에 의한 크랙의 발생을 억제하는 효과가 있다. 본 발명에서는 불순물로 함유되는 S를 충분히 CaS로 형성시키기 위해서 상기 Ca를 0.0005% 이상 첨가하는 것이 바람직하다. 다만, 0.004%를 초과하는 경우에는 CaS를 형성하고 남은 Ca가 O와 결합하여 조대한 산화성 개재물을 생성하게 되며, 이는 압연시 연신, 파괴되어 SSC 균열의 개시점을\_작용하는 문제가 있다. 따라서, 상기 Ca의 함량은 0.0005~0.004%의 범위를 갖는 것이 바람직하다.

[0068] 본 발명의 나머지 성분은 철(Fe)이다. 다만, 통상의 제조과정에서는 원료 또는 주위 환경으로부터 의도되지 않는 불순물들이 불가피하게 혼입될 수 있으므로, 이를 배제할 수는 없다. 이들 불순물들은 통상의 제조과정의 기술자라면 누구라도 알 수 있는 것이기 때문에 그 모든 내용을 특별히 본 명세서에서 언급하지는 않는다.

[0070] 한편, 본 발명의 강재는 하기 관계식 1로 표현되는  $C_{eq}$ 가 0.5이상인 것이 바람직하다.  $C_{eq}$ 는 소입성을 증대시켜 마르텐사이트나 베이나이트와 같은 저온상 분율 확보하여 본 발명에서 제안한 항복강도 690MPa이상의 초고강도를 확보하기 위한 것으로서, 만일, 0.5 미만일 경우에는 충분한 저온변태조직이 생성되지 못하여 적절한 강도를 확보할 수 없다는 단점이 있다.

[0072] [관계식 1]  $C_{eq} = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5$

- [0073] (단, 상기 관계식 1에서의 C, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, V는 중량%임.)
- [0074] (상기  $C_{eq}$ 의 기술적 효과 및 수치한정이유를 기재하여 주시기 바랍니다.)
- [0076] 한편, 본 발명 강재는 표면으로부터 전체 두께의 10%까지의 영역인 표층부의 미세조직은 90면적% 이상의 폴리고날 페라이트를 포함하며, 상기 표층부를 제외한 영역(중심부)의 미세조직은 90면적% 이상의 템퍼드 마르텐사이트 또는 90면적% 이상의 템퍼드 마르텐사이트 및 템퍼드 베이나이트 혼합조직을 포함하는 것이 바람직하다. 이와 같이, 중심부의 미세조직이 90면적% 이상의 템퍼드 마르텐사이트 및 템퍼드 베이나이트 혼합조직을 포함하도록 제어함으로써, 우수한 항복강도 및 인장강도를 확보할 수 있다. 다만, 상기 템퍼드 마르텐사이트+템퍼드 베이나이트 혼합 조직은 연질조직 대비 균일 연신율 값이 현저히 낮으므로, 냉간 가공시 표면크랙을 유발할 수 있다. 또한 표층부의 높은 전위밀도로 인하여 부식이 발생했을 경우 강재 내부로의 수소이동이 용이해지고, 크랙 전파에 대한 저항성 역시 취약하게 되므로 내 SSC 특성도 저하될 수 있다. 페라이트의 경우에는 템퍼드 마르텐사이트 혹은 템퍼드 베이나이트에 비해 강도는 낮으나, 전위밀도가 낮기 때문에 냉간 가공시 가공경화도가 상대적으로 낮으며, 균일 연신율이 높다는 장점이 있다. 냉간 가공시 변형율이 가장 높은 부분은 강재의 표층부이기 때문에 상기 표층부의 미세조직이 90면적% 이상의 폴리고날 페라이트를 포함하도록 할 경우, 냉간 가공성 뿐만 아니라, 내 SSC 특성까지 향상될 수 있다. 한편, 표층부의 잔부 미세조직은 펄라이트, 베이나이트 및 마르텐사이트 중 하나 이상일 수 있으며, 중심부의 잔부 미세조직은 페라이트 및 펄라이트 중 하나 이상일 수 있다.
- [0078] 이 때, 상기 표층부의 전위밀도는  $3 \times 10^{14} / m^2$  이하인 것이 바람직하다. 상기 표층부의 전위밀도가  $3 \times 10^{14} / m^2$  이하를 초과하는 경우에는 표층부에서 부식과정에서 생성된 수소가 강재의 내부로 이동하는 속도가 빨라지며, 가공경화에 의해 기지상 강도 역시 높아지기 때문에 내 SSC특성이 열화되는 단점이 있다.
- [0080] 본 발명의 강재는 두께가 6~100mm인 것이 바람직하다. 강재의 두께가 6mm 미만인 경우에는 후판 압연기로 제조하기 어려운 단점이 있고, 100mm를 초과하는 경우에는 적절한 냉각속도를 확보하지 못하여 본 발명에서 제안하는 항복강도 690MPa이상의 적절한 강도를 확보하기 어려운 단점이 있다.
- [0082] 전술한 바와 같이 제공되는 본 발명의 강재는 표층부의 균일 연신율이 10% 이상이며, 항복강도가 690MPa 이상이고, 인장강도가 780MPa 이상일 수 있다. 한편, 강재의 두께 100mm를 기준으로 하였을 때, 냉간 가공시 표층부에 인가되는 표면 최대 변형율은 7%이하이므로 균일연신률이 10%이상일 경우 가공간에도 넥킹(Necking) 현상이 발생하지 않으며, 따라서 표면결함도 생성되지 않는다.
- [0084] 이하, 본 발명의 일 실시형태에 따른 냉간가공성 및 SSC 저항성이 우수한 초고강도 강재의 제조방법에 대하여 상세히 설명한다.
- [0086] 우선, 전술한 합금조성을 갖는 강 슬라브를 1000~1200℃에서 가열한다. 상기 강 슬라브 가열은 이후 압연과정에서 지나친 온도 저하를 방지하기 위하여 1000℃ 이상에서 행하는 것이 바람직하다. 다만, 상기 강 슬라브 가열 온도가 1200℃를 초과하는 경우에는 미세결정역 온도에서의 총 압하량이 부족해지며, 제어압연 시작 온도가 낮다고 하더라도 지나친 공랭대기로 인하여 로 운영에 원가 경쟁력이 떨어지는 단점이 있다. 따라서, 상기 강 슬라브 가열 온도는 1000~1200℃의 범위를 갖는 것이 바람직하다.
- [0088] 이후, 상기 가열된 슬라브를 800~950℃에서 패스당 평균 압하율 10 이상으로 열간압연하여 열연강재를 얻는다. 상기 열간압연 온도가 800℃ 미만인 경우에는 오스테나이트-페라이트 이상 영역에서 압연이 될 수 있으므로 압연간 변형저항값이 높아지게 되어 정상적인 목표두께로 압연이 될 수 없으며, 950℃를 초과할 경우에는 오스테나이트의 결정립이 지나치게 조대화되어 결정립 미세화에 의한 강도 및 내 SSC 특성 향상을 기대할 수 없다. 또한, 패스당 평균 압하율이 10% 미만일 경우 본 발명이 목적으로 하는 표층부 미세조직을 얻기 어려울 수 있다.

따라서, 열간압연시 패스당 평균 압하율은 10% 이상으로 제어하는 것이 바람직하다. 다만, 밀(Mill) 별 압연기 한계 압하량 및 롤 수명 등을 고려하였을 때, 패스당 평균 압하율은 20% 이하인 것이 바람직하다.

[0090] 이후, 상기 열연강재를 상온까지 공냉한 후, 800~950℃로 재가열한다. 상기 재가열은 충분한 오스테나이트 조직의 균질화 및 평균 결정립도 미세화를 위한 것이다. 상기 효과를 충분히 얻기 위해서는 상기 재가열 온도가 800℃ 이상일 필요가 있으며, 다만, 950℃를 초과하는 경우에는 오스테나이트의 평균 결정립도가 커짐에 따라 인성 및 내SSC특성이 저하될 수 있다. 한편, 상기 재가열은 5~60분간 행하여질 수 있으며, 만일, 상기 재가열 시간이 5분 미만일 경우에는 합금성분과 미세조직의 균질화가 부족할 수 있으며, 60분을 초과하는 경우에는 오스테나이트의 결정립과 NbC와 같은 미세 석출물이 조대화되어 내 SSC 특성이 열화될 수 있는 단점이 있다.

[0092] 상기 재가열 후, 열연강재의 오스테나이트 평균 결정립도는 30 $\mu$ m 이하인 것이 바람직하다. 이와 같이 상기 재가열 후, 열연강재의 오스테나이트 평균 결정립도를 30 $\mu$ m 이하로 제어함으로써 SSC에 의한 균열발생시 크랙이 전파되는 속도를 지연시킬수 있다. 상기 재가열 후, 열연강재의 오스테나이트 평균 결정립도는 25 $\mu$ m 이하인 것이 보다 바람직하다.

[0094] 이후, 상기 열연강재를 700℃까지 강재 표면온도 기준으로 0.1℃/s이상~10℃/s미만의 냉각속도로 1차 냉각한다. 상기 1차 냉각은 강재의 표층부에 90면적% 이상의 폴리고날 페라이트를 형성시키기 위한 것이다. 상기 1차 냉각시 냉각속도가 0.1℃/s 미만인 경우에는 페라이트의 핵생성이 원활하지 않아 결정립의 크기가 조대해질 수 있으며 결정립이 조대해 질 경우 강도가 열화될뿐만 아니라 SSC 균열 발생시 전파저항성이 열화될수 있는 단점이 있다. 상기 1차 냉각시 냉각속도가 10℃/s 이상인 경우에는 표층부에 다량의 베이나이트가 형성되어 우수한 냉간 가공성 및 내 SSC 특성을 확보하기 어려울 수 있다. 따라서, 상기 1차 냉각시 냉각속도는 0.1℃/s이상~10℃/s미만의 범위를 갖는 것이 바람직하다. 한편, 상기 1차 냉각은 퀴칭을 하되 강재의 통관속도를 높이고, 분사되는 물의 유량을 저감시킴으로써 이루어지거나, 공냉 공정 등을 통해 이루어질 수 있다.

[0096] 이후, 상기 1차 냉각된 열연강재를 상온까지 강재 표면온도 기준으로 50℃/s 이상의 냉각속도로 2차 냉각한다. 상기 2차 냉각은 강냉을 통해 표층부 이외의 영역의 미세조직 즉, 강재의 중심부의 미세조직이 90면적% 이상의 마르텐사이트 또는 마르텐사이트 및 베이나이트 혼합조직을 포함하도록 하기 위한 것이다. 상기 2차 냉각시 냉각속도가 50℃/s 미만인 경우에는 전술한 저온변태 조직 및 분율을 얻기 곤란할 수 있다. 본 발명에서는 상기 2차 시 냉각속도의 상한에 대해서 특별한 한정하지 않으나, 상기 2차 냉각시 냉각속도는 200℃/s이하로 제어될 수 있다. 한편, 상기 2차 냉각은 퀴칭을 하되 강재의 통관속도를 낮추고, 분사되는 물의 유량을 증가시키는 방법 등을 통해 이루어질 수 있다.

[0098] 이후, 상기 2차 냉각된 열연강재를 550~700℃로 가열하여 5~60분간 유지하는 템퍼링 열처리를 수행한다. 상기 템퍼링 열처리를 통해 저온변태 조직인 마르텐사이트 또는 마르텐사이트 및 베이나이트 혼합조직의 전위밀도를 감소시키고, 탄소를 단범위로 확산시킴으로써 강도와 인성을 향상시킬 수 있다. 상기 템퍼링 열처리 온도가 550℃ 미만인 경우에는 탄소의 확산이 충분하지 않아 강도가 지나치게 높아져서 인성이 저하될 수 있으며, 700℃를 초과하는 경우에는 Ac<sub>1</sub>이상 온도에서의 역변태로 인해 프레스 마르텐사이트(Fresh Martensite)가 형성되어 인성 및 내 SSC 특성이 극히 열화될 수 있다. 상기 템퍼링 열처리 시간이 5분 미만일 경우에는 템퍼링 과정에서 탄소가 충분히 확산할 수 있는 시간이 부족하므로 강도가 지나치게 초과되어 인성이 떨어질 수 있고, 본 발명에서 요구되는 적절한 강도 범위를 벗어날 수 있다. 상기 템퍼링 열처리 시간이 60분을 초과하는 경우에는 지나친 가열로 인하여 시멘타이트가 구상화되어 강도가 급격히 떨어질 수 있다. 따라서, 상기 템퍼링 열처리는 550~700℃로 가열하여 5~60분간 유지하는 것이 바람직하다.

[0100] 이하, 실시예를 통해 본 발명을 보다 상세히 설명한다. 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.

[0102] (실시예)

[0103] 하기 표 1에 기재된 합금조성을 갖는 강 슬라브를 1100℃에서 재가열한 후, 하기 표 2에 기재된 조건으로 열간 압연 및 냉각하고, 650℃에서 30분간 템퍼링 열처리하여 80mm 두께의 열연강재를 제조하였다. 상기 열간압연 후에는 열연강재를 상온까지 냉각한 후, 890℃에서 30분간 재가열하는 공정을 수행하였으며, 상기 냉각시 1차 냉각정지온도는 700℃였으며, 2차 냉각정지온도는 27℃였다.

[0105] 이와 같이 제조된 각각의 열연강재에 대해 미세조직, 표층부 전위밀도, 항복강도, 인장강도 및 표층부 균일 연신율을 측정된 뒤, 그 결과를 하기 표 3에 나타내었다.

[0107] 상기 미세조직의 측정은 광학현미경을 이용하여 관찰 및 분석하였다.

[0109] 상기 표층부 전위밀도는 XRD (X-ray diffraction)를 활용하여 측정하였다.

[0111] 항복강도 및 인장강도는 인장시험을 통해 측정하였으며, 표층부 균일 연신율은 표층부만 별도로 가공하여 시편을 채취 후 인장시험으로 측정하였다.

[0113] 내 SSC 특성은 NACE TM0177에 따라, 시편에 대하여 실제항복강도의 90% 하중을 인가하면서 1기압 H<sub>2</sub>S 가스로 포화된 5%NaCl+0.5%CH<sub>3</sub>COOH 용액에 720시간 동안 침지한 뒤, 상기 시편이 파단되기 시작하는 시간을 측정하였다.

표 1

| 강종No. | 합금조성(중량%) |      |      |       |    |   |       |       |       |       |      |      |     |    |      |
|-------|-----------|------|------|-------|----|---|-------|-------|-------|-------|------|------|-----|----|------|
|       | C         | Si   | Mn   | Al    | P  | S | Nb    | V     | Ti    | Cr    | Mo   | Cu   | Ni  | Ca | Ceq  |
| 발명강1  | 0.16      | 0.35 | 1.13 | 0.035 | 80 | 8 | 0.007 | 0.006 | 0.001 | 0.50  | 0.13 | 0.05 | 1.8 | 35 | 0.60 |
| 발명강2  | 0.15      | 0.31 | 1.14 | 0.031 | 70 | 6 | 0.010 | 0.008 | 0.011 | 0.57  | 0.12 | 0.08 | 1.9 | 31 | 0.61 |
| 발명강3  | 0.18      | 0.33 | 1.35 | 0.030 | 81 | 7 | 0.008 | 0.015 | 0.008 | 0.89  | 0.08 | 0.08 | 2.0 | 27 | 0.74 |
| 발명강4  | 0.14      | 0.35 | 1.19 | 0.036 | 70 | 8 | 0.013 | 0.013 | 0.012 | 0.91  | 0.10 | 0.15 | 2.1 | 29 | 0.69 |
| 발명강5  | 0.17      | 0.33 | 1.47 | 0.035 | 65 | 6 | 0.015 | 0.015 | 0.008 | 0.88  | 0.12 | 0.25 | 2.5 | 25 | 0.80 |
| 비교강1  | 0.35      | 0.36 | 1.15 | 0.030 | 70 | 7 | 0.020 | 0.012 | 0.006 | 0.79  | 0.11 | 0.08 | 2.3 | 25 | 0.88 |
| 비교강2  | 0.18      | 0.37 | 1.32 | 0.031 | 80 | 8 | 0.020 | 0.011 | 0.007 | 0.001 | 0.14 | 0.15 | 3.4 | 28 | 0.67 |
| 비교강3  | 0.06      | 0.30 | 1.36 | 0.030 | 80 | 8 | 0.015 | 0.010 | 0.011 | 0.63  | 0.14 | 0.13 | 3.5 | 23 | 0.68 |

단, P, S 및 Ca은 중량 기준 ppm 단위임  
 $Ceq = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5$

표 2

| 구분   | 강종No. | 마무리 압연온도<br>(℃) | 패스당 평균 압하율<br>(%) | 1차 냉각속도<br>(℃/s) | 2차 냉각속도<br>(℃/s) |
|------|-------|-----------------|-------------------|------------------|------------------|
| 발명예1 | 발명강1  | 851             | 14                | 0.87             | 57               |
| 발명예2 | 발명강2  | 839             | 12                | 3.45             | 58               |
| 발명예3 | 발명강3  | 870             | 13                | 2.64             | 63               |
| 발명예4 | 발명강4  | 888             | 13                | 1.83             | 71               |

|      |      |      |    |      |    |
|------|------|------|----|------|----|
| 발명예5 | 발명강5 | 860  | 13 | 2.35 | 69 |
| 비교예1 | 발명강1 | 1025 | 17 | 1.91 | 55 |
| 비교예2 | 발명강2 | 768  | 5  | 1.33 | 63 |
| 비교예3 | 발명강3 | 891  | 14 | 57   | 70 |
| 비교예4 | 발명강4 | 890  | 15 | 0.91 | 2  |
| 비교예5 | 발명강5 | 883  | 14 | 53   | 1  |
| 비교예6 | 비교강1 | 869  | 16 | 1.3  | 59 |
| 비교예7 | 비교강2 | 871  | 14 | 0.98 | 58 |
| 비교예8 | 비교강3 | 891  | 15 | 2.3  | 73 |

표 3

| 구분   | 미세조직                     |        |                 | 표충부<br>전위밀도<br>( $\times 10^{14}$<br>/m <sup>2</sup> ) | 항복강도<br>(MPa) | 인장강도<br>(MPa) | 표충부 균일<br>연신율(%) | 파단시작<br>시간(Hr) |
|------|--------------------------|--------|-----------------|--------------------------------------------------------|---------------|---------------|------------------|----------------|
|      | 압연후<br>AGS<br>( $\mu$ m) | 표충부    | 중심부             |                                                        |               |               |                  |                |
| 발명예1 | 22                       | 100%F  | 100%TM          | 2.5                                                    | 732           | 875           | 11               | 파단 미발생         |
| 발명예2 | 23                       | 100%F  | 100%TM          | 2.7                                                    | 722           | 877           | 10               | 파단 미발생         |
| 발명예3 | 27                       | 100%F  | 100%TM          | 2.3                                                    | 736           | 890           | 12               | 파단 미발생         |
| 발명예4 | 25                       | 100%F  | 100%TM          | 2.6                                                    | 757           | 887           | 11               | 파단 미발생         |
| 발명예5 | 26                       | 100%F  | 100%TM          | 2.5                                                    | 743           | 869           | 10               | 파단 미발생         |
| 비교예1 | 77                       | 100%F  | 100%TM          | 2.5                                                    | 691           | 790           | 11               | 17             |
| 비교예2 | 23                       | 100%F  | 100%TM          | 19                                                     | 891           | 1017          | 12               | 6              |
| 비교예3 | 27                       | 100%TM | 100%TM          | 50                                                     | 810           | 903           | 13               | 9              |
| 비교예4 | 28                       | 100%F  | 15%F+70%P+15%TB | 27                                                     | 504           | 630           | 5                | 파단 미발생         |
| 비교예5 | 24                       | 100%TM | 15%F+30%P+55%TB | 51                                                     | 763           | 889           | 13               | 16             |
| 비교예6 | 21                       | 100%TB | 100%TM          | 35                                                     | 845           | 1039          | 4                | 5              |
| 비교예7 | 24                       | 100%F  | 100%TM          | 2.0                                                    | 650           | 708           | 12               | 파단 미발생         |
| 비교예8 | 23                       | 100%F  | 65%F+35%TB      | 2.1                                                    | 550           | 627           | 13               | 파단 미발생         |

TM: 템퍼드 마르텐사이트, TB: 템퍼드 베이나이트, F: 폴리고날 페라이트, P: 펄라이트

[0121] 상기 표 1 및 2를 통해 알 수 있듯이, 본 발명이 제안하는 합금조성 및 제조조건을 만족하는 발명예 1 내지 5의 경우에는 표충부에 폴리고날 페라이트가 형성되고, 중심부에는 템퍼드 마르텐사이트가 형성되고, 표충부 전위밀도가  $3 \times 10^{14}$  /m<sup>2</sup> 이하의 조건을 만족함에 따라 우수한 강도, 표충부 균일 연신율 및 내 SSC 특성을 확보하고 있음을 알 수 있다.

[0123] 그러나, 비교예 1 내지 5의 경우에는 본 발명이 제안하는 합금조성은 만족하나, 제조조건을 만족하지 않아 본 발명이 제안하는 미세조직 종류 및 분율, 또는 표충부 전위밀도 조건을 만족하지 않음에 따라 강도, 표충부 균일 연신율 또는 내 SSC 특성이 낮은 수준임을 알 수 있다.

[0125] 비교예 6 내지 8의 경우에는 본 발명에 제안하는 제조조건은 만족하나, 합금조성을 만족하지 않아 본 발명이 제안하는 미세조직 종류 및 분율, 또는 표충부 전위밀도 조건을 만족하지 않음에 따라 강도, 표충부 균일 연신율 또는 내 SSC 특성이 낮은 수준임을 알 수 있다.