



(19) 대한민국특허청(KR)  
(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2019년05월08일  
(11) 등록번호 10-1949036  
(24) 등록일자 2019년02월11일

- (51) 국제특허분류(Int. Cl.)  
C21D 8/02 (2006.01) C22C 38/02 (2006.01)  
C22C 38/04 (2006.01) C22C 38/08 (2006.01)  
C22C 38/14 (2006.01) C22C 38/16 (2006.01)  
C22C 38/58 (2006.01)
- (52) CPC특허분류  
C21D 8/0221 (2013.01)  
C21D 8/0226 (2013.01)
- (21) 출원번호 10-2017-0131605  
(22) 출원일자 2017년10월11일  
심사청구일자 2017년10월11일
- (56) 선행기술조사문헌  
KR1020140043868 A  
JP2012072421 A  
JP2013209723 A  
KR1020090070485 A
- (73) 특허권자  
주식회사 포스코  
경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동)
- (72) 발명자  
김우겸  
경상북도 포항시 남구 동해안로 6262  
엄경근  
경상북도 포항시 남구 동해안로 6262  
방기현  
경상북도 포항시 남구 동해안로 6262
- (74) 대리인  
특허법인씨엔에스

전체 청구항 수 : 총 9 항

심사관 : 최정식

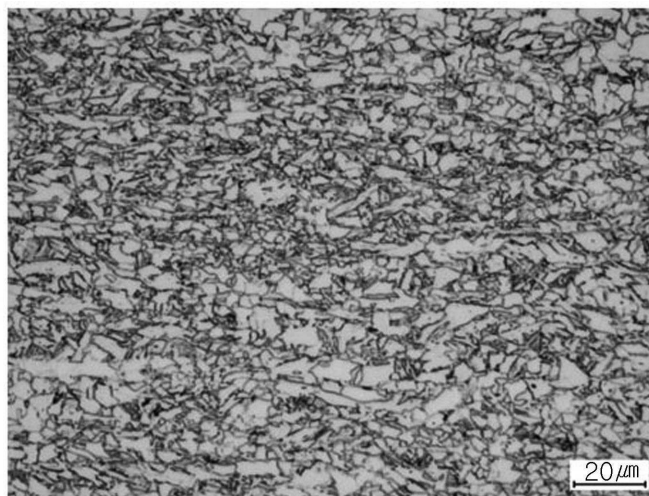
(54) 발명의 명칭 저온 변형시효 충격특성이 우수한 후강판 및 그 제조방법

(57) 요약

본 발명은 저온 변형시효 충격특성이 우수한 후강판 및 그 제조방법에 관한 것으로서, 보다 상세하게는, 조선용, 해양구조용 등의 소재로 사용 가능한 저온 변형시효 충격특성이 우수한 후강판 및 그 제조방법에 관한 것이다.

본 발명의 일 실시형태는 중량%로, C: 0.04~0.1%, Si: 0.05~0.4%, Mn: 1.0~2.0%, P: 0.01% 이하, S: 0.003% 이하, Al: 0.015~0.04%, Ti: 0.005~0.02%, Cu: 0.35% 이하(0은 제외), Ni: 0.05~0.8%, Nb: 0.003~0.03%, N: 0.002~0.008%, Ca: 0.0002~0.0050%, Cr: 0.009% 이하, Mo: 0.0009% 이하, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 미세조직은 결정립의 평균 크기가 10 $\mu$ m 이하인 페라이트를 95면적% 이상 포함하는 저온 변형시효 충격특성이 우수한 후강판 및 그 제조방법을 제공한다.

대표도 - 도1



(52) CPC특허분류

*C21D 8/0273* (2013.01)

*C22C 38/02* (2013.01)

*C22C 38/04* (2013.01)

*C22C 38/08* (2013.01)

*C22C 38/14* (2013.01)

*C22C 38/16* (2013.01)

*C22C 38/58* (2013.01)

---

## 명세서

### 청구범위

#### 청구항 1

중량%로, C: 0.04~0.1%, Si: 0.05~0.4%, Mn: 1.0~2.0%, P: 0.01% 이하, S: 0.003% 이하, Al: 0.015~0.04%, Ti: 0.005~0.02%, Cu: 0.35% 이하(0은 제외), Ni: 0.05~0.8%, Nb: 0.003~0.03%, N: 0.002~0.008%, Ca: 0.0002~0.0050%, Cr: 0.009% 이하, Mo: 0.0009% 이하, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고,

미세조직은 결정립의 평균 크기가  $10\mu\text{m}$  이하인 페라이트를 95면적% 이상 포함하는 저온 변형시효 충격특성이 우수한 후강판.

#### 청구항 2

청구항 1에 있어서,

상기 페라이트는 폴리고날 페라이트 및 침상형 페라이트로 구성되는 저온 변형시효 충격특성이 우수한 후강판.

#### 청구항 3

청구항 1에 있어서,

상기 페라이트는 결정립의 최대 크기가  $20\mu\text{m}$  이하인 저온 변형시효 충격특성이 우수한 후강판.

#### 청구항 4

청구항 1에 있어서,

상기 미세조직은 시멘타이트 및 MA 중 1종 이상을 5면적% 이하 포함하는 저온 변형시효 충격특성이 우수한 후강판.

#### 청구항 5

청구항 1에 있어서,

상기 후강판은 40mm 이상의 두께를 갖는 저온 변형시효 충격특성이 우수한 후강판.

#### 청구항 6

청구항 1에 있어서,

상기 후강판은 항복강도가 350MPa 이상, 인장강도가 450MPa 이상,  $-60^{\circ}\text{C}$ 에서의 충격인성이 200J 이상 및  $-60^{\circ}\text{C}$ 에서의 변형시효 충격인성이 100J 이상인 저온 변형시효 충격특성이 우수한 후강판.

#### 청구항 7

중량%로, C: 0.04~0.1%, Si: 0.05~0.4%, Mn: 1.0~2.0%, P: 0.01% 이하, S: 0.003% 이하, Al: 0.015~0.04%, Ti: 0.005~0.02%, Cu: 0.35% 이하(0은 제외), Ni: 0.05~0.8%, Nb: 0.003~0.03%, N: 0.002~0.008%, Ca: 0.0002~0.0050%, Cr: 0.009% 이하, Mo: 0.0009% 이하, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하는 강 슬라브

를 1020~1150℃에서 재가열하는 단계;

상기 재가열된 강 슬라브를 5패스 이하(0패스를 포함)로 재결정역 압연하여 바를 얻는 단계; 및

상기 바를 Ar3 이상에서 미재결정역 압연하여 열연강재를 얻는 단계를 포함하는 저온 변형시효 충격특성이 우수한 후강판의 제조방법.

## 청구항 8

청구항 7에 있어서,

상기 미재결정역 압연시 압하량은 상기 재결정역 압연시 압하량과 미재결정역 압연시 압하량의 합 90% 이상 (100%를 포함)인 저온 변형시효 충격특성이 우수한 후강판의 제조방법.

## 청구항 9

청구항 7에 있어서,

상기 미재결정역 압연하는 단계 후, 상기 열연강재를 2~15℃/s의 냉각속도로 300~500℃까지 냉각하는 단계를 추가로 포함하는 저온 변형시효 충격특성이 우수한 후강판의 제조방법.

## 발명의 설명

### 기술 분야

[0001] 본 발명은 저온 변형시효 충격특성이 우수한 후강판 및 그 제조방법에 관한 것으로서, 보다 상세하게는, 조선용, 해양구조용 등의 소재로 사용 가능한 저온 변형시효 충격특성이 우수한 후강판 및 그 제조방법에 관한 것이다.

### 배경 기술

[0003] 최근 들어 육상 또는 근해의 에너지 자원이 고갈되면서 자원 채굴지역이 점차 심해지역 또는 한랭지역으로 이동하고 있으며, 이에 따라, 시추, 채굴 및 저장 설비가 대형화, 통합화 등으로 인해 점점 복잡한 구조가 있다. 이에 사용되는 강재는 구조물의 안정성 확보를 위해 저온 인성이 우수한 것이 요구되며, 특히 구조물 제작 과정에서 냉간 가공 등에 의한 변형시효에 따른 인성의 감소를 최소화할 필요가 있다.

[0005] 일반적으로 변형시효 충격 특성은 강판에 수%의 인장변형을 가한 뒤, 약 250℃에서 1시간 동안 시효처리한 후 충격시험으로 가공하여 충격시험을 실시함으로써 평가한다. 변형시효 현상이 심할수록 강판의 인성이 빠른 시간 내에 감소하고 인성의 감소폭도 증가한다. 이 경우 강판이 적용되는 부위 및 구조물의 수명이 감소하고 안정성에도 영향을 줄 수 있다. 따라서 최근에는 변형이 가해진 강판의 수명을 증가시켜 구조물의 안정성을 높일 목적으로 변형시효에 대한 저항성이 높은 강판이 요구되고 있다.

[0007] 변형시효에 의해 충격인성이 열위되는 것은 항복강도가 파괴강도보다 클 경우 발생한다. 즉 항복강도와 파괴강도 간의 차이가 클수록 강재가 연성으로 변형하는 양이 증가하여 흡수하는 충격 에너지가 증가하게 된다. 따라서 강재를 구조물에 적용하기 위해 냉간변형하게 되면 강재의 항복강도가 증가하여 결국 파괴강도와 차이가 작아져 충격인성의 저하가 수반된다.

[0009] 이러한 항복강도 증가에 의한 인성의 저하 원인은 강재에 변형이 가해지고 이후 시간이 지나면서 C, N와 같은 강 중의 침입형 원소가 전위에 고착되어 발생한다.

[0011] 이러한 변형에 의한 인성 저하를 방지하기 위하여 종래에는 변형 후 시효현상에 의한 강도 증가를 억제하기 위해 강재 내에 고용되는 탄소 또는 질소의 양의 최소화하거나, 적층결합에너지를 낮춰 전위의 이동이 용이하도록 하는 원소 Ni 등을 첨가하는 방법 등이 적용되고 있다. 또는 변형 후에 응력완화 열처리를 실시하여 강재 내부에 형성된 전위를 감소시켜 가공 경화에 의해 증가된 항복강도를 낮추는 방법이 사용되며, 이러한 예로서, 비특

허문헌 1이 개시되어 있다.

- [0013] 하지만 구조물의 대형화, 복잡화됨에 따라 강재에 요구되는 변형량이 증가하고 있고, 사용 환경(한랭지, 극지) 온도가 낮아지고 있어 종래의 방법으로는 강재의 변형시효에 의한 인성 저하를 효과적으로 방지하기 어려운 문제가 있다.

## 선행기술문헌

### 비특허문헌

- [0015] (비특허문헌 0001) The effect of processing variables on the mechanical properties and strain ageing of high-strength low-alloy V and V-N steels (V. K. Heikkinen and J. D. Boyd, CANADIAN METALLURGICAL QUARTERLY Volume 15 Number 3 (1976), P. 219~)

## 발명의 내용

### 해결하려는 과제

- [0016] 본 발명의 일측면은 저온 변형시효 충격특성이 우수한 후강판 및 그 제조방법을 제공하고자 하는 것이다.

### 과제의 해결 수단

- [0018] 본 발명의 일 실시형태는 중량%로, C: 0.04~0.1%, Si: 0.05~0.4%, Mn: 1.0~2.0%, P: 0.01% 이하, S: 0.003% 이하, Al: 0.015~0.04%, Ti: 0.005~0.02%, Cu: 0.35% 이하(0은 제외), Ni: 0.05~0.8%, Nb: 0.003~0.03%, N: 0.002~0.008%, Ca: 0.0002~0.0050%, Cr: 0.009% 이하, Mo: 0.0009% 이하, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 미세조직은 결정립의 평균 크기가 10 $\mu$ m 이하인 페라이트를 95면적% 이상 포함하는 저온 변형시효 충격특성이 우수한 후강판을 제공한다.

- [0020] 본 발명의 다른 실시형태는 중량%로, C: 0.04~0.1%, Si: 0.05~0.4%, Mn: 1.0~2.0%, P: 0.01% 이하, S: 0.003% 이하, Al: 0.015~0.04%, Ti: 0.005~0.02%, Cu: 0.35% 이하(0은 제외), Ni: 0.05~0.8%, Nb: 0.003~0.03%, N: 0.002~0.008%, Ca: 0.0002~0.0050%, Cr: 0.009% 이하, Mo: 0.0009% 이하, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하는 강 슬라브를 1020~1150℃에서 재가열하는 단계; 상기 재가열된 강 슬라브를 5패스 이하(0패스를 포함)로 재결정역 압연하여 바를 얻는 단계; 및 상기 바를 Ar3 이상에서 미세결정역 압연하여 열연강재를 얻는 단계를 포함하는 저온 변형시효 충격특성이 우수한 후강판의 제조방법을 제공한다.

### 발명의 효과

- [0022] 본 발명의 일측면에 따르면, 저온 변형시효 충격특성 및 항복강도가 우수한 후강판을 제공할 수 있다.

### 도면의 간단한 설명

- [0024] 도 1은 본 발명의 일 실시예에 따른 발명에 1의 미세조직을 관찰한 사진이다.  
도 2는 본 발명의 일 실시예에 따른 비교예 1의 미세조직을 관찰한 사진이다.

### 발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

- [0025] 이하, 본 발명을 상세히 설명한다. 먼저, 본 발명의 합금조성에 대하여 설명한다. 하기 설명되는 합금조성의 함량은 중량%를 의미한다.

- [0027] C: 0.04~0.1%

- [0028] 본 발명에서 C는 고용강화를 일으키고 Nb 등에 의해 탄질화물로 존재하여 인장강도를 확보하기 위한 원소이다. 상기 효과를 얻기 위해서는 상기 C의 함량이 0.04% 이상인 것이 바람직하나, 0.1%를 초과하는 경우에는 MA의 형성을 조장할 뿐만 아니라 펄라이트가 생성되어 저온에서의 충격 및 피로 특성을 열화시킬 수 있다. 또한 고용 C가 증가함에 따라 변형시효 충격특성이 저하되므로, 상기 C의 함량은 0.04~0.1%의 범위를 갖는 것이 바람직하다.

- [0030] Si: 0.05~0.4%
- [0031] Si는 Al을 보조하여 용강을 탈산하는 역할을 수행하고 항복 및 인장강도 확보를 위해 필요한 원소지만 저온에서의 충격 및 피로 특성을 확보하기 위해서는 0.4% 이하의 범위를 갖는 것이 바람직하다. 또한, Si가 0.4%를 초과할 경우 C의 확산을 방해하여 MA 형성을 조장한다. 한편, Si를 0.05% 이하로 제어하기 위해서는 제강공정에서의 처리 시간이 크게 늘어나는 단점이 있다. 따라서, 상기 Si의 함량은 0.05~0.4%의 범위를 갖는 것이 바람직하다.
- [0033] Mn: 1.0~2.0%
- [0034] Mn은 고용강화에 의한 강도 증가 효과가 크기 때문에 1.0% 이상으로 첨가하는 것이 바람직하다. 그러나 2.0%를 초과하는 경우에는 MnS 개재물의 형성 또는 중심부 편석으로 인해 인성의 저하를 야기할 수 있으므로, 상기 Mn의 함량은 1.0~2.0%의 범위를 갖는 것이 바람직하다.
- [0036] P: 0.01% 이하
- [0037] P는 입계편석을 일으키는 원소로서 강을 취하시키는 원인이 될 수 있으므로, 그 상한을 0.01%로 제한할 필요가 있다.
- [0039] S: 0.003% 이하
- [0040] S는 주로 Mn과 결합하여 MnS 개재물을 형성하여 저온인성을 저해하는 요인이 된다. 따라서 저온인성과 저온 피로특성을 확보하기 위해서는 S의 함량을 0.003% 이하로 제한할 필요가 있다.
- [0042] Al: 0.015~0.04%
- [0043] 본 발명에서 Al은 강의 주요한 탈산제일 뿐만 아니라, 변형시효시 N을 고정시키기 위해 필요한 원소이다. 상기 효과를 충분히 얻기 위해서는 상기 Al이 0.015% 이상 첨가되는 것이 바람직하다. 그러나, 0.04%를 초과하는 경우에는  $Al_2O_3$  개재물의 분율 및 크기의 증가로 저온인성을 저하시키는 원인이 될 수 있다. 또한 Si와 유사하게 모재 및 용접 열영향부에 MA의 생성을 촉진하여 저온인성 및 저온 피로특성을 저하시키므로, 상기 Al의 함량은 0.015~0.04%의 범위를 갖는 것이 바람직하다.
- [0045] Ti: 0.005~0.02%
- [0046] Ti는 변형시효를 일으키는 N과 결합하여 Ti 질화물(TiN)을 형성함으로써 고용 N을 감소시키는 원소이다. 상기 Ti 질화물은 미세조직의 조대화를 억제하여 미세화에 기여하고 인성을 향상시키는 역할을 수행한다. 이러한 효과를 얻기 위해서는 상기 Ti가 0.005% 이상 첨가되는 것이 바람직하다. 그러나, 상기 Ti의 함량이 0.02%를 초과할 경우 오히려 석출물이 조대화해져 파괴의 원인이 될 수 있고, N과 결합하지 못한 고용 Ti가 남아 Ti탄화물(TiC)을 형성하여 모재 및 용접부 인성을 저하시킨다. 따라서, 상기 Ti의 함량은 0.005~0.02%의 범위를 갖는 것이 바람직하다.
- [0048] Cu: 0.35% 이하(0은 제외)
- [0049] Cu는 충격 특성을 크게 저하지 않는 성분으로 고용 및 석출에 의해 강도를 향상시킨다. 그러나 0.35%를 초과하는 경우에는 열충격에 의한 강판의 표면크랙이 발생할 수 있기 때문에, 상기 Cu의 함량은 0.35% 이하의 범위를 갖는 것이 바람직하다.
- [0051] Ni: 0.05~0.8%
- [0052] Ni는 함량의 증가에 따른 강도 향상 효과가 크지는 않지만 강도와 인성을 동시에 향상시킬 수 있는 원소이며, 상기 효과를 충분히 얻기 위해서는 Ni가 0.05% 이상 첨가되는 것이 바람직하다. 다만, 상기 Ni는 고가의 원소이므로 0.8%를 초과하는 경우에는 경제성이 저하된다. 따라서, 상기 Ni의 함량은 0.05~0.8%의 범위를 갖는 것이 바람직하다.
- [0054] Nb: 0.003~0.03%
- [0055] Nb는 고용 또는 탄질화물을 석출함으로써 압연 또는 냉각중 재결정을 억제하여 미세조직의 결정립 크기를 작게 만들고 강도를 증가시키는 원소이다. 상기 효과를 위해서는 상기 Nb가 0.003% 이상 첨가되는 것이 바람직하다. 다만, 상기 Nb가 0.03%를 초과하는 경우에는 C 친화력에 의해 C 집중이 발생하여 MA상 생성을 촉진하여 저온에서의 인성과 파괴특성을 저하시킨다. 따라서, 상기 Nb의 함량은 0.003~0.03%의 범위를 갖는 것이 바람직하다.
- [0057] N: 0.002~0.008%



- [0058] N은 C와 함께 변형시효를 일으키는 주요 원소로서, 가능한 낮게 유지하는 것이 바람직하다. N에 의한 변형시효 충격특성의 저하를 줄이기 위해서는 Al, Ti, Nb 등을 적절히 포함시킬 필요가 있으나, N 함량이 지나치게 높으면 변형시효 효과를 억제하는 것이 어려워지므로 상기 N의 함량은 0.008% 이하로 포함되는 것이 바람직하다. 반면 N의 함량이 0.002%를 초과하는 경우에는 변형시효 충격특성 열화 억제를 위해 첨가된 원소가 고용된 상태로 고용강화를 일으키거나 다른 석출물을 형성시켜 모재 및 용접부의 인성을 저하시킨다. 따라서, 상기 N의 함량은 0.002~0.008%의 범위를 갖는 것이 바람직하다.
- [0060] Ca: 0.0002~0.0050%
- [0061] Ca는 Al 탈산한 후, 제강중인 용강에 첨가하게 되면, 주로 MnS로 존재하게 되는 S와 결합하여, MnS 생성을 억제함과 동시에 구상의 CaS를 형성하여 강재의 중심부 균열 크랙을 억제하는 효과를 발휘한다. 따라서 본 발명에서는 첨가된 S를 충분히 CaS로 형성시키기 위해 Ca를 0.0002% 이상으로 첨가하여야 한다. 그러나, 그 첨가량이 0.0050%를 초과하게 되면, 잉여의 Ca가 O와 결합하여 조대한 산화성 개재물이 생성되어 이후의 압연에서 연신, 파절되어 저온에서의 균열 개시점으로 작용하게 된다. 따라서, 상기 Ca의 함량은 0.0002~0.0050%의 범위를 만족하는 것이 바람직하다.
- [0063] Cr: 0.009% 이하
- [0064] Cr은 강력한 카바이드 형성원소로서, 페라이트의 분율이 감소하고 경질상의 형성을 촉진하며, 이로 인해 충격인성을 열화시킨다. 따라서, 본 발명에서는 상기 Cr의 함량을 가능한 낮추거나 포함되지 않도록 하는 것이 바람직하며, 본 발명에서는 그 상한을 0.009%로 관리하는 것이 바람직하다.
- [0066] Mo: 0.0009% 이하
- [0067] Mo 또한 Cr과 마찬가지로 강력한 카바이드 형성원소로서, 페라이트의 분율이 감소하고 경질상의 형성을 촉진하며, 이로 인해 충격인성을 열화시킨다. 따라서, 본 발명에서는 상기 Mo의 함량을 가능한 낮추거나 포함되지 않도록 하는 것이 바람직하며, 본 발명에서는 그 상한을 0.0009%로 관리하는 것이 바람직하다.
- [0069] 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.
- [0071] 본 발명이 제공하는 후강판의 미세조직은 결정립의 평균 크기가  $10\mu\text{m}$  이하인 페라이트를 95면적% 이상 포함하는 것이 바람직하다. 상기과 같이 페라이트의 결정립을 미세화함으로써 저온 변형시효 충격특성을 향상시킬 수 있다. 한편, 상기 페라이트의 분율이 95면적% 미만인 경우에는 상기 효과를 확보하기 어려울 수 있다. 보다 바람직하게는 상기 페라이트의 분율이 98면적% 이상이 것이 유리하다. 본 발명 미세조직의 잔부 조직으로는 시멘타이트 및 MA 중 1종 이상을 포함할 수 있으며, 그 분율은 5면적% 이하인 것이 바람직하고, 보다 바람직하게는 2면적% 이하인 것이 유리하다.
- [0073] 또한, 상기 페라이트는 결정립의 최대 크기가  $20\mu\text{m}$  이하일 수 있다. 상기 페라이트 결정립의 최대 크기가  $20\mu\text{m}$  이하를 초과하는 경우에는 본 발명이 목표로 하는 저온 변형시효 충격특성을 확보하기 어려울 수 있다.
- [0075] 한편, 상기 페라이트는 폴리고날 페라이트 및 침상형 페라이트로 구성될 수 있으며, 이와 같이, 충격 인성 파괴의 시발점이 될 수 있는 경조직(hard phase)을 최소화하고 충격 흡수가 좋은 페라이트로 미세조직함을 구성으로써 낮은 온도에서의 충격 및 변형시효충격 확보가 가능하다.
- [0077] 전술한 바와 같이 제공되는 본 발명의 후강판은 항복강도가 350MPa 이상, 인장강도가 450MPa 이상,  $-60^{\circ}\text{C}$ 에서의 충격인성이 200J 이상 및  $-60^{\circ}\text{C}$ 에서의 변형시효 충격인성이 100J 이상일 수 있으며, 이와 같이 우수한 저온 변형시효 충격특성은 물론, 높은 항복강도를 확보할 수 있다. 상기 변형시효 충격인성은 5~10%의 인장변형을 가한 후  $250^{\circ}\text{C}$ 에서 1시간 시효처리 후 측정한 충격 에너지 값을 의미한다.
- [0079] 또한, 본 발명의 후강판은 40mm 이상의 두께를 가질 수 있다. 본 발명에서는 후강판 두께의 상한을 특별히 한정하지 않으나, 예를 들면 100mm 이하의 두께를 가질 수 있다.
- [0081] 본 발명의 후강판은 곡가공, 냉간 변형 작업이 필요한 조선 및 해양구조 산업업 분야에 적용이 가능하며, 변형시효충격 특성이 우수하여 구조물의 안정성 확보 및 수명 연장을 높이는 데 기여할 수 있다.
- [0083] 이하, 본 발명 후강판의 제조방법에 대하여 설명한다.

- [0085] 먼저, 전술한 합금조성을 갖는 강 슬라브를 1020~1150℃에서 재가열한다. 상기 재가열온도가 1150℃를 초과하는 경우에는 오스테나이트의 결정립이 조대화되어 인성을 떨어뜨릴 수 있고, 1050℃ 미만인 경우에는 Ti, Nb 등이 충분히 고용하지 않는 경우가 발생하여 강도의 하락을 초래할 수 있다.
- [0087] 상기 재가열된 강 슬라브를 5패스 이하(0패스를 포함)로 재결정역 압연하여 바를 얻는다. 본 발명에서는 열간압연시 재결정역 압연은 제품의 폭 사이즈를 맞추는 역할로만 시행한다. 즉, 본 발명에서는 재결정역 압연을 최소화하고 미재결정역 압연을 최대화하여 결정립 미세화를 이룰 수 있다. 한편, 상기 재결정역 압연시 5패스를 초과하는 경우에는 미재결정역에서의 총 압하량이 감소되는 문제가 발생할 수 있다. 따라서, 본 발명에서는 상기 재결정역 압연을 생략하거나 최소화하는 것이 필요하다.
- [0089] 상기 바를 Ar3 이상, 약 750℃ 이상에서 미재결정역 압연하여 열연강재를 얻는다. 상기 미재결정역 압연시 압연온도가 Ar3 미만인 경우에는 페라이트의 연신으로 인한 조직 이방성이 형성되어 충격인성이 열위해지는 문제가 발생할 수 있다.
- [0091] 상기 미재결정역 압연시 압하량은 상기 재결정역 압연시 압하량과 미재결정역 압연시 압하량의 합 대비 90% 이상(100%를 포함)인 것이 바람직하다. 상기와 같이 재결정역 압연을 5패스 이하(0패스를 포함)로 행함으로써, 미재결정역 압연시 압하량을 90% 이상으로 행할 수 있으며, 이를 통해 결정립 미세화를 구현하여 우수한 저온 변형 시효 충격특성을 확보할 수 있다.
- [0093] 상기 미재결정역 압연하는 단계 후에는 수냉 등을 통해 상기 열연강재를 2~15℃/s의 냉각속도로 300~500℃까지 냉각하는 단계를 추가로 포함할 수 있다. 상기 냉각속도가 2℃/s 미만인 경우에는 목표로 하는 강도를 확보하기 어려울 수 있으며, 15℃/s를 초과하는 경우에는 MA, 베이나이트 등의 경조직이 다량 형성되어 인성이 저하될 수 있다.
- [0095] 한편, 본 발명에서는 보다 충분한 시효충격보증온도를 얻기 위하여 상기 미재결정역 압연 후, 상기 냉각을 실시하지 않아도 무방하다. 다만, 이 경우에는 인장강도가 약간 하락할 수 있다.
- [0097] 이하, 실시예를 통해 본 발명을 보다 상세히 설명한다. 다만, 하기 실시예는 본 발명을 보다 상세히 설명하기 위한 예시일 뿐, 본 발명의 권리범위를 한정하지는 않는다.
- [0099] (실시예)
- [0100] 하기 표 1에 기재된 합금조성을 갖는 용강을 마련한 후, 연속주조를 이용하여 강 슬라브를 제조하였다. 상기 강 슬라브를 하기 표 2에 기재된 조건으로 재가열한 뒤, 열간압연하고, 냉각함으로써 후강판을 제조하였다. 이와 같이 제조된 후강판에 대하여 미세조직과 기계적 물성을 측정된 뒤, 그 결과를 하기 표 3에 나타내었다.

표 1

[0102]

구분	합금조성(중량%)													
	C	Si	Mn	P*	S*	Al	Ti	Cu	Ni	Nb	N*	Ca*	Cr	Mo
발명강1	0.078	0.203	1.47	77	17	0.023	0.012	0.25	0.63	0.012	35	16	0.008	0.0007
발명강2	0.079	0.205	1.46	84	19	0.028	0.013	0.26	0.63	0.012	38	12	0.009	0.0009
발명강3	0.065	0.213	1.56	75	20	0.022	0.0098	0.26	0.57	0.021	37	15	0.008	0.0008
발명강4	0.072	0.168	1.51	65	21	0.018	0.01	0.25	0.67	0.018	35	14	0.008	0.0009
비교강1	0.105	0.198	1.48	84	18	0.025	0.011	0.27	0.61	0.023	41	12	0.008	0.0008
비교강2	0.068	0.224	1.58	82	17	0.021	0.0099	0.26	0.51	0.019	90	16	0.009	0.0009
비교강3	0.079	0.210	1.55	75	16	0.022	0.012	0.25	0.59	0.021	38	15	0.026	0.0009
비교강4	0.08	0.215	1.56	83	19	0.024	0.011	0.24	0.58	0.022	37	14	0.008	0.007

P\*, S\*, N\*, Ca\*는 ppm 단위임.

표 2

[0104]

구분	강종No.	재가열 온도 (℃)	재결정역 압연시 패스수	미재결정역 압연 시작온도 (℃)	미재결정역 압연 종료온도 (℃)	미재결정역 압연시 압하량 (%)	냉각종료 온도 (℃)	냉각 속도 (℃/s)
발명예1	발명강1	1107	-	835	764	100	422	6.8
발명예2	발명강2	1110	-	845	762	100	384	7.9



발명예3	발명강3	1114	2	840	758	91	446	6.3
발명예4	발명강4	1112	2	853	759	90	451	7.1
발명예5	발명강1	1123	-	849	758	100	-	-
비교예1	발명강4	1123	8	851	764	50	398	6.9
비교예2	비교강1	1109	-	832	755	100	368	8.6
비교예3	비교강2	1116	-	841	754	100	406	7.3
비교예4	비교강3	1118	-	852	751	100	415	6.8
비교예5	비교강4	1114	-	850	756	100	425	7.1
단, 상기 미재결정역 압연시 압하량은 재결정역 압연시 압하량과 미재결정역 압연시 압하량의 합에 대한 비율임.								

표 3

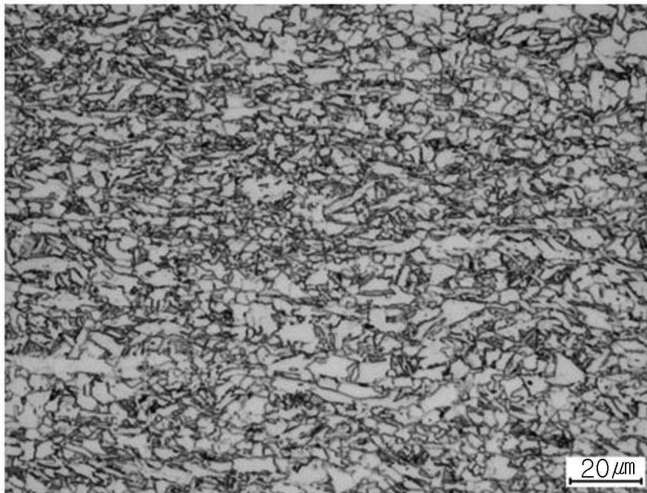
구분	페라이트 결정립 평균 크기 ( $\mu\text{m}$ )	페라이트 결정립 최대 크기 ( $\mu\text{m}$ )	페라이트 분율 (면적%)	잔부 조직 분율 (면적%)	항복 강도 (MPa)	인장 강도 (MPa)	연신율 (%)	충격인성 ( $-60^{\circ}\text{C}$ , J)	변형시효 충격인성 ( $-40^{\circ}\text{C}$ , J)	변형시효 충격인성 ( $-60^{\circ}\text{C}$ , J)
발명예1	7.5	15	95.6	4.4	375	645	34	268	205	164
발명예2	8.8	18	96.2	3.8	379	656	34	245	221	184
발명예3	9.1	16	95.7	4.3	384	586	35	210	186	121
발명예4	8.4	14	96.1	3.9	388	574	36	206	148	142
발명예5	9.6	18	95.7	4.3	421	522	36	312	252	202
비교예1	24	42	78.6	21.4	382	633	30	154	86	22
비교예2	9.6	19	84.2	15.8	392	643	31	98	24	18
비교예3	8.7	18	95.2	4.8	376	634	30	84	26	15
비교예4	9.4	17	91.4	8.6	412	635	29	58	22	8
비교예5	9.2	19	93.4	6.6	409	645	28	68	18	8
단, 상기 잔부조직은 시멘타이트 및 MA 중 1종 이상을 의미함.										

- [0106] 상기 표 1 내지 3을 통해 알 수 있듯이, 본 발명이 제안하는 합금조성과 제조조건을 만족하는 발명에 1 내지 5의 경우에는 페라이트의 결정립 평균 크기가  $10\mu\text{m}$  이하이면서도, 페라이트의 분율을 95면적% 이상 확보함으로써 항복강도가 350MPa 이상, 인장강도가 450MPa 이상,  $-60^{\circ}\text{C}$ 에서의 충격인성이 200J 이상 및  $-60^{\circ}\text{C}$ 에서의 변형시효 충격인성이 100J 이상임을 확인할 수 있다. 반면, 본 발명의 합금조성 또는 제조조건을 만족하지 않는 비교예 1 내지 3의 경우에는 본 발명이 얻고자 하는 수준의 변형시효 충격인성을 확보하고 있지 않음을 알 수 있다.
- [0110] 발명예 1 및 2는 합금조성을 만족하면서, 재결정역 압연을 실시하지 않고, 미재결정역 압연만을 실시한 경우로서, 미세한 미세조직과 우수한 기계적 물성을 확보하고 있음을 알 수 있다.
- [0112] 발명예 3 및 4는 합금조성을 만족하면서 제품폭 제어를 위한 2패스의 재결정역 압연을 실시한 뒤, 미재결정역 압연을 실시한 경우로서, 미세한 미세조직과 우수한 기계적 물성을 확보하고 있음을 알 수 있다.
- [0114] 발명예 5는 합금조성을 만족하면서, 미재결정력 압연만을 실시하고, 수냉은 실시하지 않은 경우로서, 수냉을 실시한 경우에 비하여 강도는 다소 낮지만 우수한 변형시효충격 특성을 확보하고 있음을 알 수 있다.
- [0116] 반면, 비교예 1은 본 발명의 합금조성은 만족하나, 재결정역 압연을 8 패스로 행한 경우로서, 통상의 TMCP 공정을 적용한 경우이다. 비교예 1의 경우 페라이트 결정립의 조대화로 인해 저온 변형시효 충격인성이 낮은 수준임을 알 수 있다.
- [0118] 비교예 2 및 3은 각각 C 및 N의 함량이 본 발명의 조건을 초과하는 경우로서, 저온 변형시효 충격인성이 낮은 수준임을 알 수 있으며, 이는 침입형 원소인 C 및 N가 전위에 고착되어 인성을 저하시킨 것으로 사료된다. 특히, 비교예 2의 경우에는 C 과첨가에 의한 펄라이트 증가로 때문에 충격인성이 열화된 것을 알 수 있다.
- [0120] 비교예 4 및 5는 각각 Cr 및 Mo가 본 발명의 조건을 초과하는 경우로서, 본 발명의 제조조건을 만족하고 있음에도 불구하고, 저온 변형시효 충격인성이 낮은 수준임을 알 수 있다. 이는 강력한 카바이드 형성원소인 Mo, Cr의 영향으로 페라이트의 분율이 감소하고 경질상의 증가로 인한 것으로 사료된다.

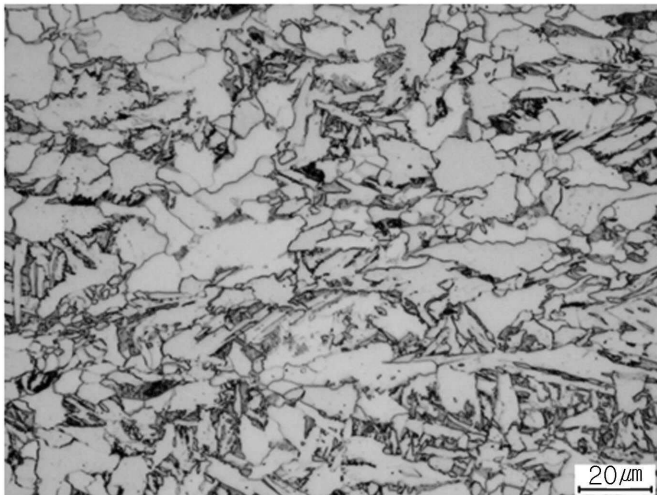
- [0122] 도 1은 발명에 1의 미세조직을 관찰한 사진이다. 도 1을 통해 알 수 있듯이, 본 발명의 조건을 만족하는 발명에 1의 경우에는 미세조직의 결정립이 미세한 것을 확인할 수 있다.
- [0124] 도 2는 비교예 1의 미세조직을 관찰한 사진이다. 도 2를 통해 알 수 있듯이, 본 발명의 조건을 벗어나는 비교예 1의 경우에는 미세조직의 결정립이 조대한 것을 확인할 수 있다.

## 도면

### 도면1



### 도면2



【심사관 직권보정사항】

【직권보정 1】

【보정항목】 청구범위

【보정세부항목】 제8항

【변경전】

미재결역

【변경후】

미재결정역