



**(19) 대한민국특허청(KR)**  
**(12) 공개특허공보(A)**

(11) 공개번호 10-2016-0117536  
(43) 공개일자 2016년10월10일

- (51) 국제특허분류(Int. Cl.)  
  - C22C 38/04 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
  - C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/02 (2006.01)
  - C22C 38/06 (2006.01) C22C 38/12 (2006.01)
  - C22C 38/14 (2006.01)
- (52) CPC특허분류  
  - C22C 38/04 (2013.01)
  - C21D 8/02 (2013.01)
- (21) 출원번호 10-2016-7024001
- (22) 출원일자(국제) 2015년03월13일  
  - 심사청구일자 2016년08월31일
- (85) 번역문제출일자 2016년08월31일
- (86) 국제출원번호 PCT/JP2015/001417
- (87) 국제공개번호 WO 2015/141203  
  - 국제공개일자 2015년09월24일
- (30) 우선권주장  
  - JP-P-2014-053459 2014년03월17일 일본(JP)

- (71) 출원인  
  - 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤**
  - 일본 도쿄도 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2방  
3고 히비야 고크사이 비루
- (72) 발명자  
  - 아라오 료**
  - 일본국 1000011 도쿄도 지요다쿠 우치사이와이쵸  
2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤  
지적재산부내
  - 무라카미 요시아키**
  - 일본국 1000011 도쿄도 지요다쿠 우치사이와이쵸  
2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤  
지적재산부내
  - (뒷면에 계속)
- (74) 대리인  
  - 특허법인 아이퍼스**

전체 청구항 수 : 총 3 항

(54) 발명의 명칭 **용접용 강재**

**(57) 요약**

본 발명은 용접 입열량이 200kJ/cm이상의 경우에도 우수한 용접부 인성과 이음매 강도를 갖고, 항복 응력이 460MPa이상의 강재를 얻는 것을 목적으로 한다. 본 발명의 강재는 소정의 성분 조성을 갖고, 또한 Ti와 N의 질량 %비를 2.0이상 4.0미만, 하기 (1)식에서 규정되는 A값을 10이상 25이하, 하기 (2)식에서 규정되는 C<sub>eq</sub>를 0.38~0.43, 강재 중의 고용 B량을 5질량ppm이상으로 한다. A=2256×Ti-7716×N+10000×B...(1)  
 C<sub>eq</sub>=C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Cu+Ni)/15...(2) 단, 각 원소 기호는 각 원소의 강 중 함유량(질량%)을 나타낸다.

(52) CPC특허분류

*C22C 38/001* (2013.01)

*C22C 38/02* (2013.01)

*C22C 38/06* (2013.01)

*C22C 38/12* (2013.01)

*C22C 38/14* (2013.01)

(72) 발명자

**하세 가즈쿠니**

일본국 1000011 도쿄도 지요다쿠 우치사이와이쵸  
2쵸메 2반 3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 지  
적재산부내

**엔도 시게루**

일본국 1000011 도쿄도 지요다쿠 우치사이와이쵸  
2쵸메 2반 3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 지  
적재산부내

**명세서**

**청구범위**

**청구항 1**

질량%로, C : 0.030~0.080%, Si : 0.01~0.10%, Mn : 1.80~2.40%, P : 0.010%이하, S : 0.0005~0.0040%, Al : 0.005~0.100%, Nb : 0.003~0.030%, Ti : 0.010~0.050%, N : 0.0030~0.0120% 및 B : 0.0005~0.0025%를 함유하고, 또한 Ti와 N의 질량%비(Ti/N)가 2.0이상 4.0미만으로서, 이하의 (1)식에서 규정되는 A값이 3이상 25이하, 이하의 (2)식에서 규정되는 C<sub>eq</sub>가 0.38~0.43의 범위에서, 잔부가 Fe 및 불가피한 불순물의 성분 조성으로 이루어지고, 항복 응력이 460MPa이상이고, 또한 고용 B량이 5질량ppm이상이고, 용접 입열량 : 200kJ/cm이상의 입열 용접을 실시했을 때의 열 영향부에 있어서의 본드부 근방의 조직 중의 섬형상 마텐자이트가 1vol%이하이고, 또한 열 영향부에 있어서의 최연화부역의 조직 중의 섬형상 마텐자이트가 5vol%이상인 용접용 강재:

$$A=2256 \times Ti - 7716 \times N + 10000 \times B \dots (1)$$

$$C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Cu + Ni)/15 \dots (2)$$

단, 각 원소 기호는 각 원소의 강 중 함유량(질량%)을 나타낸다.

**청구항 2**

제 1 항에 있어서,

상기 성분 조성에, 질량%로, V : 0.20%이하, Cu : 0.30%이하, Ni : 0.20%이하, Cr : 0.40%이하 및 Mo : 0.40%이하 중에서 선택한 1종 이상을 더 함유하는 용접용 강재.

**청구항 3**

제 1 항 또는 제 2 항에 있어서,

상기 성분 조성에, 질량%로, Ca : 0.0005~0.0050%, Mg : 0.0005~0.0050%, Zr : 0.0010~0.0200%, REM : 0.0010~0.0200% 중에서 선택한 1종 이상을 더 함유하는 용접용 강재.

**발명의 설명**

**기술분야**

[0001] 본 발명은 선박이나 건축·토목 등의 분야에 있어서의 각종 강 구조물에 사용되는 항복 응력이 460MPa이상의 용접용 강재로서, 특히, 용접 입열량이 200kJ/cm를 넘는 대입열 용접에 적합한 강재에 관한 것으로, 상세하게는 상기 대입열 용접을 실시한 경우에 있어서도, 우수한 용접부 인성 및 이음매 강도를 갖는 강재에 관한 것이다.

**배경기술**

[0002] 선박, 해양구조물, 건축 및 강관 등의 분야에서 사용되는 강 구조물은 용접 접합에 의해서 원하는 형상의 구조물로 마무리되는 것이 일반적이다. 따라서, 이들 구조물은 안전성을 확보하는 관점에서, 사용되는 강재의 모재 특성, 즉 강도·인성의 확보에 부가하여, 용접부의 인성에도 우수한 것이 요청되고 있다.

[0003] 근래에는 상기 선박 등의 강 구조물은 가일층 대형화되며, 사용되는 강재에 대해서는 고강도화 및 후속화가 적극적으로 진행되고 있다. 그것에 수반해서, 용접 시공에는 서브 머지 아크 용접이나, 일렉트로 가스 용접 및 일렉트로 슬래그 용접 등의 고능률로 대입열의 용접 방법이 적용되도록 되어 왔지만, 이러한 대입열 용접에 의해서 용접 시공한 경우에 있어서도, 용접부의 인성이 우수한 강재가 필요하다.

[0004] 그러나, 고강도 강이나 후속 강판에 있어서, 모재의 기계적 특성(특히 저온 인성)과 용접 열 영향부(Heat Affected Zone ; 이하, HAZ로 기재함)의 저온 인성의 양립이 곤란하다는 보고가 산견(散見)된다.

[0005] 이 보고에 대해, 예를 들면 특허문헌 1 및 특허문헌 2에 기재된 바와 같이, 제어 압연이나 제어 냉각을 이용해

서, 모재의 저온 인성과 HAZ의 저온 인성의 양립을 달성하는 기술이 개시되어 있다.

- [0006] 다음에, 대입열 용접을 실시했을 때의 HAZ 조직에 대해 설명한다. HAZ에 있어서 용접 금속에 접하는 부분은 일반적으로 「본드부」로 칭해지고 있다. 본드부 근방의 HAZ는 열 영향부 중에서도 특히, 용융점 부근의 고온에 노출되기 때문에, 결정립이 조대화되어 인성이 현저히 저하해 버리는 경향이 있다. 한편, 본드부에서 약간 떨어진 곳에서는 결정립이 세립역으로 되기 때문에 연화 영역을 형성하고, 이음매 강도의 저하의 주 원인으로 된다.
- [0007] 상술한 바와 같이, 대입열 용접에서는 HAZ의 인성 저하가 일어나지만, 이 HAZ 인성 저하에 대해, 지금까지도 많은 대책이 검토되어 왔다. 예를 들면, TiN을 강 중에 미세 분산시켜, 오스테나이트립의 조대화를 억제하거나, 페라이트 변태핵으로서 이용하는 기술이 이미 실용화되고 있다. 또, Ti의 산화물을 분산시킴으로써, 상기와 마찬가지로 오스테나이트립의 조대화 억제 효과를 겨냥한 기술도 개발되고 있다.
- [0008] 그러나, TiN을 활용하는 상기 기술은 대입열 용접을 받았을 때에, 용접 열 영향부가 TiN의 용해 온도역까지 가열되기 때문에, TiN이 분해되어 상기 분산 효과가 소실되거나, TiN의 분해에 의해서 생성된 고용 Ti 및 고용 N에 의해서 강의 지(地)조직이 취화되어, 용접 열 영향부의 인성이 현저히 저하한다고 하는 문제를 안고 있다.
- [0009] 또, Ti 산화물을 활용하는 기술은 산화물을 균일 미세하게 분산시키는 것이 곤란하다는 문제가 있다. 이러한 문제를 해결하는 기술로서 예를 들면, 특허문헌 3에는 200kJ/cm를 넘는 대입열 용접을 실시한 용접 열 영향부의 인성을 향상시키기 위해, 황화물의 형태 제어에 이용하는 Ca의 첨가량을 적정화하여, CaS를 정출시키고, 이것을 페라이트 변태핵으로서 유효하게 활용하는 기술이 개시되어 있다.
- [0010] 상기 CaS는 산화물에 비해 저온에서 정출하기 때문에, 강 중에 미세 분산시키는 것이 가능하며, 또한 강관이 냉각될 때에는 이것을 핵으로 해서, MnS나 TiN, BN 등의 페라이트 변태 생성핵이 미세하게 분산되므로, 용접 열 영향부의 조직을 미세한 페라이트-펄라이트 조직으로 할 수 있으며, 고인성화를 달성할 수 있다. 고로, 특허문헌 3의 기술에 의해서, 대입열 용접에 수반하는 HAZ 인성 저하는 어느 정도 억제할 수 있게 되었다.
- [0011] 그런데, 그 후의 연구에 의해서, 강관의 항복 응력이 460MPa이상으로 고강도화되고, 비교적 다량의 C나 합금 원소가 첨가된 강의 경우에 있어서는 용접 입열량이 200kJ/cm를 넘는 대입열 용접을 실시하면, 본드부 근방의 HAZ에 섬형상 마텐자이트(이하, 본 발명에서는 MA라고도 함)라 불리는 경질의 취화 조직이 수 체적% 형성되고, 이 취화 조직이 용접부의 인성의 가일층의 향상을 저해하는 것을 알 수 있게 되었다.
- [0012] 즉, 이러한 고강도 강의 대입열 용접부에 있어서의 본드부 근방의 HAZ 인성 개선에는 오스테나이트립 조대화 억제나 페라이트 변태핵의 미세 분산, 고용 N의 저감에 부가해서, 또한 섬형상 마텐자이트의 생성을 억제할 필요가 있는 것을 지적하였다.
- [0013] HAZ부의 섬형상 마텐자이트를 저감하는 기술에 대해서는 예를 들면, 특허문헌 4에, C, Si의 함유량을 저감하는 것 이외에, P의 함유량의 저감이 유효하다는 것이 개시되어 있다.
- [0014] 또한, 특허문헌 5에서는 Mn을 적극적으로 첨가하고, 또한 P를 극력 저감함으로써, 본드부 근방 HAZ의 섬형상 마텐자이트를 저감하고, 인성이 우수한 항복 응력 460MPa급의 강재가 얻어진다고 되어 있다.
- [0015] 한편, 대입열 용접에 수반하는 HAZ 연화를 억제하는 기술에 관해서는 HAZ 인성 대책만큼 많이 개시되어 있지 않다. 상기 특허문헌 3, 4 및 5의 어느 것에 있어서도 HAZ 연화에 관한 기술은 없다. 이것은 원래 대입열 용접용 강의 설계에 있어서는 이음매 강도를 확보할 수 있는 것을 전제로 하고 있었기 때문으로 생각된다.
- [0016] 그래서, HAZ 연화의 억제에 관해, 이미 개시되어 있는 기술에 대해 설명한다.
- [0017] 이들 기술에는 Nb나 V 등의 석출 강화 원소를 이용하는 기술과, B에 의한 담금질성의 향상 효과를 이용하는 기술이 있다.
- [0018] 예를 들면 특허문헌 6에서는 C량을 높이는 동시에 Si, Mn을 저감하고, Nb나 V를 함유함으로써 HAZ 연화가 저감된다고 하고 있다.
- [0019] 한편, 특허문헌 7에서는 B에 의한 담금질성 향상을 도모하기 위해, N량에 대해 Ti, B 및 Nb를 많이 함유하도록 성분식을 규정함으로써, HAZ 연화 억제를 도모하고 있다.
- [0020] 또, 특허문헌 8에서는 고용 B량을 규정함으로써, B에 의한 담금질성 향상을 도모하고, HAZ 연화 억제를 도모하고 있다.

**선행기술문헌**

**특허문헌**

- [0021] (특허문헌 0001) 특허문헌 1: 일본국 특허공개공보 소화57-134518호
- (특허문헌 0002) 특허문헌 2: 일본국 특허공개공보 소화59-83722호
- (특허문헌 0003) 특허문헌 3: 일본국 특허공보 제3546308호
- (특허문헌 0004) 특허문헌 4: 일본국 특허공개공보 제2008-163446호
- (특허문헌 0005) 특허문헌 5: 일본국 특허공개공보 제2011-6772호
- (특허문헌 0006) 특허문헌 6: 일본국 특허공개공보 소화60-67622호
- (특허문헌 0007) 특허문헌 7: 일본국 특허공개공보 제2007-177327호
- (특허문헌 0008) 특허문헌 8: 일본국 특허공보 제4233033호

**발명의 내용**

**해결하려는 과제**

- [0022] 그러나, 상술한 바와 같이, 특허문헌 3에 기재된 기술은 특히, 항복 응력이 390MPa급의 강재에 대해 대입열 용접을 실시했을 때의 본드부의 인성을 개선하는 기술이지만, 그보다 항복 강도가 높은 예를 들면, 항복 응력 : 460MPa급의 강재에 대한 대입열 HAZ 인성 및 HAZ 연화에 대해서는 충분히 대처할 수 없는 경우가 있다.
- [0023] 또, 특허문헌 4에 기재된 기술은 항복 응력이 460MPa급의 강재를 대상으로 하며, C, Si 및 P의 함유량을 저감함으로써 본드부 근방의 HAZ의 섬형상 마텐자이트를 저감하고, 또한 Ca를 적정량 첨가하여 페라이트 변태핵을 미세하게 분산시켜 HAZ 인성의 확보를 도모하고 있지만, HAZ 연화에 대해서는 기술이 없으며, 또 Ni의 첨가를 필수로 하고 있기 때문에 합금 비용이 높아질 가능성이 있다고 하는 문제가 있다.
- [0024] 또한, 특허문헌 5에 기재된 기술은 항복 응력이 460MPa급의 강재를 대상으로 하며, Mn을 적극적으로 이용함으로써 섬형상 마텐자이트를 저감하고, 저렴하게 소요의 강재가 얻어진다고 하고 있지만, 이것도 또 특허문헌 4와 마찬가지로 HAZ 연화에 관한 기술이 없다.
- [0025] 한편, 특허문헌 6에 기재된 기술은 C량이 많고, Nb나 V 등의 석출 강화 원소를 이용해서 HAZ 연화에 대한 충분한 대처를 취하고 있지만, 대입열 용접시에 본드부 근방 HAZ에 다량의 섬형상 마텐자이트를 형성함으로써, 본드부 근방의 HAZ의 인성을 현저히 저하시킨다고 하는 우려가 있다.
- [0026] 또, 특허문헌 7 및 8에 기재된 기술은 B의 담금질성을 이용해서 HAZ 연화를 억제하는 기술이지만, 그 중에서도 특허문헌 7은 다량의 Ti, B 및 N의 첨가를 전제로 하여, 제조성에 문제가 있는 동시에, 본드부 근방의 TiN이 녹는 영역에 있어서는 고용 N에 의한 HAZ의 인성의 저하가 우려된다.
- [0027] 이에 부가하여, 특허문헌 8에 기재된 기술은 Nb프리를 전제로 하고 있으며, 항복 응력 : 460MPa급의 강재를 대상으로 한 경우, 이음매 강도의 확보가 곤란하다는 문제를 남기고 있었다.
- [0028] 본 발명은 상기한 현상을 감안해서 개발된 것으로, 용접 입열량이 200kJ/cm를 넘는 대입열 용접을 실시해도, 용접 열 영향부의 경도가 저하하지 않는 내연화성과, 본드부 근방의 HAZ 인성이 우수한 항복 응력이 460MPa이상의 대입열 용접용 강재를 저렴하게 제공하는 것을 목적으로 한다.

**과제의 해결 수단**

- [0029] 발명자들은 상기한 과제를 해결하기 위해, 항복 응력이 460MPa이상의 고강도 강재에 대해 용접 입열량이 200kJ/cm를 넘는 대입열 용접을 실시했을 때의, 본드부 근방의 HAZ 인성과 HAZ 최연화부역의 경도에 미치는 조직 인자의 영향에 대해 상세하게 조사하였다. 그 결과, 본드부 근방의 HAZ 인성에 관해서는 소량이어도 섬형상 마텐자이트의 존재가 인성에 대해 악영향을 미치는데 반해, 최연화부역의 경도는 섬형상 마텐자이트가 생성됨으로써 향상하는 것을 지견하였다.

[0030] 그래서, 발명자들은 본드부 근방의 HAZ에 있어서의 섬형상 마텐자이트의 생성을 억제한 후에, 최연화부역의 섬형상 마텐자이트의 생성량을 높이기 위한 방법에 대해 검토하였다. 그 결과, 본드부 근방의 HAZ에 있어서는 C, Si, P량을 낮게 억제하는 동시에, C량 저감에 의해 우려되는 모재 강도 저하를 보충하기 위해 Mn을 적극적으로 함유시키는 것에 의해서, 본드부 근방의 HAZ 인성에 악영향을 미치는 섬형상 마텐자이트를 극력 생성시키는 일 없이, 모재 강도를 효과적으로 높일 수 있는 것을 알 수 있었다.

[0031] 또, 최연화부역에 있어서는 Ti, N 및 B를 적정 범위로 제어함으로써 B의 담금질성 향상 효과를 활용하는 것에 의해 본드부 근방 HAZ의 섬형상 마텐자이트를 증가시키는 일 없이, 최연화부역에 있어서의 섬형상 마텐자이트의 형성을 촉진시킬 수 있는 것을 지견하였다.

[0032] 즉, B는 용융점 부근의 고온에 노출되는 본드부 근방의 HAZ에 있어서는 상부 베이나이트의 생성이나, 성장에 수반하는 입계로부터의 이동이 일어나지 않고, 베이나이트 라스간에 잔류한 미변태 오스테나이트의 담금질성을 올리는 일이 없는 한편, 열 영향에 의한 온도 상승이 비교적 작은 HAZ 연화 영역에 있어서는 페라이트 변태에 수반해서 확산되고, 미변태 오스테나이트의 입계에 편석함으로써 그 담금질성을 향상시키고, 섬형상 마텐자이트의 형성을 촉진하는 효과가 있는 것을 알 수 있었다.

[0033] 단, HAZ 연화 영역은 열 영향에 의한 온도 상승이 비교적 작기 때문에, 석출물의 용해가 거의 일어나지 않기 때문에, 담금질성에 기여하는 B의 존재량은 제조 공정시의 상태에 의존한다. 그리고, B는 모재 제조 공정의 제어 압연 및 냉각의 각 단계에서, 제조 조건에 따라서는 질화물을 형성하는 경우가 있으며, 이 경우, 그 담금질성 향상 효과는 발휘되지 않는다.

[0034] 그래서, 발명자들은 더욱 검토를 거듭한 결과, 강판 제조 공정에 있어서, 우선 처음에 오스테나이트 재결정 온도역에서 압연을 실시한 후에 오스테나이트 미재결정 온도역까지 가속 냉각을 실시하고, 계속해서 오스테나이트 미재결정 온도역 압연을 실행하며, 그 후, 재차, 가속 냉각을 실시하는 것에 의해서, B질화물의 석출을 가능한 한 억제하고, 전술한 성분의 최적화와 합치는 것에 의해 우수한 HAZ 특성을 얻을 수 있는 것을 찾아내고, 본 발명을 개발하기에 이르렀다.

[0035] 즉, 본 발명의 요지 구성은 다음과 같다.

[0036] 1. 질량%로, C : 0.030~0.080%, Si : 0.01~0.10%, Mn : 1.80~2.40%, P : 0.010%이하, S : 0.0005~0.0040%, Al : 0.005~0.100%, Nb : 0.003~0.030%, Ti : 0.010~0.050%, N : 0.0030~0.0120% 및 B : 0.0005~0.0025%를 함유하고, 또한 Ti와 N의 질량%비(Ti/N)가 2.0이상 4.0미만으로서, 이하의 (1)식에서 규정되는 A값이 3이상 25이하, 이하의 (2)식에서 규정되는  $C_{eq}$ 가 0.38~0.43의 범위에서, 잔부가 Fe 및 불가피한 불순물의 성분 조성으로 이루어지고, 항복 응력이 460MPa이상이고, 또한 고용 B량이 5질량ppm이상이고, 용접 입열량 : 200kJ/cm 이상의 입열 용접을 실시했을 때의 열 영향부에 있어서의 본드부 근방의 조직 중의 섬형상 마텐자이트가 1vol%이하이고, 또한 열 영향부에 있어서의 최연화부역의 조직 중의 섬형상 마텐자이트가 5vol%이상인 용접용 강재:

[0037]  $A=2256 \times Ti - 7716 \times N + 10000 \times B \dots (1)$

[0038]  $C_{eq}=C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Cu+Ni)/15 \dots (2)$

[0039] 단, 각 원소 기호는 각 원소의 강중 함유량(질량%)을 나타낸다.

[0040] 2. 상기 성분 조성에, 질량%로, V : 0.20%이하, Cu : 0.30%이하, Ni : 0.30%이하, Cr : 0.40%이하 및 Mo : 0.40%이하 중에서 선택한 1종 이상을 더 함유하는 상기 1에 기재된 용접용 강재.

[0041] 3. 상기 성분 조성에, 질량%로, Ca : 0.0005~0.0050%, Mg : 0.0005~0.0050%, Zr : 0.0010~0.0200%, REM : 0.0010~0.0200% 중에서 선택한 1종 이상을 더 함유하는 상기 1 또는 2에 기재된 용접용 강재.

**발명의 효과**

[0042] 본 발명에 따르면, 대입열 용접을 실시했을 때에, 양호한 이음매 강도와 용접 열 영향부 인성을 겸비한 강재를 얻을 수 있기 때문에, 서브 머지 아크 용접이나 일렉트로 슬래그 용접과 같은 대입열 용접에 의해 시공되는 선박이나 대형 구조물의 품질 향상에 기여하는 바가 크다. 특히, 판 두께 : 50mm를 넘는 강재에 대해 본 발명을 적용하면, 종래 기술에 관한 강재에 비해, 용접의 이음매 강도와 용접 열 영향부의 인성의 양립에 관해, 더욱 현저한 우위성을 나타낸다.

**발명을 실시하기 위한 구체적인 내용**

- [0043] 이하, 본 발명을 구체적으로 설명한다. 또한, 본 발명에서 대상으로 하는 강재는 열간 압연으로 제조된 강재를 말한다.
- [0044] 본 발명에서는 강재의 성분 조성, 강도와, 200kJ/cm를 넘는 대입열 용접에 의해서 형성되는 용접 열 영향부의 연화 영역 중 최소의 경도(이하, HAZ 최연화부역의 경도라고도 함)를 각각 제어하는 것이 중요하다.
- [0045] 우선, 본 발명의 강재의 특징인 열 영향부의 섬형상 마텐자이트의 체적분율에 대해 설명한다.
- [0046] 열 영향부에 있어서의 본드부 근방의 조직 중의 섬형상 마텐자이트가 1vol%이하
- [0047] 용접 열 영향부(HAZ) 중에서도, 고온에 노출되고 오스테나이트가 조대화되는 열 영향부에 있어서의 본드부 근방의 섬형상 마텐자이트의 생성을 억제하는 것에 의해서, 대입열 용접부에 있어서의 인성을 향상시킬 수 있다. 이러한 효과를 얻기 위해서는 상기 본드부 근방의 섬형상 마텐자이트의 체적분율을 1vol%이하로 억제할 필요가 있다. 또한, 상기 섬형상 마텐자이트의 체적분율의 하한값은 특히 한정되지 않는 0vol%이어도 좋다. 또, 본 발명에 있어서 열 영향부에 있어서의 본드부 근방은 본드부에서 600 $\mu$ m 이내의 범위의 용접 열 영향부를 가리키고, 그 조직은 상기 섬형상 마텐자이트 이외는 아시퀸러-페라이트나 베이나이트를 주로 하며, 페라이트나 펄라이트를 포함하는 공지의 조직이다.
- [0048] 열 영향부에 있어서의 최연화부역의 섬형상 마텐자이트가 5vol%이상
- [0049] 항복 응력 : 460MPa이상의 강재를 용접한 이음매에는 모재와 동등한 인장 강도, 즉 인장 강도로서 570MPa이상이 필요하게 된다. 여기서, 이음매의 인장 강도에 영향을 주는 인자로서는 주로 용접 금속의 강도나, 판 두께, HAZ 최연화부역의 경도 등이 있지만, 특히 열 영향부에 있어서의 최연화부역의 조직의 영향이 크다. 그리고, 항복 응력이 460MPa이상의 강재에 있어서의 연화 영역의 조직은 페라이트 및 제2상 조직이지만, 제2상 조직으로서, 5vol%이상의 체적분율의 섬형상 마텐자이트를 생성시킴으로써, 원하는 이음매 강도를 얻는 것이 가능하게 된다.
- [0050] 또한, 본 발명에 있어서, 열 영향부에 있어서의 연화 영역은 본드부에서 10mm 전후 떨어져, 용접에 의한 가열 후에, 오스테나이트가 세립으로 되는 열 영향부를 가리킨다.
- [0051] 또, 본 발명에 있어서, 열 영향부에 있어서의 최연화부역은 1mm정도의 등간격으로 격자형상으로 비커스 경도 HV(JIS Z 2244(1998))를 측정하고, 최저 경도를 나타낸 점을 중심으로 해서, 그곳에서 가장 가까운 4개의 측정 점끼리를 연결한 영역을 가리킨다.
- [0052] 본 발명에서는 HAZ의 최연화부역의 조직을 상기와 같이 제어하는 동시에, 고강도를 달성하기 위해, 강재가 가져야 할 성분 조성을 이하와 같이 규정한다. 또한, 이하, 강재의 성분 조성에 관한 %표시는 질량%를 의미하고 있다.
- [0053] C : 0.030~0.080%
- [0054] C는 강재의 강도를 높이는 원소이며, 구조용 강으로서 필요한 강도를 확보하기 위해서는 0.030%이상 함유시킬 필요가 있다. 한편, C가 0.080%를 넘으면, 본드부 근방의 HAZ에 있어서의 MA가 생성되기 쉬워지기 때문에, 상한은 0.080%로 한다.
- [0055] Si : 0.01~0.10%
- [0056] Si는 강을 용제할 때의 탈산제로서 첨가되는 원소이며, 0.01%이상의 첨가가 필요하다. 한편, 0.10%를 넘으면, 모재의 인성이 저하하는 것 이외에, 대입열 용접한 본드부 근방 HAZ에 MA가 생성되어, 인성의 저하를 초래하기 쉬워진다. 따라서, Si는 0.01~0.10%의 범위로 한다.
- [0057] Mn : 1.80~2.40%
- [0058] Mn은 C와 마찬가지로 강도를 높이는 원소이고, Mo나 V와 같은 합금 원소보다 저렴하며, 또한 본드부 근방의 HAZ에서의 MA 생성을 촉진하지 않기 때문에, 본 발명에서는 적극적으로 첨가한다. 그리고, 소요의 강도를 확보하고, 상기 효과를 얻기 위해서는 1.80%이상의 첨가가 필요하며, 1.90%이상의 첨가가 더욱 바람직하고, 2.00%이상의 첨가가 가장 바람직하다. 한편, 과잉으로 함유하면 용접부 인성을 손상시키기 때문에, 2.40%이하인 것이 필요하고, 2.20%이하인 것이 더욱 바람직하며, 2.10%이하인 것이 가장 바람직하다.
- [0059] P : 0.010%이하

- [0060] P는 불순물로서 함유되는 원소의 일종이지만, 강판 모재 및 HAZ의 인성을 저하시키기 때문에, 소재 용제시의 경 제성을 고려한 후에 가능한 범위에서 저감하는 것이 바람직하다. 이 때문에, P량은 0.010%이하로 제한한다. 바람직하게는 0.008%이하이다.
- [0061] S : 0.0005~0.0040%
- [0062] S는 페라이트의 핵 생성 사이트로서 작용하는 MnS 혹은 CaS를 형성하기 위해 필요한 원소이다. 이 때문에, 0.0005%이상을 첨가한다. 그러나, 과도하게 첨가하면 모재 인성의 저하를 초래하기 때문에, 상한은 0.0040%로 한다.
- [0063] Al : 0.005~0.100%
- [0064] Al은 강의 탈산을 위해 첨가되는 원소이며, 0.005%이상 함유시킬 필요가 있다. 한편, 0.100%를 넘어 함유하면, 모재의 인성뿐만 아니라, 용접 금속의 인성도 저하시킨다. 따라서, Al은 0.005~0.100%의 범위로 한다. 바람직 하게는 0.010~0.100%의 범위이다.
- [0065] Nb : 0.003~0.030%
- [0066] Nb는 모재 강도 및 HAZ 최연화부 정도, 더 나아가서는 용접 이음매 강도를 확보하는데 유효한 원소이다. 그러나, 0.003%미만의 첨가에서는 상기 효과가 작은 한편, 0.030%를 넘어 함유하면, 본드부 근방의 HAZ에 MA가 생성되어 인성을 저하시키게 된다. 따라서, Nb는 0.003~0.030%의 범위로 한다.
- [0067] Ti : 0.010~0.050%
- [0068] Ti는 응고시에 TiN으로 되어 석출되고, 본드부 근방 HAZ의 오스테나이트립의 조대화를 억제한다. 또, Ti는 페라 이트의 변태핵으로 되어, HAZ의 고인성화에 기여하는 동시에, B와 결합할 수 있는 N을 저감하고, 고용 B를 확보 하는 것에 의해, HAZ 최연화부 정도, 더 나아가서는 용접 이음매 강도를 확보함에 있어서, 유효하게 작용한다. 이러한 효과를 얻기 위해서는 0.010%이상의 첨가가 필요하며, 0.015%이상 첨가하는 것이 바람직하다. 한편, 0.050%를 넘어 함유하면, 석출된 TiN이 조대화되고, 상기 효과가 얻어지지 않게 된다. 따라서, Ti는 0.010~ 0.050%의 범위로 한다.
- [0069] N : 0.0030~0.0120%
- [0070] N은 응고시에 TiN을 생성하고, 본드부 근방의 HAZ의 오스테나이트립의 조대화 억제에 기여하는 동시에, BN을 생 성하고, 해당 BN이 페라이트 변태핵으로서 작용함으로써 본드부 근방의 HAZ의 조직을 미세화하고, 강재의 고인 화에 기여한다. 그리고, 이러한 TiN을 필요량 확보하기 위해서는 N을 0.0030%이상 함유하는 것이 필요하며, 0.0050%이상 함유하는 것이 바람직하다. 더욱 바람직하게는 0.0070%이상이다. 한편, 과도하게 함유하면, 용접 입열 조건에 따라서는 TiN이 용해되는 영역에서 고용 N량이 증가하고, HAZ의 인성을 저하시키는 경우가 있다. 이것으로부터 상한을 0.0120%이하로 한다. 바람직하게는 0.0100%이하로 한다.
- [0071] B : 0.0005~0.0025%
- [0072] B는 강의 담금질성을 향상시키는 원소이며, 오스테나이트의 변태 온도를 저하시킴으로써, 베이나이트나 마텐자 이트와 같은 경질의 조직의 생성을 촉진하고, 모재 강판의 고강도화에 기여한다. 마찬가지로, HAZ 연화부에 있 어서도 연질상인 페라이트의 생성을 억제하고, HAZ 연화부의 강도를 향상시킨다. 이들 효과를 얻기 위해서는 B 를 0.0005%이상 함유할 필요가 있다. 한편, B를 0.0025%초과 함유하면, 담금질성이 과잉으로 높아져, 모재 강판 및 HAZ의 인성 저하를 초래한다. 이 때문에, B는 0.0005~0.0025%의 범위로 한다.
- [0073] 고용 B량을 5질량ppm이상
- [0074] 본 발명에 있어서, 강재 중의 고용 B량은 5질량ppm이상으로 한다. 강재 중의 고용 B량이 5ppm에 미치지 않는 경 우, HAZ 연화 영역의 조직 형성시에 미변태 오스테나이트의 담금질성을 향상시키는 효과가 불충분하며, 원하는 경도를 얻기 위한 섬형상 마텐자이트량을 얻을 수 없게 된다.
- [0075] Ti와 N의 질량비(Ti/N) : 2.0이상 4.0미만
- [0076] Ti/N은 후술하는 A값의 규정과 함께, 본 발명에 있어서 중요한 요건이다. Ti/N은 HAZ의 본드부에 있어서, TiN의 미세 분산 상황 및 고용 N에 의한 인성 열화에 크게 영향을 주기 때문에, 적절히 제어할 필요가 있다. 즉, Ti/N 이 4.0이상이 되면 BN이 석출되지 않고, 또 Ti의 붕탄화물 등이 석출함으로써 HAZ 인성이 크게 저하하는 한편, 2.0을 하회하면 고용 N에 의한 HAZ 인성의 저하, 및 HAZ에 있어서의 BN 석출에 의해서, B의 담금질성을 확보할

수 없어 소요의 HAZ 최연화부 정도의 확보가 곤란하게 된다. 따라서, Ti/N의 값은 2.0이상 4.0미만으로 한다. 바람직하게는 2.5이상 3.5이하의 범위내이다.

- [0077] A값 : 3이상 25이하
- [0078] 이하에 나타내는 (1)식에서 규정되는 A값은 본 발명에 있어서 가장 중요한 항목의 하나이다. 강재가 대입열 용접의 열 영향부에 상당하는 열 이력을 받았을 때에, TiN이나 BN 등의 생성 반응이 평형론적으로 진행하지 않는 경우에 있어서도, 고용 B에 의한 담금질성 향상 효과가 발휘되기 위해서는 Ti, N, 및 B에 관해 전술한 강재의 첨가량을 만족시킨 후에, 또한 A값이 3이상일 필요가 있다. 단, A값이 25를 넘으면 강재의 담금질성이 과잉으로 되어 HAZ의 인성에 악영향을 미친다. 따라서, 본 발명에서는 A값은 3이상 25이하로 한다. 바람직하게는 6~15의 범위이다.
- [0079]  $A=2256 \times Ti - 7716 \times N + 10000 \times B \dots (1)$
- [0080] 단, 각 원소 기호(Ti, N, B)는 각 원소의 강중 함유량(질량%)을 나타낸다.
- [0081]  $C_{eq} : 0.38 \sim 0.43$
- [0082] 본 발명의 대입열 용접용 강재는 용접시의 입열에 의해, 모재 제조시에 실시된 TMCP 등의 조직 제어의 효과가 전부 무효로 되어 버린다. 그 때문에, 용접시의 가열·냉각하에 있어서도 용접 이음매의 강도와 인성을 양립시킬 필요가 있기 때문에, 담금질성의 지표인 탄소당량  $C_{eq}$ 를 적정 범위로 제어할 필요가 있다.
- [0083] 구체적으로는 이하의 (2)식에서 정의되는 탄소당량  $C_{eq}$ 가 0.38~0.43의 범위로 되는 바와 같은 각 성분의 조성을 제어할 필요가 있다. 상기  $C_{eq}$ 가 0.38미만에서는 담금질성이 부족하고, 최연화부역의 경도가 현저히 저하하기 때문에, 원하는 용접 이음매의 강도를 확보할 수 없다. 한편,  $C_{eq}$ 가 0.43을 넘으면, 담금질성이 과잉으로 되고, 본드부 근방에 있어서의 페라이트의 생성이 억제되며, 섬형상 마텐자이트의 생성이 촉진되기 때문에, 충분한 인성을 확보할 수 없게 된다. 바람직한  $C_{eq}$ 는 0.39~0.42의 범위이다.
- [0084]  $C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Cu + Ni)/15 \dots (2)$
- [0085] 여기서, 상기 식 중의 각 원소 기호는 각각의 원소(C, Mn, Cr, Mo, V, Cu, Ni)의 함유량(mass%)을 나타낸다.
- [0086] 이상이 본 발명의 기본 성분 조성으로, 잔부는 Fe 및 불가피한 불순물이다. 또한, 불가피한 불순물로서 예를 들면, 0는 0.0050%이하이면 허용할 수 있다.
- [0087] 본 발명의 강재는 상기 성분에 부가해서, 또한 강도 향상 등을 목적으로 해서, V, Cu, Ni, Cr 및 Mo 중에서 선택되는 1종 이상을 선택적 원소로서 하기의 범위에서 함유할 수 있다.
- [0088] V : 0.20%이하, Cu : 0.30%이하, Ni : 0.30%이하, Cr : 0.40%이하 및 Mo : 0.40%이하
- [0089] V, Cu, Ni, Cr 및 Mo는 모재의 고강도화에 유효한 원소로서, 그 효과를 얻기 위해서는 V, Cu 및 Ni는 0.05%이상, Cr 및 Mo는 0.02%이상의 첨가가 바람직하다. 그러나, 어느 원소도 다량으로 첨가하면, 인성에 악영향을 미치기 때문에, 또, Ni는 합금 비용 증가로도 이어지기 때문에, 함유하는 경우에는 V는 0.20%이하, Cu는 0.30%이하, Ni는 0.30%이하, Cr 및 Mo는 0.40%이하로 하는 것이 바람직하다.
- [0090] 또한, 본 발명의 강재는 상기 성분에 부가해서, Ca, Mg, Zr 및 REM 중에서 선택되는 1종 이상을 선택적 원소로서 하기의 범위에서 함유할 수 있다.
- [0091] Ca : 0.0005~0.0050%
- [0092] Ca는 S의 고정이나, 산화물, 황화물의 분산에 의한 인성 개선 효과를 얻기 위해 함유할 수 있다. 상기 효과를 얻기 위해서는 적어도 0.0005%를 함유하는 것이 바람직하다. 그러나, 0.0050%를 넘어 첨가해도, 상기 효과는 포화할 뿐이다. 따라서, Ca를 함유하는 경우에는 0.0005~0.0050%의 범위로 하는 것이 바람직하다.
- [0093] Mg : 0.0005~0.0050%, Zr : 0.0010~0.0200%, REM : 0.0010~0.0200%
- [0094] Mg, Zr 및 REM은 모두, 산화물의 분산에 의한 인성 개선 효과를 갖는 원소이다. 이러한 효과를 발현시키기 위해서는 Mg는 0.0005%이상, Zr 및 REM은 0.0010%이상 함유시키는 것이 바람직하다. 한편, Mg는 0.0050%초과, Zr 및 REM은 0.0200%초과를 첨가해도, 그 효과는 포화할 뿐이다. 따라서, 이들 원소를 함유하는 경우에는 상기 범

위로 하는 것이 바람직하다.

- [0095] 제조 방법
- [0096] 상기한 성분 조성을 갖는 강을 전로 혹은 전기로 등의 상법의 용접 방법을 이용해서 용제하고, 연속 주조법 혹은 조괴법 등의 상법의 공정에 의해 강관 제조를 위한 슬래브 소재로 하는 것이 바람직하다. 이하, 본 발명에 적용해서 바람직한 강관 제조 조건에 대해 설명한다.
- [0097] 가열 온도 : 1050~1200℃
- [0098] 강 소재 중의 Nb 탄질화물을 완전하게 고용시키기 위해, 강 소재의 가열 온도를 1050℃이상으로 하는 것이 바람직하다. 한편, 가열 온도가 1200℃를 넘으면, 가열시에 오스테나이트 입경의 조대화가 일어나 모재 인성에 악영향을 미치기 때문에, 상한을 1200℃로 하는 것이 바람직하다.
- [0099] 오스테나이트 재결정 온도역에 있어서의 압연
- [0100] 오스테나이트 재결정 온도역에 있어서의 압연은 가열시의 오스테나이트립을 어느 정도 미세화하는 효과가 있으며, 최저 1패스 이상, 바람직하게는 누적 압하율 20%이상을 실행하는 것이 바람직하다. 상기 성분 범위의 강이면, 오스테나이트 재결정 온도역의 하한 온도는 대략 900~1000℃의 범위에 있다.
- [0101] 오스테나이트 재결정 온도역에서 오스테나이트 미재결정 온도역까지의 일차 냉각
- [0102] 본 공정은 제조 공정 중에서는 가장 중요한 항목의 하나이다. 상술한 바와 같이, HAZ 연화 영역에 있어서 조직의 담금질성을 향상시킬 수 있는 고용 B량은 강관 제조시의 상태에서 확보되어 있는 고용 B량에 상당한다.
- [0103] 따라서, 강관 제조시에 B질화물이 대량으로 석출된 경우, 담금질성을 확보하기 위한 고용 B가 부족하고, HAZ 연화 영역에 있어서 충분한 경도가 얻어지지 않게 되는 경우가 있다.
- [0104] 또, 강관 제조시의 냉각 과정에 있어서 B질화물이 생성되는 온도역에 상당하는 오스테나이트 재결정 온도역에서 오스테나이트 미재결정 온도역까지의 냉각 속도를 가능한 한 빠르게 하는 것이 바람직하다. 통상, 이 공정은 열간 압연의 온도 저하 대기 시간으로서 공랭되지만, 본 발명에 있어서는 공랭보다 큰 냉각 속도를 갖는 가속 냉각을 실시함으로써, 다음 공정인 제어 압연 공정까지의 시간을 단축하는 동시에, B질화물의 석출에 의한 고용 B의 감소를 방지할 수 있다. 또한, 이 가속 냉각은 특히 1000℃에서 600℃의 온도 범위에서 실시하는 것이 유효하다.
- [0105] 본 발명에 있어서는 후술하는 오스테나이트 미재결정 온도역에 있어서의 압연 후의 냉각과 구별하기 위해, 오스테나이트 재결정 온도역에서의 압연에 계속해서 실시하는 가속 냉각을 일차 냉각으로 한다. 이 일차 냉각에 있어서는 수랭에 의한 가속 냉각 설비, 혹은 압연 중에 강관 표면에 발생하는 스케일을 제거하는 소위 디스케일링 설비 등에 의해, 공랭보다 큰 냉각 속도를 달성하는 것이 바람직하다. 구체적으로는 3℃/초 이상의 냉각 속도가 바람직하다.
- [0106] 오스테나이트 미재결정 온도역에 있어서의 누적 압하율 40%이상의 압연
- [0107] 상기 가속 냉각에 계속해서, 오스테나이트 미재결정 온도역에서 제어 압연을 실시한다. 이 제어 압연에 있어서 누적 압하율이 작은 경우, 소정의 모재 인성을 얻는 것이 곤란하게 된다. 이 때문에, 누적 압하율의 하한을 40%로 한다. 누적 압하율은 높은 것이 바람직하지만, 산업적으로는 80%정도가 상한으로 되는 경우가 있기 때문에, 바람직하게는 50~80%이다.
- [0108] 오스테나이트 미재결정 온도역 압연 후, Ar<sub>3</sub> 변태 온도 이상의 온도부터 550℃이하의 온도역으로 이차 냉각
- [0109] 이차 냉각은 제어 압연에 의해 가공된 오스테나이트 조직을 변태시키는 것을 목적으로 하는 냉각이다. 그리고, 강 조직의 상 변태를 완료시키기 위해서는 550℃이하의 온도역까지 냉각할 필요가 있기 때문에 냉각 종료 온도의 하한은 550℃가 바람직하다. 이차 냉각에 있어서의 냉각 속도는 공랭보다 큰 냉각 속도가 필요하며, 5℃/초 이상의 강한 냉각이 바람직하다. 더욱 바람직하게는 10℃/초 이상의 강한 냉각이다. 냉각 방법은 특히 한정되지 않지만, 수랭에 의한 냉각이 바람직하다.
- [0110] 여기서, 본 발명에 있어서의 강제 온도는 강재의 표면 온도와 판 두께 중심부의 온도의 평균 온도를 나타내고 있다. Ar<sub>3</sub> 변태점은 강재의 조성에 따라 다르기 때문에, 간이적으로 하기 식에 의해서 구할 수 있다. 또한, 하기 식에 있어서, 각 원소 기호는 각 원소의 강중 함유량(질량%)을 나타낸다. 함유되지 않는 경우에는 0으로 한

다.

[0111] Ar<sub>3</sub>(℃)=910-273C-74Mn-56Ni-16Cr-9Mo-5Cu

[0112] 실시예

[0113] 표 1에 나타내는 조성의 강을 전로에서 용제 후, 연속 주조법으로 슬래브로 하고, 표 2에 나타내는 제어 압연, 제어 냉각 조건에 의해 40~80mm 두께의 강관을 제조하였다. 표 2에 나타내는 지번(枝番)은 강 성분이 동일하고, 제조 조건이 다른 것을 나타내고 있다. 또한, 일차 냉각은 압연기의 출구측에 설치한 수랭 설비에 의해 실시하고, 냉각 중의 평균 냉각 속도가 3℃이상인 것을 확인하고 있다.

[0114] [표 1]

No.	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	B	N	O	(질량%) 기타	Ti/N	A값	Ceq	A <sub>3</sub> (℃)	비고
1	0.051	0.03	2.12	0.008	0.0018	0.042	0.011	0.015	0.0020	0.0065	0.0025	Mo: 0.0011	2.92	3.7	0.404	719	발명예
2	0.053	0.06	2.09	0.010	0.0024	0.055	0.010	0.018	0.0013	0.0059	0.0016	—	3.39	8.1	0.401	718	발명예
3	0.051	0.10	1.85	0.013	0.0022	0.036	0.012	0.024	0.0016	0.0032	0.0018	Cr: 0.30, Ca: 0.0023	3.78	6.9	0.419	732	발명예
4	0.047	0.07	2.25	0.009	0.0019	0.042	0.011	0.018	0.0015	0.0065	0.0014	Cr: 0.15, Ni: 0.15	3.05	5.5	0.422	712	발명예
5	0.048	0.07	1.82	0.006	0.0017	0.036	0.010	0.023	0.0014	0.0075	0.0019	Cr: 0.12, Ni: 0.15	3.77	8.0	0.385	724	발명예
6	0.044	0.08	1.85	0.006	0.0014	0.055	0.011	0.022	0.0011	0.0068	0.0023	Cr: 0.20, Mo: 0.10	3.61	8.2	0.412	720	발명예
7	0.049	0.09	1.88	0.006	0.0022	0.047	0.012	0.025	0.0012	0.0076	0.0029	V: 0.10	3.82	9.8	0.382	719	발명예
8	0.035	0.12	2.12	0.009	0.0023	0.039	0.023	0.041	0.0015	0.0111	0.0025	Zr: 0.0064	3.69	21.8	0.388	725	발명예
9	0.068	0.11	2.06	0.013	0.0025	0.040	0.013	0.014	0.0014	0.0051	0.0021	—	3.30	6.2	0.411	722	발명예
10	0.045	0.09	2.01	0.011	0.0020	0.037	0.012	0.019	0.0014	0.0062	0.0018	Ca: 0.0016	3.52	9.0	0.360	723	발명예
11	0.056	0.06	1.99	0.008	0.0017	0.032	0.011	0.020	0.0018	0.0070	0.0016	—	3.28	9.1	0.388	723	발명예
12	0.057	0.05	1.94	0.012	0.0023	0.032	0.012	0.025	0.0011	0.0078	0.0022	Cr: 0.15; REM: 0.0071	3.52	7.2	0.380	721	발명예
13	0.115	0.06	2.23	0.009	0.0025	0.045	0.011	0.020	0.0014	0.0069	0.0021	—	3.39	5.9	0.487	717	비교예
14	0.049	0.07	2.95	0.007	0.0019	0.005	0.009	0.021	0.0014	0.0070	0.0016	—	3.39	7.4	0.541	717	비교예
15	0.063	0.13	1.45	0.009	0.0021	0.037	0.008	0.018	0.0012	0.0051	0.0018	—	3.53	13.3	0.305	729	비교예
16	0.032	0.09	1.81	0.012	0.0026	0.044	0.011	0.021	0.0015	0.0056	0.0015	Cr: 0.60, Ca: 0.0020	3.75	19.2	0.454	739	비교예
17	0.047	0.06	1.89	0.025	0.0019	0.038	0.008	0.020	0.0018	0.0056	0.0028	Cu: 0.20, Ni: 0.20	4.11	19.9	0.389	723	비교예
18	0.052	0.09	2.08	0.004	0.0024	0.033	0.015	0.061	0.0011	0.0118	0.0016	—	8.42	57.6	0.389	724	비교예
19	0.054	0.05	1.97	0.006	0.0190	0.048	0.012	0.0027	0.0014	0.0085	0.0016	—	1.68	-20.4	0.382	721	비교예
20	0.052	0.08	1.97	0.009	0.0018	0.037	0.013	0.033	0.0001	0.0083	0.0021	—	3.98	11.4	0.380	725	비교예
21	0.056	0.08	2.15	0.006	0.0022	0.042	0.011	0.016	0.0045	0.0060	0.0021	—	2.67	34.8	0.414	717	비교예
22	0.056	0.06	2.00	0.007	0.0023	0.048	0.043	0.017	0.0018	0.0054	0.0023	—	3.15	14.7	0.389	728	비교예
23	0.067	0.07	1.91	0.006	0.0017	0.051	0.001	0.021	0.0012	0.0062	0.0023	Ca: 0.0023	3.39	11.5	0.385	719	비교예
24	0.045	0.09	1.95	0.003	0.0020	0.041	0.013	0.048	0.0022	0.0150	0.0018	Cu: 0.25	1.01	14.5	0.380	723	비교예
25	0.059	0.03	2.15	0.004	0.0016	0.054	0.011	0.012	0.0014	0.0035	0.0020	Ca: 0.0026	5.43	14.1	0.417	717	비교예
26	0.039	0.12	2.18	0.003	0.0022	0.037	0.012	0.015	0.0016	0.0064	0.0018	—	2.78	0.5	0.402	722	비교예
27	0.043	0.01	2.16	0.009	0.0018	0.025	0.016	0.026	0.0025	0.0070	0.0020	Ca: 0.0026	3.71	29.8	0.408	722	비교예

발명은 본 발명 범위 외인 것을 나타낸다.  
A 값 = 2256Ti - 7716N + 10000B (각 원소 기호는 함유량(질량%)을 나타낸다.)  
Ceq = C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Cu+Ni)/15 (각 원소 기호는 함유량(질량%)을 나타낸다.)  
A<sub>3</sub> = 751-26.6C+17.6Si-11.6Mn-169Al-23Cu-23Ni+24.1Cr+22.5Mo+233Nb-39.7V-5.7Ti-89B

[0115]

[0116] [표 2]

표 2

No.	지번	슬래브 가열 온도 (°C)	오스테나이트 재결정 온도역 압연 종료 온도 (°C)	일차 냉각	오스테나이트 미재결정 온도역 압연		이차냉각	
					종료 온도 (°C)	누적압하율 (%)	개시 온도 (°C)	정지 온도 (°C)
1	A	1050	950	유	850	50	830	300
	B	1050	950	무	860	60	840	300
2	A	1100	1000	유	850	60	830	500
	B	1100	1000	무	850	60	830	500
3	A	1150	1050	유	840	50	810	450
	B	1150	1050	무	840	60	820	450
4	A	1200	1100	유	820	50	800	350
	B	1200	1100	무	820	50	800	350
5	A	1100	1000	유	840	50	820	250
6	A	1100	1000	유	860	70	840	400
7	A	1150	1050	유	860	60	840	300
8	A	1150	1050	유	860	60	840	300
9	A	1150	1050	유	850	50	830	400
10	A	1150	1050	유	850	40	830	400
11	A	1150	1050	유	840	60	820	450
12	A	1150	1050	유	850	40	830	350
13	A	1150	1050	유	850	50	830	300
14	A	1150	1050	유	830	60	810	350
15	A	1150	1050	유	820	50	800	300
16	A	1150	1050	유	860	60	840	300
17	A	1150	1050	유	860	50	840	400
18	A	1150	1050	유	840	50	820	450
19	A	1150	1050	유	850	50	830	250
20	A	1150	1050	유	840	60	820	400
21	A	1150	1050	유	830	40	810	350
22	A	1150	1050	유	850	60	830	300
23	A	1150	1050	유	850	50	830	250
24	A	1150	1050	유	860	50	840	350
25	A	1150	1050	유	860	60	840	400
26	A	1150	1050	유	850	40	830	350
27	A	1150	1050	유	850	60	830	300

[0117]

[0118] 상기 조성 및 제조 공정을 거쳐 제조된 후강판에 대해, 판 두께 방향 1/4의 위치에서 평행부 14mmΦ의 인장 시험편을 채취하고, JIS Z 2241(1998)의 규정에 준거하여 인장 시험을 실시하고, 0.2%내력(YS) 및 인장 강도(TS)를 구하였다.

[0119] 또, 판 두께 방향 1/4의 위치부터 JIS Z 2202(1998)의 규정에 준거하여 V노치 표준 치수의 샤르피 충격 시험편을 채취하고, JIS Z 2242(1998)의 규정에 준거하여 충격 시험을 실시하고, 파면 천이 온도(vTrs)를 구하였다.

[0120] 여기서, vTrs의 목표값은 -60℃이하로 하였다.

[0121] 또, 용접 입열량 : 200kJ/cm이상의 입열 용접을 실시했을 때의, 열 영향부에 있어서의 최연화부역의 경도를 평가하기 위해, 판 두께 방향 1/4위치부터, 3mmΦ×10mm의 소형 시험편을 채취하고, 변태점 바로 위에 상당하는 온도의 900℃로 가열 후, 800~500℃의 사이를 390초로 냉각하는 열 처리를 실행하였다. 이들 처리를 실행한 후의 소형 시험편의 비커스 경도 HV(JIS Z 2244(1998))를 1mm정도의 간격으로 격자형상으로 측정하고, 그 중 가장 낮은 경도를 최연화부 경도로 하였다. 최연화부 경도의 목표값은 160이상으로 하였다. 또, HAZ 최연화부역을 가장 낮은 경도를 나타낸 점을 중심으로 해서, 그곳에서 가장 가까운 측정점끼리를 연결한 영역으로 하였다.

[0122] 또, 상기 HAZ 최연화부역에 대응하는 부위를 나이탈로 에칭하여 조직을 출현하였다. SEM을 이용해서 1000배로 3시야의 조직 사진을 촬영하고, 그들을 화상 해석하여, MA의 평균 면적분율을 구하고, 이것을 HAZ 최연화부역의 MA 체적분율(vol%)로 하였다.

[0123] 용접 입열량 : 200kJ/cm이상의 입열 용접을 실시했을 때의 열 영향부에 있어서의 본드부 근방부의 인성을 평가하

기 위해, 상기 후강관으로부터 폭 : 80mm×길이 : 80mm×두께 : 15mm의 시험편을 채취하고, 1450℃로 가열 후, 800~500℃의 사이를 390초로 냉각한 후, 2mmV 노치 샤프피 시험편을 채취하고, 상기와 마찬가지로 샤프피 충격 시험을 실행한 충격시험 온도는 -40℃로 하고, 3개의 시험의 평균값에 의해 평가하였다. 목표값은 -40℃에 있어서의 평균 흡수 에너지(vE<sub>-40</sub>℃)로 50J이상으로 하였다. 또, 상기와 마찬가지로, 열 이력 부여 후의 시험편 단면에 있어서의 MA의 면적분율을 평가하였다.

[0124] 표 3에, 상기 수순으로 평가를 실행한 강재의 모재 특성, HAZ 특성 및 HAZ 중의 MA 체적분율(vol%)의 측정 결과를 나타낸다.

[0125] [표 3]

표3

No.	지번	고용B (ppm)	모재YS (MPa)	모재TS (MPa)	모재vTrs (°C)	최연화부 경도 (HV10)	최연화부 마텐자이트 체적분율 (%)	본드부 근방 HAZ조직중의 MA 체적분율 (%)	본드부 근방 HAZ인성 vE-40°C (J)	비고
1	A	7	529	641	-65	164	7	0.1	121	발명에
	B	<u>3</u>	491	611	-70	<u>154</u>	<u>3</u>	0.1	119	비교예
2	A	8	531	648	-80	165	9	0.4	111	발명에
	B	<u>4</u>	501	602	-85	<u>152</u>	<u>2</u>	0.3	113	비교예
3	A	8	551	651	-70	164	9	0.3	98	발명에
	B	<u>4</u>	520	605	-75	<u>155</u>	<u>4</u>	0.2	89	비교예
4	A	7	534	645	-75	170	8	0.2	102	발명에
	B	<u>3</u>	509	634	-75	<u>157</u>	<u>4</u>	0.3	99	비교예
5	A	8	511	648	-70	165	10	0.3	104	발명에
6	A	8	502	665	-85	168	11	0.3	109	발명에
7	A	11	514	621	-75	170	8	0.4	101	발명에
8	A	15	505	594	-75	164	11	0.3	89	발명에
9	A	9	506	652	-75	164	7	0.2	102	발명에
10	A	8	542	581	-60	164	11	0.3	124	발명에
11	A	12	518	591	-70	166	13	0.2	12	발명에
12	A	7	495	571	-65	171	8	0.3	125	발명에
13	A	9	603	725	-70	175	17	2.4	26	비교예
14	A	9	556	701	-80	181	8	<u>1.8</u>	18	비교예
15	A	12	<u>449</u>	529	-75	<u>142</u>	<u>4</u>	0.1	142	비교예
16	A	15	521	624	-70	172	11	<u>1.8</u>	41	비교예
17	A	18	533	668	-45	155	10	<u>1.6</u>	33	비교예
18	A	11	523	702	-75	167	18	<u>2.8</u>	31	비교예
19	A	<u>1</u>	495	598	-70	<u>144</u>	<u>1</u>	0.4	31	비교예
20	A	<u>1</u>	<u>438</u>	551	-55	<u>142</u>	<u>2</u>	0.2	65	비교예
21	A	35	528	689	-45	168	14	0.9	26	비교예
22	A	15	560	735	-65	174	19	<u>1.8</u>	14	비교예
23	A	12	<u>426</u>	519	-75	<u>150</u>	<u>2</u>	0.1	151	비교예
24	A	17	542	634	-45	<u>152</u>	<u>4</u>	0.5	38	비교예
25	A	14	517	604	-55	172	7	<u>2.1</u>	42	비교예
26	A	<u>3</u>	<u>441</u>	553	-70	<u>147</u>	<u>3</u>	0.1	124	비교예
27	A	25	542	609	-75	169	11	0.7	38	비교예

[주1] 밑줄은 본 발명 범위 외인 것을 나타낸다.

[0126]

[0127] 동일 표로부터, 강관 조성 No.1~12에 있어서의 지번 A의 예에서는 모재와 HAZ에 있어서 우수한 특성이 얻어지고 있는 것을 알 수 있다. 이에 반해, 강관 조성 No.1~4에 있어서의 지번 B의 강관에 있어서의 제조 조건의 영향에 의해, 본 발명의 요건을 만족시키지 않고, 모재 특성 및 HAZ 특성이 뒤떨어져 있다. 또, 강관 조성 No.13~27에 있어서는 화학 성분이 본 발명의 정하는 범위를 이탈하고 있기 때문에, 지번 A라도 HAZ 특성에 뒤떨어져 있는 것을 알 수 있다.