



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2018년03월12일
 (11) 등록번호 10-1837883
 (24) 등록일자 2018년03월06일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
 C22C 38/32 (2006.01) C21D 1/18 (2006.01)
 C22C 38/02 (2006.01) C22C 38/04 (2006.01)
 C22C 38/06 (2006.01) C22C 38/26 (2006.01)
 C22C 38/28 (2006.01) C22C 38/54 (2006.01)

(52) CPC특허분류
 C22C 38/32 (2013.01)
 C21D 1/18 (2013.01)

(21) 출원번호 10-2016-7025643
 (22) 출원일자(국제) 2015년03월26일
 심사청구일자 2016년09월19일
 (85) 번역문제출일자 2016년09월19일
 (65) 공개번호 10-2016-0123372
 (43) 공개일자 2016년10월25일
 (86) 국제출원번호 PCT/JP2015/059491
 (87) 국제공개번호 WO 2015/147216
 국제공개일자 2015년10월01일

(73) 특허권자
 신닛테츠스미킨 카부시카이사
 일본 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쵸메 6방 1고

(72) 발명자
 히키다 가즈오
 일본 1008071 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쵸메 6방 1고 신닛테츠스미킨 카부시카이사 내
 다바타 신이치로
 일본 1008071 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쵸메 6방 1고 신닛테츠스미킨 카부시카이사 내
 (뒷면에 계속)

(74) 대리인
 양영준, 성재동

(30) 우선권주장
 JP-P-2014-063941 2014년03월26일 일본(JP)
 JP-P-2014-063944 2014년03월26일 일본(JP)

(56) 선행기술조사문헌
 KR1020130008639 A*
 (뒷면에 계속)

전체 청구항 수 : 총 5 항

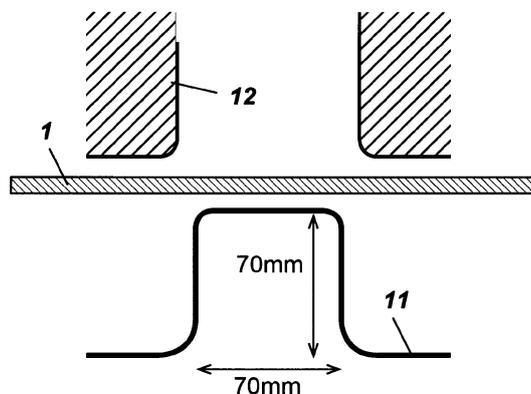
심사관 : 이상훈

(54) 발명의 명칭 **고강도 열간 성형 강관 부재**

(57) 요약

경도 안정성과 내지연 파괴 특성을 양립시킨 고강도 열간 성형 강관 부재이며, 소정의 화학 조성을 갖고, Mn 편석도 α ($=$ [관 두께 중심부에서의 최대 Mn 농도(질량%)]/[표면으로부터 관 두께의 1/4 깊이 위치에서의 평균 Mn 농도(질량%)])가 1.6 이하이고, JIS G 0555(2003)에서 규정되는 강의 청정도의 값이 0.08% 이하이고, 구멍 입자의 평균 입경이 10 μ m 이하이고, 존재하는 잔류 탄화물의 수밀도가 4 \times 10³개/mm³ 이하인 것을 특징으로 한다.

대표도 - 도1



(52) CPC특허분류

C22C 38/02 (2013.01)

C22C 38/04 (2013.01)

C22C 38/06 (2013.01)

C22C 38/26 (2013.01)

C22C 38/28 (2013.01)

C22C 38/54 (2013.01)

(72) 발명자

고지마 노부사토

일본 1008071 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쵸메
6방 1고 신닛테츠스미킨 카부시키카이사 내

모리키 다카히로

일본 1008071 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쵸메
6방 1고 신닛테츠스미킨 카부시키카이사 내

(56) 선행기술조사문헌

JP2007314817 A*

JP2012180594 A

JP2012237048 A

JP2007182608 A

*는 심사관에 의하여 인용된 문헌

명세서

청구범위

청구항 1

화학 조성이, 질량%이며,

C: 0.25 내지 0.40%,

Si: 0.005 내지 0.14%,

Mn: 1.50% 이하,

P: 0.02% 이하,

S: 0.005% 이하,

sol.Al: 0.0002 내지 1.0%,

N: 0.01% 이하,

Cr: 0.25 내지 3.00%,

Ti: 0.01 내지 0.05%,

Nb: 0.01 내지 0.50% 및

B: 0.001 내지 0.01%

를 함유하고, 잔량부가 Fe 및 불가피적 불순물이고,

Mn의 함유량과 Cr의 함유량의 합계가 1.5 내지 3.5%이고,

하기 (i) 식으로 표현되는 Mn 편석도 α 가 1.6 이하이고,

JIS G 0555(2003)에서 규정되는 강의 청정도의 값이 0.08% 이하이고,

구 γ 입자의 평균 입경이 $10\mu\text{m}$ 이하이고,

존재하는 잔류 탄화물의 수밀도가 4×10^3 개/ mm^2 이하인

것을 특징으로 하는, 고강도 열간 성형 강판 부재.

$\alpha = [\text{판 두께 중심부에서의 최대 Mn 농도(질량\%)}]$

$[\text{표면으로부터 판 두께의 } 1/4 \text{ 깊이 위치에서의 평균 Mn 농도(질량\%)}] \quad \dots (i)$

청구항 2

제1항에 있어서,

상기 화학 조성이, 질량%이며,

Ni: 0 내지 3.0%,

Cu: 0 내지 1.0%,

Mo: 0 내지 2.0%,

V : 0 내지 0.1% 및

Ca: 0 내지 0.01%

에서 선택되는 1종 이상을 더 함유하는 것을 특징으로 하는, 고강도 열간 성형 강판 부재.

청구항 3

제1항 또는 제2항에 있어서,
상기 강판의 표면에 도금층을 갖는 것을 특징으로 하는, 고강도 열간 성형 강판 부재.

청구항 4

제1항 또는 제2항에 있어서,
상기 강판 부재가 1.7GPa 이상인 인장 강도를 갖는 것을 특징으로 하는, 고강도 열간 성형 강판 부재.

청구항 5

제3항에 있어서,
상기 강판 부재가 1.7GPa 이상인 인장 강도를 갖는 것을 특징으로 하는, 고강도 열간 성형 강판 부재.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은 고강도 열간 성형 강판 부재에 관한 것으로, 특히, 내지연 파괴 특성이 우수한 고강도 열간 성형 강판 부재에 관한 것이다.

배경 기술

[0002] 자동차용 강판의 분야에 있어서는, 연비 향상을 위한 경량화와 내충돌 특성 의 향상을 양립시키기 위해서, 높은 인장 강도를 갖는 고강도 강판의 적용이 확대되어 왔다. 그러나, 고강도화에 따른 강판의 프레스 성형성은 저하하기 때문에, 복잡한 형상의 제품을 제조하는 것이 곤란해졌다.

[0003] 그 결과, 예를 들어 강판의 고강도화에 수반하여, 연성이 저하되어 가공도가 높은 부위에서 파단된다고 하는 문제가, 스프링백 및 벽 휨이 커지는 점에서, 치수 정밀도가 열화되는 등의 문제가 발생하고 있다. 따라서, 고강도, 특히 780MPa 이상인 인장 강도를 갖는 강판을, 복잡한 형상을 갖는 제품으로 프레스 성형하는 것은 용이하지 않다.

[0004] 따라서 최근, 특허문헌 1에 개시된 바와 같이, 고강도 강판과 같은 성형이 곤란한 재료를 프레스 성형하는 기술로서, 핫 스탬프 기술이 채용되고 있다. 핫 스탬프 기술이란, 성형에 제공하는 재료를 가열하고 나서 성형하는 열간 성형 기술이다. 이 기술에서는, 성형과 동시에 퀴칭을 행하므로, 성형 시에 있어서, 강판은 연질이며 양호한 성형성을 갖고, 성형 후에 있어서, 성형 부재는 냉간 성형용 강판보다 높은 강도를 얻는 것이 가능하게 된다.

[0005] 특허문헌 2는 980MPa의 인장 강도를 갖는 강제 부재를 개시하고 있다.

[0006] 특허문헌 3은 청정도와 P 및 S의 편석도를 낮게 하는 것으로, 강도와 인성이 우수한 열간 프레스 강판 부재가 얻어지는 것을 개시하고 있다.

선행기술문헌

특허문헌

- [0007] (특허문헌 0001) 일본특허공개 제2002-102980호 공보
- (특허문헌 0002) 일본특허공개 제2006-213959호 공보
- (특허문헌 0003) 일본특허공개 제2007-314817호 공보

발명의 내용

해결하려는 과제

- [0008] 특허문헌 1의 금속재는, 열간 프레스시의 켄칭성이 불충분하기 때문에, 그 결과로서 경도의 안정성이 떨어진다 고 하는 문제가 있다. 특허문헌 2 및 3에서는, 인장 강도와 인성이 우수한 강판이 개시되어 있지만, 내지연 파괴 특성의 점에 있어서 개선의 여지가 남겨져 있다.
- [0009] 본 발명은, 상기 문제점을 해결하기 위해서 이루어진 것으로, 경도 안정성과 내지연 파괴 특성을 양립시킨 고강도 열간 성형 강판 부재를 제공하는 것을 과제로 한다. 또한, 열간 성형된 강판 부재는, 대부분의 경우, 평판이 아니고 성형체이다. 본 발명에서는, 성형체인 경우도 포함해서 「열간 성형 강판 부재」라고 한다.

과제의 해결 수단

- [0010] 본 발명자들은, 경도 안정성 및 내지연 파괴 특성의 양쪽을 충족하기 위한 화학 성분 및 금속 조직의 관계에 대해서 예의 검토를 행하였다. 그 결과, 이하의 지견을 얻기에 이르렀다.
- [0011] (a) 구 γ 입자를 미세화시킴으로써, 파괴 저항을 향상시켜, 지연 파괴를 억제하는 것이 가능하다. 구 γ 입자를 미세화시키기 위해서는, 규정량의 Nb를 함유시킬 필요가 있다.
- [0012] (b) 강 중에 개재물이 많이 존재하면, 개재물의 계면에 수소가 포획되고, 그곳이 지연 파괴의 기점으로 결정되기 쉬워진다. 그로 인해, 특히, 1.7GPa 이상의 인장 강도를 갖는 것 같은 열간 성형 강판 부재의 경우, JIS G 0555(2003)에서 규정되는 강의 청정도의 값을 낮게 할 필요가 있다.
- [0013] (c) Mn의 중심 편석을 저감시킴으로써, 지연 파괴의 기점으로 되는 MnS의 집중을 억제하고, 판 두께 중심부의 경질 조직 형성의 억제가 가능하다. Mn의 중심 편석 저감을 위해서는, Mn 함유량을 일정값 이하로 제한함과 함께, Mn의 편석도를 저하시킬 필요가 있다.
- [0014] (d) Mn 함유량을 제한한 경우, 켄칭성이 저하되어 경도 안정성이 열화되기 때문에, 주로 Cr 및 B를 함유시킴으로써 켄칭성을 보충할 필요가 있다.
- [0015] (e) 잔류 탄화물의 수밀도가 높은 경우는, 개재물과 같이 수소 트랩 사이트가 되어, 지연 파괴의 기점으로 된다. 그 때문에 수밀도를 낮게 할 필요가 있다.
- [0016] (f) 상기와 같이 화학 조성을 조정함과 함께 개재물을 저감하고, Mn의 중심 편석을 저감시킨 강판을 잔류 탄화물 밀도를 저감시켜서 열간 성형함으로써, 경도 안정성과 내지연 파괴 특성파에 우수한 강판 부재를 얻는 것이 가능하다.
- [0017] 본 발명은, 상기 지견을 기초로 해서 이루어진 것이며, 그 요지는 이하와 같다.
- [0018] (1) 화학 조성이, 질량%이며, C: 0.25 내지 0.40%, Si: 0.005 내지 0.14%, Mn: 1.50% 이하, P: 0.02% 이하, S: 0.005% 이하, sol.Al: 0.0002 내지 1.0%, N: 0.01% 이하, Cr: 0.25 내지 3.00%, Ti: 0.01 내지 0.05%, Nb: 0.01 내지 0.50% 및 B: 0.001 내지 0.01%를 함유하고, 잔량부가 Fe 및 불가피적 불순물이고, Mn의 함유량과 Cr의 함유량의 합계가 1.5 내지 3.5%이고, 하기 (i) 식으로 표현되는 Mn 편석도 α가 1.6 이하이고, JIS G 0555(2003)에서 규정되는 강의 청정도의 값이 0.08% 이하이고, 구 γ 입자의 평균 입경이 10μm 이하이고, 존재하는 잔류 탄화물의 수밀도가 4×10³개/mm³ 이하인 것을 특징으로 하는 고강도 열간 성형 강판 부재.
- [0019] α=[판 두께 중심부에서의 최대 Mn 농도(질량%)]
- [0020] /[표면으로부터 판 두께의 1/4 깊이 위치에서의 평균 Mn 농도(질량%)] … (i)
- [0021] (2) 상기 화학 조성이, 질량%이며, Ni: 0 내지 3.0%, Cu: 0 내지 1.0%, Mo: 0 내지 2.0%, V: 0 내지 0.1% 및 Ca: 0 내지 0.01%에서 선택되는 1종 이상을 함유하는 것을 특징으로 하는 상기 (1)의 고강도 열간 성형 강판 부재.
- [0022] (3) 상기 강판의 표면에 도금층을 갖는 것을 특징으로 하는 상기 (1) 또는 (2)의 고강도 열간 성형 강판 부재.
- [0023] (4) 상기 강판 부재가 1.7GPa 이상인 인장 강도를 갖는 것을 특징으로 하는 상기 (1) 내지 (3) 중 어느 하나의 고강도 열간 성형 강판 부재.

발명의 효과

[0024] 본 발명에 따르면, 1.7GPa 이상이라고 하는 인장 강도를 가지며, 또한 경도 안정성과 내지연 파괴 특성을 양립시킨 고강도 열간 성형 강관 부재를 얻을 수 있다. 본 발명에 따른 고강도 열간 성형 강관 부재는, 특히 자동차의 내충돌 부품으로서 사용하기에 적합하다.

도면의 간단한 설명

[0025] 도 1은 실시예에 있어서의 모자 성형에서의 금형의 형상을 도시하는 모식도이다.
 도 2는 실시예에 있어서 열간 성형에 의해 얻어진 성형품의 형상을 도시하는 모식도이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0026] 이하, 본 발명의 각 요건에 대해서 상세하게 설명한다.

[0027] (A) 화학 조성

[0028] 각 원소의 한정 이유는 하기와 같다. 또한, 이하의 설명에 있어서 함유량에 대한 「%」는, 「질량%」를 의미한다.

[0029] C: 0.25 내지 0.40%

[0030] C는, 강의 켈칭성을 높이고, 켈칭 후의 강도를 확보하는 데 중요한 원소이다. 또한, C는 오스테나이트 생성 원소이기 때문에, 고변형 성형 시에 있어서의 변형 유기 페라이트 변태를 억제하는 작용을 갖는다. 그로 인해, 열간 성형 후의 강관 부재에 있어서 안정된 경도 분포를 얻는 것을 용이하게 한다. C 함유량이 0.25% 미만에서는, 켈칭 후에 있어서 1100MPa 이상의 인장 강도를 확보하는 것 및 상기 효과를 얻는 것이 곤란해진다. 따라서, C 함유량은 0.25% 이상으로 한다. 한편, C 함유량이 0.40%를 초과하면, 켈칭 후의 강도가 과도하게 상승해서 인성이 열화된다. 따라서, C 함유량은 0.40% 이하로 한다. C 함유량은 0.37% 이하인 것이 바람직하고, 0.35% 이하인 것이보다 바람직하다.

[0031] Si: 0.005 내지 0.14%

[0032] Si는, 열간 성형 시에의 고온 가열 시에 있어서의 스케일 생성을 억제하는 작용을 갖는 원소이다. Si 함유량이 0.005% 미만에서는, 상기 효과를 충분히 얻을 수 없게 된다. 따라서, Si 함유량은 0.005% 이상으로 한다. 한편, Si 함유량이 0.14%를 초과하면, 열간 성형 시에 오스테나이트 변태시키는 데 필요한 가열 온도가 현저하게 고온으로 된다. 이로 인해, 열처리에 필요로 하는 비용의 상승을 초래하거나, 가열 부족에 의해 켈칭이 불충분해지거나 한다.

[0033] 또한, Si는 페라이트 생성 원소이기 때문에, Si 함유량이 너무 높으면, 고변형 성형 시에 변형 유기 페라이트 변태가 발생하기 쉬워지기 때문에, 열간 성형 후의 강관 부재에 있어서 국소적으로 경도가 저하되어, 안정된 경도 분포를 얻을 수 없게 된다. 또한, 다량으로 Si를 함유시키면, 용융 도금 처리를 실시하는 경우의 습윤성 저하에 의해 불도금이 발생하는 경우가 있다. 따라서, Si 함유량은 0.14% 이하로 한다. Si 함유량은 0.01% 이상인 것이 바람직하고, 0.03% 이상인 것이 보다 바람직하다. 또한, Si 함유량은 0.12% 이하인 것이 바람직하다.

[0034] Mn: 1.50% 이하

[0035] Mn은, 강관의 켈칭성을 높이고, 또한 열간 성형 후의 강도를 안정되게 확보하기 위해서는 유용한 원소이다. 그러나, 본 발명에 있어서는, Mn의 중심 편석 저감 때문에, 그 함유량을 제한할 필요가 있다. Mn 함유량이 1.50%를 초과하면 Mn의 편석에 의해 인성이 열화된다. 따라서, Mn 함유량은 1.50% 이하로 한다. Mn 함유량은 0.5% 이상인 것이 바람직하고, 1.3% 이하인 것이 바람직하다.

[0036] P: 0.02% 이하

[0037] P는, 불순물로서 함유되는 원소이나, 강의 켈칭성을 높이고, 또한 켈칭 후의 강의 강도를 안정되게 확보하는 것을 가능하게 하는 작용을 가지므로, 적극적으로 함유시켜도 된다. 그러나, P 함유량이 0.02%를 초과하면 인성의 열화가 현저해진다. 따라서, P 함유량은 0.02% 이하로 한다. P 함유량은 0.01% 이하인 것이 바람직하다. P 함유량의 하한은 특별히 한정할 필요는 없다. 단, P 함유량이 과잉한 저감은 비용이 현저하게 상승하므로, P 함유량은 0.0002% 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0038] S: 0.005% 이하

- [0039] S는, 불순물로서 함유되어, MnS를 형성하고 인성 및 지연 파괴 특성을 열화시키는 원소이다. S 함유량이 0.005%를 초과하면 인성, 지연 파괴 특성의 열화가 현저해진다. 따라서, S 함유량은 0.005% 이하로 한다. S 함유량의 하한은 특별히 한정할 필요는 없다. 단, S 함유량이 과잉한 저감은 비용이 현저하게 상승하므로, S 함유량은 0.0002% 이상으로 하는 것이 바람직하다.
- [0040] sol.Al: 0.0002 내지 1.0%
- [0041] Al은, 용강을 탈산해서 강을 건전화하는 작용을 갖는 원소이다. sol.Al(고용 Al) 함유량이 0.0002% 미만에서는 탈산이 충분하지 않다. 또한, Al은 강관의 켄칭성을 높이고, 또한 켄칭 후의 강도를 안정되게 확보하는 작용을 갖는 원소이기도 하므로, 적극적으로 함유시켜도 된다. 따라서, sol.Al 함유량은 0.0002% 이상으로 한다. 그러나, 1.0%를 초과해서 함유시켜도 그 작용에 의해 얻어지는 효과는 작으며, 또한 비용이 증가한다. 이로 인해, Al 함유량은 1.0% 이하로 한다. Al 함유량은 0.01% 이상인 것이 바람직하고, 0.2% 이하인 것이 바람직하다.
- [0042] N: 0.01% 이하
- [0043] N은, 불순물로서 함유되어, 인성을 열화시키는 원소이다. N 함유량이 0.01%를 초과하면 강 중에 조대한 질화물을 형성하여, 국부 변형능 및 인성을 현저하게 열화시킨다. 따라서, N 함유량은 0.01% 이하로 한다. N 함유량은 0.008% 이하인 것이 바람직하다. N 함유량의 하한은 특별히 한정할 필요는 없다. 단, N 함유량이 과잉한 저감은 비용이 현저하게 상승하므로, N 함유량은 0.0002% 이상으로 하는 것이 바람직하고, 0.0008% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.
- [0044] Cr: 0.25 내지 3.00%
- [0045] Cr은, 강의 켄칭성을 높이는 작용을 갖는 원소이다. 그로 인해, Mn 함유량을 1.5% 이하로 제한하는 본 발명에서는 특히 중요한 원소이다. 또한, Cr은 오스테나이트 생성 원소이며, 고변형 성형 시에 있어서의 변형 유기 페라이트 변태를 억제하는 작용을 갖는다. 그로 인해, Cr을 함유시킴으로써, 열간 성형 후의 강관 부재에 있어서 안정된 경도 분포를 얻는 것이 용이해진다.
- [0046] Cr 함유량이 0.25% 미만에서는, 상기 효과를 충분히 얻을 수는 없다. 따라서, Cr 함유량은 0.25% 이상으로 한다. 한편, Cr 함유량이 3.00%를 초과하면, Cr이 강 중의 탄화물에 농화하여, 열간 성형에 제공할 때의 가열 공정에서의 탄화물의 고용을 지연시켜, 켄칭성을 저하시킨다. 따라서, Cr 함유량은 3.00% 이하로 한다. Cr 함유량은 0.3% 이상인 것이 바람직하고, 0.4% 이상인 것이 보다 바람직하다. 또한, Cr 함유량은 2.5% 이하인 것이 바람직하다.
- [0047] Ti: 0.01 내지 0.05%
- [0048] Ti는, 열간 성형용 강관을 Ac₃점 이상으로 가열해서 열간 성형에 제공할 때에 오스테나이트 입자의 재결정을 억제하는 작용을 갖는 원소이다. 더욱 미세한 탄화물을 형성해서 오스테나이트 입자의 입성장을 억제해서 미립으로 하는 작용을 갖는다. 이로 인해, 열간 성형 강관 부재의 인성을 크게 개선하는 작용을 갖는다. 또한, Ti는 강 중의 N과 우선적으로 결합하기 때문에, BN의 석출에 의한 B의 소비를 억제하고, 그 결과로서 B에 의한 켄칭성을 높이는 작용을 갖는다.
- [0049] 따라서, Ti 함유량은 0.01% 이상으로 한다. 그러나, 0.05%를 초과해서 함유시키면, TiC의 석출량이 증가해서 C가 소비되어, 켄칭 후의 강도가 저하된다. 이로 인해, Ti 함유량은 0.05% 이하로 한다. Ti 함유량은 0.015% 이상인 것이 바람직하고, 0.04% 이하인 것이 바람직하다.
- [0050] Nb: 0.01 내지 0.50%
- [0051] Nb도 Ti와 마찬가지로, 열간 성형용 강관을 Ac₃점 이상으로 가열해서 열간 성형에 제공할 때에 재결정을 억제하고, 더욱 미세한 탄화물을 형성해서 입성장을 억제하여, 오스테나이트 입자를 미립으로 하는 작용을 갖는 원소이다. 이로 인해, 열간 성형 강관 부재의 인성을 크게 개선하는 작용을 갖는다.
- [0052] 따라서, Nb 함유량은 0.01% 이상으로 한다. 그러나, 0.50%를 초과해서 함유시키면, NbC의 석출량이 증가해서 C가 소비되고, 켄칭 후의 강도가 저하된다. 이로 인해, Nb 함유량은 0.50% 이하로 한다. Nb 함유량은 0.015% 이상인 것이 바람직하고, 0.45% 이하인 것이 바람직하다.
- [0053] B: 0.001 내지 0.01%

- [0054] B는, 강의 켈칭성을 높이고, 또한 켈칭 후의 강도를 안정되게 확보하는 것을 가능하게 하는 작용을 갖는 원소이다. 그로 인해, Mn 함유량을 1.5% 이하로 제한하는 본 발명에서는 특히 중요한 원소이다. B 함유량이 0.001% 미만에서는, 상기 효과를 충분히 얻을 수 없다. 따라서, B 함유량은 0.001% 이상으로 한다. 한편, B 함유량이 0.01%를 초과하면, 상기 효과는 포화하고, 또한 켈칭부의 인성 열화를 초래한다. 따라서, B 함유량은 0.01% 이하로 한다. B 함유량은 0.005% 이하인 것이 바람직하다.
- [0055] Mn+Cr: 1.5 내지 3.5%
- [0056] 전술한 바와 같이, Mn 및 Cr은, 강관의 켈칭성을 높이고, 또한 켈칭 후의 강도를 안정되게 확보하기 위해서, 매우 효과가 있는 원소이다. 그러나, Mn 및 Cr의 합계 함유량이 1.5% 미만에서는 그 효과는 충분하지 않고, 한편 3.5%를 초과하면 그 효과는 포화하여, 오히려 안정된 강도를 확보하는 것이 곤란해진다. 따라서, Mn 및 Cr의 합계 함유량은 1.5 내지 3.5%로 한다. Mn 및 Cr의 합계 함유량은 2.0% 이상인 것이 바람직하고, 3.0% 이하인 것이 바람직하다.
- [0057] 본 발명의 고강도 열간 성형 강관 부재는, 상기 C에서 B까지의 원소와, 잔량부 Fe 및 불순물을 포함하는 화학 조성을 갖는다.
- [0058] 여기서 「불순물」이란, 강관을 공업적으로 제조할 때에, 광석, 스크랩 등의 원료, 제조 공정의 다양한 요인에 의해 혼입되는 성분이며, 본 발명에 악영향을 주지 않는 범위에서 허용되는 것을 의미한다.
- [0059] 본 발명의 고강도 열간 성형 강관 부재에는, 상기 원소에 더하여 또한, 하기에 나타내는 양의 Ni, Cu, Mo, V 및 Ca에서 선택되는 1종 이상의 원소를 함유시켜도 된다.
- [0060] Ni: 0 내지 3.0%
- [0061] Ni는, 강관의 켈칭성을 높이고, 또한 켈칭 후의 강도를 안정되게 확보하는 데 유효한 원소이기 때문에, 필요에 따라 함유시켜도 된다. 그러나, 3.0%를 초과해서 Ni를 함유시켜도 그 효과는 작으며, 비용이 증가한다. 이로 인해, Ni를 함유시키는 경우에는 그 함유량은 3.0% 이하로 한다. Ni 함유량은 1.5% 이하인 것이 바람직하다. 상기 효과를 얻고자 하는 경우에는, Ni 함유량을 0.01% 이상으로 하는 것이 바람직하고, 0.05% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.
- [0062] Cu: 0 내지 1.0%
- [0063] Cu는, 강관의 켈칭성을 높이고, 또한 켈칭 후의 강도를 안정되게 확보하는 데 유효한 원소이기 때문에, 필요에 따라 함유시켜도 된다. 그러나, 1.0%를 초과해서 Cu를 함유시켜도 그 효과는 작으며, 비용이 증가한다. 이로 인해, Cu를 함유시키는 경우에는 그 함유량은 1.0% 이하로 한다. Cu 함유량은 0.5% 이하인 것이 바람직하다. 상기 효과를 얻고자 하는 경우에는, Cu 함유량을 0.01% 이상으로 하는 것이 바람직하고, 0.03% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.
- [0064] Mo: 0 내지 2.0%
- [0065] Mo는, 열간 성형용 강관을 Ac₃점 이상으로 가열해서 열간 성형에 제공할 때에 미세한 탄화물을 형성해서 입성장을 억제하고, 오스테나이트 입자를 미립으로 하는 작용을 갖는 원소이다.
- [0066] 또한, 열간 성형 강관 부재의 인성을 크게 개선하는 효과도 갖는다. 이로 인해, 필요에 따라 Mo를 함유시켜도 된다.
- [0067] 그러나, Mo 함유량이 2.0%를 초과하면, 그 효과는 포화하고, 비용이 증가한다. 따라서, Mo를 함유하는 경우에는 그 함유량은 2.0% 이하로 한다. Mo 함유량은 1.5% 이하인 것이 바람직하고, 1.0% 이하인 것보다 바람직하다. 상기 효과를 얻고자 하는 경우에는, Mo 함유량을 0.01% 이상으로 하는 것이 바람직하고, 0.04% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.
- [0068] V: 0 내지 0.1%
- [0069] V는, 강관의 켈칭성을 높이고, 또한 켈칭 후의 강도를 안정되게 확보하는 데도 유효한 원소이기 때문에, 필요에 따라 함유시켜도 된다. 그러나, 0.1%를 초과해서 V를 함유시켜도 그 효과는 작으며, 비용이 증가한다. 이로 인해, V를 함유하는 경우에는 그 함유량은 0.1% 이하로 한다. V 함유량은 0.05% 이하인 것이 바람직하다. 상기 효과를 얻고자 하는 경우에는, V 함유량을 0.001% 이상으로 하는 것이 바람직하고, 0.005% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.

- [0070] Ca: 0 내지 0.01%
- [0071] Ca는, 강 중의 개재물을 미세화하여, 케칭 후의 인성을 향상시키는 효과를 갖는 원소이기 때문에, 필요에 따라서 함유시켜도 된다. 그러나, Ca 함유량이 0.01%를 초과하면 그 효과는 포화하여, 비용이 증가한다. 따라서, Ca를 함유하는 경우에는 그 함유량은 0.01% 이하로 한다. Ca 함유량은 0.005% 이하인 것이 바람직하다. 상기 효과를 얻고자 하는 경우에는, Ca 함유량을 0.001% 이상으로 하는 것이 바람직하고, 0.002% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.
- [0072] (B) 마이크로 조직
- [0073] Mn 편석도 α : 1.6 이하
- [0074] α =[판 두께 중심부에서의 최대 Mn 농도(질량%)]
- [0075] /[표면으로부터 판 두께의 1/4 깊이 위치에서의 평균 Mn 농도(질량%)]
- [0076] ... (i)
- [0077] 강판의 판 두께 단면 중심부에서는, 중심 편석이 일어나는 것으로 Mn이 농화한다. 그로 인해, MnS가 개재물로 해서 중심으로 집중하여, 경질의 마르텐사이트가 생기기 쉬워져서, 주위와의 경도에 차가 발생하여, 인성이 악화된다.
- [0078] 특히 상기 (i) 식으로 표현되는 Mn의 편석도 α 의 값이 1.6을 초과하면, 인성이 현저하게 악화된다. 따라서, 인성을 개선하기 위해서는, 열간 성형용 강판의 α 의 값을 1.6 이하로 할 필요가 있다. 인성의 한층 더한 개선을 위해서는, α 의 값을 1.2 이하로 하는 것이 바람직하다.
- [0079] 또한, 열간 성형에 의해 α 의 값이 크게 변화하는 일은 없으므로, 열간 성형용 강판의 α 의 값을 상기 범위로 하면, 열간 성형 강판 부재의 α 의 값도 1.6 이하로 하는 것이 가능하다.
- [0080] 판 두께 중심부에서의 최대 Mn 농도는, 이하의 방법에 의해 구한다. 전자 프로브 마이크로 애널리저(EPMA)를 사용해서 강판의 판 두께 중심부에 있어서 라인 분석을 행하고, 분석 결과로부터 높은 순으로 3개의 측정값을 선택하여, 그 평균값을 산출한다. 또한, 표면으로부터 판 두께의 1/4 깊이 위치에서의 평균 Mn 농도는, 이하의 방법에 의해 구한다. 마찬가지로 EPMA를 사용해서 강판의 1/4 깊이 위치에 있어서 10군데의 분석을 행하여, 그 평균값을 산출한다.
- [0081] 강판 중의 Mn의 편석은, 주로 강판 조성, 특히 불순물 함유량과, 연속 주조의 조건에 의해 제어되고, 열간 압연 및 열간 성형의 전후에서는 실질적으로 변화하지 않는다. 따라서, 열간 성형용 강판의 편석 상황이 본 발명의 규정을 만족하고 있으면, 그로부터 열간 성형에 의해 제조된 열간 성형 강판 부재의 개재물 및 편석 상황도 마찬가지로 본 발명의 규정을 만족한다.
- [0082] 청정도: 0.08% 이하
- [0083] 강판 부재 중에 JIS G 0555(2003)에 기재된 A계, B계 및 C계 개재물이 많이 존재하면, 상기 개재물이 지연 파괴의 기점으로 되기 쉬워진다. 개재물이 증가하면 균열 전파가 용이하게 일어나기 때문에, 내지연 파괴 특성이 열화됨과 함께 인성이 열화된다. 특히, 1.7GPa 이상의 인장 강도를 갖는 열간 성형 강판 부재의 경우, 개재물의 존재 비율을 낮게 억제할 필요가 있다.
- [0084] JIS G 0555(2003)에서 규정되는 강의 청정도의 값이 0.08%를 초과하면, 개재물의 양이 많기 때문에, 실용상 충분한 인성을 확보하는 것이 곤란해진다. 그로 인해, 열간 성형용 강판의 청정도의 값은 0.08% 이하로 한다. 인성을 보다 한층 개선하기 위해서는 청정도의 값을 0.04% 이하로 하는 것이 바람직하다. 또한, 강의 청정도의 값은, 상기 A계, B계 및 C계 개재물이 차지하는 면적 백분율을 산출한 것이다.
- [0085] 또한, 열간 성형에 의해 청정도의 값이 크게 변화하는 일은 없기 때문에, 열간 성형용 강판의 청정도의 값을 상기 범위로 함으로써, 열간 성형 강판 부재의 청정도의 값도 0.08% 이하로 하는 것이 가능하다.
- [0086] 본 발명에 있어서, 열간 성형 강판 부재의 청정도의 값은 이하의 방법에 의해 구한다. 열간 성형 강판 부재에 대해서, 5군데에서 공시제를 잘라낸다. 그리고, 각 공시제의 판 두께 1/8t, 1/4t, 1/2t, 3/4t, 7/8t의 각 위치에 대해서, 점산법으로 청정도를 조사한다. 각 판 두께에 있어서의 청정도의 값이 가장 큰(청정성이 가장 낮은) 수치를, 그 공시제의 청정도의 값으로 한다.

- [0087] 구 γ 입자의 평균 입경: 10 μ m 이하
- [0088] 전술한 바와 같이, 열간 성형 강판 부재 중의 구 γ 입경을 작게 하면 내지연 파괴 특성이 개선된다. 마르텐사이트를 주체로 하는 강판에서는, 지연 파괴가 발생한 경우, 구 γ 입계에서 파단하는 경우가 있다. 그러나, 구 γ 입자의 미세화에 의해, 구 γ 입계가 균열의 기점으로 되어 지연 파괴가 발생하는 것을 억제할 수 있어, 내지연 파괴 특성을 향상시킬 수 있다. 구 γ의 평균 입경이 10 μ m를 초과하면 이 효과를 발휘할 수 없다. 따라서, 열간 성형 강판 부재 중의 구 γ 입자의 평균 입경은 10 μ m 이하로 한다.
- [0089] 구 γ 입자의 평균 입경은, ISO643에서 규정되는 방법을 사용하여 측정할 수 있다. 즉, 측정 시야 내에 있어서의 결정립수를 계측하고, 측정 시야의 면적을 당해 결정립수로 나눔으로써 결정립의 평균 면적을 구하여, 원상당 직경에서의 결정입경을 산출한다. 그 때, 시야의 경계에 있는 입자는 1/2개로서 계측하고, 배율에 대해서는 결정립수가 200개 이상이 되도록 조정하는 것이 바람직하다. 또한, 정밀도 향상을 위해서는 복수의 시야에 대해서 계측을 행하는 것이 바람직하다.
- [0090] 잔류 탄화물: 4×10³개/mm² 이하
- [0091] 열간 성형의 경우, 강 중에 일반적으로 존재하는 탄화물의 재고용에 의해 충분한 퀴칭성을 확보할 수 있다. 그러나, 탄화물의 일부가 재고용되지 않고 잔류하는 경우가 있다. 잔류 탄화물은, 피닝에 의해 열간 성형 중의 가열 유지 시의 γ 입성장을 억제하는 효과를 갖는다. 따라서, 가열 유지 중에는 잔류 탄화물이 존재하는 것이 바람직하다. 열간 성형 시에는 이 잔류 탄화물이 적을수록, 퀴칭성이 향상되어, 고강도를 확보할 수 있다. 따라서 가열 유지 완료 시에 잔류 탄화물 수밀도가 저감될 수 있는 것이 바람직하다.
- [0092] 잔류 탄화물이 많이 존재하면, 열간 성형 후의 퀴칭성이 저하될 우려가 있을뿐만 아니라, 잔류 탄화물은 구 γ 입계에 퇴적하여, 입계를 취화시키는 경우가 있다. 특히, 잔류 탄화물의 수밀도가 4×10³개/mm²를 초과하면, 열간 성형 후의 퀴칭성이 악화될 우려가 있다. 그로 인해, 열간 성형 강판 부재 중에 존재하는 잔류 탄화물의 수밀도는 4×10³개/mm² 이하로 하는 것이 바람직하다.
- [0093] 잔류 탄화물이 많이 존재하면 탄화물 계면에 수소가 포획되기 때문에 수소 취화 균열의 기점으로 되기 쉬워, 내지연 파괴 특성도 나빠진다.
- [0094] (C) 도금층
- [0095] 본 발명에 따른 고강도 열간 성형 강판 부재는, 그 표면에 내식성의 향상 등을 목적으로 해서 도금층을 갖고 있어도 된다. 도금층은 전기 도금층이어도 되고, 용융 도금층이어도 된다. 전기 도금층으로서, 전기 아연 도금, 전기 Zn-Ni 합금 도금, 전기 Zn-Fe 합금 도금 등이 예시된다. 또한, 용융 도금층으로서, 용융 아연 도금, 합금화 용융 아연 도금, 용융 알루미늄 도금, 용융 Zn-Al 합금 도금, 용융 Zn-Al-Mg 합금 도금, 용융 Zn-Al-Mg-Si 합금 도금 등이 예시된다. 도금 부착량은 특별히 제한되지 않고, 일반적인 범위 내에서 조정하면 된다.
- [0096] (D) 열간 성형용 강판의 제조 방법
- [0097] 본 발명에 따른 고강도 열간 성형 강판 부재에 사용하는 열간 성형용 강판은, 이하에 나타내는 제조 방법을 포함함으로써, 제조할 수 있다.
- [0098] 상술한 화학 조성을 갖는 강을 로에서 용제한 후, 주조에 의해 슬래브를 제작한다. 강판의 청정도를 0.08% 이하로 하기 위해서는, 용강을 연속 주조할 때에 용강의 가열 온도를 그 강의 액상선 온도보다 5℃ 이상 높은 온도로 하고, 또한 단위 시간당 용강 주입량을 6t/min 이하로 억제하는 것이 바람직하다.
- [0099] 연속 주조 시에 용강의 단위 시간당 주입량이 6t/min을 초과하면, 주형 내에서의 용강 유동이 빠르기 때문에, 응고 쉘에 개재물이 포착되기 쉬워져, 슬래브 내의 개재물이 증가한다. 또한, 용강 가열 온도가 액상선 온도보다 5℃ 높은 온도 미만이면, 용강의 점도가 높아져서, 연속 주조기 내에서 개재물이 떠오르기 어렵고, 결과적으로, 슬래브 내의 개재물이 증가해서 청정성이 악화되기 쉬워진다.
- [0100] 용강의 액상선 온도로부터의 용강 가열 온도를 5℃ 이상, 또한 단위 시간당 용강 주입량을 6t/min 이하로서 주조함으로써, 개재물이 슬래브 내로 반입되기 어려워진다. 그 결과, 슬래브를 제작하는 단계에서의 개재물의 양을 효과적으로 감소시킬 수 있어, 0.08% 이하라고 하는 강판 청정도를 용이하게 달성할 수 있게 된다.
- [0101] 용강을 연속 주조할 때, 용강의 용강 가열 온도는 액상선 온도보다 8℃ 이상 높은 온도로 하는 것이

바람직하고, 또한 단위 시간당 용강 주입량을 5t/min 이하로 하는 것이 바람직하다. 용강 가열 온도를 액상선 온도보다 8℃ 이상 높은 온도로 하고, 또한 단위 시간당 용강 주입량을 5t /min 이하로 함으로써, 청정도를 0.04% 이하로 하는 것이 용이해지기 때문에 바람직하다.

- [0102] 또한, 지연 파괴의 기점으로 되는 MnS의 집중을 억제하기 위해서는, Mn의 중심 편석을 저감시키는 중심 편석 저감 처리를 행하는 것이 바람직하다. 중심 편석 저감 처리로서는, 슬래브가 완전 응고하기 전의 미응고층에 있어서, Mn이 농화한 용강을 배출하는 방법을 들 수 있다.
- [0103] 구체적으로는, 전자 교반, 미응고층 압하 등의 처리를 실시하는 것으로, 완전 응고 전의 Mn이 농화한 용강을 배출시킬 수 있다. 또한, 전자 교반 처리는, 250 내지 1000가우스로 미응고 용강에 유동을 줌으로써 행할 수 있고, 미응고층 압하 처리는, 최종 응고부를 1mm/m 정도의 구배로 압하하는 것으로 행할 수 있다.
- [0104] 상기 방법으로 얻어진 슬래브에 대하여, 필요에 따라 소킹(균열) 처리를 실시해도 된다. 소킹 처리를 행함으로써, 편석한 Mn을 확산시켜 편석도를 저하시킬 수 있다. 소킹 처리를 행하는 경우의 바람직한 균열 온도는 1200 내지 1300℃이고, 균열 시간은 20 내지 50h이다.
- [0105] 그 후, 상기 슬래브에 열간 압연을 실시한다. 열간 압연 조건은, 탄화물을 보다 균일하게 생성시키는 관점에서, 열간 압연 개시 온도를 1000 내지 1300℃의 온도 영역으로 하고, 열간 압연 완료 온도를 850℃ 이상으로 하는 것이 바람직하다. 권취 온도는, 가공성의 관점에서는 높은 쪽이 바람직하지만, 너무 높으면 스케일 생성에 의해 수율이 저하되므로, 500 내지 650℃로 하는 것이 바람직하다. 열간 압연에 의해 얻어진 열연 강판에는, 산 세정 등에 의해 탈스케일 처리를 실시한다.
- [0106] 본 발명에 있어서는, 열간 성형 후의 구 γ 입경을 미세하게 하고, 잔류 탄화물의 수밀도를 저감시키기 위해서, 탈스케일 처리가 실시된 열연 강판에 어닐링을 실시해서 열연 어닐링 강판으로 하는 것이 중요하다.
- [0107] 열간 성형 후의 구 γ 입경을 미세하게 하기 위해서는, 용해 중의 탄화물에 의해, γ 입자의 성장을 억제할 필요가 있다. 단, 열간 성형 강판 부재 중에서는, 켈칭성을 향상시켜, 고강도를 확보하기 위해서, 잔류 탄화물의 수밀도를 저감할 필요가 있다.
- [0108] 열간 성형 강판 부재 중의 구 γ 입경을 미세하게 하고, 또한 잔류 탄화물의 수밀도를 저감시키기 위해서는, 열간 성형 전의 강판 중에 존재하는 탄화물의 형태 및 탄화물 중의 원소의 농화 정도가 중요해진다. 탄화물은 미세하게 분산되어 있는 것이 바람직하지만, 그 경우, 탄화물의 용해가 빨라지기 때문에, 입성장 효과를 기대할 수 없다. 탄화물 중에 Mn, Cr 등의 원소가 농화되어 있으면 탄화물이 고용하기 어려워진다. 그로 인해, 탄화물 중의 원소의 농화 정도는 높은 쪽이 바람직하다.
- [0109] 탄화물의 형태는, 열간 압연 후의 어닐링 조건을 조정함으로써 제어하는 것이 가능하다. 구체적으로는, 어닐링 온도를 Ac1점 이하 또한 Ac1점-100℃ 이상으로 하여, 5h 이하의 어닐링을 행한다.
- [0110] 열간 압연 후의 권취 온도를 550℃ 이하로 하면, 탄화물이 미세 분산되기 쉬워진다. 그러나, 탄화물 중의 원소의 농화 정도도 저하되기 때문에, 어닐링을 행함으로써, 원소의 농화를 진행시킨다.
- [0111] 권취 온도가 550℃ 이상인 경우에는, 펄라이트가 생성되고 있고, 펄라이트 중의 탄화물에의 원소 농화는 진행되고 있다. 이 경우는, 펄라이트를 분단시켜서 탄화물을 분산하기 위해서, 어닐링을 행한다.
- [0112] 본 발명에 있어서의 고강도 열간 성형 강판 부재용의 강판으로서, 열연 어닐링 강판, 냉연 강판, 또는 냉연 어닐링 강판을 사용할 수 있다. 처리 공정은, 제품의 판 두께 정밀도 요구 레벨 등에 따라서 적절히 선택하면 된다. 또한, 탄화물은 경질이기 때문에, 냉간 압연을 실시한 경우에도 그 형태가 변화하지 않고, 냉간 압연 후에도 냉간 압연 전의 존재 형태가 유지된다.
- [0113] 냉간 압연은 통상의 방법을 사용해서 행하면 된다. 양호한 평탄성을 확보하는 관점에서는, 냉간 압연에 있어서의 압하율은 30% 이상으로 하는 것이 바람직하다. 한편, 하중이 과대해지는 것을 피하기 위해서, 냉간 압연에 있어서의 압하율은 80% 이하로 하는 것이 바람직하다.
- [0114] 냉연 강판에 어닐링을 실시하는 경우에는, 사전에 탈지 등의 처리를 실시하는 것이 바람직하다. 어닐링은 냉연 변형 제거의 목적으로, Ac1점 이하에서 5h 이하, 바람직하게는 3h 이하의 어닐링을 행하는 것이 바람직하다.
- [0115] (E) 도금층의 형성 방법
- [0116] 본 발명에 따른 고강도 열간 성형 강판 부재는, 그 표면에 내식성의 향상 등을 목적으로 해서 도금층을 갖고 있

어도 된다. 도금층의 형성은, 열간 성형을 실시하기 전의 강관에 대해 행하는 것이 바람직하다.

- [0117] 강관의 표면에 아연계 도금을 실시하는 경우에는, 생산성의 관점에서는, 연속 용융 아연 도금 라인에 있어서 용융 아연계 도금을 실시하는 것이 바람직하다. 그 경우, 연속 용융 아연 도금 라인에 있어서 도금 처리에 앞서 어닐링을 실시해도 되고, 가열 유지 온도를 저온으로 해서 어닐링을 행하지 않고 도금 처리만을 실시하는 것이어도 된다.
- [0118] 또한, 용융 아연 도금 후에 합금화 열처리를 행하여, 합금화 용융 아연 도금 강관으로 해도 된다. 아연계 도금은 전기 도금에 의해 실시할 수도 있다. 또한, 아연계 도금은, 강재의 표면의 적어도 일부에 실시할 수 있지만, 강관의 경우에는, 편면 또는 양면의 전체면에 실시하는 것이 일반적이다.
- [0119] (F) 고강도 열간 성형 강관 부재의 제조 방법
- [0120] 상기 열간 성형용 강관에 대하여 열간 성형을 실시함으로써, 고강도 열간 성형 강관 부재를 얻을 수 있다.
- [0121] 열간 성형 시에 있어서의 강관의 가열 속도는 입성장을 억제하는 관점에서, 20℃/s 이상이 바람직하다. 더욱 바람직하게는 50℃/s 이상이다. 강관의 가열 온도는, Ac₃점 초과, Ac₃점+150℃ 이하가 바람직하다. 가열 온도가 Ac₃점 이하에서는, 열간 성형 전에 오스테나이트 단상 상태로 되지 않고, 강관 중에 페라이트, 펄라이트 또는 베이나이트가 잔존한다. 그 결과, 열간 성형 후에 마르텐사이트 단상 조직으로 되지 않아, 원하는 경도를 얻지 못하는 경우가 있다. 또한, 열간 성형 강관 부재의 경도 편차가 커지고, 또한 지연 파괴 특성이 열화된다. 가열 온도가 Ac₃점+150℃를 초과하면, 오스테나이트가 조대화하여, 강관 부재의 인성이 열화되는 경우가 있다.
- [0122] 열간 성형 시에 있어서의 강관의 가열 시간은, 1 내지 10min으로 하는 것이 바람직하다. 가열 시간이 1min 미만이면 가열해도 오스테나이트 단상화가 불충분해질 경우가 있다. 또한 탄화물의 용해가 불충분해지므로, γ 입경은 미세하게 되어도, 잔류 탄화물의 수밀도가 커진다. 가열 시간이 10min을 초과하면, 오스테나이트가 조대화하여, 열간 성형 강관 부재의 내 수소 취성이 열화되는 경우가 있다.
- [0123] 열간 성형 개시 온도는, Ar₃점 이상으로 하는 것이 바람직하다. 열간 성형 개시 온도가 Ar₃점 미만의 온도이면, 페라이트 변태가 시작되기 때문에, 그 후에 강제 냉각해도 마르텐사이트 단상 조직으로 되지 않을 경우가 있다. 열간 성형 후에는 10℃/s 이상의 냉각 속도로 급냉하는 것이 바람직하고, 20℃/s 이상의 속도로 급냉하는 것이 보다 바람직하다. 냉각 속도의 상한은 특히 규정하지 않는다.
- [0124] 경도 편차가 적은 단일 마르텐사이트 조직으로 된 고강도 열간 성형 강관 부재를 얻기 위해서는, 열간 성형 후에 강관의 표면 온도가 350℃ 이하가 될 때까지 급냉시키는 것이 바람직하다. 냉각 종료 온도는, 100℃ 이하로 하는 것이 바람직하고, 실온으로 하는 것이 보다 바람직하다.
- [0125] 실시예
- [0126] 이하, 실시예에 의해 본 발명을 보다 구체적으로 설명하지만, 본 발명은 이들 실시예에 한정되는 것은 아니다.
- [0127] 표 1에 나타내는 화학 성분을 갖는 강을 시험 전로로 용제하고, 연속 주조 시험기에서 연속 주조를 실시하여, 폭 1000mm, 두께 250mm의 슬래브를 제작했다. 여기서, 표 2에 나타내는 조건에 있어서, 용강의 가열 온도 및 단위 시간당 용강 주입량의 조정을 행하였다.
- [0128] 슬래브의 냉각 속도의 제어는 2차 냉각 스프레이대의 수량을 변경함으로써 행하였다. 또한, 중심 편석 저감 처리는, 응고 말기부에 있어서 물을 사용하여, 1mm/m의 구배로 경 압하를 실시하여, 최종 응고부의 농화 용강을 배출함으로써 행하였다. 일부의 슬래브에 대해서는, 그 후, 1250℃, 24h의 조건에 있어서 소킹 처리를 실시했다.

표 1

강종	화학 조성(질량%, 잔량부: Fe 및 불가피적 불순물)																
	C	Si	Mn	P	S	sol. Al	N	Cr	Ti	Nb	B	Cu	Ni	Mo	V	Ca	Mn+Cr
A	0.31	0.10	1.30	0.005	0.002	0.04	0.002	0.50	0.02	0.08	0.0030	-	-	-	-	-	1.8
B	0.28	0.05	1.10	0.005	0.002	0.04	0.002	1.00	0.02	0.08	0.0015	-	-	-	-	-	2.1
C	0.35	0.05	1.30	0.005	0.002	0.04	0.002	0.50	0.02	0.08	0.0015	-	-	-	-	-	1.8
D	0.32	0.05	1.40	0.005	0.002	0.04	0.002	0.40	0.02	0.08	0.0015	0.1	-	-	-	-	1.8
E	0.34	0.05	1.20	0.005	0.002	0.04	0.002	0.60	0.02	0.08	0.0015	-	0.5	-	-	-	1.8
F	0.31	0.05	1.30	0.005	0.002	0.04	0.002	0.70	0.02	0.08	0.0015	-	-	0.1	-	-	2.0
G	0.30	0.05	1.30	0.005	0.002	0.04	0.002	0.60	0.02	0.08	0.0015	-	-	-	0.01	-	1.9
H	0.29	0.05	1.30	0.005	0.002	0.04	0.002	1.00	0.02	0.08	0.0015	-	-	-	-	0.005	2.3
I	0.31	0.13	2.40*	0.005	0.002	0.04	0.002	0.20*	0.02	0.08	0.0020	-	-	-	-	-	2.6
J	0.21*	0.10	1.30	0.005	0.002	0.04	0.002	0.10*	0.02	0.08	0.0018	-	-	-	-	-	1.4*
K	0.35	0.10	1.40	0.005	0.002	0.04	0.002	0.30	0.02	0.08	0.0015	-	-	-	-	-	0.7*
L	0.32	0.10	1.30	0.005	0.002	0.04	0.002	0.40	0.02	-	0.0020	-	-	-	-	-	1.7
M	0.30	0.10	1.30	0.005	0.003	0.04	0.002	0.30	0.02	0.08	0.0003*	-	-	-	-	-	1.6
N	0.31	0.10	1.40	0.005	0.008*	0.04	0.002	0.40	0.02	0.08	0.0015	-	-	-	-	-	1.8
O	0.32	0.50*	1.00	0.005	0.002	0.04	0.002	0.60	0.02	0.08	0.0015	-	-	-	-	-	1.6

* 잔량부의 범위 외

[0129]

[0130]

얻어진 슬래브에, 열간 압연기로 열간 압연을 실시하여, 두께 3.0mm의 열연 강판으로 하였다. 권취 후, 상기 열연 강판을 산 세정하고, 어닐링을 더 실시했다.

[0131]

그 후, 일부 강판에는 냉간 압연기로 냉간 압연을 실시하여, 두께 1.5mm의 냉연 강판으로 하였다. 또한, 일부 냉연 강판에, 600℃에서 2h의 어닐링을 실시하여, 열간 성형용 강판을 얻었다.

[0132]

그 후, 도 1 및 2에 도시한 바와 같이, 열간 프레스 장치를 사용하여, 상기 열간 성형용 강판(1)에 대하여, 금형[편치(11), 다이(12)]에 의해 열간 프레스(모자 성형)를 실시하여, 열간 성형 강판 부재(2)를 얻었다. 보다 구체적으로는, 강판을 가열로 내에서 목표 온도에 도달할 때까지 50℃/s로 가열하고, 그 온도도 다양하게 시간 유지한 후, 가열로부터 취출하여, 바로 냉각 장치가 구비된 금형에서 열간 프레스를 실시하여, 성형과 동시에 켈칭 처리를 실시하였다. 상기 열간 성형 강판 부재에 대해서 이하의 평가를 행하였다.

[0133]

<열간 성형 강판 부재의 기계 특성의 평가>

[0134]

열간 성형 강판 부재에 대해서, 압연 직각 방향으로부터 JIS5호 인장 시험을 채취하고, JIS Z 2241(2011)에 준

해서 인장 시험을 실시하여, 인장 강도(TS)의 측정을 행하였다.

[0135] <청정도의 평가>

[0136] 열간 성형 강판 부재에 대해서, 5군데에서 공시재를 잘라냈다. 각 공시재의 판 두께 1/8t, 1/4t, 1/2t, 3/4t, 7/8t의 각 위치에 대해서, 점산법으로 청정도를 조사하였다. 그리고, 각 판 두께에 있어서의 청정도의 값이 가장 큰(청정성이 가장 낮은) 수치를, 그 공시재의 청정도의 값으로 했다.

[0137] <Mn 편석도 α 의 계측>

[0138] 열간 성형 강판 부재의 판 두께 중앙부에 있어서, EPMA를 사용한 라인 분석을 행하여, 분석 결과로부터 높은 순으로 3개의 측정값을 선택한 후, 그 평균값을 산출하여, 판 두께 중심부에서의 최대 Mn 농도를 구하였다. 또한, 열간 성형 강판 부재의 표면으로부터 판 두께의 1/4 깊이 위치에 있어서, EPMA를 사용해서 10군데의 분석을 행하고, 그 평균값을 산출하여, 표면으로부터 판 두께의 1/4 깊이 위치에서의 평균 Mn 농도를 구하였다. 그리고, 상기 판 두께 중심부에서의 최대 Mn 농도를, 표면으로부터 판 두께의 1/4 깊이 위치에서의 평균 Mn 농도로 나눔으로써, Mn 편석도 α 를 구하였다.

[0139] <구 γ 입자의 평균 입경의 측정>

[0140] 열간 성형 강판 부재 중의 구 γ 입자의 평균 입경은, 측정 시야 내에 있어서의 결정립수를 계측하여, 측정 시야의 면적을 당해 결정립수로 나눔으로써 결정립의 평균 면적을 구하여, 원상당 직경에서의 결정입경을 산출함으로써 구하였다. 그 때, 시야의 경계에 있는 입자는 1/2개로서 계측하고, 관찰 배율에 대해서는 결정립수가 200개 이상이 되도록 적절히 조정했다.

[0141] <잔류 탄화물의 수밀도>

[0142] 열간 성형 강판 부재의 표면을, 피크럴액을 사용해서 부식시키고, 주사형 전자 현미경으로 200배로 확대하여, 복수 시야의 관찰을 행하였다. 이때에, 탄화물이 존재하는 시야의 수를 세어서 1mm²당 개수를 산출했다.

[0143] <내지연 파괴 특성의 평가>

[0144] 내지연 파괴 특성은, 압연 방향을 길이 방향으로 해서 길이 68mm, 폭 6mm의 시험편을 잘라낸 후, 당해 시험편에 4점 굽힘으로 변형을 부가한 상태에서, 30℃, pH가 1의 염산에 침지하고, 100h 경과 후의 균열의 유무를 관측하여, 시험편의 응력 변형 선도로부터 균열 발생 하한 변형을 응력값으로 환산해서 평가했다.

[0145] <경도의 편차>

[0146] 경도 안정성의 평가로서 하기의 시험을 행하였다. 열간 성형용 강판을 열처리 시뮬레이터에서, 50℃/s로 목표 온도까지 가열한 후, 다양하게 유지했다. 그 후, 약 80℃/s 및 10℃/s의 각각의 냉각 속도로 실온까지 냉각했다. 각각의 시료에 대해서, 단면의 판 두께의 1/4 위치에서 비커스 경도 시험을 실시했다. 경도 측정은 JIS Z 2244(2009)에 준거하여 행하였다. 시험력은 9.8N으로서, 5점의 경도를 측정하고, 냉각 속도가 약 80℃/s 및 10℃/s일 때의 각각의 5점의 경도의 평균값을, HS₈₀, HS₁₀으로 하고, 그 차 ΔH_v 를 경도 안정성의 지표로 했다.

표 2

시험 번호	강 종류	용강선 온도 (°C)	용강 가열 온도 (°C)	용강 주입량 (t/min)	슬래브 중심 편석 치리	소킹 치리	편취 온도 (°C)	열연 후 어닐링		냉연 유무	냉연 후 어닐링 유무	인장 강도 (MPa)	열간 성형	
								온도 (°C)	시간 (h)				가열 목표 온도 (°C)	가열 유지 시간 (s)
1	A	1506	1536	6.0	유	무	510	650	1	유	유	1925	880	90
2	A	1506	1531	7.0	무	1250°C×24h	510	650	1	유	유	1912	880	90
3	B	1508	1543	5.1	유	1250°C×24h	510	650	1	무	무	1762	880	90
4	B	1508	1506	4.5	무	무	510	650	1	유	유	1993	880	10
5	C	1503	1540	3.2	유	1250°C×24h	620	650	1	유	무	2118	880	90
6	C	1503	1540	3.2	무	무	510	650	1	유	유	2095	880	90
7	C	1503	1540	3.2	유	무	650	-	-	유	무	2083	880	70
8	D	1505	1530	3.3	유	1250°C×24h	510	650	1	유	유	1976	880	90
9	D	1505	1530	3.3	유	1250°C×24h	510	620	10	유	유	1905	880	90
10	D	1505	1530	3.3	유	1250°C×24h	510	650	1	유	유	1872	1000	120
11	D	1505	1530	3.3	유	1250°C×24h	510	650	1	유	유	1965	880	70
12	E	1504	1521	2.8	유	무	620	650	1	유	유	2049	880	90
13	F	1506	1532	3.4	유	무	510	650	1	유	유	1915	880	90
14	G	1507	1537	2.5	유	무	510	650	1	유	유	1879	880	90
15	H	1506	1546	3.0	유	1250°C×24h	510	650	1	유	유	1823	880	90
16	I*	1500	1532	3.5	유	무	510	650	1	유	유	2070	880	90
17	J*	1514	1567	4.3	유	무	510	650	1	유	유	1462	880	90
18	K*	1508	1525	5.5	유	무	510	650	1	유	유	1969	880	90
19	L*	1505	1547	3.5	유	무	510	650	1	유	유	1971	880	90
20	M*	1507	1538	4.1	유	무	510	650	1	유	유	1884	880	90
21	N*	1505	1517	2.5	유	무	510	650	1	유	유	1950	880	90
22	O*	1501	1517	3.5	유	무	510	650	1	유	유	1945	880	90

표 3

시험 번호	경도의 편차			구 γ 입경 (μm)	편석도 α	청정도 (%)	잔류 탄화물 수밀도 (개/mm ²)	지연 파괴 파단 응력 (MPa)	
	HS ₈₀	HS ₁₀	ΔHv						
1	553	482	71	6	1.1	0.02	1.25 × 10 ³	1460	발명예
2	542	456	86	7	1.2	0.09*	1.752 × 10 ³	1210	비교예
3	502	458	44	6	0.8	0.02	2.253 × 10 ³	1620	발명예
4	562	482	80	3	1.9*	0.09*	7.12 × 10 ³ *	1195	비교예
5	583	507	76	7	1.1	0.02	2.789 × 10 ³	1310	발명예
6	581	503	78	7	1.8*	0.02	3.2 × 10 ³	1180	비교예
7	578	496	82	6	1.2	0.02	4.7 × 10 ³ *	1190	비교예
8	551	472	79	6	1.1	0.02	3.437 × 10 ³	1490	발명예
9	535	432	103	4	1.1	0.02	5.12 × 10 ³ *	1100	비교예
10	545	470	75	20*	1.2	0.02	0.05 × 10 ³	1160	비교예
11	548	462	86	5	1.1	0.02	3.78 × 10 ³	1340	발명예
12	567	563	5	6	1.1	0.02	2.019 × 10 ³	1300	발명예
13	537	500	37	6	1.1	0.02	2.293 × 10 ³	1460	발명예
14	529	523	5	6	1.1	0.02	2.058 × 10 ³	1520	발명예
15	516	511	5	6	0.7	0.02	2.251 × 10 ³	1550	발명예
16	552	515	37	6	1.8*	0.02	3.015 × 10 ³	1050	비교예
17	441	340	101	6	1.1	0.02	3.248 × 10 ³	2260	비교예
18	557	146	411	6	1.1	0.02	3.75 × 10 ³	1750	비교예
19	549	461	88	13*	1.1	0.02	3.015 × 10 ³	1150	비교예
20	530	229	301	6	1.1	0.02	2.75 × 10 ³	1230	비교예
21	545	474	71	6	1.1	0.09*	2.514 × 10 ³	1050	비교예
22	544	439	105	6	1.1	0.02	2.3 × 10 ³	1070	비교예

* 본 발명의 범위 외

[0148]

[0149] 내지연 파괴 특성 및 경도 안정성은, 각각 지연 파괴 파단 응력이 1250MPa 이상 및 ΔHv가 100 이하인 것을 양호한 것으로 판단했다.

[0150] 표 3에 결과를 나타낸다.

[0151] 시험 번호 2는, 강의 조성은 본 발명의 규정을 충족하지만, 단위 시간당 용강 주입량이 크기 때문에, 청정도의 값이 0.08%를 초과하여, 지연 파괴 강도가 떨어진 결과로 되었다.

[0152] 시험 번호 4는, 강의 조성은 본 발명의 규정을 충족하지만, 용강 가열 온도가 낮기 때문에, 청정도의 값이 0.08%를 초과했다. 또한, 중심 편석 처리 및 소킹 처리를 실시하지 않았기 때문에, Mn 편석도가 1.6을 초과했다. 또한, 열간 성형 시의 가열 유지 시간이 짧기 때문에, 잔류 탄화물 밀도가 높아졌다. 그 결과, 지연 파괴 강도가 떨어진 결과로 되었다.

[0153] 시험 번호 6은 중심 편석 처리 및 소킹 처리를 실시하지 않았기 때문에, Mn 편석도가 1.6을 초과하여, 지연 파괴 강도가 떨어진 결과로 되었다.

[0154] 시험 번호 7은 열간 압연 후의 어닐링이 없기 때문에, 탄화물의 용해가 지연되어, 지연 파괴 강도가 떨어진 결과로 되었다.

[0155] 시험 번호 9는 열간 압연 후의 어닐링 시간이 길기 때문에, 탄화물의 용해가 불충분해져서, 잔류 탄화물 수밀도가 높아졌기 때문에 지연 파괴 강도가 떨어진 결과로 되었다.

[0156] 시험 번호 10은 열간 성형 시의 가열 온도가 높기 때문에, 오스테나이트 입자가 조대화하여, 파괴 강도가 떨어진 결과로 되었다.

[0157] 시험 번호 16은, Mn 함유량이 규정되는 상한값을 초과하고 있기 때문에, Mn 편석도가 1.6을 초과하여, 지연 파괴 강도가 떨어진 결과로 되었다.

[0158] 시험 번호 17 및 18은, Mn 및 Cr의 합계 함유량이 낮기 때문에, 경도 안정성이 떨어진 결과로 되었다.

[0159] 시험 번호 19는 Nb가 함유되어 있지 않기 때문에, 구 γ 입경이 커져서, 지연 파괴 강도가 떨어진 결과로

되었다.

[0160] 시험 번호 20은 B 함유량이 낮기 때문에, 경도 안정성이 떨어진 결과로 되었다.

[0161] 시험 번호 21은 S 함유량이 규정되는 상한값을 초과하고 있기 때문에, 청정도의 값이 0.08%를 초과하여 지연 파괴 강도가 떨어진 결과로 되었다.

[0162] 시험 번호 22는 Si 함유량이 규정되는 상한값을 초과하고 있기 때문에, A₃점이 상승하여, 열간 성형 후에 마르텐사이트 단상 조직으로 되지 않아, 경도 안정성 및 지연 파괴 강도가 떨어진 결과로 되었다.

[0163] 본 발명의 규정을 충족하는 시험 번호 1, 3, 5, 8 및 11 내지 15는, 경도 안정성 및 내지연 파괴 특성의 양쪽이 우수한 결과로 되었다.

산업상 이용가능성

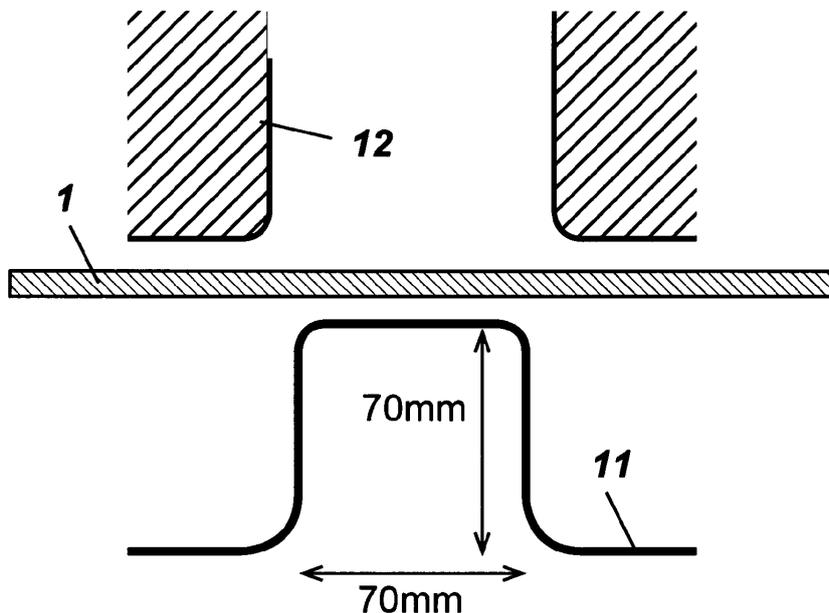
[0164] 본 발명에 따르면, 1.7GPa 이상이라고 하는 인장 강도를 갖고, 또한 경도 안정성과 내지연 파괴 특성을 양립시킨 고강도 열간 성형 강판 부재를 얻을 수 있다. 본 발명에 따른 고강도 열간 성형 강판 부재는, 특히 자동차의 내충돌 부품으로서 사용하기에 적합하다.

부호의 설명

- [0165] 1 : 열간 성형용 강판
- 2 : 열간 성형 강판 부재
- 11 : 편치
- 12 : 다이스

도면

도면1



도면2

