



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2020-0075332
(43) 공개일자 2020년06월26일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 38/04 (2006.01) C22C 38/00 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01) C22C 38/06 (2006.01)
C22C 38/12 (2006.01) C22C 38/18 (2006.01)

(52) CPC특허분류
C22C 38/04 (2013.01)
C22C 38/001 (2013.01)

(21) 출원번호 10-2018-0163889
(22) 출원일자 2018년12월18일
심사청구일자 2018년12월18일

(71) 출원인
주식회사 포스코
경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동)

(72) 발명자
이재훈
전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소
곽재현
전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소

(74) 대리인
특허법인씨엔에스

전체 청구항 수 : 총 5 항

(54) 발명의 명칭 **고강도 고연성 강판 및 그 제조방법**

(57) 요약

본 발명은 자동차 부품 등에 사용될 수 있는 강판에 관한 것으로서, 연성 및 강도가 우수한 강판과 이를 제조하는 방법에 관한 것이다.

(52) CPC특허분류

C22C 38/02 (2013.01)

C22C 38/06 (2013.01)

C22C 38/12 (2013.01)

C22C 38/18 (2013.01)

C21D 2211/001 (2013.01)

C21D 2211/002 (2013.01)

C21D 2211/008 (2013.01)

명세서

청구범위

청구항 1

중량%로, C: 0.25 초과~0.75%, Si: 4.0% 이하, Mn: 0.9~5.0%, Al: 5.0% 이하, P: 0.15% 이하, S: 0.03% 이하, N: 0.03% 이하, 나머지는 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고,

미세조직은 템퍼드 마르텐사이트, 베이나이트 및 잔류 오스테나이트를 포함하고,

하기 [관계식 1]을 만족하는 고강도 고연성 강판.

[관계식 1]

$$0.55 \leq [\text{Si}]_{\gamma} / [\text{Si}]_{\text{av}} \leq 0.85$$

(단, $[\text{Si}]_{\gamma}$ 는 잔류 오스테나이트 내 포함된 Si 함량(중량%)이고, $[\text{Si}]_{\text{av}}$ 는 강판에 포함된 Si의 함량(중량%)임)

청구항 2

청구항 1에 있어서,

상기 강판은 하기 (1) 내지 (9) 중 어느 하나 이상을 더 포함하는 고강도 고연성 강판.

- (1) Ti: 0~0.5%, Nb: 0~0.5% 및 V: 0~0.5% 중 1종 이상
- (2) Cr: 0~3.0% 및 Mo: 0~3.0% 중 1종 이상
- (3) Cu: 0~4.5% 및 Ni: 0~4.5% 중 1종 이상
- (4) B: 0~0.005%
- (5) Ca: 0~0.05%, Y를 제외하는 REM: 0~0.05% 및 Mg: 0~0.05% 중 1종 이상
- (6) W: 0~0.5% 및 Zr: 0~0.5% 중 1종 이상
- (7) Sb: 0~0.5% 및 Sn: 0~0.5% 중 1종 이상
- (8) Y: 0~0.2% 및 Hf: 0~0.2% 중 1종 이상
- (9) Co: 0~1.5%

청구항 3

청구항 1에 있어서,

상기 Si 및 Al의 합량(Si+Al)은 1.0~6.0%인 고강도 고연성 강판.

청구항 4

청구항 1에 있어서,

상기 강판의 미세조직은 부피분율로, 30~75%의 템퍼드 마르텐사이트, 10~50%의 베이나이트, 10~40%의 잔류 오스테나이트, 5% 이하의 페라이트 및 불가피한 조직을 포함하는 고강도 고연성 강판.

청구항 5

청구항 1에 있어서,

상기 강관은 인장강도와 연신율의 곱(TS×E1)이 22,000MPa% 이상이고, R/t(R은 90° 굽힘 시험 후 크랙이 발생하지 않는 최소 굽힘반경(mm)이고, t는 강관의 두께(mm)임)가 0.5~3.0인 고강도 고연성 강관.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은 자동차 부품 등에 사용될 수 있는 강관에 관한 것으로서, 연성 및 강도가 우수한 강관과 이를 제조하는 방법에 관한 것이다.

배경 기술

[0003] 최근 자동차 산업은 지구 환경을 보호하기 위하여 소재 경량화를 도모하고, 동시에 탑승자 안정성을 확보할 수 있는 방안이 주목하고 있다. 이러한 안정성과 경량화 요구에 부응하기 위해 고강도 강관의 적용이 급격히 증가하고 있다. 일반적으로 강관의 고강도화가 이루어질수록 연성과 가공성은 저하되기 때문에, 자동차 부재용 강관에 있어서, 강도뿐만 아니라, 연성 및 가공성이 우수한 강관이 요구되고 있다.

[0005] 강관의 연성을 개선하는 기술로써, 템퍼드 마르텐사이트를 활용하는 방법이 특허문헌 1 및 2에 개시되어 있다. 경질의 마르텐사이트를 템퍼링(tempering)시켜 만든 템퍼드 마르텐사이트는 연질화된 마르텐사이트이며, 기존의 템퍼링되지 않은 마르텐사이트(프레시 마르텐사이트)와 강도의 차이를 보인다. 프레시 마르텐사이트를 억제시키고 템퍼드 마르텐사이트를 형성하게 되면 연성과 가공성이 증가한다.

[0006] 그러나 특허문헌 1 및 2에 개시된 기술로는 인장강도와 연신율의 곱(TS×E1)이 22,000MPa% 이상을 만족하지 못하여 우수한 강도와 연성의 모두 우수한 강관 확보하기 어렵다는 것을 의미한다.

[0008] 한편, 자동차 부재용 강관은 고강도이면서 연성과 가공성이 우수한 특성을 모두 얻기 위해서 잔류 오스테나이트의 변태유기소성을 이용한 TRIP(Transformation Induced Plasticity)강이 개발되었다. 특허문헌 3 및 4에서는 연성 및 가공성이 우수한 TRIP강이 개시되어 있다.

[0009] 특허문헌 3에서는 다각형의 페라이트와 잔류 오스테나이트 및 마르텐사이트를 포함하여, 연성과 가공성을 향상시키고자 하였으나, 베이나이트를 주상(主相)으로 하고 있어 높은 강도를 확보하지 못하고, TS×E1도 22,000MPa% 이상을 만족하지 못하는 것을 알 수 있다.

[0010] 특허문헌 4에서는 페라이트 형성과, 잔류 오스테나이트의 미세화 및 템퍼드 마르텐사이트를 포함하는 복합 조직을 형성하여 연성 및 가공성을 향상시키고 있으나, 연질의 페라이트가 다량 포함되어 있어, 높은 강도를 확보하기 어려운 문제가 있다.

[0012] 지금까지도 높은 강도를 가지면서, 연성이 우수한 강관에 대한 요구를 충족시키지 못하고 있는 실정이다.

선행기술문헌

특허문헌

- [0014] (특허문헌 0001) 한국 공개특허공보 제10-2006-0118602호
- (특허문헌 0002) 일본 공개특허공보 제2009-019258호
- (특허문헌 0003) 한국 공개특허공보 제10-2014-0012167호

(특허문헌 0004) 한국 공개특허공보 제10-2010-0092503호

발명의 내용

해결하려는 과제

[0015] 본 발명의 일측면은 강판의 조성 및 미세조직을 최적화하여 우수한 연성 및 강도를 갖는 강판과 이를 제조하는 방법에 대해 제공하고자 하는 것이다.

[0017] 본 발명의 과제는 상술한 사항에 한정되지 않는다. 본 발명의 추가적인 과제는 명세서 전반적인 내용에 기술되어 있으며, 본 발명이 속하는 기술분야에서 통상의 지식을 가진 자라면 본 발명의 명세서에 기재된 내용으로부터 본 발명의 추가적인 과제를 이해하는데 아무런 어려움이 없을 것이다.

과제의 해결 수단

[0019] 본 발명의 일태양은 중량%로, C: 0.25 초과~0.75%, Si: 4.0% 이하, Mn: 0.9~5.0%, Al: 5.0% 이하, P: 0.15% 이하, S: 0.03% 이하, N: 0.03% 이하, 나머지는 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고,

[0020] 미세조직은 템퍼드 마르텐사이트, 베이나이트 및 잔류 오스테나이트를 포함하고,

[0021] 하기 [관계식 1]을 만족하는 고강도 고연성 강판에 관한 것이다.

[0022] [관계식 1]

[0023] $0.55 \leq [Si]_{\gamma} / [Si]_{av} \leq 0.85$

[0024] (단, $[Si]_{\gamma}$ 는 잔류 오스테나이트 내 포함된 Si 함량(중량%)이고, $[Si]_{av}$ 는 강판에 포함된 Si의 함량(중량%)임)

발명의 효과

[0026] 본 발명에 의하면, 높은 강도를 확보하는 동시에, 우수한 연성 및 가공 특성을 갖는 강판을 경량화 및 안정성이 동시에 요구되는 자동차 구조용으로 제공할 수 있다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0028] 본 발명의 발명자들은 베이나이트, 템퍼드 마르텐사이트를 포함하고, 잔류 오스테나이트를 포함하는 변태유기소성(Transformation Induced Plasticity, TRIP)강에 있어서, 잔류 오스테나이트의 안정화를 도모하고, 잔류 오스테나이트 크기와 형상을 통해서 강도와 연성 및 가공성에 영향이 미치는 것을 인지하게 되었다. 이를 규명하여, 고강도강의 연성과 가공성을 향상시킬 수 있는 방법을 고안하고, 본 발명에 이르게 되었다.

[0030] 이하, 본 발명에 대해서 상세히 설명한다. 먼저 본 발명 강판의 합금조성에 대해서 상세하게 설명한다.

[0031] 본 발명의 강판은 중량%로(이하, %), C: 0.25 초과~0.75%, Si: 4.0% 이하, Mn: 0.9~5.0%, Al: 5.0% 이하, P: 0.15% 이하, S: 0.03% 이하, N: 0.03% 이하, 나머지는 Fe 및 불가피한 불순물을 포함한다. 추가적으로, Ti: 0~0.5%, Nb: 0~0.5%, V: 0~0.5%, Cr: 0~3.0%, Mo: 0~3.0%, Cu: 0~4.5%, Ni: 0~4.5%, B: 0~0.005%, Ca: 0~0.05%, Y를 제외하는 REM: 0~0.05%, Mg: 0~0.05%, W: 0~0.5%, Zr: 0~0.5%, Sb: 0~0.5%, Sn: 0~0.5%, Y: 0~0.2%, Hf: 0~0.2% 및 Co: 0~1.5% 등이 포함될 수 있다. 이하, 각 합금조성에 대해서 상세히 설명한다.

[0033] 탄소(C): 0.25 초과~0.75%

- [0034] 상기 C는 강판의 강도를 부여하기 위한 불가결한 원소인 동시에, 강판의 연성을 증가시키는 잔류 오스테나이트의 안정화 원소이다. 상기 C 함량이 0.25% 이하이면 필요한 인장강도의 확보가 어렵고, 0.75%를 초과하게 되면 냉간 압연이 어려워 강판을 제조할 수 없다. 따라서, 상기 C의 함량은 0.25 초과~0.75% 이하인 것이 바람직하다. 상기 C의 함량은 0.31~0.75%인 것이 보다 바람직하다.
- [0036] 실리콘(Si): 4.0% 이하 (0은 제외)
- [0037] 상기 Si은 고용강화에 의한 강도 향상의 효과가 있는 원소이며, 페라이트를 강화시키고 조직을 균일화 시키며 가공성을 개선하는 원소이다. 또한, 시멘타이트 석출을 억제시켜 잔류 오스테나이트 생성에 기여하는 원소이다. 상기 Si이 4.0%를 초과하게 되면, 도금공정에서 미도금과 같은 도금결함 문제와 강판의 용접성을 저하시키므로, 상기 Si의 함량은 4.0% 이하인 것이 바람직하다.
- [0039] 알루미늄(Al): 5.0% 이하 (0은 제외)
- [0040] 상기 Al은 강중의 산소와 결합하여 탈산 작용을 하는 원소이다. 또한 Si과 동일하게 시멘타이트 석출을 억제시켜 잔류 오스테나이트를 안정화시키는 원소이다. 상기 Al 함량이 5.0%를 초과하게 되면, 강판의 가공성이 열화되고 개재물을 증가시킨다. 따라서 상기 Al의 함량은 0~5.0%인 것이 바람직하다.
- [0042] 한편, 상기 Si과 Al의 합량(Si+Al)은 1.0~6.0%인 것이 바람직하다. 상기 Si 및 Al은 본 발명에서 미세조직 형성에 영향을 주어, 연성 및 굽힘 가공성에 영향을 미치는 성분이다. 따라서 우수한 연성 및 굽힘 가공성을 갖기 위해, 상기 Si 및 Al의 합량이 1.0~6.0%인 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는 1.5~4.0%를 포함한다.
- [0044] 망간(Mn): 0.9~5.0%
- [0045] 상기 Mn은 강도와 연성을 함께 높이는데 유용한 원소이다. 0.9% 이상에서 상기 효과를 얻을 수 있지만, 5.0%를 초과하게 되면 강판의 용접성과 충격 인성을 저하시킨다. 또한, 5.0% 초과하여 Mn을 포함하게 되면, 베이나이트 변태시간이 증가하여 오스테나이트 중의 C 농도가 충분하지 않아 필요한 잔류 오스테나이트 분율을 확보할 수 없다. 따라서, 상기 Mn의 함량은 0.9~5.0%인 것이 바람직하다.
- [0047] 인(P): 0.15% 이하
- [0048] 상기 P은 불순물로 함유되어 충격인성을 열화시키는 원소이다. 따라서, 상기 P의 함량은 0.15% 이하로 관리하는 것이 바람직하다.
- [0050] 황(S): 0.03% 이하
- [0051] 상기 S은 불순물로 함유되어 강판 중에 MnS를 만들고, 연성을 열화시키는 원소이다. 따라서, 상기 S의 함량은 0.03% 이하인 것이 바람직하다.
- [0053] 질소(N): 0.03% 이하
- [0054] 상기 N은 불순물로 함유되어 연속주조 중에 질화물을 만들어 슬라브의 균열을 일으키는 원소이다. 따라서, 상기 N의 함량은 0.03% 이하인 것이 바람직하다.
- [0056] 나머지는 Fe와 불가피하게 포함되는 불순물을 포함한다. 한편, 본 발명의 강판은 상술한 합금성분 이외에 추가적으로 포함될 수 있는 합금 조성이 존재하며, 이에 대해서는 아래에서 상세히 설명한다.

- [0058] 티타늄(Ti): 0~0.5%, 니오븀(Nb): 0~0.5% 및 바나듐(V): 0~0.5% 중 1종 이상
- [0059] 상기 Ti, Nb 및 V은 석출물을 만들어 결정립을 미세화시키는 원소이다. 강관의 강도와 충격인성을 향상시키기 위해 함유시켜도 좋다. 상기 Ti, Nb 및 V의 각 함량이 0.5%를 초과하게 되면 과도한 석출물 형성으로 충격인성을 저하시킬 뿐만 아니라, 제조원가 상승의 원인이 되므로, 그 함량은 0.5% 이하인 것이 바람직하다.
- [0061] 크롬(Cr): 0~3.0% 및 몰리브덴(Mo): 0~3.0% 중 1종 이상
- [0062] 상기 Cr 및 Mo은 합금화 처리시 오스테나이트 분해를 억제하고, Mn과 동일하게 오스테나이트를 안정화시키는 원소이다. 상기 Cr 및 Mo의 각 함량이 3.0%를 초과하게 되면 베이나이트 변태시간이 증가하여 오스테나이트 중의 C 농화가 충분하지 않아 필요한 잔류 오스테나이트 분율을 확보할 수 없다. 따라서 상기 Cr 및 Mo의 각 함량은 3.0% 이하인 것이 바람직하다.
- [0064] 구리(Cu): 0~4.5% 및 니켈(Ni): 0~4.5% 중 1종 이상
- [0065] 상기 Cu 및 Ni은 오스테나이트를 안정화시키고, 부식을 억제하는 원소이다. 상기 Cu 및 Ni은 강관 표면으로 농화되어 강관 내로 이동하는 수소 침입을 막아 수소취현과 피로를 억제하는 효과도 있다. 상기 Cu 및 Ni의 각 함량이 4.5%를 초과하면 과도한 특성효과뿐만 아니라, 제조원가 상승의 원인이 된다. 따라서, 상기 Cu 및 Ni의 각 함량은 4.5% 이하인 것이 바람직하다.
- [0067] 보론(B): 0~0.005%
- [0068] 상기 B은 담금질성을 향상시켜 강도를 높이고 결정립계의 핵생성을 억제하는 원소이다. 상기 B의 함량이 0.005%를 초과하게 되면 과도한 특성효과뿐만 아니라 제조원가 상승의 원인이 된다. 따라서, 상기 B의 함량은 0.005% 이하인 것이 바람직하다.
- [0070] 칼슘(Ca): 0~0.05%, 마그네슘(Mg): 0~0.05% 및 이트륨(Y)을 제외한 희토류 원소(REM): 0~0.05% 중 1종 이상
- [0071] 상기 REM이란 Sc, Y 및 란타노이드의 합계 17원소를 가르킨다. 상기 Ca, Mg 및 Y을 제외한 REM은 황화물을 구형화시킴으로써 강관의 연성을 향상시킬 수 있다. 상기 Ca, Mg 및 Y을 제외한 REM의 각 함량이 0.05%를 초과하게 되면, 과도한 특성효과뿐만 아니라 제조원가 상승의 원인이 된다. 따라서, Ca, Mg 및 Y을 제외한 REM의 각 함량은 0.05% 이하인 것이 바람직하다.
- [0073] 텅스텐(W): 0~0.5% 및 지르코늄(Zr): 0~0.5% 중 1종 이상
- [0074] 상기 W 및 Zr은 담금질성을 향상시켜 강관의 강도를 증가시키는 원소이다. 상기 W 및 Zr의 각 함량이 0.5%를 초과하게 되면, 과도한 특성효과뿐만 아니라 제조원가 상승의 원인이 된다. 따라서, 상기 W 및 Zr의 각 함량은 0.5% 이하인 것이 바람직하다.
- [0076] 안티몬(Sb): 0~0.5% 및 주석(Sn): 0~0.5% 중 1종 이상
- [0077] 상기 Sb 및 Sn은 강관의 도금 젖음성과 도금 밀착성을 향상시키는 원소이다. 상기 Sb 및 Sn의 각 함량이 0.5%를 초과하게 되면 강관의 취성이 증가하여 열간가공 또는 냉간가공 시 균열이 발생할 수 있다. 따라서, 상기 Sb 및 Sn의 각 함량은 0.5% 이하인 것이 바람직하다.
- [0079] 이트륨(Y): 0~0.2% 및 하프늄(Hf): 0~0.2% 중 1종 이상
- [0080] 상기 Y 및 Hf은 강관의 내식성을 향상시키는 원소이다. 상기 Y 및 Hf의 각 함량이 0.2%를 초과하게 되면 강관의 연성이 열화될 수 있다. 따라서, 상기 Y 및 Hf의 각 함량은 0.2% 이하인 것이 바람직하다.

- [0082] 코발트(Co): 0~1.5%
- [0083] 상기 Co는 베이나이트 변태를 촉진시켜 TRIP 효과를 증가시키는 원소이다. 상기 Co 함량이 1.5% 를 초과하게 되면 강관의 용접성과 연성이 열화될 수 있다. 따라서 상기 Co의 함량은 1.5% 이하인 것이 바람직하다.
- [0085] 본 발명 강관의 미세조직은 템퍼드 마르텐사이트, 베이나이트 및 잔류 오스테나이트를 포함한다. 바람직한 일례로써, 부피 분율로, 30~75%의 템퍼드 마르텐사이트, 10~50%의 베이나이트, 10~40%의 잔류 오스테나이트를 포함하고, 5% 이하의 페라이트 및 기타 불가피한 조직을 포함한다. 상기 불가피한 조직이란 프레스 마르텐사이트(Fresh Martensite), 펄라이트, 도상 마르텐사이트(Martensite Austenite Constituent, M-A) 등이 있다. 상기 프레스 마르텐사이트나 펄라이트가 과도하게 형성되면, 강관의 연성과 가공성이 열위되거나 잔류 오스테나이트의 분율을 저감시킬 수 있다.
- [0087] 하기 관계식 1과 같이, 상기 잔류 오스테나이트에 포함되어 있는 Si 및 Al 함량([Si]_γ, 중량%)을 강관에 포함되어 Si 및 Al의 함량([Si]_{av}, 중량%)으로 나눈 값이 0.55~0.85인 것이 바람직하다.
- [0088] [관계식 1]
- [0089] $0.55 \leq [Si]_{\gamma} / [Si]_{av} \leq 0.85$
- [0091] 본 발명의 강관은 인장강도와 연신율의 곱(TS×E1)이 22,000MPa% 이상이고, R/t(R은 90° 굽힘 시험 후 크랙이 발생하지 않는 최소 굽힘반경(mm)이고, t는 강관의 두께(mm)임)가 0.5~3.0으로서, 강도와 연성의 밸런스가 우수하다.
- [0093] 본 발명에서는 고강도뿐만 아니라, 우수한 연성 및 가공성을 확보하기 위해서, 강관의 잔류 오스테나이트를 안정화시키는 것이 중요하다. 잔류 오스테나이트를 안정화시키기 위해서는 강관의 페라이트, 베이나이트 및 템퍼드 마르텐사이트에서 C와 Mn을 오스테나이트로 농화시키는 것이 필요하다. 그러나 페라이트를 활용하여 오스테나이트 중으로 C를 농화시키면 페라이트의 낮은 강도 특성 때문에 강관의 강도가 부족할 수 있다. 따라서, 베이나이트 및 템퍼드 마르텐사이트를 활용하여 오스테나이트 중으로 C와 Mn을 농화시키는 것이 바람직하다. 또한, 잔류 오스테나이트 중에 Si 함량([Si]_γ)을 제어하면, 베이나이트 및 템퍼드 마르텐사이트에서 잔류 오스테나이트 중으로 C와 Mn을 다량 농화시킬 수 있다. 따라서, 잔류 오스테나이트 중의 Si 을 제어하여, 잔류 오스테나이트를 안정화시키는 것이 가능하다. 이에, 본 발명에서는 [Si]_γ / [Si]_{av} 을 0.55 이상으로 하여, 잔류 오스테나이트를 안정화시킨다. 다만, [Si]_γ / [Si]_{av} 이 0.85를 초과하게 되면, 잔류 오스테나이트 중에 C와 Mn 농화가 불충분하여 잔류 오스테나이트가 인장 변형에 불안정하게 되므로 연성 및 가공성 저하를 야기하여, TS×E1이 22,000MPa% 미만이 되거나, R/t가 3.0을 초과하여 바람직하지 않다.
- [0095] 잔류 오스테나이트가 포함된 강관은 가공 중 오스테나이트에서 마르텐사이트로의 변태시 발생하는 변태유기소성에 의해 우수한 연성 및 가공성을 갖는다. 상기 강관의 잔류 오스테나이트가 10% 미만인 경우에는 TS×E1이 22,000MPa% 미만 또는 R/t가 3.0을 초과할 수 있다. 한편, 잔류 오스테나이트 분율이 40%를 초과하게 되면 국부 연신율(Local Elingation)이 저하될 수 있다. 따라서, 강도와 연성의 밸런스 및 가공성의 양쪽 모두가 우수한 강관을 얻기 위해서는 상기 잔류 오스테나이트의 분율은 10~40%인 것이 바람직하다.
- [0097] 한편, 템퍼링 되지 않은 마르텐사이트(프레스 마르텐사이트)와 템퍼드 마르텐사이트는 모두 강관의 강도를 향상시키는 미세조직이다. 그러나, 템퍼드 마르텐사이트와 비교할 때, 프레스 마르텐사이트는 강관의 연성을 크게 저하시키는 특성이 있다. 이는 템퍼링 열처리에 의해 템퍼드 마르텐사이트의 미세조직이 연결화되지 때문이다. 따라서, 본 발명의 강도와 연성 밸런스 및 가공성이 우수한 강관을 제공하기 위해서는 템퍼드 마르텐사이트를 활용하는 것이 바람직하다. 상기 템퍼드 마르텐사이트의 분율(부피분율)이 30% 미만에서는 TS×E1이 22,000MPa%

이상 확보하기 어렵고, 75%를 초과하게 되면 연성 및 가공성을 저하시키게 되어, TS×E1이 22,000MPa% 미만 또는 R/t가 3.0 초과로 바람직하지 않다.

- [0099] 강관의 강도와 연성의 밸런스 및 가공성을 향상시키기 위해서는 베이나이트를 적절하게 포함하는 것이 바람직하다. 상기 베이나이트 분율(부피 분율)이 10% 이상에서 TS×E1이 22,000MPa% 이상 및 R/t가 0.5~3.0을 구현할 수 있다. 그러나, 50% 초과인 베이나이트는 상대적으로 템퍼드 마르텐사이트 분율을 감소시켜 결국 TS×E1이 22,000MPa% 미만이 되어 바람직하지 않다.
- [0101] 이하, 본 발명의 강관을 제조하는 방법의 일예에 대해서 상세히 설명한다. 본 발명의 강관 제조방법은 먼저, 전술한 합금조성을 갖는 강괴 또는 강 슬라브를 제조하고, 상기 강괴 또는 강 슬라브를 가열하여 열간압연한 후 소둔, 권취, 산세 및 냉간압연하여 냉간압연된 강관을 준비한다.
- [0102] 일예로써, 상기 강괴 또는 강 슬라브를 1000~1350℃의 온도로 가열하고, 800~1000℃의 온도로 마무리 열간압연하는 것이 바람직하다. 상기 가열온도가 1000℃ 미만일 경우, 마무리 열간압연 온도 구간의 이하에서 열간압연될 소지가 있다. 또한, 가열온도가 1350℃를 초과할 경우에는 강의 용점에 도달하여 녹아버릴 소지가 있다. 한편, 상기 마무리 열간압연 온도가 800℃ 미만일 경우에는 강의 높은 강도 때문에 압연기에 큰 부담을 줄 수 있다. 또한 마무리 열간압연 온도가 1000℃를 초과할 경우에는 열간압연 후 강관의 결정립이 조대하여 상기 고강도 강관의 물성을 저하시킬 수 있다. 상기 열간압연된 강관의 결정립을 미세화하기 위해 마무리 열간압연 후 10℃/s 이상의 냉각속도로 냉각하고, 400~600℃의 온도에서 권취하는 것이 바람직하다. 상기 권취온도가 400℃ 미만에서는 권취가 용이하지 않고, 600℃를 초과하는 경우에는 상기 열간압연된 강관의 표면에 생성되는 스케일(scale)이 상기 강관 내부까지 형성되어 산세를 어렵게 할 소지가 있다.
- [0104] 상기 권취 후에 산세 및 냉간압연을 용이하게 하기 위해서 열연소둔 열처리 공정을 행하는 것이 바람직하다. 상기 열연소둔 열처리는 650~850℃의 온도구간에서 600~1700초 동안 행하는 것이 바람직하다. 상기 열연소둔 열처리 온도가 650℃ 미만이거나 600초 미만 동안 행하게 되면, 상기 열연소둔 열처리된 강관의 강도가 높아 냉간압연이 용이하지 않을 수 있다. 반면, 열연소둔 열처리 온도가 850℃를 초과하거나 1700초 초과해서 행하게 되면, 강관 내부로 깊게 형성된 스케일(scale)에 기인하여 산세가 용이하지 않을 수 있다.
- [0106] 한편, 상기 권취 후에 강관 표면에 생성된 스케일을 제거하기 위해서 산세하고, 냉간압연을 한다. 상기 산세 및 냉간압연 조건을 특별히 제한하는 것은 아니며, 상기 냉간압연은 누적 압하율 30~90%로 하는 것이 바람직하다. 냉간압연 누적 압하율이 90%를 초과하면 상기 강관의 높은 강도로 인하여 냉간압연을 단시간에 수행하기 어려울 소지가 있다.
- [0108] 냉간압연된 강관은 소둔 열처리 공정을 거쳐 미도금의 냉연강관으로 제작되거나, 내식성을 부여하기 위해서 도금공정을 거쳐 도금강관으로 제작될 수 있다. 도금은 용융아연도금, 전기아연도금, 용융알루미늄도금 등의 도금 방법을 적용할 수 있고, 그 방법과 종류를 특별히 제한하지 않는다.
- [0110] 본 발명에 따른 고강도 및 우수한 연성과 가공성을 확보하기 위해서, 소둔 열처리 공정을 행한다. 이하 그 일예에 대해 상세히 설명한다.
- [0111] 상기 냉간압연된 강관을 Ac3 이상으로 가열(1차 가열)하고, 50초 이상 유지(1차 유지)한다.
- [0112] 상기 1차 가열 또는 1차 유지 온도가 Ac3 미만인 경우 페라이트가 형성될 수 있고, 베이나이트, 잔류 오스테나이트 및 템퍼드 마르텐사이트가 충분히 형성되지 않아 상기 강관의 [Si]_y / [Si]_{av}, TS×E1 을 저하시킬 수 있다. 또한, 1차 유지 시간이 50초 미만인 경우에는 조직을 충분히 균일화 시키지 못하여 상기 강관의 물성이 저하된다. 상기 1차 가열온도의 상한과 1차 유지 시간의 상한은 특별히 한정하지 않으나, 결정립 조대화로 인성의 감소를 억제시키기 위해서 1차 가열 온도는 950℃ 이하로 하고, 1차 유지시간은 1200초 이하로 하는 것이 바람직하다.

직하다.

- [0114] 상기 1차 유지 후, 평균 냉각속도 1℃/s 이상으로 1차 냉각정지온도 100~300℃의 온도범위까지 냉각(1차 냉각)하는 것이 바람직하다. 1차 냉각속도의 상한은 특별히 규정할 필요는 없으며, 100℃/s 이하로 하는 것이 바람직하다. 상기 1차 냉각정지온도가 100℃ 미만인 경우에는 템퍼드 마르텐사이트가 과도하게 형성되고, 잔류 오스테나이트가 부족하여 상기 강판의 $[Si]_{\gamma} / [Si]_{av}$, $TS \times EI$ 및 굽힘 가공성을 저하시킬 수 있다. 반면, 1차 냉각정지온도가 300℃를 초과하게 되면, 베이나이트가 과하게 되고 템퍼드 마르텐사이트가 부족하여 상기 강판의 $TS \times EI$ 을 저하시킬 수 있다.
- [0116] 상기 1차 냉각 후, 5℃/s 이상의 승온속도로 300~500℃의 온도범위까지 가열(2차 가열)하고, 이 온도범위에서 50초 이상 유지(2차 유지)하는 것이 바람직하다. 상기 승온속도의 상한은 특별히 규정할 필요는 없으며, 100℃/s 이하로 하는 것이 바람직하다. 상기 2차 가열 또는 2차 유지 온도가 300℃ 미만이거나, 유지시간이 50초 미만이면, 템퍼드 마르텐사이트가 과하게 되고 잔류 오스테나이트 중의 Si 및 Al 함량 제어가 불충분하여, 잔류 오스테나이트 분율을 확보하기 어렵다. 그 결과, 강판의 $[Si]_{\gamma} / [Si]_{av}$, $TS \times EI$ 및 굽힘 가공성을 저하시킬 수 있다. 반면, 상기 2차 가열 또는 유지 온도가 500℃를 초과하거나, 유지 시간이 172,000초를 초과하는 경우에는 잔류 오스테나이트 중의 Si 함량 제어가 불충분하여 잔류 오스테나이트의 분율을 확보하기 어렵다. 그 결과, 상기 강판의 $[Si]_{\gamma} / [Si]_{av}$ 및 $TS \times EI$ 을 저하시킨다.
- [0118] 상기 2차 유지한 다음, 상온까지 1℃/s 이상의 평균 냉각속도로 상온까지 냉각(2차 냉각)하는 것이 바람직하다.
- [0120] 이하, 본 발명의 실시예에 대해서 상세히 설명한다. 하기 실시예는 본 발명의 이해를 위한 것일 뿐, 본 발명의 권리범위를 특정하기 위한 것이 아님을 유의할 필요가 있다. 본 발명의 권리범위는 특허청구범위에 기재된 사항과 이로부터 합리적으로 유추되는 사항에 의해 결정된다.
- [0121] (실시예)
- [0122] 하기 표 1에 의한 합금 조성(나머지는 Fe와 불가피한 불순물임)을 갖는 두께 100mm의 강 슬라브를 제조하여, 1200℃에서 가열한 다음, 900℃에서 마무리 열간 압연을 하고, 30℃/s의 평균 냉각속도로 냉각하여 500℃에서 권취하여 두께 3mm의 열연강판을 제조하였다. 상기 열연강판을 표 2 및 3의 조건으로 열연소둔 열처리하였다. 이후, 산세하여 표면 스케일을 제거한 후, 1.5mm두께까지 냉간압연을 실시하였다.
- [0123] 이후, 상기 표 2 내지 5에 개시된 소둔 열처리 조건으로 열처리를 행하여, 강판을 제조하였다.
- [0125] 이렇게 제조된 강판의 미세조직을 관찰하여 그 결과를 표 6 및 표 7에 나타내었다. 미세조직 중 페라이트(F), 베이나이트(B), 템퍼드 마르텐사이트(TM) 및 펄라이트(P)는 연마된 시편 단면을 나이탈 에칭한 후 SEM을 통하여 관찰하였다. 이 중에서 구별이 어려운 베이나이트와 템퍼드 마르텐사이트는 딜라레이션 평가 후에 팽창 곡선을 이용하여 분율을 계산하였다. 한편, 프레스 마르텐사이트(FM)와 잔류 오스테나이트(잔류 γ) 역시 구별이 쉽지 않기 때문에, 상기 SEM로 관찰된 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트 분율에서 X선 회절법으로 계산된 잔류 오스테나이트의 분율을 뺀 값을 프레스 마르텐사이트 분율로 결정하였다.
- [0127] 한편, 상기 제조된 강판의 $[Si]_{\gamma} / [Si]_{av}$, $TS \times EI$, R/t 를 관찰하여, 그 결과를 표 8 및 표 9에 나타내었다.
- [0128] 상기 잔류 오스테나이트에 포함된 Si 함량($[Si]_{\gamma}$)은 EPMA(Electron Probe MicroAnalyser)를 이용하여 잔류 오스테나이트 상 내에서 측정된 Si 함량을 결정하였다. 상기 $[Si]_{av}$ 는 강판 전체의 평균 Si 함량을 의미한다.
- [0130] 상기 $TS \times EI$ 및 R/t 은 인장시험 및 V-벤딩시험으로 평가되었다. 인장시험은 압연판재의 압연방향에 대해 90° 방향을 기준으로 JIS5호 규격에 의거하여 채취된 시험편으로 평가하여 $TS \times EI$ 을 결정하였다. R/t 는 압연판재의 압

연방향에 대하여 90° 방향을 기준으로 시편을 채취하여 90° 굽힘 시험 후 크랙이 발생하지 않는 최소 굽힘반경 R을 판재의 두께 t로 나눈 값으로 결정하였다.

표 1

강종	화학적 성분 (중량%)									
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	기타
A	0.39	1.98	2.13	0.011	0.0008	0.02	0.0032	0.51		
B	0.38	2.03	2.21	0.010	0.0013	0.02	0.0028	0.23	0.18	
C	0.37	1.95	1.88	0.010	0.0010	0.02	0.0029		0.47	
D	0.33	2.31	3.95	0.009	0.0012	0.03	0.0030		0.49	
E	0.41	1.85	2.06	0.008	0.0009	0.03	0.0031			
F	0.52	1.68	2.33	0.009	0.0008	0.02	0.0027			
G	0.72	1.64	2.41	0.012	0.0011	0.02	0.0034			
H	0.38	0.87	2.11	0.011	0.0010	1.93	0.0033			
I	0.36	1.08	2.07	0.011	0.0013	2.35	0.0031			
J	0.35	0.02	1.95	0.010	0.0010	4.67	0.0030			Ti: 0.05
K	0.43	1.74	1.93	0.008	0.0011	0.02	0.0035			Nb: 0.05
L	0.41	1.89	1.88	0.009	0.0011	0.02	0.0028			V: 0.05
M	0.39	1.75	1.92	0.011	0.0012	0.02	0.0027			Ni: 0.36
N	0.38	1.89	2.18	0.012	0.0013	0.03	0.0024			Cu: 0.35
O	0.38	1.68	2.22	0.013	0.0007	0.03	0.0028			B: 0.003
P	0.36	1.88	2.26	0.012	0.0008	0.02	0.0026			Ca: 0.002
Q	0.37	1.84	2.37	0.008	0.0009	0.02	0.0031			REM: 0.001
R	0.44	1.73	2.45	0.009	0.0009	0.02	0.0031			Mg: 0.001
S	0.42	1.77	2.38	0.010	0.0010	0.02	0.0034			W: 0.11
T	0.31	1.95	2.19	0.010	0.0011	0.02	0.0033			Zr: 0.10
U	0.32	1.98	2.03	0.009	0.0013	0.03	0.0032			Sb: 0.02
V	0.39	1.82	2.41	0.008	0.0012	0.02	0.0030			Sn: 0.02
W	0.36	1.78	2.26	0.009	0.0012	0.02	0.0027			Y: 0.01
X	0.37	3.64	2.14	0.009	0.0007	0.03	0.0029			Hf: 0.01
Y	0.37	2.27	2.18	0.011	0.0007	0.03	0.0028			Co: 0.35
XA	0.21	1.92	2.05	0.011	0.0008	0.03	0.0024			
XB	0.78	1.94	2.11	0.008	0.0011	0.02	0.0031			
XC	0.39	0.02	2.16	0.012	0.0012	0.03	0.0027			
XD	0.38	4.26	2.07	0.012	0.0009	0.02	0.0032			
XE	0.40	0.03	2.31	0.008	0.0010	5.31	0.0026			
XF	0.41	1.84	0.75	0.009	0.0010	0.02	0.0033			
XG	0.38	1.88	5.64	0.011	0.0012	0.02	0.0031			
XH	0.38	1.96	2.20	0.010	0.0011	0.02	0.0030	3.38		
XI	0.36	1.89	2.08	0.009	0.0010	0.02	0.0027		3.41	

표 2

구분	번호	강종	열연강판 권취온도 (°C)	열연강판 소둔온도 (°C)	열연강판 소둔시간 (s)	1차평균 가열속도 (°C/s)	1차유지 온도 (°C)	1차유지 시간 (s)
발명예	1	A	500	750	1500	10	880	120
비교예	2	A	500	900	1300	산세불량		
비교예	3	A	550	600	1600	냉간압연시 파단발생		
발명예	4	B	500	750	1200	10	880	120
비교예	5	B	500	750	1800	산세불량		
비교예	6	B	450	700	500	냉간압연시 파단발생		
비교예	7	B	500	750	1600	10	730	120

비교예	8	B	450	750	1400	10	880	1
비교예	9	B	500	700	1200	10	880	120
발명예	10	B	450	750	1100	10	880	120
발명예	11	B	500	750	1400	10	880	120
발명예	12	C	500	700	1300	10	880	120
비교예	13	C	550	750	1200	10	880	120
비교예	14	C	450	700	800	10	880	120
비교예	15	C	500	750	900	10	880	120
비교예	16	C	500	750	1500	10	880	120
비교예	17	C	500	800	1600	10	880	120
비교예	18	C	450	750	1500	10	880	120
발명예	19	D	500	750	1200	10	880	120
발명예	20	E	450	700	1700	10	880	120
발명예	21	F	500	700	600	10	880	120
발명예	22	G	500	750	1500	10	880	120
발명예	23	H	550	750	1500	10	880	120
발명예	24	I	500	850	1300	10	880	120
발명예	25	J	500	650	1200	10	880	120

표 3

구분	번호	강종	열연강판 권취온도 (°C)	열연강판 소둔온도 (°C)	열연강판 소둔시간 (s)	1차평균 가열속도 (°C/s)	1차유지 온도 (°C)	1차유지 시간 (s)
발명예	26	K	500	750	1400	10	880	120
발명예	27	L	450	800	1600	10	880	120
발명예	28	M	500	700	1200	10	880	120
발명예	29	N	500	750	900	10	880	120
발명예	30	O	550	700	1300	10	880	120
발명예	31	P	450	750	1000	10	880	120
발명예	32	Q	500	700	1200	10	880	120
발명예	33	R	500	750	1500	10	880	120
발명예	34	S	450	750	1300	10	880	120
발명예	35	T	500	700	1100	10	880	120
발명예	36	U	500	800	1400	10	880	120
발명예	37	V	550	750	800	10	880	120
발명예	38	W	450	750	1200	10	880	120
발명예	39	X	500	700	900	10	880	120
발명예	40	Y	550	800	1400	10	880	120
비교예	41	XA	500	750	1000	10	880	120
비교예	42	XB	500	750	1100	10	880	120
비교예	43	XC	450	750	1500	10	880	120
비교예	44	XD	500	750	1400	10	880	120
비교예	45	XE	500	700	1200	10	880	120
비교예	46	XF	550	800	1100	10	880	120
비교예	47	XG	500	750	1500	10	880	120
비교예	48	XH	450	700	1500	10	880	120
비교예	49	XI	500	750	1300	10	880	120

[0136]

표 4

[0138]

구분	번호	강종	1차평균 냉각속도 (°C/s)	1차냉각 정지온도 (°C)	2차평균 가열속도 (°C/s)	2차유지 온도 (°C)	2차유지 시간 (s)	2차평균 냉각속도 (°C/s)	
발명예	1	A	20	200	15	400	300	10	
비교예	2	A	산세불량						
비교예	3	A	냉간압연시 파단발생						
발명예	4	B	20	220	15	400	300	10	
비교예	5	B	산세불량						
비교예	6	B	냉간압연시 파단발생						
비교예	7	B	20	200	15	400	300	10	
비교예	8	B	20	210	15	400	600	10	
비교예	9	B	0.5	230	15	350	300	10	
발명예	10	B	20	200	15	400	300	10	
발명예	11	B	20	220	15	450	300	10	
발명예	12	C	20	200	15	400	300	10	
비교예	13	C	20	70	15	400	300	10	
비교예	14	C	20	330	15	400	600	10	
비교예	15	C	20	180	15	270	300	10	
비교예	16	C	20	190	15	530	300	10	
비교예	17	C	20	200	15	400	40	10	
비교예	18	C	20	220	15	400	172,800	10	
발명예	19	D	20	200	15	400	300	10	
발명예	20	E	20	280	15	450	600	10	
발명예	21	F	20	200	15	400	300	10	
발명예	22	G	20	130	15	340	300	10	
발명예	23	H	20	260	15	470	300	10	
발명예	24	I	20	210	15	400	300	10	
발명예	25	J	20	180	15	400	300	10	

표 5

[0140]

구분	번호	강종	1차평균 냉각속도 (°C/s)	1차냉각 정지온도 (°C)	2차평균 가열속도 (°C/s)	2차유지 온도 (°C)	2차유지 시간 (s)	2차평균 냉각속도 (°C/s)
발명예	26	K	20	200	15	400	300	10
발명예	27	L	20	200	15	400	300	10
발명예	28	M	20	210	15	400	300	10
발명예	29	N	20	220	15	400	600	10
발명예	30	O	20	200	15	450	300	10
발명예	31	P	20	200	15	400	300	10
발명예	32	Q	20	180	15	400	300	10
발명예	33	R	20	220	15	400	300	10
발명예	34	S	20	210	15	400	300	10
발명예	35	T	20	200	15	350	300	10
발명예	36	U	20	190	15	450	300	10
발명예	37	V	20	200	15	400	600	10
발명예	38	W	20	220	15	400	300	10
발명예	39	X	20	180	15	400	300	10
발명예	40	Y	20	200	15	350	300	10
비교예	41	XA	20	200	15	400	300	10
비교예	42	XB	20	200	15	400	300	10
비교예	43	XC	20	190	15	400	300	10
비교예	44	XD	20	180	15	400	300	10

비교예	45	XE	20	200	15	450	600	10
비교예	46	XF	20	220	15	400	300	10
비교예	47	XG	20	200	15	400	300	10
비교예	48	XH	20	200	15	450	300	10
비교예	49	XI	20	210	15	400	300	10

표 6

구분	번호	강종	페라이트 (vol.%)	베이나이트 (vol.%)	템퍼드 마르텐사이트 (vol.%)	프레시 마르텐사이트(vol l.%)	잔류 오스테나이트 (vol.%)	펄라이트 (vol.%)
발명예	1	A	0	23	58	0	19	0
비교예	2	A	산세불량					
비교예	3	A	냉간압연시 파단발생					
발명예	4	B	0	22	57	0	21	0
비교예	5	B	산세불량					
비교예	6	B	냉간압연시 파단발생					
비교예	7	B	28	7	5	0	3	57
비교예	8	B	19	5	62	6	8	0
비교예	9	B	17	13	57	0	5	8
발명예	10	B	0	20	56	1	23	0
발명예	11	B	0	19	59	0	22	0
발명예	12	C	0	25	54	0	21	0
비교예	13	C	0	6	86	0	8	0
비교예	14	C	0	71	8	1	20	0
비교예	15	C	0	14	80	0	6	0
비교예	16	C	0	22	69	1	8	0
비교예	17	C	0	13	81	1	5	0
비교예	18	C	0	26	65	2	7	0
발명예	19	D	0	18	59	0	23	0
발명예	20	E	0	21	60	0	19	0
발명예	21	F	0	22	57	1	20	0
발명예	22	G	0	24	51	1	24	0
발명예	23	H	0	19	61	0	20	0
발명예	24	I	0	42	37	2	19	0
발명예	25	J	0	17	48	0	35	0

표 7

구분	번호	강종	페라이트 (vol.%)	베이나이트 (vol.%)	템퍼드 마르텐사이트 (vol.%)	프레시 마르텐사이트(vo l.%)	잔류 오스테나이트 (vol.%)	펄라이트 (vol.%)
발명예	26	K	0	21	57	0	22	0
발명예	27	L	0	19	58	0	23	0
발명예	28	M	0	22	60	0	18	0
발명예	29	N	0	17	61	1	21	0
발명예	30	O	0	25	56	1	18	0
발명예	31	P	0	28	60	0	12	0
발명예	32	Q	0	23	58	0	19	0
발명예	33	R	0	18	57	0	25	0
발명예	34	S	0	22	59	1	18	0
발명예	35	T	0	24	56	0	20	0
발명예	36	U	0	20	58	0	22	0

발명예	37	V	0	23	57	1	19	0
발명예	38	W	0	18	47	0	35	0
발명예	39	X	0	21	56	1	22	0
발명예	40	Y	0	15	61	0	24	0
비교예	41	XA	0	19	67	0	14	0
비교예	42	XB	0	23	22	12	43	0
비교예	43	XC	0	24	71	1	4	0
비교예	44	XD	0	19	43	19	19	0
비교예	45	XE	0	20	46	16	18	0
비교예	46	XF	0	21	67	0	7	5
비교예	47	XG	0	15	51	13	21	0
비교예	48	XH	0	16	49	18	17	0
비교예	49	XI	0	19	52	14	15	0

표 8

구분	번호	강종	$[Si]_y/[Si]_{av}$	TS XEL (MPa%)	R/t
발명예	1	A	0.69	32148	1.86
비교예	2	A	산세불량		
비교예	3	A	냉간압연시 파단발생		
발명예	4	B	0.75	28965	1.94
비교예	5	B	산세불량		
비교예	6	B	냉간압연시 파단발생		
비교예	7	B	0.92	15615	1.57
비교예	8	B	0.94	26582	4.45
비교예	9	B	0.91	20371	1.48
발명예	10	B	0.76	31105	2.68
발명예	11	B	0.73	29022	1.27
발명예	12	C	0.57	31505	1.84
비교예	13	C	0.90	15740	5.62
비교예	14	C	0.82	20583	2.35
비교예	15	C	0.93	13481	7.81
비교예	16	C	0.97	21547	2.73
비교예	17	C	0.92	17554	9.34
비교예	18	C	0.94	20968	2.27
발명예	19	D	0.71	27840	1.61
발명예	20	E	0.77	30287	1.94
발명예	21	F	0.79	32158	2.17
발명예	22	G	0.80	29623	2.08
발명예	23	H	0.76	28074	2.36
발명예	24	I	0.72	29336	1.83
발명예	25	J	0.73	31824	1.50

표 9

구분	번호	강종	$[Si]_y/[Si]_{av}$	TS XEL (MPa%)	R/t
발명예	26	K	0.77	30546	1.34
발명예	27	L	0.72	31058	1.81
발명예	28	M	0.70	28145	2.09
발명예	29	N	0.75	29652	1.47
발명예	30	O	0.68	30082	1.65
발명예	31	P	0.71	32147	1.02
발명예	32	Q	0.74	28638	2.64

발명예	33	R	0.67	30186	1.82
발명예	34	S	0.73	30625	2.38
발명예	35	T	0.76	29310	2.19
발명예	36	U	0.65	27851	2.47
발명예	37	V	0.72	29507	2.35
발명예	38	W	0.81	28653	1.84
발명예	39	X	0.74	31068	2.08
발명예	40	Y	0.78	30241	1.92
비교예	41	XA	0.80	16723	2.21
비교예	42	XB	0.76	21105	9.25
비교예	43	XC	0.93	12638	5.38
비교예	44	XD	0.73	29525	6.33
비교예	45	XE	0.68	28036	5.94
비교예	46	XF	0.91	16254	2.76
비교예	47	XG	0.78	24852	4.52
비교예	48	XH	0.64	23086	6.61
비교예	49	XI	0.72	25128	7.08

[0150] 상기 표 1 내지 9에 나타난 바와 같이, 본 발명에서 제시하는 조건 충족하는 발명예의 경우에는 모두 $[Si]_{\gamma} / [Si]_{av}$ 의 값이 0.55-0.85의 범위에 포함되고, $TS \times E1$ 이 22,000MPa% 이상이고, R/t 가 0.5~3.0 범위에 포함되어, 강도가 우수하면서, 우수한 연성과 가공성을 갖는 것을 알 수 있다.

[0152] 그러나, No.2 내지 6의 비교예는 본 발명의 합금 조성범위는 중복되나, 열간압연 후 열연소둔 온도 및 시간이 본 발명에서 제시된 범위를 벗어나서, 산세 불량이 발생하거나 냉간압연 시 파단이 발생한 것을 확인할 수 있었다.

[0154] 한편, No.7의 비교예는 냉간압연 후 소둔열처리 과정에서 1차 가열 또는 유지온도가 낮아, 페라이트가 과도하게 형성되었고 베이나이트 및 템퍼드 마르텐사이트 분율이 부족하여, $[Si]_{\gamma} / [Si]_{av}$ 이 0.85를 초과하고, $TS \times E1$ 이 22,000MPa% 미만이었다. No.8의 비교예는 1차 유지시간이 짧아 조직이 불균일하게 되어, 페라이트 분율이 과도하게 형성되고 베이나이트 및 잔류 오스테나이트 분율이 부족하였다. 그 결과, $[Si]_{\gamma} / [Si]_{av}$ 이 0.85를 초과하고, R/t 가 3.0을 초과하였다. No. 9의 비교예는 1차 냉각속도가 낮아 페라이트가 과도하게 형성되고, 잔류 오스테나이트 분율이 부족하여, $[Si]_{\gamma} / [Si]_{av}$ 이 0.85를 초과하고, $TS \times E1$ 이 22,000MPa% 미만이었다.

[0156] 또한, No.13의 비교예는 1차 냉각정지 온도가 낮아 템퍼드 마르텐사이트가 과도하게 형성되고, 잔류 오스테나이트 분율이 부족하여, $[Si]_{\gamma} / [Si]_{av}$ 이 0.85를 초과하고, $TS \times E1$ 이 22,000MPa% 미만이며, R/t 가 3.0을 초과하였다. No.14의 비교예는 1차 냉각정지온도가 본 발명에서 제시한 것보다 높아서, 베이나이트가 과도하게 형성되고, 템퍼드 마르텐사이트 형성이 부족하였다. 그 결과, $TS \times E1$ 이 22,000MPa% 미만이었다.

[0158] No.15 및 16의 비교예는 2차 가열 또는 유지 온도가 낮거나, 높은 경우로서, 잔류 오스테나이트가 적정 범위로 형성되지 않아, $[Si]_{\gamma} / [Si]_{av}$ 이 0.85를 초과하고, $TS \times E1$ 이 22,000MPa% 미만이 되는 것을 알 수 있다. 특히, No.15의 경우에는 템퍼드 마르텐사이트도 과도하게 형성되어, R/t 가 3.0을 초과하였다.

[0159] No.17 및 18의 비교예는 2차 유지시간이 부족하거나, 과도한 경우로서, No.17의 비교예는 템퍼드 마르텐사이트가 과도하게 형성되고, 잔류 오스테나이트가 부족하여, $[Si]_{\gamma} / [Si]_{av}$ 이 0.85를 초과하고, $TS \times E1$ 이 22,000MPa% 미만이 되며, R/t 가 3.0을 초과하였다. No.18의 경우에는 잔류 오스테나이트가 부족하여, $[Si]_{\gamma} / [Si]_{av}$ 이 0.85를 초과하고, $TS \times E1$ 이 22,000MPa% 미만이 되는 것을 알 수 있다.

[0161] No.41 내지 49의 비교예는 본 발명에서 제시하는 제조조건은 충족하는 경우이나, 합금 조성범위를 벗어난 경우이다. 이들의 경우에는 본 발명의 $[Si]_y / [Si]_{av}$, $TS \times E1$, R/t 의 조건을 충족하지 못하는 것을 확인할 수 있다. 한편, No. 43의 비교예는 본 발명의 합금조성에서 Si와 Al의 합량($Al+Si$)이 1.0% 미만인 경우로서, $[Si]_y / [Si]_{av}$, $TS \times E1$, R/t 의 조건을 모두 충족하지 못하는 것을 확인할 수 있다.