



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2024년04월19일
(11) 등록번호 10-2658163
(24) 등록일자 2024년04월12일

- (51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 38/58 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/06 (2006.01)
C22C 38/34 (2006.01) C22C 38/42 (2006.01)
C22C 38/44 (2006.01) C22C 38/46 (2006.01)
C22C 38/48 (2006.01) C22C 38/54 (2006.01)
C23C 2/06 (2006.01)
- (52) CPC특허분류
C22C 38/58 (2013.01)
C21D 8/0226 (2013.01)
- (21) 출원번호 10-2021-7027225
- (22) 출원일자(국제) 2020년03월19일
심사청구일자 2021년08월26일
- (85) 번역문제출일자 2021년08월26일
- (65) 공개번호 10-2021-0119500
- (43) 공개일자 2021년10월05일
- (86) 국제출원번호 PCT/JP2020/012425
- (87) 국제공개번호 WO 2020/196311
국제공개일자 2020년10월01일
- (30) 우선권주장
JP-P-2019-055469 2019년03월22일 일본(JP)
- (56) 선행기술조사문헌
KR1020110110370 A*
EP03135788 A1
EP02436797 A1
EP02757169 A1
*는 심사관에 의하여 인용된 문헌

- (73) 특허권자
닛폰세이테츠 가부시카가이샤
일본 도쿄도 치요다쿠 마루노우찌 2쵸메 6방 1고
- (72) 발명자
아즈마 마사후미
일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2쵸메 6방 1고 닛폰세이테츠 가부시카가이샤 내
사쿠라다 에이사쿠
일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2쵸메 6방 1고 닛폰세이테츠 가부시카가이샤 내
(뒷면에 계속)
- (74) 대리인
양영준, 최인호, 정혜진, 성재동

전체 청구항 수 : 총 7 항

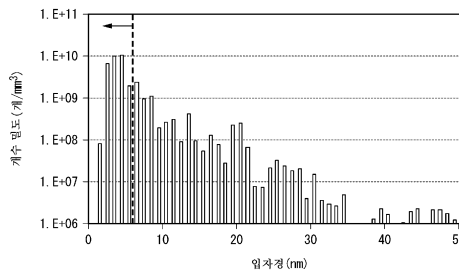
심사관 : 구분승

(54) 발명의 명칭 **고강도 강판 및 그 제조 방법**

(57) 요약

이 고강도 강판은, 소정의 화학 조성을 갖고, 마이크로 조직이, 체적률로, 템퍼링 마르텐사이트 및 베이나이트를 합계로 95% 이상 함유하고, 잔부가 페라이트 및 펄라이트를 포함하고, 상기 마이크로 조직이, 원 상당 직경이 5.0nm 이하이고 또한 Ti를 함유하는 석출물을 단위 체적당 5.0×10^9 개/mm³ 이상 함유하고, 표면으로부터 깊이 20 (뒷면에 계속)

대표도 - 도1a



μm 의 위치에 있어서의 평균 경도 Hvs와, 상기 표면으로부터 0.20 내지 0.50mm의 위치에 있어서의 평균 경도 Hvc의 비인 Hvs/Hvc가, 0.85 이상이고, 인장 강도가 980MPa 이상이며, 상기 인장 강도와 신율의 곱이, 12000MPa \times % 이상이다.

(52) CPC특허분류

- C21D 9/46 (2013.01)
- C22C 38/06 (2013.01)
- C22C 38/34 (2013.01)
- C22C 38/42 (2013.01)
- C22C 38/44 (2013.01)
- C22C 38/46 (2013.01)
- C22C 38/48 (2013.01)
- C22C 38/54 (2013.01)
- C23C 2/06 (2013.01)

도요다 다케시

일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메
6방 1고 닛폰세이테츠 가부시키키가이샤 내

(72) 발명자

아부카와 겐키

일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메
6방 1고 닛폰세이테츠 가부시키키가이샤 내

오츠카 겐이치로

일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메
6방 1고 닛폰세이테츠 가부시키키가이샤 내

명세서

청구범위

청구항 1

화학 조성이, 질량%로,

C: 0.020 내지 0.090%,

Si: 0.01 내지 2.00%,

Mn: 1.00 내지 3.00%,

Ti: 0.010 내지 0.200%,

Al: 0.005 내지 1.000%,

P: 0.100% 이하,

S: 0.0100% 이하,

N: 0.0100% 이하,

Ni: 0 내지 2.00%,

Cu: 0 내지 2.00%,

Cr: 0 내지 2.00%,

Mo: 0 내지 2.00%,

Nb: 0 내지 0.100%,

V: 0 내지 0.100%,

W: 0 내지 0.100%,

B: 0 내지 0.0100%,

REM: 0 내지 0.0300%,

Ca: 0 내지 0.0300%,

Mg: 0 내지 0.0300%

를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불순물로 이루어지고,

$0.100 \leq Ti + Nb + V \leq 0.450$ 을 만족시키고,

마이크로 조직이, 체적률로, 템퍼링 마르텐사이트 및 베이나이트를 합계로 95% 이상 함유하고, 잔부가 페라이트 및 펄라이트를 포함하고,

상기 마이크로 조직이, 원 상당 직경이 5.0nm 이하이고 또한 Ti를 함유하는 석출물을 단위 체적당 5.0×10^9 개/ mm^3 이상 함유하고,

표면으로부터 깊이 20 μ m의 위치에 있어서의 평균 경도 Hvs와, 상기 표면으로부터 0.20 내지 0.50mm의 위치에 있어서의 평균 경도 Hvc의 비인 Hvs/Hvc가, 0.85 이상이고,

인장 강도가 980MPa 이상이며,

상기 인장 강도와 신율의 곱이, 12000MPa \times % 이상이며,

구멍 확장률이 40% 이상인 것을 특징으로 하는 고강도 강판.

청구항 2

제1항에 있어서,

상기 화학 조성이, 질량%로,

Ni: 0.01 내지 2.00%,

Cu: 0.01 내지 2.00%,

Cr: 0.01 내지 2.00%,

Mo: 0.01 내지 2.00%,

Nb: 0.005 내지 0.100%,

V: 0.005 내지 0.100%,

W: 0.005 내지 0.100%,

B: 0.0005 내지 0.0100%,

REM: 0.0003 내지 0.0300%,

Ca: 0.0003 내지 0.0300%,

Mg: 0.0003 내지 0.0300%

로 이루어지는 군에서 선택되는 1종 또는 2종 이상을 함유하는 것을 특징으로 하는 고강도 강판.

청구항 3

제1항 또는 제2항에 있어서,

상기 표면에 용융 아연 도금층을 구비하는 것을 특징으로 하는 고강도 강판.

청구항 4

제3항에 있어서,

상기 용융 아연 도금층이 합금화 용융 아연 도금층인 것을 특징으로 하는 고강도 강판.

청구항 5

제1항 또는 제2항에 기재된 고강도 강판을 제조하는 방법이며,

화학 조성이, 질량%로, C: 0.020 내지 0.090%, Si: 0.01 내지 2.00%, Mn: 1.00 내지 3.00%, Ti: 0.010 내지 0.200%, Al: 0.005 내지 1.000%, P: 0.100% 이하, S: 0.0100% 이하, N: 0.0100% 이하, Ni: 0 내지 2.00%, Cu: 0 내지 2.00%, Cr: 0 내지 2.00%, Mo: 0 내지 2.00%, Nb: 0 내지 0.100%, V: 0 내지 0.100%, W: 0 내지 0.100%, B: 0 내지 0.0100%, REM: 0 내지 0.0300%, Ca: 0 내지 0.0300%, Mg: 0 내지 0.0300%를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불순물을 포함하는 슬래브를 1230℃ 이상으로 가열하는 가열 공정과,

상기 슬래브에 대하여, 마무리 압연 온도가 930℃ 이상이 되도록 열간 압연을 행하여 열연 강판을 얻는 열연 공정과,

상기 열연 강판을, 300℃ 이상, 600℃ 이하에서 권취한 후, 실온까지 냉각하는 권취 공정과,

상기 권취 공정 후의 상기 열연 강판에 대하여 산세를 행하는 산세 공정과,

상기 산세 공정 후의 상기 열연 강판에, 5% 초과, 30% 이하의 압하율로 압하를 행하는 경압하 공정과,

상기 경압하 공정 후의 상기 열연 강판을, 450 내지 Ac1℃의 온도역으로 재가열하여, 10 내지 1500초 유지하는 재가열 공정을 구비하는 것을 특징으로 하는 고강도 강판의 제조 방법.

청구항 6

제5항에 있어서,

상기 재가열 공정 후의 상기 열연 강판에, 용융 아연 도금을 실시하는 용융 아연 도금 공정을 더 구비하는 것을 특징으로 하는 고강도 강판의 제조 방법.

청구항 7

제6항에 있어서,

상기 용융 아연 도금 공정 후의 상기 열연 강판을, 460 내지 600℃로 가열하는 합금화 공정을 더 구비하는 것을 특징으로 하는 고강도 강판의 제조 방법.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은, 고강도 강판 및 그 제조 방법에 관한 것이다.

[0002] 본원은, 2019년 03월 22일에, 일본에 출원된 특허 출원 제2019-055469호에 기초하여 우선권을 주장하고, 그 내용을 여기에 원용한다.

배경 기술

[0003] 근년, 지구 환경 보호를 위해, 자동차의 연비 향상이 요구되고 있다. 자동차의 연비 향상에 관해, 자동차 부품에 사용되는 강판(자동차용 강판)에 대해서는, 내충돌 성능을 확보하면서 차체를 경량화하기 위해, 고강도 강판의 적용이 진행되고 있으며, 서스펜션 부품용으로도 고강도 강판의 개발이 진행되고 있다. 자동차의 서스펜션 부품에 적용되는 강판에는, 고인장 강도, 고내력(고YP), 고연성에 더하여, 내피로 특성이 우수할 것도 요구된다.

[0004] 예를 들어 특허문헌 1, 2에는, 열연 후의 강판에 어닐링과 그 전후에 스킨 패스 압연을 실시함으로써, 고강도화를 도모한 강판이 개시되어 있다. 또한, 특허문헌 1, 2에는, 이들 강판이 내피로 특성이 우수한 것이 개시되어 있다.

[0005] 그러나, 특허문헌 1에 개시된 고강도 강판에서는, 980MPa 이상의 인장 강도가 얻어지고 있지 않다. 또한, 특허문헌 2에 개시된 고강도 강판은, 980MPa 이상의 인장 강도는 확보 가능하지만, 서스펜션 부품에 대한 한층 더한 적용 확대를 위해, 연성(특히 신율)의 향상이 요구되었다.

[0006] 상술한 바와 같이, 종래, 980MPa 이상의 고인장 강도를 갖고, 또한 고내력, 고연성을 갖고, 내피로 특성도 우수한 강판에 대해서는 제안되어 있지 않았다.

선행기술문헌

특허문헌

[0007] (특허문헌 0001) 국제 공개 제2018/026013호

(특허문헌 0002) 국제 공개 제2010/137317호

발명의 내용

해결하려는 과제

[0008] 본 발명은 상기 과제를 감안하여 이루어졌다. 본 발명은, 자동차의 서스펜션 부품에 적합한, 고내력, 고연성, 또한 우수한 내피로 특성을 갖고, 인장 강도가 980MPa 이상인 고강도 강판과 그 제조 방법을 제공하는 것을 목적으로 한다.

과제의 해결 수단

[0009] 본 발명자들은, 상기 과제를 해결하는 방법에 대하여 예의 검토하였다. 그 결과, 소정의 화학 조성을 갖는 강

판에 있어서, 마이크로 조직을, 템퍼링 마르텐사이트 및 베이나이트를 합계로 95% 이상 함유하는 조직으로 하고, 마이크로 조직이, Ti를 함유하는 원 상당 직경이 5.0nm 이하인 석출물을, 단위 체적당 5.0×10^9 개/mm³ 이상 함유하고, 표면으로부터 깊이 20 μ m의 위치에 있어서의 평균 경도 Hvs와, 표면으로부터 0.20 내지 0.50mm의 위치에 있어서의 평균 경도 Hvc의 비인 Hvs/Hvc가 0.85 이상이 되도록 함으로써, 고내력, 고연성(고신율), 또한 우수한 내피로 특성을 갖는, 인장 강도가 980MPa 이상 또한 인장 강도와 연성(신율)의 곱(TS×E1)이 12000MPa×% 이상인 강관을 제조 가능함을 알아냈다.

[0010] 또한, 이와 같은 강관을 얻기 위해서는, 다량으로 함유시킨 Ti나 Nb를 용해하기 위해, 열연에 제공하는 슬래브를 1230℃ 이상으로 가열하고, 열연 후의 권취 온도를 300℃ 이상 600℃ 이하로 하여 마르텐사이트와 베이나이트의 혼합 조직으로 합과 함께, 열연 후의 권취 시의 석출물의 석출을 억제하고, 권취 후의 열연 강관에 경압하를 실시함으로써 전위를 도입하여, 전위를 Ti나 Nb 석출물의 핵 생성 사이트로 하여, 450 내지 Ac1℃의 온도역에서 단시간 열처리함으로써, 미세한 Ti를 포함하는 석출물을, 소정량 이상 석출시키는 것이 유효함을 알아냈다.

[0011] 본 발명은, 상기 지견에 기초하여 이루어진 것이며, 그 요지는 이하와 같다.

[0012] (1) 본 발명의 일 양태에 관한 고강도 강관은, 화학 조성이, 질량%로, C: 0.020 내지 0.090%, Si: 0.01 내지 2.00%, Mn: 1.00 내지 3.00%, Ti: 0.010 내지 0.200%, Al: 0.005 내지 1.000%, P: 0.100% 이하, S: 0.0100% 이하, N: 0.0100% 이하, Ni: 0 내지 2.00%, Cu: 0 내지 2.00%, Cr: 0 내지 2.00%, Mo: 0 내지 2.00%, Nb: 0 내지 0.100%, V: 0 내지 0.100%, W: 0 내지 0.100%, B: 0 내지 0.0100%, REM: 0 내지 0.0300%, Ca: 0 내지 0.0300%, Mg: 0 내지 0.0300%를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불순물을 포함하고, $0.100 \leq Ti+Nb+V \leq 0.450$ 을 만족시키고, 마이크로 조직이, 체적률로, 템퍼링 마르텐사이트 및 베이나이트를 합계로 95% 이상 함유하고, 잔부가 페라이트 및 펄라이트를 포함하고, 상기 마이크로 조직이, 원 상당 직경이 5.0nm 이하이고 또한 Ti를 함유하는 석출물을 단위 체적당 5.0×10^9 개/mm³ 이상 함유하고, 표면으로부터 깊이 20 μ m의 위치에 있어서의 평균 경도 Hvs와, 상기 표면으로부터 0.20 내지 0.50mm의 위치에 있어서의 평균 경도 Hvc의 비인 Hvs/Hvc가, 0.85 이상이고, 인장 강도가 980MPa 이상이며, 상기 인장 강도와 신율의 곱이, 12000MPa×% 이상이다.

[0013] (2) 상기 (1)에 기재된 고강도 강관은, 상기 화학 조성이, 질량%로, Ni: 0.01 내지 2.00%, Cu: 0.01 내지 2.00%, Cr: 0.01 내지 2.00%, Mo: 0.01 내지 2.00%, Nb: 0.005 내지 0.100%, V: 0.005 내지 0.100%, W: 0.005 내지 0.100%, B: 0.0005 내지 0.0100%, REM: 0.0003 내지 0.0300%, Ca: 0.0003 내지 0.0300%, Mg: 0.0003 내지 0.0300%로 이루어지는 군에서 선택되는 1종 또는 2종 이상을 함유해도 된다.

[0014] (3) 상기 (1) 또는 (2)에 기재된 고강도 강관은, 상기 표면에 용융 아연 도금층을 구비해도 된다.

[0015] (4) (3)에 기재된 고강도 강관은, 상기 용융 아연 도금층이 합금화 용융 아연 도금층이어도 된다.

[0016] (5) 본 발명의 다른 양태에 관한 고강도 강관의 제조 방법은, 상기 (1) 또는 (2)에 기재된 고강도 강관을 제조하는 방법이며, 화학 조성이, 질량%로, C: 0.020 내지 0.090%, Si: 0.01 내지 2.00%, Mn: 1.00 내지 3.00%, Ti: 0.010 내지 0.200%, Al: 0.005 내지 1.000%, P: 0.100% 이하, S: 0.0100% 이하, N: 0.0100% 이하, Ni: 0 내지 2.00%, Cu: 0 내지 2.00%, Cr: 0 내지 2.00%, Mo: 0 내지 2.00%, Nb: 0 내지 0.100%, V: 0 내지 0.100%, W: 0 내지 0.100%, B: 0 내지 0.0100%, REM: 0 내지 0.0300%, Ca: 0 내지 0.0300%, Mg: 0 내지 0.0300%를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불순물을 포함하는 슬래브를 1230℃ 이상으로 가열하는 가열 공정과, 상기 슬래브에 대하여, 마무리 압연 온도가 930℃ 이상이 되도록 열간 압연을 행하여 열연 강관을 얻는 열연 공정과, 상기 열연 강관을, 300℃ 이상, 600℃ 이하에서 권취한 후, 실온까지 냉각하는 권취 공정과, 상기 권취 공정 후의 상기 열연 강관에 대하여 산세를 행하는 산세 공정과, 상기 산세 공정 후의 상기 열연 강관에, 5% 초과, 30% 이하의 압하율로 압하를 행하는 경압하 공정과, 상기 경압하 공정 후의 상기 열연 강관을, 450 내지 Ac1℃의 온도역으로 재가열하여, 10 내지 1500초 유지하는 재가열 공정을 구비한다.

[0017] (6) 상기 (5)에 기재된 고강도 강관의 제조 방법은, 또한, 상기 재가열 공정 후의 상기 열연 강관에, 용융 아연 도금을 실시하는 용융 아연 도금 공정을 구비해도 된다.

[0018] (7) 상기 (6)에 기재된 고강도 강관의 제조 방법은, 또한, 상기 용융 아연 도금 공정 후의 상기 열연 강관을, 460 내지 600℃로 가열하는 합금화 공정을 구비해도 된다.

발명의 효과

- [0019] 본 발명의 상기 양태에 의하면, 고내력, 고연성 및 우수한 내피로 특성을 갖는, 인장 강도가 980MPa 이상인 고강도 강판을 제공할 수 있다. 이 강판은, 자동차 부품의 경량화에 기여하기 때문에 공업적으로 큰 가치가 있다. 또한, 이 강판은, 고강도(고인장 강도), 고내력, 고연성이며, 또한 내피로 특성이 우수하므로, 자동차의 서스펜션 부품에 적합하다.
- [0020] 본 발명의 고강도 강판은, 표면에 아연 도금층을 구비하는 고강도 용융 아연 도금 강판, 그리고, 고강도 합금화 용융 아연 도금 강판 등의 도금 강판을 포함한다.

도면의 간단한 설명

- [0021] 도 1a는 본 발명 강의, Ti를 포함하는 석출물의 입자경마다의 개수 밀도를 도시하는 도면이다.
- 도 1b는 비교 강의, Ti를 포함하는 석출물의 입자경마다의 개수 밀도를 도시하는 도면이다.
- 도 2a는 열연 후의 권취 온도와 YP(내력)의 관계를 도시하는 도면이다.
- 도 2b는 열연 후의 권취 온도와 TS(인장 강도)의 관계를 도시하는 도면이다.
- 도 2c는 열연 후의 권취 온도와 TS×E1(신율)의 관계를 도시하는 도면이다.
- 도 2d는 열연 후의 권취 온도와 λ(구멍 확장률)의 관계를 도시하는 도면이다.
- 도 3a는 경압하에서의 압하율과 YP(내력)의 관계를 도시하는 도면이다.
- 도 3b는 경압하에서의 압하율과 TS(인장 강도)의 관계를 도시하는 도면이다.
- 도 3c는 경압하에서의 압하율과 TS×E1(신율)의 관계를 도시하는 도면이다.
- 도 3d는 경압하에서의 압하율과 λ(구멍 확장률)의 관계를 도시하는 도면이다.
- 도 4a는 재가열 공정에서의 열처리 온도와 YP(내력)의 관계를 도시하는 도면이다.
- 도 4b는 재가열 공정에서의 열처리 온도와 TS(인장 강도)의 관계를 도시하는 도면이다.
- 도 4c는 재가열 공정에서의 열처리 온도와 TS×E1(신율)의 관계를 도시하는 도면이다.
- 도 4d는 재가열 공정에서의 열처리 온도와 λ(구멍 확장률)의 관계를 도시하는 도면이다.
- 도 5a는 재가열 공정에서의 열처리 시간과 YP(내력)의 관계를 도시하는 도면이다.
- 도 5b는 재가열 공정에서의 열처리 시간과 TS(인장 강도)의 관계를 도시하는 도면이다.
- 도 5c는 재가열 공정에서의 열처리 시간과 TS×E1(신율)의 관계를 도시하는 도면이다.
- 도 5d는 재가열 공정에서의 열처리 시간과 λ(구멍 확장률)의 관계를 도시하는 도면이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

- [0022] 본 발명의 일 실시 형태에 관한 고강도 강판(이하, 본 실시 형태에 관한 강판)은, 소정의 화학 조성을 갖고, 마이크로 조직이, 템퍼링 마르텐사이트 및 베이나이트를 합계로 95% 이상 함유하고, 잔부가 페라이트 및 펠라이트를 포함하고, 상기 마이크로 조직이, Ti를 함유하는 원 상당 직경이 5.0nm 이하인 석출물을, 단위 체적당 5.0×10^9 개/mm³ 이상 함유하고, 표면으로부터 깊이 20μm의 위치에 있어서의 평균 경도 Hvs와 표면으로부터 0.20 내지 0.50mm의 위치에 있어서의 평균 경도 Hvc의 비인 Hvs/Hvc가, 0.85 이상이다. 또한, 본 실시 형태에 관한 강판은, 인장 강도가 980MPa 이상이며, 인장 강도와 신율의 곱이 12000MPa×% 이상이다.
- [0023] 본 실시 형태에 관한 강판에서는, 고강도, 고연성이며, YP/TS≥0.90이라는 고내력, 피로 한도/TS≥0.40 이상이라는 우수한 내피로 특성이 얻어진다. 또한, 구멍 확장률도 40% 이상을 확보할 수 있다.
- [0024] 이하, 본 실시 형태에 관한 강판에 대하여 상세하게 설명한다.
- [0025] <마이크로 조직이, 체적률로, 템퍼링 마르텐사이트 및 베이나이트를 합계로 95% 이상 함유하고, 잔부가 페라이트 및 펠라이트를 포함한다>

- [0026] 먼저, 마이크로 조직의 한정 이유에 관하여 설명한다.
- [0027] 본 실시 형태에 관한 강판에서는, 마이크로 조직의 주상은, 체적률로 합계 95% 이상의 템퍼링 마르텐사이트 및 베이나이트이다.
- [0028] 본 실시 형태에 관한 강판은, 후술하는 바와 같이, 열연, 이것에 계속되는 경압하에 의한 전위 도입 및 열처리를 이용하여, Ti를 함유하는 원 상당 직경이 5.0nm 이하인 석출물을, 그 개수 밀도가 5.0×10^9 개/ mm^3 이상이 되도록 제어하고 있다. 그 때문에, 열처리 전의 마이크로 조직의 주상을, 열처리 시에 석출물의 석출 사이트가 되는 전위를 많이 포함하는 마르텐사이트 또는 베이나이트로 할 필요가 있다. 전위를 많이 포함하는 마르텐사이트 또는 베이나이트에 열처리를 행함으로써, 미세한 석출물을 포함하는 템퍼링 마르텐사이트 및/또는 베이나이트가 주상이 된다. 게다가, 열처리 전에 존재하는 마르텐사이트나 베이나이트 중의 전위나 가공 시에 도입된 전위는, 열처리에 의해 회복, 재배열되기 때문에, 열처리에 의해 연성의 향상도 불러온다. 특히, 베이나이트는 마르텐사이트에 비해 신율이 높기 때문에, 특히 우수한 연성을 필요로 하는 경우, 베이나이트 체적률을 50% 이상으로 하는 것이 바람직하다.
- [0029] 또한, 페라이트나 펄라이트는 고온에서 형성되기 때문에, 이들 조직이 형성되면 그 내부에 석출되는 Ti를 포함하는 석출물도 조대화되기 쉽다. 이 경우, Ti를 함유하는 원 상당 직경이 5.0nm 이하인 석출물을 5.0×10^9 개/ mm^3 이상 확보할 수 없다. 이것으로부터도, 마이크로 조직은, 체적률로, 템퍼링 마르텐사이트 및/또는 베이나이트를 체적률로 합계 95% 이상 포함하고, 잔부를 5% 이하로 할 필요가 있다. 본 실시 형태에 있어서, 템퍼링 마르텐사이트란, 시멘타이트 및/또는 Ti를 포함하는 석출물을 포함하는, 마르텐사이트를 의미한다.
- [0030] 마이크로 조직은, 강판을 압연 방향에 평행하게 잘라내고, 판 두께 방향이 관찰면이 되도록 연마 및 나이탈 시약으로 에칭한 후, SEM을 사용하여, 1000 내지 30000배의 배율로 판 두께 방향으로 표면으로부터 판 두께의 1/4의 위치를 관찰함으로써, 페라이트, 베이나이트, 펄라이트, 마르텐사이트의 동정이 가능하다. 즉, 페라이트는 철계 탄화물을 포함하지 않는 등축 형상을 한 입자인 것, 펄라이트는 페라이트 및 시멘타이트의 층상 조직인 것, 베이나이트란 래스상의 형태를 한 조직이며 래스간에 시멘타이트나 잔류 오스테나이트를 포함하는 조직인 것 등의 조직 형태로부터 판단이 가능하다. SEM 관찰 화상으로부터 동정한 각 조직의 면적률을 구하고, 이것을 체적률로 한다. 각각의 체적 분율은, 상기 배율로 5시야 이상(예를 들어 5 내지 10시야) 관찰하고, 각각의 시야에서 얻어진 각 조직의 분율을 평균하여 구한다.
- [0031] 마르텐사이트에는 래스 내에 탄화물을 포함하는 템퍼링 마르텐사이트와, 탄화물을 포함하지 않는 켈칭 상태 그대로의 마르텐사이트(프레시 마르텐사이트)의 양쪽이 존재하지만, 이들은 SEM이나 TEM으로 관찰하고, 탄화물의 유무를 확인함으로써 동정 가능하다. 일반적으로, 템퍼링 마르텐사이트는 시멘타이트 등의 철계 탄화물을 포함하는 것을 가리키는 경우가 많지만, 본 실시 형태에서는 Ti를 포함하는 미세 석출물을 포함하는 마르텐사이트도 템퍼링 마르텐사이트로 정의한다.
- [0032] <마이크로 조직이, Ti를 함유하는 원 상당 직경이 5.0nm 이하인 석출물을, 단위 체적당 5.0×10^9 개/ mm^3 이상 함유한다>
- [0033] 다음에, 본 발명자들이 석출물의 사이즈나 개수 밀도에 주목한 이유에 관하여 설명한다. 본 발명자들은, 980MPa 이상의 인장 강도의 확보를 가능하게 하는 석출물의 사이즈와 개수 밀도의 관계를 예의 조사하였다. 그 결과, 종래의 열연 강판이나 특허문헌 1, 2의 강판에 포함되는 석출물은 사이즈(원 상당 직경)를 5.0nm 이하로 제어할 수 없고, 개수 밀도도 작음을 알 수 있었다. 본 발명자들이 더 검토한 결과, 이 원인은, 석출물을 형성하는 Ti 등의 함유량이 적거나, 혹은, Ti 등을 함유시켰다고 해도 슬래브의 단계에서 조대한 석출물로서 존재하여, 슬래브 가열 시에도 용해되지 않는 것, 열연 후의 권취와 같은 장시간의 열처리에서 석출된 TiC가 조대화됨으로써, 원 상당 직경이 5.0nm 이하인 석출물의 개수 밀도가 5.0×10^9 개/ mm^3 미만으로 되어 버리는 것에 있음을 알아냈다.
- [0034] 본 실시 형태에 관한 강판은, Ti를 포함하는 원 상당 직경 5.0nm 이하의 석출물을 개수 밀도로 5.0×10^9 개/ mm^3 이상 함유하는 템퍼링 마르텐사이트를 주상으로 함으로써, 980MPa 이상의 인장 강도가 확보 가능하고, 내피로 특성도 우수하다.
- [0035] 석출물의 사이즈 및 개수 밀도의 한정 이유에 관하여 설명한다.

- [0036] Ti를 포함하는 원 상당 직경이 5.0nm 이하인 석출물의 단위 체적당의 개수 밀도를 5.0×10^9 개/ mm^3 이상으로 하는 것은, 980MPa 이상의 인장 강도를 확보하기 위해서이다. 개수 밀도가 5.0×10^9 개/ mm^3 미만이면, 980MPa 이상의 인장 강도의 확보가 어렵다. 그 때문에, Ti를 포함하는 원 상당 직경이 5.0nm 이하인 석출물의 개수 밀도는, 5.0×10^9 개/ mm^3 이상으로 할 필요가 있다.
- [0037] 석출물을, Ti를 포함하는 석출물로 한 것은, Ti를 포함하는 석출물이, 열연 전의 슬래브의 가열 단계에서 다량으로 용해시키기 쉽고, 또한, 원 상당 직경이 5.0nm 이하인 미세한 석출물로서 석출되기 때문이다. 여기에서 말하는 5.0nm란 원 상당 직경이다. 석출물로서는, 탄화물, 질화물, 탄질화물 등 종류는 한정되지 않지만, 특히 탄화물이, 5.0nm 이하의 미세한 석출물로서 석출되어, 강도 향상에 기여하므로 바람직하다. Ti의 석출물은, 주로 주상인 템퍼링 마르텐사이트 및 베이나이트에 포함된다.
- [0038] Nb도 Ti와 유사한 효과를 갖지만, Nb의 탄화물은 슬래브의 가열 단계에서 용해 가능한 양이 적고, 또한, Nb를 단독으로 함유시켜도 980MPa 이상의 인장 강도를 확보할 수 없다. 또한, V는 슬래브의 가열 단계에서 다량의 용해가 가능하지만, 석출물의 사이즈가 비교적 커서, V를 단독으로 함유시켜도 5.0nm 이하의 석출물을 5.0×10^9 개/ mm^3 이상 확보하는 것은 어렵다. 이것으로부터, Ti를 포함하는 석출물로 할 필요가 있다. 단, 5.0nm 이하의 석출물을 5.0×10^9 개/ mm^3 이상 확보할 수 있는 것이면, Ti의 일부를, Nb, V 및/또는 Mo로 치환한 구조를 갖는 복합 석출물((Ti, Nb, V)C 등)이어도 된다.
- [0039] 상술한 개수 밀도와 함께 제어하는 석출물의 사이즈를 원 상당 직경으로 5.0nm 이하로 하는 이유는, 980MPa 이상의 인장 강도를 확보하기 위해서이다. 원 상당 직경이 5.0nm 초과인 석출물에서는, 개수 밀도를 5.0×10^9 개/ mm^3 이상으로 할 수 없어, 980MPa 이상의 인장 강도를 확보할 수 없다.
- [0040] 원 상당 직경이란, 관찰된 석출물의 형상을 원으로 가정하고, 그 면적이 증가가 되는 원의 직경으로 환산한 값이다. 구체적으로는, Ti의 석출물은 구상 이외에, 판상이나 침상의 형상을 하는 것이 있지만, 관찰한 석출물의 면적을 측정하고, 석출물을 원으로 가정하고, 그 면적이 증가가 되는 원의 직경으로 환산한 값이 원 상당 직경이다.
- [0041] 본 실시 형태에 관한 강관은, 석출 강화를 활용하여 강관의 강도를 확보하고 있다. 그 때문에, 아크 용접 등의 용접 시의 과제였던 열 영향부에서의 연화를 억제할 수 있어, 용접부의 피로 강도도 우수하다. 또한, 본 실시 형태에 관한 강관은, Ti를 함유하는 원 상당 직경 5.0nm 이하의 석출물에 의해 강도를 높이고 있다. 이와 같은 경우, 항복 응력(YP)과 인장 강도(TS)의 비인 항복비(=YP/TS)가 0.90 이상으로 매우 높다. 항복비가 높은 본 실시 형태에 관한 강관을 사용함으로써, 연석 올라탐이나 충돌 시에 변형되기 어려운 자동차용 서스펜션 부품을 제공할 수 있다.
- [0042] Ti를 포함하는 석출물의 개수 밀도는, 전해 추출 잔차법을 사용하여, 강관의 단위 체적당에 포함되는 석출물의, 1.0nm 피치에서의 원 상당 직경마다의 개수 밀도를 (예를 들어 원 상당 직경 0nm 초과, 1.0nm 이하의 개수 밀도, 1.0nm 초과, 2.0nm 이하의 개수 밀도, 2.0nm 초과, 3.0nm 이하의 개수 밀도 ...라고 하는 방식으로) 측정한다. 석출물의 개수 밀도는, 강관의 대표적인 조직이 얻어지는 표면으로부터 깊이 방향으로 0.20mm 내지 3/8 두께 위치, 예를 들어 표면으로부터 판 두께의 1/4의 위치 부근으로부터 채취하는 것이 바람직하다. 판 두께 중심은, 중심 편석의 영향에 의해, 조대한 탄화물이 존재하는 경우가 있음과 함께, 편석 영향에 의해 국소적인 화학 조성이 다르기 때문에, 측정 위치로서 바람직하지 않다. 표면으로부터 깊이 방향으로 0.20mm 미만의 위치는, 경압하에 의해 도입된 고밀도의 전위의 영향이나 가열 시의 탈탄 영향을 받아, 탄화물의 개수 밀도가 내부와 다른 경우가 있기 때문에, 측정 위치로서 바람직하지 않다.
- [0043] 측정 시에는, 투과형 전자 현미경(TEM) 및 EDS로 탄화물의 조성 분석을 행하여, 미세한 석출물이 Ti를 포함하는 석출물임을 확인하면 된다. 구체적으로는, 강관을 표면으로부터 판 두께의 1/4의 위치까지 연마하고, 전해 추출 잔차법에 따라서, 강관을 1g 정도 용해한 후, 얻어진 Ti 석출물을 포함하는 용액을 여과지로 거르고, 얻어진 석출물을 C 레플리카에 부착시킨 후, TEM 관찰을 실시한다. 관찰 시에는, 배율은, 50000 내지 100000배로 20 내지 30시야로 하고, 얻어진 석출물의 화학 조성을 EDS로 특정한다. 그 후, TEM 관찰에 의해 얻어진 사진을 화상 해석하여, 각각의 석출물의 원 상당 직경과 개수 밀도를 산출한다.
- [0044] 측정 대상으로 하는 석출물의 사이즈의 하한은 특별히 정하지 않고, 원 상당 직경 5.0nm 이하의 석출물을, 단위 체적당 5.0×10^9 개/ mm^3 이상으로 함으로써 효과는 얻어지지만, 본 실시 형태에 관한 열연 강관에서는, 0.4nm 미

만의 석출물은 적다고 생각되므로, 0.4nm 이상의 원 상당 직경의 석출물을 실질적인 대상으로 해도 된다.

- [0045] <표면으로부터 깊이 20 μ m의 위치에 있어서의 평균 경도 Hvs와, 표면으로부터 0.20 내지 0.50mm의 위치에 있어서의 평균 경도 Hvc의 비인 Hvs/Hvc가, 0.85 이상>
- [0046] 본 실시 형태에 관한 강판에서는, 표면으로부터 깊이 20 μ m의 위치에 있어서의 평균 경도 Hvs와, 표면으로부터 0.20 내지 0.50mm의 위치(판 두께 방향으로, 표면으로부터 0.20mm의 위치 내지 표면으로부터 0.50mm의 위치까지의 범위)에 있어서의 평균 경도 Hvc의 비인 Hvs/Hvc를, 0.85 이상으로 할 필요가 있다.
- [0047] 표면으로부터 판 두께 방향으로 20 μ m의 위치의 평균 경도(Hvs)와, 표면으로부터 판 두께 방향으로 0.20 내지 0.50mm의 위치에 있어서의 평균 경도(Hvc)의 비인 Hvs/Hvc를, 0.85 이상으로 하는 것은, Hvs/Hvc를 높여, 내피로 특성을 크게 향상시키기 위해서이다.
- [0048] 일반적으로, 피로 파괴는 표면으로부터 발생하므로, 피로 균열의 발생을 억제하기 위해서는 표층을 경질화하는 것이 유효하다. 한편, 열연 강판은, 슬래브 가열이나 열연 중에 산화성의 분위기에 노출되기 때문에, 탈탄 등이 발생하여, 표층 경도가 저하되기 쉽다. 표층 경도가 저하되면, 내피로 특성이 열화된다.
- [0049] 본 발명자들이 예의 검토를 행한 결과, 경압하와 그 후의 열처리를 조합함으로써 표층을 우선적으로 경화하는 것이 가능하고, 결과로서 내피로 특성을 향상시킬 수 있음을 알아냈다.
- [0050] 표층의 경도로서, 표면으로부터 깊이 방향(판 두께 방향)으로 20 μ m의 위치의 경도를 정의한 것은, 본 위치의 경도를 상승시킴으로써 내피로 특성의 향상이 가능하기 때문이다. 또한, 표면으로부터 20 μ m 미만의 위치에서의 경도 측정은, 표면의 영향을 받기 때문에 정확한 측정이 어렵고, 한편, 표면으로부터 20 μ m의 위치보다도 강판 내부층의 위치에서의 경도 상승은, 내피로 특성과의 상관이 작기 때문이다.
- [0051] 표면으로부터 0.20 내지 0.50mm의 위치의 평균 경도(Hvc)는, 이 범위의 평균 경도로 한다. 판 두께 중심은, Mn 등의 편석의 영향을 받아, 경도가 안정되지 않는 경우가 있다. 이것으로부터, 판 두께 중심, 즉, 편석부에서의 경도 측정은 피하는 것이 바람직하다.
- [0052] Hvs/Hvc를, 0.85 이상으로 한 것은, 경도비(Hvs/Hvc)가 0.85 이상으로 됨으로써, 현저한 내피로 특성 향상 효과가 있기 때문이다. 이 효과는, 0.87 이상에서 보다 현저해지므로, 0.87 이상으로 하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는 0.90 이상이다.
- [0053] 표면으로부터 깊이 20 μ m의 위치에 있어서의 평균 경도 Hvs와, 표면으로부터 0.20 내지 0.50mm 위치에 있어서의 평균 경도 Hvc는 이하의 방법으로 구한다.
- [0054] 표면으로부터 깊이 20 μ m의 위치에 있어서의 평균 경도 Hvs는, 강판의 폭 방향 1/4 위치로부터 압연 방향에 평행한 단면이 측정면이 되도록 샘플을 잘라내고, 매립 연마를 실시한 후, 표면으로부터 20 μ m 위치의 비커스 경도를 JIS Z 2244:2009에 준거하여 하중 10gf로 10점 측정하고, 그 평균값을 Hvs로 한다. Hvc는, 강판의 폭 방향 1/4 위치로부터 압연 방향에 평행한 단면이 측정면이 되도록 샘플을 잘라내고, 매립 연마를 실시한 후, 하중 10gf로 표면으로부터 0.20 내지 0.50mm 위치로부터 판 두께 방향으로 약 0.05mm 피치로 비커스 경도를 함께 7점 측정하고(예를 들어 표면으로부터 0.20mm, 0.25mm, 0.30mm, 0.35mm, 0.40mm, 0.45mm 및 0.50mm의 위치에서 측정하고), 그 평균값을 Hvc로 정의한다.
- [0055] <인장 강도가 980MPa 이상>
- [0056] <인장 강도와 신율의 곱이 12000MPa \times % 이상>
- [0057] 서스펜션 부품에 대한 적용에 의한 자동차의 연비 향상의 관점에서, 본 실시 형태에 관한 강판은, 인장 강도를 980MPa 이상, 인장 강도와 신율의 곱을 12000MPa \times % 이상으로 한다.
- [0058] 인장 강도의 상한을 한정할 필요는 없지만, 일정 이상의 신율을 확보하기 위해, 인장 강도를 1180MPa 미만으로 해도 된다. 인장 강도는, 1179MPa 이하, 또는, 1170MPa 이하로 해도 된다.
- [0059] 본 실시 형태에 관한 강판의 판 두께는, 특별히 한정되지 않지만, 제조의 안정성 등을 고려한 경우, 예를 들어 1.0 내지 4.0mm이다. 바람직하게는, 1.5 내지 3.0mm이다.
- [0060] 다음에, 본 실시 형태에 관한 강판의 화학 조성의 한정 이유를 설명한다. 함유량의 %는 질량%이다.
- [0061] C: 0.020 내지 0.090%

- [0062] C는, 강판의 강도를 높이기 위해 유효한 원소이다. 또한, C는, Ti를 포함하는 탄화물을 형성하는 원소이다. C 함유량이 0.020% 미만이면, 탄화물의 개수 밀도를 5.0×10^9 개/mm³ 이상 확보할 수 없다. 그 때문에, C 함유량을 0.020% 이상으로 한다.
- [0063] 한편, C 함유량이 0.090%를 초과하면, 그 효과가 포화될 뿐만 아니라, 슬래브 가열 시에 탄화물이 녹기 어려워진다. 그 때문에, C 함유량은 0.090% 이하이다. 바람직하게는 0.080% 이하이다.
- [0064] Si: 0.01 내지 2.00%
- [0065] Si는, 고용 강화에 의해 강판의 고강도화에 기여하는 원소이다. 이것으로부터, Si 함유량을 0.01% 이상으로 한다.
- [0066] 한편, Si 함유량이 2.00% 초과이면, 효과가 포화될 뿐만 아니라, 열연 강판에 견고한 스케일이 발생하여, 외관이나 산세성이 열화된다. 그 때문에, Si 함유량을 2.00% 이하로 한다.
- [0067] Mn: 1.00 내지 3.00%
- [0068] Mn은, 강판의 마이크로 조직에 있어서의 마르텐사이트, 베이나이트의 체적률을 높여 강판의 강도를 높이기 위해 유효한 원소이다. 마르텐사이트 및 베이나이트의 체적률을 합계 95% 이상으로 하기 위해, Mn 함유량을 1.00% 이상으로 한다. Mn 함유량이 1.00% 미만이면, 마르텐사이트, 베이나이트의 체적률이 저하되어, 충분한 강화를 할 수 없다.
- [0069] 한편, Mn 함유량이 3.00% 초과이면, 그 효과가 포화됨과 함께, 경제성이 저하된다. 그 때문에, Mn 함유량을 3.00% 이하로 한다. Mn 함유량은, 바람직하게는 2.65% 이하, 보다 바람직하게는 2.30% 이하이다.
- [0070] Al: 0.005 내지 1.000%
- [0071] Al은, 열연에서의 조직 제어 및 탈산에 유효한 원소이다. 이들 효과를 얻기 위해, Al 함유량을 0.005% 이상으로 한다. Al 함유량이 0.005% 미만이면 충분한 탈산 효과를 얻을 수 없어, 강판 중에 다량의 개재물(산화물)이 형성된다.
- [0072] 한편, Al 함유량이 1.000%를 초과하면, 슬래브가 취화되므로 바람직하지 않다. 그 때문에, Al 함유량을 1.000% 이하로 한다.
- [0073] Ti: 0.010 내지 0.200%
- [0074] Nb: 0 내지 0.100%
- [0075] V: 0 내지 0.100%
- [0076] $0.100 \leq Ti + Nb + V \leq 0.450$ (Ti, Nb, V는 질량%로의 Ti 함유량, Nb 함유량, V 함유량)
- [0077] Ti, Nb, V는, C나 N과 결합하여 석출물(탄화물, 질화물, 탄질화물 등)을 형성하고, 이들 석출물에 의한 석출 강화를 통해 강판 강도의 향상에 기여하는 원소이다. 후술하는 제조 방법을 통해, Ti를 함유하는 원 상당 직경 5.0nm 이하의 미세 석출물을 5.0×10^9 개/mm³ 이상 얻기 위해, Ti 함유량을 0.010% 이상으로 한 후에, Ti, Nb, V의 합계 함유량(Ti+Nb+V)을 0.100% 이상으로 한다. Ti, Nb, V의 합계 함유량은, 바람직하게는, 0.105% 이상이며, 보다 바람직하게는, 0.110% 이상이다.
- [0078] 한편, Ti, Nb, V의 합계 함유량(Ti+Nb+V)이 0.450% 초과이면, 슬래브나 열연판에 이들 석출물이 과잉으로 석출되어 취화를 초래하기 때문에 제조성이 떨어진다. 그 때문에, Ti, Nb, V의 합계 함유량은 0.450% 이하로 한다.
- [0079] 또한, Ti의 함유량의 상한을 0.200%, Nb의 함유량의 상한을 0.100%, V의 함유량의 상한을 0.100%로 한 것은, 이들 상한을 초과하면, 슬래브 가열 온도의 하한을 1230℃ 이상으로 하였다고 해도 주조 단계에서 석출된 조대 석출물을 용해하기 어렵기 때문이다. 게다가, Ti, Nb, V의 과도한 함유는 슬래브나 강판을 취화시킨다. 그 때문에, Ti이면 0.200%를 상한으로 하고, Nb이면 0.100%를 상한으로 하고, V이면 0.100%를 상한으로 하는 것이 바람직하다.
- [0080] Ti를 함유하는 원 상당 직경 5.0nm 이하의 미세 탄화물을 5.0×10^9 개/mm³ 이상 확보하기 위한 Ti, Nb, V의 조합은 어떤 것이어도 되지만, 열연 슬래브 가열 시의 탄화물을 용해시키기 위해서는, 보다 다량으로 함유시키기 쉽

고, 또한, 저렴한 Ti의 함유량을 적어도 0.010% 이상으로 한다.

- [0081] P: 0.100% 이하
- [0082] P는, 강관의 관 두께 중앙부에 편석되는 원소이며, 또한, 용접부를 취화시키는 원소이기도 하다. P 함유량이 0.100% 초과로 되면 특성의 열화가 현저해지므로, P 함유량을 0.100% 이하로 한다. 바람직하게는 0.050% 이하이다. P 함유량은 낮은 쪽이 바람직하고, 하한은 특별히 정하지 않고 효과가 발휘되지만(0%여도 되지만), P 함유량을 0.001% 미만으로 저감하는 것은, 경제적으로 불리하므로, P 함유량의 하한을 0.001%로 해도 된다.
- [0083] S: 0.0100% 이하
- [0084] S는, 황화물로서 존재함으로써, 슬래브 취화를 초래하는 원소이다. 또한 S는, 강관의 성형성을 열화시키는 원소이다. 그 때문에, S 함유량을 제한한다. S 함유량이 0.0100%를 초과하면 특성의 열화가 현저해지므로, S 함유량을 0.0100% 이하로 한다. 한편, 하한은 특별히 정하지 않고 효과가 발휘되지만(0%여도 되지만), S 함유량을 0.0001% 미만으로 저감하는 것은, 경제적으로 불리하므로, S 함유량의 하한을 0.0001%로 해도 된다.
- [0085] N: 0.0100% 이하
- [0086] N은, 조대한 질화물을 형성하여, 굽힘성이나 구멍 확장성을 열화시키는 원소이다. N 함유량이 0.0100%를 초과하면, 굽힘성이나 구멍 확장성이 현저하게 열화되므로, N 함유량을 0.0100% 이하로 한다. 또한, N은 Ti와 결합함으로써 조대한 TiN이 되고, N을 다량으로 포함하는 경우, Ti를 포함하는 원 상당 직경이 5.0nm 이하인 석출물의 개수 밀도가 5.0×10^9 개/mm³를 하회한다. 이것으로부터, N 함유량은 적은 쪽이 바람직하다.
- [0087] 한편, N 함유량의 하한은, 특별히 정할 필요는 없지만(0%여도 되지만), N 함유량을 0.0001% 미만으로 저감하면, 제조 비용이 대폭 증가되므로, 0.0001%가 N 함유량의 실질적인 하한이다. 제조 비용의 관점에서, N 함유량을 0.0005% 이상으로 해도 된다.
- [0088] 이상이 본 실시 형태에 관한 강관의 기본적인 화학 성분이며, 본 실시 형태에 관한 강관의 화학 조성은, 상기 원소를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불순물을 포함하고 있어도 된다. 그러나, 각종 특성의 향상을 목적으로 하여, 하기와 같은 성분을 더 함유할 수 있다. 이하의 원소는, 반드시 함유할 필요는 없으므로, 함유량의 하한은 0%이다.
- [0089] Ni: 0 내지 2.00%
- [0090] Cu: 0 내지 2.00%
- [0091] Cr: 0 내지 2.00%
- [0092] Mo: 0 내지 2.00%
- [0093] Ni, Cu, Cr, Mo는, 열연에서의 조직 제어를 통해 강관의 고강도화에 기여하는 원소이다. 이 효과를 얻는 경우, Ni, Cu, Cr, Mo 중 1종 또는 2종 이상을, 각각, 0.01% 이상 함유시킴으로써 현저해진다. 그 때문에, 효과를 얻는 경우, 함유량을 각각 0.01% 이상으로 하는 것이 바람직하다.
- [0094] 한편, 각 원소의 함유량이, 각각 2.00%를 초과하면, 용접성, 열간 가공성 등이 열화된다. 그 때문에, 함유시키는 경우에도, Ni, Cu, Cr, Mo의 함유량은 2.00% 이하로 한다.
- [0095] W: 0 내지 0.100%
- [0096] W는, 석출 강화를 통해 강관의 강도의 향상에 기여하는 원소이다. 이 효과를 얻는 경우 W 함유량을 0.005% 이상으로 하는 것이 바람직하다.
- [0097] 한편, W 함유량이 0.100%를 초과하면, 효과가 포화될 뿐만 아니라, 열간 가공성이 저하된다. 그 때문에, 함유시키는 경우에도, W 함유량을 0.100% 이하로 한다.
- [0098] B: 0 내지 0.0100%
- [0099] B는, 열연에서의 변태를 제어하고, 조직 강화를 통해 강관의 강도를 향상시키기 위해 유효한 원소이다. 이 효과를 얻는 경우, B 함유량을 0.0005% 이상으로 하는 것이 바람직하다.
- [0100] 한편, B 함유량이 0.0100% 초과로 되면, 효과가 포화될 뿐만 아니라, 철계의 붕화물이 석출되어, 고용 B에 의한 퀀칭성 향상의 효과가 상실된다. 그 때문에, 함유시키는 경우에도, B 함유량을 0.0100% 이하로 한다. 바

람직하게는 0.0080% 이하, 보다 바람직하게는, 0.0050% 이하이다.

- [0101] REM: 0 내지 0.0300%
- [0102] Ca: 0 내지 0.0300%
- [0103] Mg: 0 내지 0.0300%
- [0104] REM, Ca, Mg는, 강관의 강도에 영향을 주어, 재료의 개선에 기여하는 원소이다. REM, Ca, Mg 중 1종 또는 2종 이상의 합계가 0.0003% 미만이면, 충분한 효과가 얻어지지 않으므로, 효과를 얻는 경우, REM, Ca, Mg의 합계 함유량을 0.0003% 이상으로 하는 것이 바람직하다.
- [0105] 한편, REM, Ca, Mg가 각각 0.0300%를 초과하면, 주조성이나 열간에서의 가공성이 열화된다. 그 때문에, 함유시키는 경우에도, 각각의 함유량을 0.0300% 이하로 한다.
- [0106] 본 실시 형태에 있어서, REM이란, Rare Earth Metal의 약칭이며, 란타노이드 계열에 속하는 원소를 가리키고, REM 함유량이란, 이들 원소의 합계 함유량이다. REM은, 미수 메탈로 첨가하는 경우가 많고, 또한, Ce 외에, 란타노이드 계열의 원소를 복합으로 함유하는 경우가 있다. 본 실시 형태에 관한 강관이, 불순물로서, La나, Ce 이외의 란타노이드 계열의 원소를 포함하고 있어도, 효과는 발현된다. 또한, 금속을 첨가해도, 효과는 발현된다.
- [0107] 상술한 바와 같이, 본 실시 형태에 관한 강관은, 기본 원소를 포함하고, 필요에 따라서 임의 원소를 포함하고, 잔부는 Fe 및 불순물을 포함한다. 불순물이란, 강관의 제조 과정에 있어서, 원료로부터, 또는 그 밖의 제조 공정으로부터, 의도치 않게 포함되는 성분을 말한다. 예를 들어 불순물로서는, P, S, N 이외에 O를 미량 함유하는 경우가 있다. O는, 산화물을 형성하고, 개재물로서 존재하는 경우가 있다.
- [0108] 본 실시 형태에 관한 강관에서는, 표면에 또한 용융 아연 도금층을 구비해도 된다. 또한, 용융 아연 도금은, 합금화 처리가 실시된 합금화 용융 아연 도금이어도 된다.
- [0109] 아연 도금은 내식성 향상에 기여하기 때문에, 내식성이 기대되는 용도에 대한 적용의 경우에는 아연 도금을 실시한 용융 아연 도금 강관 또는 합금화 용융 아연 도금 강관으로 하는 것이 바람직하다.
- [0110] 자동차의 서스펜션 부품은, 부식에 의한 천공의 우려가 있기 때문에, 고강도화해도 어느 일정 판 두께 이하로 박막화할 수 없는 경우가 있다. 강관의 고강도화의 목적의 하나는, 박막화에 의한 경량화이기 때문에, 고강도 강관을 개발해도, 내식성이 낮으면 적용 부위가 한정된다. 이들 과제를 해결하는 방법으로서, 내식성이 높은 용융 아연 도금 등의 도금을 강관에 실시하는 것이 생각된다. 본 실시 형태에 관한 강관은, 강관 성분을 상술한 바와 같이 제어하고 있으므로, 용융 아연 도금이 가능하다.
- [0111] 도금층은 전기 아연 도금이어도 되고, Zn에 더하여 Al 및/또는 Mg를 포함하는 도금이어도 된다.
- [0112] 다음에, 본 실시 형태에 관한 강관의 바람직한 제조 방법에 대하여 설명한다. 본 실시 형태에 관한 강관은, 제조 방법에 상관없이 상기 특징을 갖고 있으면 그 효과는 얻어진다. 그러나, 이하의 방법에 의하면 안정적으로 제조할 수 있으므로 바람직하다.
- [0113] 구체적으로는, 본 실시 형태에 관한 강관은, 이하의 공정 (I) 내지 (VI)을 포함하는 제조 방법에 의해 제조 가능하다.
- [0114] (I) 소정의 화학 조성을 갖는 슬래브를 1230℃ 이상으로 가열하는 가열 공정
- [0115] (II) 상기 슬래브에 대하여 마무리 압연 온도가 930℃ 이상이 되도록 열간 압연을 행하여 열연 강관을 얻는 열연 공정
- [0116] (III) 상기 열연 강관을 300℃ 이상, 600℃ 이하에서 권취하여, 실온까지 냉각하는 권취 공정
- [0117] (IV) 상기 권취 공정 후의 상기 열연 강관에 대하여 산세를 행하는 산세 공정
- [0118] (V) 상기 산세 공정 후의 상기 열연 강관에, 5% 초과, 30% 이하의 압하율의 압하를 행하는 경압하 공정
- [0119] (VI) 상기 경압하 공정 후의 상기 열연 강관을, 450 내지 Ac1℃의 온도역으로 재가열하여, 10 내지 1500초 유지하는 재가열 공정
- [0120] 이하, 각 공정의 바람직한 조건에 대하여 설명한다.

- [0121] <가열 공정>
- [0122] 가열 공정에서는, 열연 공정에 제공하는 상술한 화학 조성을 갖는 슬래브를, 1230℃ 이상으로 가열한다. 가열 온도를 1230℃ 이상으로 하는 이유는, 슬래브 중에 포함되는 Ti, Nb, V와 같은 석출 강화에 기여하는 원소(슬래브 중에서는 5.0nm 초과인 큰 석출물로서 존재하고 있는 경우가 많음)를 용해시키고, 후의 열처리 공정에서 Ti를 함유하는 원 상당 직경이 5.0nm 이하인 석출물로서 5.0×10^9 개/mm³ 이상 석출시키기 위해서이다. 소정의 개수 밀도의 석출물을 확보하기 위해서는, 다량의 Ti, Nb, V가 필요해지기 때문에, 종래 발명(특허문헌 1, 2) 이상의 고온에서 슬래브 가열할 필요가 있다. 가열 온도가 1230℃ 미만이면, 충분히 Ti, Nb, V가 용해되지 않는다. 가열 온도의 상한은 특별히 한정되지 않지만, 1400℃를 초과하면 효과가 포화될 뿐만 아니라, 슬래브 표면에 형성되는 스케일이 용융되고, 녹은 산화물이 가열로 내의 내화물을 용손하기 때문에 바람직하지 않다. 이것으로부터 가열 온도는 1400℃ 이하인 것이 바람직하다.
- [0123] <열연 공정>
- [0124] 가열된 슬래브에 대해, 열간 압연을 행한다. 열간 압연에서는, 필요에 따라서 조압연을 행한 후, 마무리 압연을 행한다. 마무리 압연 온도(마무리 압연 완료 온도)는 930℃ 이상으로 한다.
- [0125] 본 실시 형태에 관한 강관은, Ti, Nb, V를 많이 포함하기 때문에, 마무리 압연 전에 슬래브나 조압연한 열연 강관의 온도가 저하되면 Ti를 포함하는 석출물이 형성된다. 이 단계에서 석출되는 Ti를 포함하는 탄화물은 사이즈가 커지므로, 마무리 압연 전에서의 Ti를 포함하는 석출물을 억제하면서, 마무리 압연 및 권취를 실시할 필요가 있다. 마무리 압연 온도가 930℃ 미만이면, Ti를 함유하는 석출물의 형성이 현저해지기 때문에, 마무리 압연 온도를 930℃ 이상으로 한다. 마무리 압연 온도의 상한은 특별히 한정할 필요는 없다.
- [0126] <권취 공정>
- [0127] 열연 공정 후의 강관(열연 강관)에 대해, 냉각 후, 권취를 행한다. 열연 강관의 권취 온도는 300℃ 이상, 600℃ 이하로 하고, 권취 후, 코일의 상태로 실온까지 냉각한다.
- [0128] 권취 온도까지의 냉각은 냉각할 수 있으면 어떤 방법이어도 되지만, 노즐로부터 물을 사용하여 냉각하는 방법이 일반적이며, 생산성도 우수하다. 수행하는 경우의 냉각 속도는, 예를 들어 20℃/초 이상이다.
- [0129] 권취 온도가 600℃ 초과이면 페라이트가 형성되어, 템퍼링 마르텐사이트 및 베이나이트의 체적률을 95% 이상으로 할 수 없고, 강도와 성형성의 밸런스가 떨어진다. 또한, 권취 온도가 600℃ 초과인 경우, 마르텐사이트나 베이나이트 중에 원 상당 직경이 5.0nm 초과인 석출물이 형성되어, 후의 열처리 공정에서 석출되는 원 상당 직경 5.0nm 이하의 석출물의 개수 밀도가 감소되고, 석출물의 개수 밀도가 5.0×10^9 개/mm³를 하회해 버린다. 한편, 권취 온도가 300℃ 미만인 경우, 조직이 마르텐사이트 주상이 되어, 고강도화는 쉽지만, 연성이 저하된다. 그 때문에, 고연성과 고강도를 양립시키기 위해서는, 권취 온도를 300℃ 이상으로 할 필요가 있다.
- [0130] 권취 공정 후의 마르텐사이트는, 철계 탄화물을 거의 포함하지 않는 퀴칭 상태 그대로의 마르텐사이트(프레시 마르텐사이트), 혹은, 권취 후에 실온까지 냉각될 때 마르텐사이트 중에 철계 탄화물이 석출된 오토템퍼드 마르텐사이트 중 어느 것이어도 된다.
- [0131] 권취된 코일을 실온까지 냉각할 때의 냉각 조건은 특별히 한정할 필요는 없지만, 예를 들어 코일을 방치함으로써 실온까지 냉각하면 된다. 혹은, 냉각 기간의 단축을 목적으로 수행을 실시해도, 목적의 열연 코일을 얻을 수는 있다.
- [0132] 도 1a, 도 1b는, 권취 온도가 500℃, 경압하의 압하율이 7%인 예와, 권취 온도가 650℃, 경압하의 압하율이 7%인 예에 있어서의, Ti를 포함하는 석출물의 입자경(원 상당 직경)마다의 개수 밀도를 나타내는 도면이다.
- [0133] 또한, 도 2a 내지 도 2d에 도시된 바와 같이, 권취 온도에 따라 특성이 변화된다.
- [0134] 이것은, 도 1a에 도시된 바와 같이, 적절한 온도에서 권취함으로써, Ti를 함유하는 입자경(원 상당 직경)이 5.0nm 이하인 석출물의 개수 밀도(도면 중 파선보다 좌측의 개수 밀도)가 크게 되어 있기 때문이라고 생각된다.
- [0135] <산세 공정>
- [0136] 권취 공정 후의 열연 강관에 대하여 산세를 행한다. 산세를 실시함으로써, 후의 제조 공정에서의 도금성을 개선하거나, 자동차 제조 공정에서의 화성 처리성을 높일 수 있다. 또한, 스케일이 부착된 열연 강관을 경압하하면 스케일이 박리되고, 그것이 압입됨으로써 흠집이 되는 경우도 있다. 그 때문에 경압하를 행하기 전에는, 먼

저, 열연 강판의 산세를 실시한다. 산세 조건은 특별히 한정되지 않지만, 인히비터 함유 염산, 황산 등으로 산세하는 것이 일반적이다.

[0137] <경압하 공정>

[0138] 경압하 공정에서는, 산세 공정 후의 열연 강판에, 5% 초과, 30% 이하의 압하율로 압하를 가한다.

[0139] 열연 강판에 압하를 가함으로써, 후공정의 열처리에서의 석출물이 석출되기 위한 석출 사이트를 도입한다. 석출 사이트의 도입에 의해, 열처리에 의해 Ti를 함유하는 원 상당 직경이 5.0nm 이하인 미세 탄화물을 5.0×10^9 개/mm² 이상 석출시키는 것이 가능해진다. 또한, 도 4a 내지 도 4d에 도시된 바와 같이, 압하율을 5% 초과로 함으로써, TS, Hvs/Hvc, 피로 한도를 높일 수 있다. 그 때문에, 5% 초과 압하율의 압하를 가한다.

[0140] 한편, 압하율이 30%를 초과하면, 효과가 포화될 뿐만 아니라, 도입된 전위의 회복이 불충분해져, 대폭적인 신율의 열화를 초래한다. 또한, 후공정인 재가열 공정에 있어서, 가열 온도 및 가열 시간에 따라서는, 재결정이 발생해 버려 Ti 석출물과 모상(여기서는 재결정된 페라이트)의 정합성이 상실되어, 석출 강화량이 저감된다. 이 경우, 980MPa 이상의 인장 강도를 확보하는 것이 어렵다. 그 때문에, 압하율을 30% 이하로 한다. 압하율은, 바람직하게는 20% 미만이고, 보다 바람직하게는 15% 미만이다.

[0141] 석출물의 핵 생성 사이트로 되는 전위를 도입할 수 있으면, 압하는, 1패스로 5% 초과, 30% 이하의 압하를 실시해도 되고, 복수회로 나누어 행하여, 누적 압하율이 5% 초과, 30% 이하가 되도록 행해도 된다.

[0142] 도 3a 내지 도 3d에 도시된 바와 같이, 경압하의 압하율을 5% 초과로 함으로써, 고강도와 고연성이 얻어진다.

[0143] 경압하 공정은 본 실시 형태에 관한 강판의 제조 방법에 있어서, 가장 중요한 공정이며, 소위 냉간 압연과는 다른 역할을 갖는 공정이다. 즉, 냉간 압연이란 강판의 판 두께 제어, 재결정을 이용한 집합 조직 제어나 입경 제어를 위해 실시되는 경우가 많지만, 본 실시 형태에 있어서의 경압하 공정은, 상술한 바와 같이, 전위의 도입에 의한 미세 탄화물 석출 촉진을 위해 실시된다.

[0144] <재가열 공정>

[0145] 경압하 공정 후의 열연 강판을, 450 내지 Ac1℃의 온도역으로 재가열하여, 10 내지 1500초간 이 온도역에 머물도록 유지하는 열처리를 행한다. 경압하 공정 후의 열연 강판을 재가열하여 열처리함으로써 Ti를 함유하는 원 상당 직경이 5.0nm 이하인 탄화물을 5.0×10^9 개/mm² 이상 석출시킬 수 있다. 열처리 온도(재가열 온도)가 450℃ 미만이면, 원자의 확산이 불충분하여, 충분한 양의 석출물을 얻을 수 없다. 단시간에서의 열처리를 생각하면, 바람직하게는, 열처리 온도는 500℃ 이상이다. 열처리 온도가 Ac1℃ 초과이면, 석출물이 조대화됨과 함께, 열처리 시에 형성된 오스테나이트가 냉각 시에, 페라이트가 발생해 버려, 템퍼링 마르텐사이트와 베이나이트의 체적률의 합계를 95% 이상으로 할 수 없을 우려가 있음과 함께, 오스테나이트로의 변태에 의해 Ti 석출물과 모상(여기서는, 오스테나이트가 냉각 과정에서 변태된 베이나이트나 마르텐사이트)의 정합 관계가 무너져 버려, 석출 강화량이 저하되어 버린다. 이 결과, 석출물의 개수 밀도를 상기 범위로 하었다고 해도, 980MPa 이상의 인장 강도를 확보하는 것이 어렵다. 그 때문에, 열처리 온도는 Ac1℃ 이하, 바람직하게는 700℃ 이하로 한다. Ac1(Ac1 변태점)(℃)은, 가열 시의 팽창 곡선을 측정함으로써 특정할 수 있다. 구체적으로는, 5℃/초로 가열 시의 변태 곡선을 측정함으로써 Ac1 변태점을 특정할 수 있다.

[0146] 또한, 도 4a 내지 도 4d에 도시된 바와 같이, 재가열 온도(열처리 온도)를 450 내지 Ac1℃로 함으로써, 고강도와 고연성이 얻어진다.

[0147] 재가열 공정에서의 열처리 시간이 10초 미만이면, 원자의 확산이 불충분하여, Ti를 함유하는 원 상당 직경 5.0nm 이하의 탄화물을 5.0×10^9 개/mm² 이상 석출시킬 수 없다. 열처리 시간이 1500초 초과이면 석출물이 조대화되어, Ti를 함유하는 원 상당 직경 5.0nm 이하의 석출물이 5.0×10^9 개/mm² 미만으로 된다. 이것으로부터, 열처리 시간은 10 내지 1500초 사이로 할 필요가 있다. 450 내지 Ac1℃의 온도역에서의 열처리는, 이 온도역에서의 가열이나 서랭도 포함한다. 즉, 열처리 시간은, 재가열 후, 강판이 450 내지 Ac1℃의 온도역에 있는 시간을 의미하고, 이 온도역에 소정 시간 머물렀으면, 도중에 온도 변화가 있어도 된다.

[0148] 도 5a 내지 도 5d에 도시된 바와 같이, 재가열 시간(열처리 시간)을 10 내지 1500초의 범위로 함으로써, 고강도와 고연성이 얻어진다.

[0149] 유지 공정 후의 냉각은 특별히 한정되지 않는다.

- [0150] 상기 공정을 포함하는 제조 방법에 의해 본 실시 형태에 관한 강판이 얻어진다. 그러나 본 실시 형태에 관한 강판을, 내식성의 향상을 목적으로 하여 용융 아연 도금 강판 또는 합금화 용융 아연 도금으로 하는 경우에는, 이하의 공정을 더 포함하는 것이 바람직하다.
- [0151] <도금 공정>
- [0152] 재가열 공정 후의 열연 강판에 용융 아연 도금을 실시한다. 아연 도금은 내식성 향상에 기여하기 때문에, 내식성이 기대되는 용도에 대한 적용의 경우에는 아연 도금을 실시하는 것이 바람직하다. 아연 도금은 용융 아연 도금인 것이 바람직하다. 용융 아연 도금의 조건은 특별히 한정되지 않고, 공지의 조건에서 행하면 된다.
- [0153] 용융 아연 도금 후의 열연 강판(용융 아연 도금 강판)을, 460 내지 600℃로 가열하여 도금을 합금화함으로써, 용융 아연 도금층이 합금화 용융 아연 도금층인 합금화 용융 아연 도금 강판을 제조할 수 있다(합금화 공정). 합금화 용융 아연 도금 강판은, 내식성의 향상 외에, 스폿 용접성의 향상이나 드로잉 성형 시의 미끄럼 이동성 향상 등의 효과를 부여할 수 있기 때문에, 용도에 따라서 합금화를 실시해도 된다.
- [0154] 아연 도금 이외에, Al 도금, Mg를 포함하는 도금, 전기 도금을 실시하였다고 해도, 980MPa 이상의 인장 강도를 갖는 내피로 특성이 우수한 본 실시 형태에 관한 강판을 제조할 수 있다.
- [0155] **실시예**
- [0156] 표 1의 강종 A 내지 P 및 a 내지 f에 나타내는 화학 조성을 갖는 강을 용제하고, 연속 주조에 의해 두께가 240 내지 300mm인 슬래브를 제조하였다.
- [0157] 얻어진 슬래브를 표 2-1, 표 2-2에 나타내는 조건에서, 가열하고, 마무리 압연을 행하여, 2.3mm의 열연 강판으로 하고, 권취 온도까지 수행한 후, 코일에 권취하여 실온까지 공랭하였다.
- [0158] 코일을 되감은 후, 산세를 행하고, 산세 후의 열연 강판에 대해, 표 2-1, 표 2-2에 나타내는 압하율로 경압하를 행하였다. 단, 표 2-1, 표 2-2 중, 압하율이 0%인 예에 대해서는 경압하를 행하지 않았다.
- [0159] 경압하를 행한 후의 열연 강판(경압하를 행하지 않은 경우에는 산세 후의 열연 강판)에 대해, 표 2-1, 표 2-2에 나타내는 온도로 재가열하여 열처리를 행하여 강 번호 A1 내지 f1의 열연 강판을 제조하였다.
- [0160] 열처리 후의 열연 강판에 대해, 필요에 따라서 도금을 행하고, 일부의 예에 대해서는 또한 합금화 처리를 행하였다. 표 2-1, 표 2-2 중, HR은 도금을 행하지 않은 열연 강판, GI는 용융 아연 도금 강판, GA는 합금화 용융 아연 도금 강판을 나타낸다.

강종	질량% 잔부 Fe 및 불순물																Ti + Nb + V (%)	AcI (°C)	Ms (°C)	비고				
	C	Si	Mn	Ti	Nb	V	Al	P	S	N	Ni	Cu	Cr	Mo	W	B					REM	Ca	Mg	
A	0.06	1.36	2.63	0.112	0.000	0.000	0.032	0.008	0.003	0.004										0.112	737	426	발명 강	
B	0.05	0.23	2.03	0.121	0.000	0.000	0.019	0.008	0.002	0.003										0.121	727	453	발명 강	
C	0.07	0.47	2.13	0.113	0.020	0.000	0.023	0.009	0.002	0.003										0.133	729	442	발명 강	
D	0.05	0.45	1.86	0.082	0.050	0.000	0.025	0.007	0.002	0.003										0.132	732	459	발명 강	
E	0.06	0.50	2.06	0.076	0.040	0.050	0.029	0.011	0.002	0.003										0.166	729	448	발명 강	
F	0.07	0.39	2.06	0.105	0.020	0.000	0.038	0.009	0.000	0.002			0.19							0.125	725	444	발명 강	
G	0.06	0.42	1.45	0.110	0.010	0.000	0.026	0.009	0.003	0.001			0.88							0.120	735	454	발명 강	
H	0.06	0.36	1.74	0.109	0.020	0.000	0.027	0.009	0.003	0.004	0.26	0.18								0.129	731	460	발명 강	
I	0.07	0.41	1.96	0.096	0.030	0.060	0.034	0.008	0.004	0.003		0.73								0.186	728	434	발명 강	
J	0.06	0.03	2.03	0.089	0.030	0.000	0.319	0.010	0.002	0.003										0.119	672	449	발명 강	
K	0.05	0.42	1.89	0.113	0.010	0.030	0.032	0.009	0.002	0.003										0.153	730	458	발명 강	
L	0.06	0.53	2.04	0.106	0.010	0.000	0.006	0.008	0.002	0.002										0.116	734	449	발명 강	
M	0.07	0.51	2.24	0.094	0.020	0.000	0.029	0.009	0.003	0.003										0.114	727	437	발명 강	
N	0.07	0.42	1.89	0.089	0.020	0.080	0.035	0.008	0.002	0.003										0.189	728	451	발명 강	
O	0.08	0.43	2.13	0.156	0.030	0.000	0.008	0.010	0.002	0.003										0.0026	0.186	730	438	발명 강
P	0.08	1.06	2.06	0.159	0.010	0.140	0.056	0.011	0.001	0.004										0.309	734	441	발명 강	
a	0.01	1.03	1.94	0.162	0.030	0.000	0.061	0.006	0.001	0.003										0.192	736	471	비표 강	
b	0.18	0.42	2.12	0.148	0.000	0.000	0.019	0.016	0.006	0.003										0.148	726	402	비표 강	
c	0.06	0.56	0.46	0.152	0.030	0.000	0.034	0.009	0.004	0.002										0.182	748	510	비표 강	
d	0.07	0.76	2.53	0.000	0.000	0.000	0.049	0.012	0.003	0.003										0.000	725	426	비표 강	
e	0.06	0.43	2.16	0.005	0.050	0.020	0.038	0.012	0.004	0.002										0.075	725	444	비표 강	
f	0.05	0.29	2.26	0.044	0.030	0.000	0.029	0.015	0.003	0.002										0.074	723	444	비표 강	

비율은, 본 발명 범위 외임을 의미한다.

[1]

[0161]

[0162]

[0163] [표 2-1]

강 번호	강종	슬래브 가열 온도 (°C)	마무리 압연 온도 (°C)	권취 온도 (°C)	산세	경압하의 압하율 (%)	열처리 온도 (°C)	유지 시간 (초)	도금 등	합금화 온도 (°C)	비고
A1	A	1290	970	380	유	7.0	650	120	GA	580	본 발명 강
B1	B	1280	960	470	유	7.0	640	120	HR	-	본 발명 강
B2	B	1270	950	470	유	7.0	670	120	GI	-	본 발명 강
B3	B	1260	970	460	유	7.0	<u>750</u>	120	GA	560	비교 강
B4	B	1270	950	430	유	7.0	650	160	GA	560	본 발명 강
B5	B	1260	960	390	유	5.5	660	100	GA	570	본 발명 강
B6	B	1260	950	420	유	10.0	680	100	GA	560	본 발명 강
B7	B	1270	960	530	유	7.0	620	80	GA	570	본 발명 강
B8	B	1280	960	330	유	7.0	640	60	GA	570	본 발명 강
B9	B	1260	980	390	유	5.5	-	-	HR	-	비교 강
B10	B	<u>1210</u>	960	420	유	7.0	650	120	GA	560	비교 강
B11	B	1280	<u>850</u>	430	유	7.0	670	120	GA	570	비교 강
B12	B	1270	950	<u>25</u>	유	7.0	680	480	GA	570	비교 강
B13	B	1280	990	<u>650</u>	유	7.0	650	360	GA	570	비교 강
B14	B	1280	960	430	유	7.0	650	40	GA	560	본 발명 강
B15	B	1290	970	440	유	7.0	600	60	GA	560	본 발명 강
B16	B	1270	980	430	유	7.0	550	80	GA	560	본 발명 강
B17	B	1270	1000	520	유	<u>0.0</u>	640	120	GA	560	비교 강
B18	B	1280	970	490	유	<u>2.0</u>	650	120	GA	560	비교 강
B19	B	1280	960	480	유	7.0	<u>430</u>	120	GA	570	비교 강
B20	B	1280	960	550	유	9.0	<u>760</u>	120	GA	560	비교 강
B21	B	1290	970	420	유	7.0	640	<u>3</u>	GA	560	비교 강
B22	B	1270	970	490	유	7.0	690	<u>1800</u>	GA	590	비교 강
B23	B	1280	990	470	유	7.0	<u>800</u>	120	GA	600	비교 강
B24	B	1270	970	460	유	<u>35.0</u>	660	360	GA	590	비교 강
B25	B	1260	960	500	유	6.0	640	120	GA	560	본 발명 강
C1	C	1280	960	440	유	7.0	650	120	GA	540	본 발명 강
D1	D	1270	970	430	유	7.0	680	100	HR	-	본 발명 강
D2	D	1280	960	450	유	7.0	660	100	GI	-	본 발명 강
D3	D	1280	970	450	유	7.0	<u>760</u>	120	GA	560	비교 강
D4	D	1270	970	420	유	7.0	650	160	GA	560	본 발명 강
D5	D	1270	970	470	유	5.5	640	120	GA	570	본 발명 강
D6	D	1260	960	430	유	10.0	650	120	GA	560	본 발명 강
D7	D	1280	970	460	유	7.0	660	160	GA	570	본 발명 강
D8	D	1280	970	480	유	7.0	650	60	GA	570	본 발명 강
D9	D	1270	970	380	유	7.0	-	-	HR	-	비교 강
D10	D	<u>1220</u>	970	520	유	7.0	660	120	GA	560	비교 강
D11	D	1290	<u>830</u>	390	유	7.0	680	120	GA	570	비교 강
D12	D	1280	970	<u>25</u>	유	7.0	700	120	GA	570	비교 강
D13	D	1260	960	<u>680</u>	유	7.0	690	480	GA	570	비교 강

밑줄은, 본 발명 범위 외임을 의미한다.

[0164]

[0165] [표 2-2]

강 번호	강종	슬래브 가열 온도 (°C)	마무리 압연 온도 (°C)	권취 온도 (°C)	산세	경압하의 압하율 (%)	열처리 온도 (°C)	유지 시간 (초)	도금 등	합금화 온도 (°C)	비고
D14	D	1270	970	430	유	7.0	650	40	GA	560	본 발명 강
D15	D	1280	970	450	유	8.0	630	60	GA	560	본 발명 강
D16	D	1270	970	450	유	7.0	660	100	GA	560	본 발명 강
D17	D	1270	960	490	유	0.0	640	120	GA	560	비교 강
D18	D	1270	990	480	유	7.0	430	120	GA	570	비교 강
D19	D	1290	990	480	유	6.0	770	120	GA	560	비교 강
D20	D	1290	980	560	유	7.0	630	6	GA	560	비교 강
D21	D	1290	960	460	유	6.0	680	2200	GA	590	비교 강
D22	D	1270	990	450	유	7.0	820	120	GA	600	비교 강
D23	D	1280	1020	420	유	50.0	650	360	GA	600	비교 강
E1	E	1280	980	400	유	7.0	650	120	GA	560	본 발명 강
F1	F	1270	960	420	유	7.0	660	120	GA	550	본 발명 강
G1	G	1280	980	420	유	7.0	650	120	GA	540	본 발명 강
H1	H	1280	980	440	유	7.0	650	120	GA	560	본 발명 강
I1	I	1290	980	390	유	7.0	670	120	GA	560	본 발명 강
J1	J	1280	960	450	유	7.0	630	120	GA	570	본 발명 강
K1	K	1280	950	430	유	7.0	690	120	GA	550	본 발명 강
L1	L	1300	970	440	유	7.0	700	120	GA	560	본 발명 강
M1	M	1300	980	430	유	7.0	680	120	GA	550	본 발명 강
N1	N	1290	980	440	유	7.0	670	120	GA	560	본 발명 강
O1	O	1300	980	440	유	7.0	660	120	HR	-	본 발명 강
O2	O	1310	980	440	유	7.0	670	120	GI	-	본 발명 강
O3	O	1290	970	430	유	7.0	750	160	GA	560	비교 강
O4	O	1300	980	430	유	7.0	640	120	GA	560	본 발명 강
O5	O	1300	960	450	유	6.0	640	120	GA	570	본 발명 강
O6	O	1310	960	390	유	9.0	630	80	GA	560	본 발명 강
O7	O	1290	960	390	유	7.0	680	160	GA	570	본 발명 강
O8	O	1290	980	420	유	7.0	670	40	GA	570	본 발명 강
O9	O	1290	980	430	유	7.0	-	-	HR	-	비교 강
O10	O	1200	950	510	유	7.0	650	160	GA	560	비교 강
O11	O	1290	840	460	유	7.0	670	160	GA	570	비교 강
O12	O	1300	980	25	유	7.0	680	120	GA	570	비교 강
O13	O	1310	1000	650	유	7.0	700	360	GA	570	비교 강
P1	P	1320	970	390	유	6.0	670	120	GA	570	본 발명 강
a1	a	1260	960	420	유	7.0	650	120	GA	560	비교 강
b1	b	1270	970	390	유	7.0	670	120	GA	580	비교 강
c1	c	1250	960	460	유	7.0	650	120	GA	560	비교 강
d1	d	1260	960	450	유	7.0	680	120	GA	580	비교 강
e1	e	1260	980	480	유	7.0	660	120	GA	560	비교 강
f1	f	1270	980	460	유	7.0	660	120	GA	570	비교 강

밀줄은, 본 발명 범위 외임을 의미한다.

[0166]

[0167]

얻어진 열연 강판에 대해, 마이크로 조직 관찰, Ti를 함유하는 원 상당 직경이 5.0nm 이하인 석출물의 개수 밀도의 측정, Hvs/Hvc의 측정, 인장 특성의 평가, 구멍 확장성의 평가, 내피로 특성의 평가를 행하였다.

[0168]

<마이크로 조직 관찰>

[0169]

마이크로 조직은, 얻어진 열연 강판을 압연 방향에 평행하게 잘라낸 후, 연마 및 나이탈 시약으로 에칭한 후, SEM을 사용하여, 1000 내지 30000배의 배율로 판 두께 방향으로 표면으로부터 판 두께의 1/4의 위치를 관찰함으로써, 페라이트, 베이나이트, 펄라이트, 프레스 마르텐사이트, 템퍼링 마르텐사이트를 동정하고, 템퍼링 마르텐사이트, 베이나이트 및 그 밖의 조직의 면적률을 구하여, 이것을 체적률로 하였다.

[0170]

<원 상당 직경 5.0nm 이하의 Ti를 포함하는 석출물의 개수 밀도의 측정>

[0171]

Ti를 포함하는 석출물의 개수 밀도는, 표면으로부터 1/4의 위치로부터 채취한 샘플에 대해 전해 추출 잔차법을 사용하여, 강판의 단위 체적당에 포함되는 석출물의 원 상당 직경 1nm마다의 개수 밀도를 측정하였다. 그때, 투과형 전자 현미경(TEM) 및 EDS로 탄화물의 조성 분석을 행하여, 미세한 석출물이 Ti를 포함하는 석출물인 것

을 확인하였다.

[0172] <Hvs/Hvc의 측정>

[0173] 표면으로부터 깊이 20 μ m의 위치에 있어서의 평균 경도 Hvs는, 강관의 폭 방향 1/4 위치로부터 압연 방향에 평행한 단면이 측정면이 되도록 샘플을 잘라내고, 매립 연마를 실시한 후, 표면으로부터 20 μ m의 위치의 비커스 경도를 JIS Z 2244:2009에 준거하여 하중 10gf로 10점 측정하고, 그 평균값을 Hvs로 하였다. 또한, Hvc는, 강관의 폭 방향 1/4 위치로부터 압연 방향에 평행한 단면이 측정면이 되도록 샘플을 잘라내고, 매립 연마를 실시한 후, JIS Z 2244:2009에 준거하여 하중 10gf로 표면으로부터 0.20 내지 0.50mm 위치로부터 판 두께 방향으로 약 0.05mm 피치로 비커스 경도를 함께 7점 측정하고, 그 평균값을 Hvc로 하였다. 이 Hvs 및 Hvc로부터 Hvs/Hvc를 구하였다.

[0174] <인장 특성의 평가>

[0175] 인장 특성(YP, TS, E1)은, 압연 방향에 대해 수직 방향으로 잘라낸 JIS5호 시험편을 사용하여, JIS Z 2241:2011에 준거하여 행하는 인장 시험에 의해 구하였다. 인장 강도가 980MPa, 강도와 신율의 곱(TS×E1)이 12000MPa×% 이상이면 강도, 연성이 우수하다고 판단하였다. 또한, YP/TS가 0.90 이상이면 고내력이라고 판단하였다.

[0176] <구멍 확장성의 평가>

[0177] 구멍 확장률은, JIS Z 2256:2010에 준거하여 행하는 구멍 확장 시험 방법으로 구하였다. 구체적으로는, 강관의 폭 방향 1/4 폭 위치로부터 시험편을 잘라내고, 직경 10mm의 펀치, 내경 10.6mm의 다이스를 사용하여 펀칭을 행한 후, 60° 원뿔 펀치를 사용하여, 펀칭부의 버를 펀치와 반대측으로 되도록 세트하고, 구멍 확장을 실시하여, 펀칭부에 발생한 균열이 판 두께를 관통한 시점에서 시험을 중지하고, 구멍 확장 시험 후의 구멍 직경을 측정함으로써, 구멍 확장률을 구하였다. 구멍 확장률이, 40% 이상이면 구멍 확장성이 우수하다고 판단하였다. 구멍 확장률이 40% 이상이면, 버링부나 연신 플랜지부가 존재하는 서스펜션 부품에 적합하다.

[0178] <내피로 특성의 평가>

[0179] 내피로 특성은, JIS Z 2275:1978에 기재된 양진동의 평면 굽힘 피로 시험(응력비, R=-1)에 의해, 측정하여 평가하였다. 구체적으로는, 부하 응력과 반복수의 관계를 구한 후, 10⁷회의 반복 응력을 부여해도 파단되지 않는 응력을 피로 한도(FS)로 정의하고, 이것을 TS로 제산한 값으로 내피로 특성을 정리하였다. 이 값이 0.40을 초과하는 것을 내피로 특성이 우수하다고 판단하였다.

[0180] 표 3-1 내지 표 3-3에 결과를 나타낸다.

강 번 호	강 종	마이크로 조직 측정률 (%)			원상판 직경 5.0mm 이하의 석출물의 개수 밀도 (개/mm ³)	Hvs / Hvc	인장 특성					구멍 확장률 한도비 (%)	피로 비교		
		템퍼링 마르텐 사이트	페이 사이트	합계			그 밖의 조직	YP (MPa)	TS (MPa)	항복비	EI (%)			TS×EI (MPa×%)	
A1	GA	42	58	100	-	2.6 × 10 ¹⁰	0.89	992	1053	0.94	14	14742	81	0.46	본 발명 강
B1	HR	16	84	100	-	2.5 × 10 ¹⁰	0.88	964	1018	0.95	15	15270	76	0.45	본 발명 강
B2	G1	13	87	100	-	1.6 × 10 ¹⁰	0.89	956	1006	0.95	15	15090	85	0.44	본 발명 강
B3	GA	17	83	100	-	3.8 × 10 ⁹	0.84	842	923	0.91	15	13845	32	0.37	비교 강
B4	GA	22	78	100	-	2.8 × 10 ¹⁰	0.89	979	1023	0.96	15	15345	82	0.44	본 발명 강
B5	GA	50	50	100	-	2.1 × 10 ¹⁰	0.88	950	994	0.96	15	14910	78	0.42	본 발명 강
B6	GA	34	66	100	-	6.9 × 10 ¹⁰	0.87	982	1049	0.94	14	14686	76	0.45	본 발명 강
B7	GA	28	72	100	-	2.7 × 10 ¹⁰	0.88	905	982	0.92	15	14730	80	0.47	본 발명 강
B8	GA	26	74	100	-	5.6 × 10 ¹⁰	0.90	1007	1056	0.95	14	14784	75	0.45	본 발명 강
B9	GA	53	47	100	-	4.1 × 10 ⁹	0.81	642	854	0.75	6	5124	62	0.38	비교 강
B10	GA	36	64	100	-	3.6 × 10 ⁹	0.84	810	903	0.90	15	13545	83	0.44	비교 강
B11	GA	28	72	100	-	4.1 × 10 ⁹	0.83	824	943	0.87	15	14145	80	0.43	비교 강
B12	GA	100	0	100	-	5.9 × 10 ¹¹	0.92	879	1043	0.84	11	11473	62	0.47	비교 강
B13	GA	0	18	18	페라이트, 셀라이트	1.6 × 10 ⁹	0.83	567	741	0.77	18	13338	79	0.42	비교 강
B14	GA	28	72	100	-	3.2 × 10 ¹⁰	0.91	970	1022	0.95	15	15330	82	0.46	본 발명 강
B15	GA	19	81	100	-	2.6 × 10 ¹⁰	0.89	964	1019	0.95	15	15285	83	0.47	본 발명 강
B16	GA	28	72	100	-	1.3 × 10 ¹⁰	0.90	956	992	0.96	14	13888	81	0.48	본 발명 강
B17	GA	16	84	100	-	2.9 × 10 ⁹	0.77	822	953	0.86	15	14295	79	0.38	비교 강
B18	GA	22	78	100	-	4.1 × 10 ⁹	0.79	832	968	0.86	15	14520	80	0.39	비교 강
B19	GA	16	84	100	-	4.1 × 10 ⁹	0.83	726	892	0.81	8	7136	64	0.37	비교 강
B20	GA	17	83	100	-	2.8 × 10 ⁹	0.84	762	842	0.90	16	13472	35	0.36	비교 강
B21	GA	36	64	100	-	3.9 × 10 ⁹	0.84	742	906	0.82	9	8154	71	0.38	비교 강
B22	GA	13	87	100	-	2.7 × 10 ⁹	0.82	872	968	0.90	14	13552	89	0.45	비교 강
B23	GA	22	56	78	페라이트	2.2 × 10 ⁹	0.81	762	916	0.83	15	13740	31	0.39	비교 강
B24	GA	6	33	39	페라이트 (세결정)	2.2 × 10 ¹⁰	0.74	616	842	0.73	16	13472	46	0.35	비교 강
B25	GA	26	70	96	페라이트	5.7 × 10 ⁹	0.88	902	992	0.91	15	14880	66	0.41	본 발명 강
C1	GA	17	83	100	-	4.1 × 10 ¹⁰	0.89	980	1034	0.95	14	14476	82	0.46	본 발명 강

[표 3-1]

[0181]

[0182]

강종	마이크로 조적 측정률 (%)			원상당 직경 5.0mm 이하의 석출물의 개수 밀도 (개/mm ³)	Hvs / Hvc	인장 특성					구멍 확장률 (%)	최로 한도비	비고	
	템퍼링 마르텐 사이트	베이트 나이트	합계			그 밖의 조적	YP (MPa)	TS (MPa)	항복비	EI (%)				TS×EI (MPa×%)
D1 HR	35	65	100	-	2.9 × 10 ¹⁰	0.92	974	1038	0.94	15	15570	83	0.48	본발명강
D2 G1	25	75	100	-	3.3 × 10 ¹⁰	0.91	969	1034	0.94	14	14476	78	0.47	본발명강
D3 GA	26	74	100	-	2.4 × 10 ⁹	0.84	912	937	0.97	14	13118	29	0.38	비표강
D4 GA	43	57	100	-	3.7 × 10 ¹⁰	0.91	982	1033	0.95	14	14462	85	0.46	본발명강
D5 GA	14	86	100	-	1.6 × 10 ¹⁰	0.89	956	1010	0.95	16	16160	78	0.45	본발명강
D6 GA	35	65	100	-	6.9 × 10 ¹⁰	0.90	988	1054	0.94	14	14756	82	0.47	본발명강
D7 GA	13	87	100	-	2.6 × 10 ¹⁰	0.92	982	1035	0.95	15	15525	84	0.48	본발명강
D8 GA	14	86	100	-	2.8 × 10 ¹⁰	0.91	991	1037	0.96	15	15555	80	0.47	본발명강
D9 GA	49	51	100	-	4.3 × 10 ⁹	0.82	673	876	0.77	5	4380	62	0.37	비표강
D10 GA	13	87	100	-	3.7 × 10 ⁹	0.83	832	910	0.91	15	13650	76	0.42	비표강
D11 GA	46	54	100	-	3.9 × 10 ⁹	0.84	816	937	0.87	15	14055	78	0.43	비표강
D12 GA	100	0	100	-	5.6 × 10 ¹¹	0.94	991	1068	0.93	11	11748	80	0.48	비표강
D13 GA	0	13	13	페라이트, 켈라이트	2.8 × 10 ⁹	0.79	682	786	0.87	18	14148	76	0.43	비표강
D14 GA	35	65	100	-	3.3 × 10 ¹⁰	0.91	986	1039	0.95	14	14546	83	0.46	본발명강
D15 GA	14	86	100	-	4.9 × 10 ¹⁰	0.89	977	1035	0.94	14	14490	84	0.45	본발명강
D16 GA	15	85	100	-	3.5 × 10 ¹⁰	0.88	980	1037	0.95	13	13481	81	0.47	본발명강
D17 GA	13	87	100	-	4.0 × 10 ⁹	0.80	812	967	0.84	14	13538	86	0.37	비표강
D18 GA	15	85	100	-	4.5 × 10 ⁹	0.83	726	909	0.80	7	6363	59	0.38	비표강
D19 GA	13	87	100	-	2.6 × 10 ⁹	0.84	762	868	0.88	16	13888	32	0.36	비표강
D20 GA	14	86	100	-	3.8 × 10 ⁹	0.81	829	1052	0.79	8	8416	68	0.44	비표강
D21 GA	13	87	100	-	2.2 × 10 ⁹	0.79	862	958	0.90	14	13412	73	0.46	비표강
D22 GA	19	81	100	-	2.6 × 10 ⁹	0.82	749	938	0.80	13	12194	29	0.42	비표강
D23 GA	7	42	49	페라이트 (계절정)	1.9 × 10 ¹⁰	0.73	588	864	0.69	16	13824	46	0.38	비표강
E1 GA	46	54	100	-	5.6 × 10 ¹⁰	0.91	954	1016	0.94	15	15240	78	0.47	본발명강
F1 GA	29	71	100	-	3.8 × 10 ¹⁰	0.90	964	1027	0.94	14	14378	80	0.48	본발명강
G1 GA	37	63	100	-	3.9 × 10 ¹⁰	0.92	970	1033	0.94	14	14462	83	0.45	본발명강
H1 GA	26	74	100	-	4.3 × 10 ¹⁰	0.91	955	1028	0.93	14	14392	79	0.47	본발명강

[표 3-2]

[0183]

[0184]

[표 3-3]

강종	마이크로 조직 측정률(%)			원상량 직경 5.0nm 이하의 석출물의 개수 밀도 (개/mm ³)	Hvs / Hvc	인장 특성					구멍 확장률 (%)	피로 한도비	비고
	템퍼링 사이트	페이 사이트	합계			YP (MPa)	TS (MPa)	항복비	EI (%)	TS×EI (MPa×%)			
I1 GA	45	55	100	5.1×10 ¹⁰	0.92	963	1032	0.93	15	15480	81	0.46	본 발명 강
J1 GA	11	89	100	5.6×10 ¹⁰	0.90	960	1032	0.93	15	15480	80	0.46	본 발명 강
K1 GA	32	68	100	5.6×10 ¹⁰	0.89	958	1024	0.94	14	14336	83	0.45	본 발명 강
L1 GA	15	85	100	4.3×10 ¹⁰	0.91	961	1019	0.94	16	16304	82	0.47	본 발명 강
M1 GA	16	84	100	5.1×10 ¹⁰	0.90	963	1028	0.94	14	14392	78	0.48	본 발명 강
N1 GA	17	83	100	3.7×10 ¹⁰	0.91	940	1009	0.93	15	15135	77	0.46	본 발명 강
O1 HR	13	87	100	6.8×10 ¹¹	0.92	1166	1196	0.97	12	14352	52	0.45	본 발명 강
O2 G1	12	88	100	5.5×10 ¹¹	0.92	1182	1201	0.98	13	15613	54	0.46	본 발명 강
O3 GA	21	79	100	4.3×10 ⁹	0.84	842	945	0.89	15	14175	19	0.38	비교 강
O4 GA	22	78	100	5.6×10 ¹¹	0.90	1161	1196	0.97	12	14352	56	0.46	본 발명 강
O5 GA	6	94	100	5.2×10 ¹¹	0.92	1139	1186	0.96	13	15418	60	0.47	본 발명 강
O6 GA	46	54	100	6.3×10 ¹¹	0.91	1179	1223	0.96	12	14676	54	0.45	본 발명 강
O7 GA	48	52	100	5.3×10 ¹¹	0.92	1164	1202	0.97	12	14424	58	0.46	본 발명 강
O8 GA	29	71	100	5.5×10 ¹¹	0.91	1176	1208	0.97	12	14496	55	0.46	본 발명 강
O9 GA	22	78	100	3.8×10 ⁹	0.83	672	862	0.78	4	3448	43	0.39	비교 강
O10 GA	13	87	100	4.3×10 ⁹	0.84	842	962	0.88	14	13468	51	0.43	비교 강
O11 GA	9	91	100	4.8×10 ⁹	0.83	853	971	0.88	14	13594	48	0.42	비교 강
O12 GA	100	0	100	6.7×10 ¹¹	0.94	1156	1209	0.96	9	10881	55	0.48	비교 강
O13 GA	0	9	9	3.6×10 ⁹	0.79	745	854	0.87	17	14518	59	0.42	비교 강
P1 GA	46	54	100	5.9×10 ¹¹	0.92	1176	1216	0.97	12	14592	52	0.46	본 발명 강
a1 GA	0	39	39	3.4×10 ⁹	0.78	642	756	0.85	22	16632	72	0.39	비교 강
b1 GA	29	71	100	2.4×10 ⁹	0.76	763	896	0.85	17	15232	56	0.38	비교 강
c1 GA	0	33	33	8.4×10 ⁸	0.75	682	786	0.87	19	14934	56	0.38	비교 강
d1 GA	12	88	100	0	0.77	576	675	0.85	27	18225	63	0.36	비교 강
e1 GA	13	87	100	2.2×10 ⁸	0.74	613	721	0.85	24	17304	70	0.37	비교 강
f1 GA	6	94	100	1.9×10 ⁹	0.76	598	689	0.87	26	17914	65	0.36	비교 강

[0186]

[0187]

표 1 내지 표 3-3으로부터 알 수 있는 바와 같이, 본 발명의 화학 조성을 갖고, 본 발명의 열연 조건, 압하율 및 열처리 조건을 만족시킨 예(본 발명 강)에서는, Ti를 포함하는 원 상당 직경이 5.0nm 이하인 석출물의 개수 밀도가 5.0×10⁹개/mm³ 이상이었다. 또한, 이들 예에서는, 980MPa 이상의 인장 강도, 0.90 이상의 높은 항복비, 12000MPa×% 이상의 TS×EI 및 우수한 내피로 특성을 만족시켰다.

[0188]

한편, 화학 조성, 슬래브 가열 온도, 마무리 온도, 권취 온도, 경압하 조건, 열처리 조건 중 어느 하나 이상이 본 발명 외인 비교예에 대해서는, 강관의 마이크로 조직, Hvs/Hvc, Ti를 포함하는 원 상당 직경 5.0nm 이하의 석출물의 개수 밀도 또는 인장 강도가 낮았다. 그 결과, 980MPa 이상의 인장 강도, YP/TS≥0.90이라는 고내력, TS×EI≥12000MPa×%라는 고연성, 피로 한도/TS≥0.40 이상이라는 우수한 내피로 특성을 동시에 얻을 수는 없었다.

산업상 이용가능성

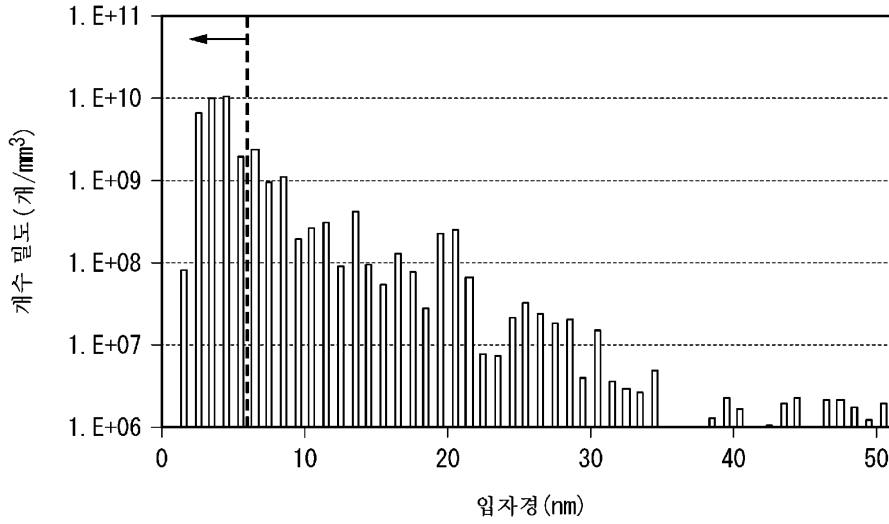
[0189]

본 발명에 따르면, 고내력, 고연성 및 우수한 내피로 특성을 갖는, 인장 강도가 980MPa 이상인 고강도 강관을 제

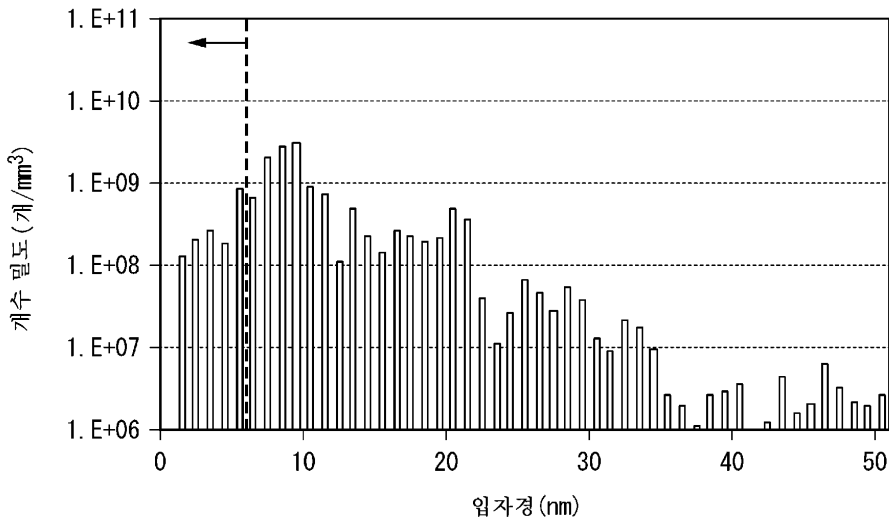
공할 수 있다. 이 강판은, 자동차 부품의 경량화에 기여하기 때문에 공업적으로 큰 가치가 있다. 또한, 이 강판은, 고강도(고인장 강도), 고내력, 고연성이며, 또한 내피로 특성이 우수하므로, 자동차의 서스펜션 부품에 적합하다.

도면

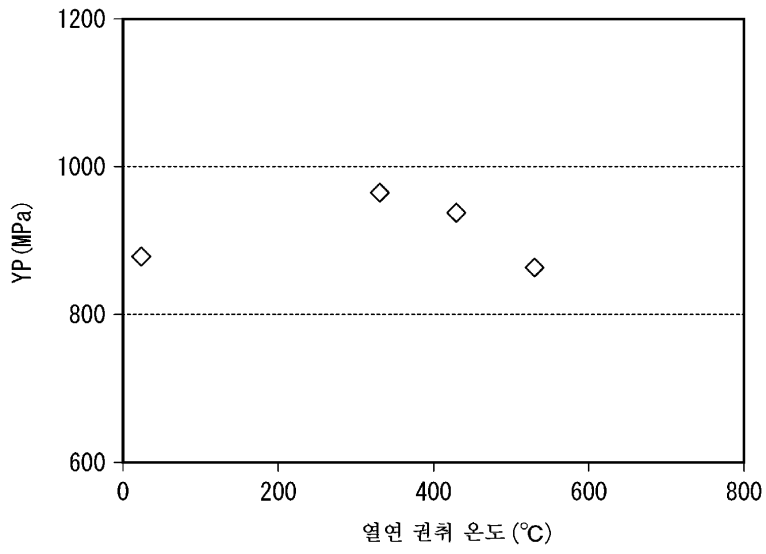
도면1a



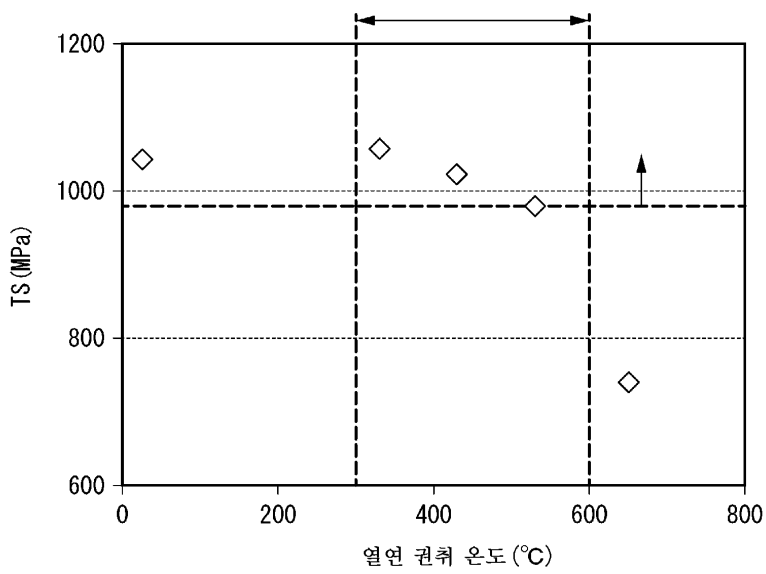
도면1b



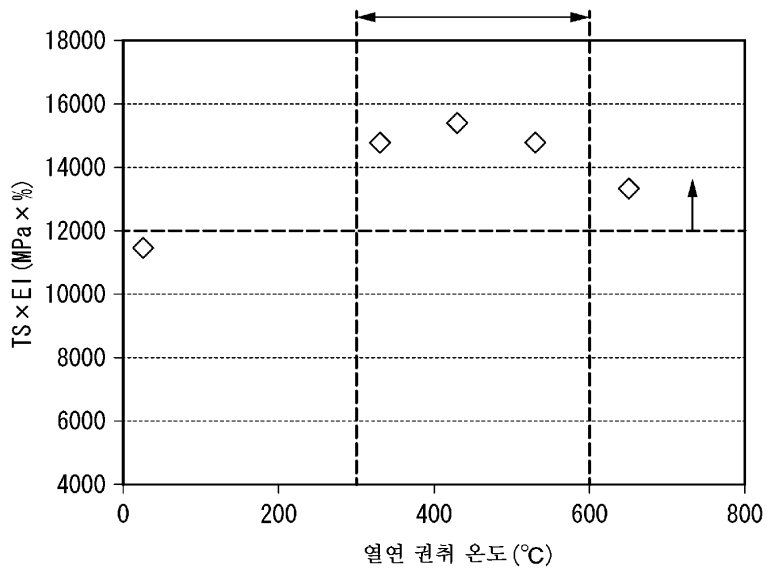
도면2a



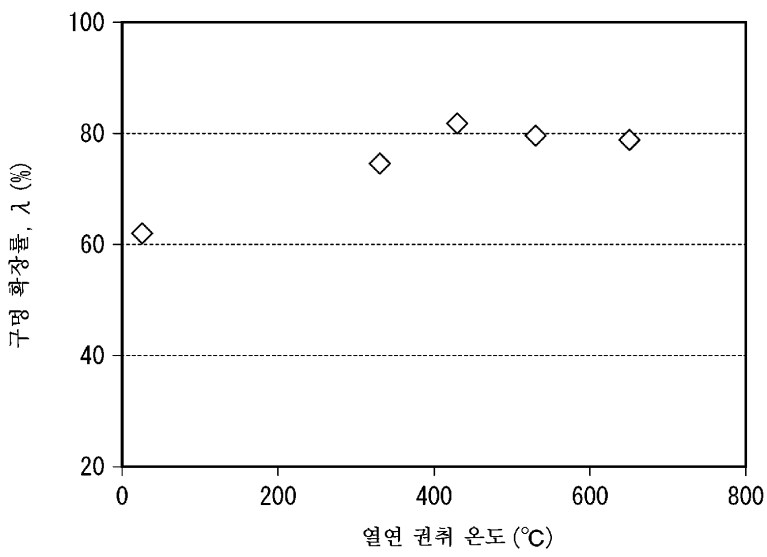
도면2b



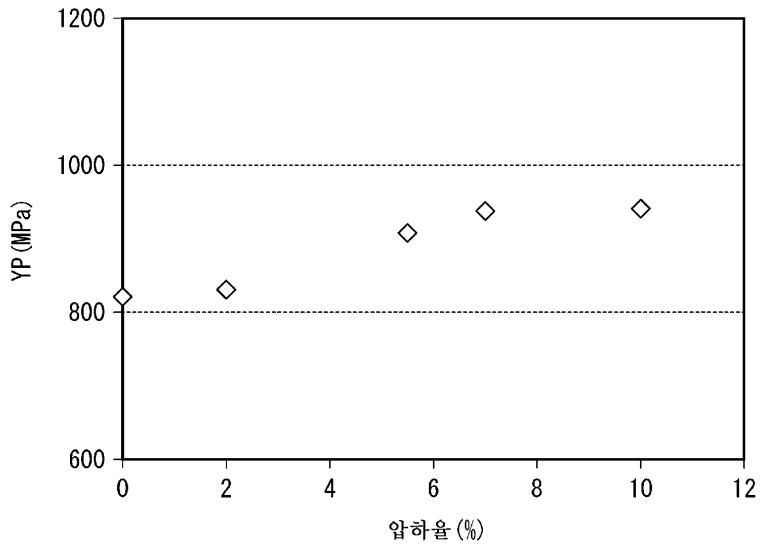
도면2c



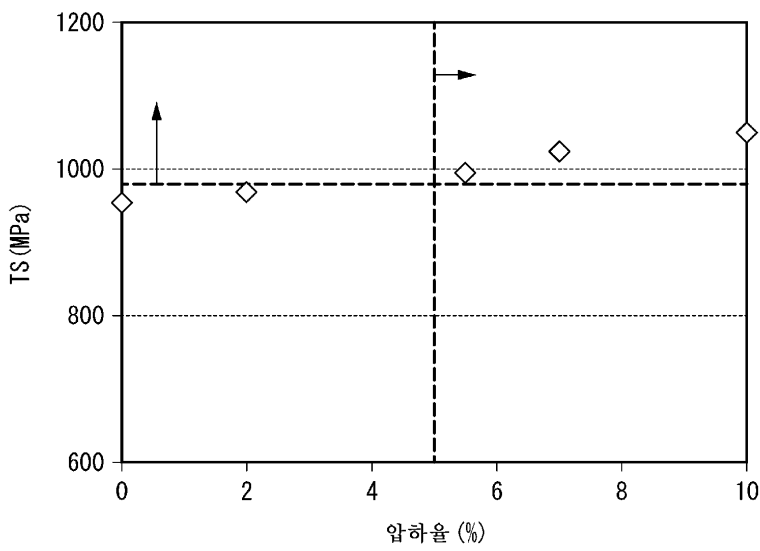
도면2d



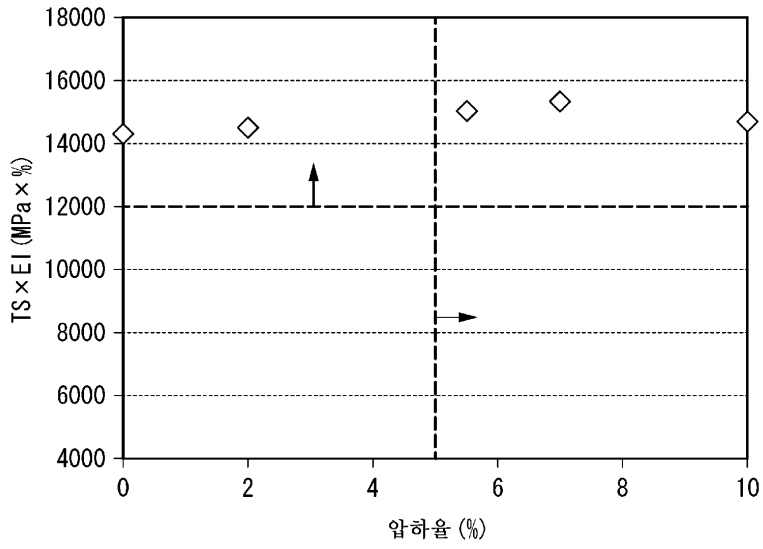
도면3a



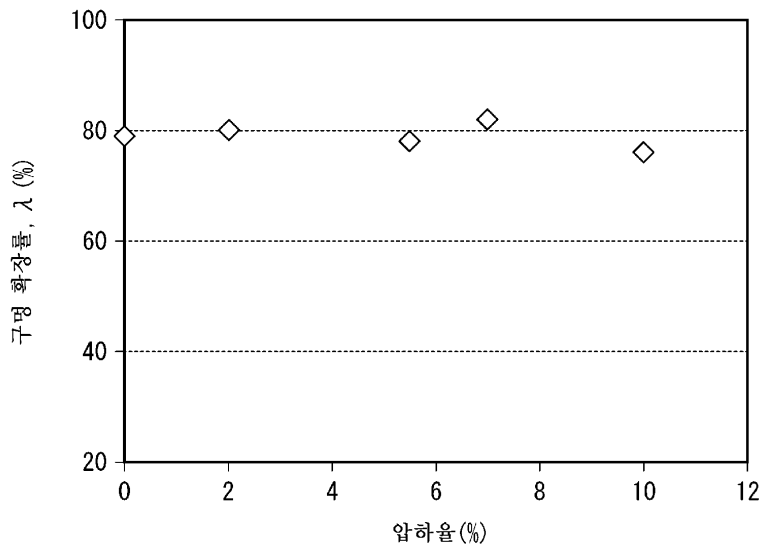
도면3b



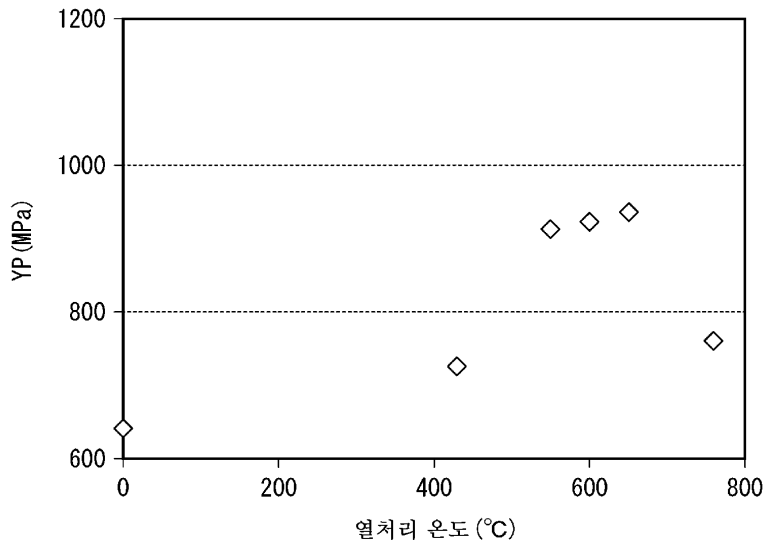
도면3c



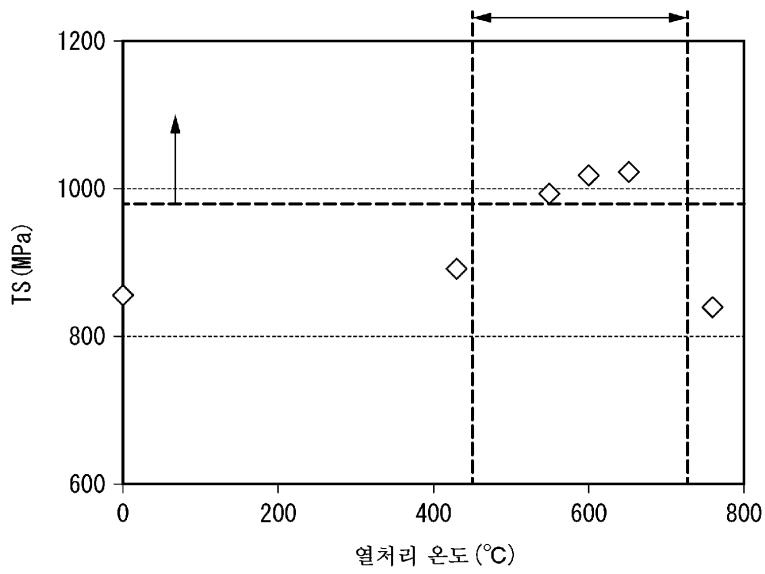
도면3d



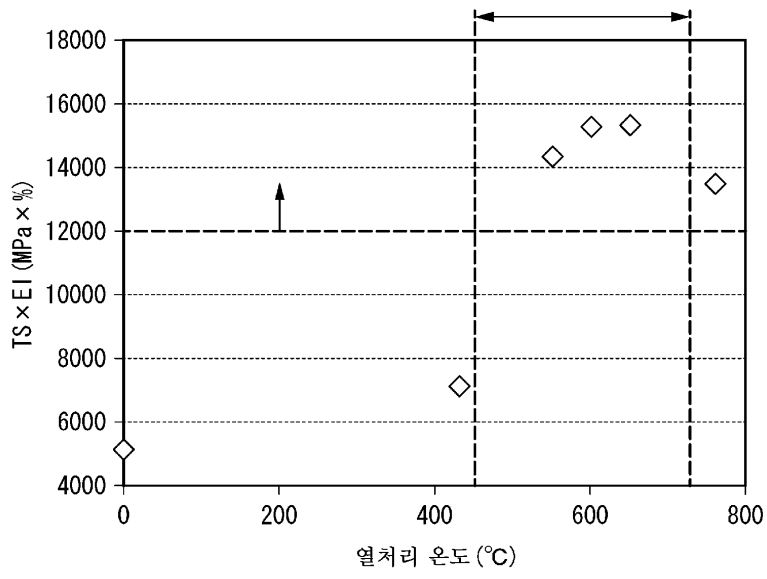
도면4a



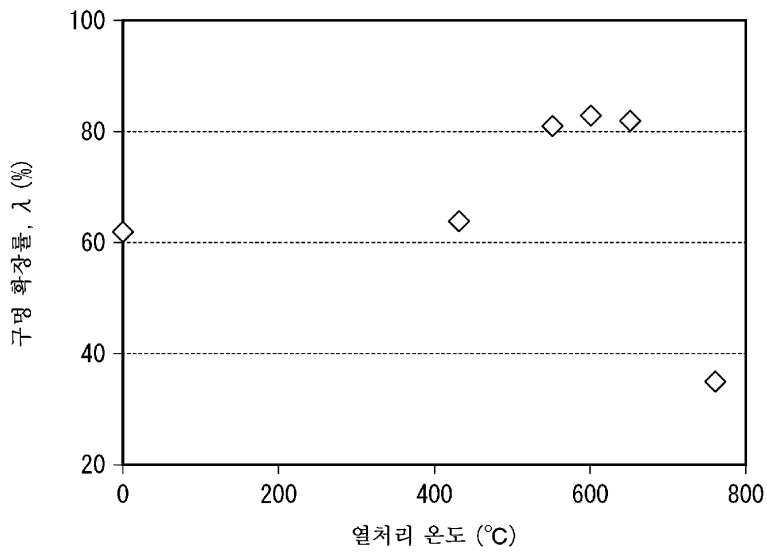
도면4b



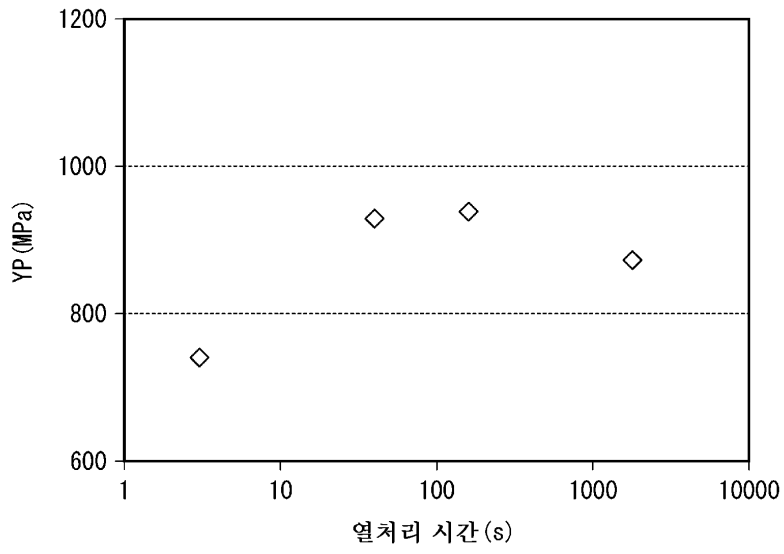
도면4c



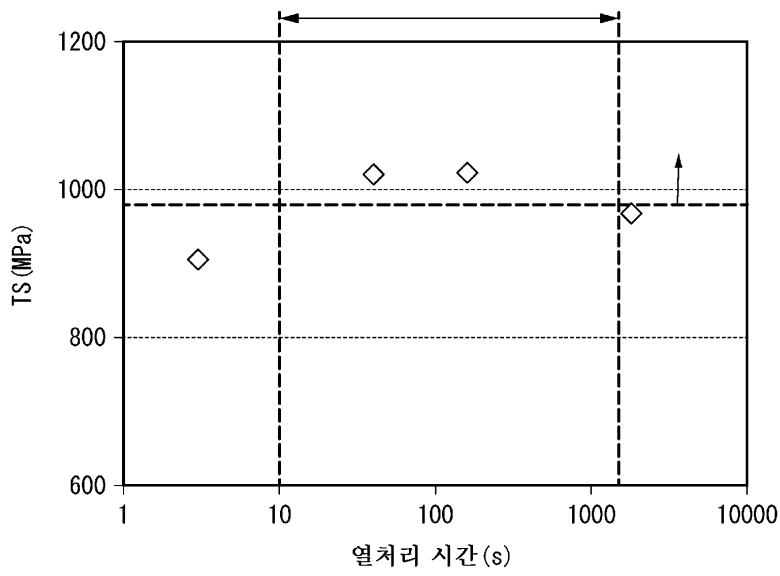
도면4d



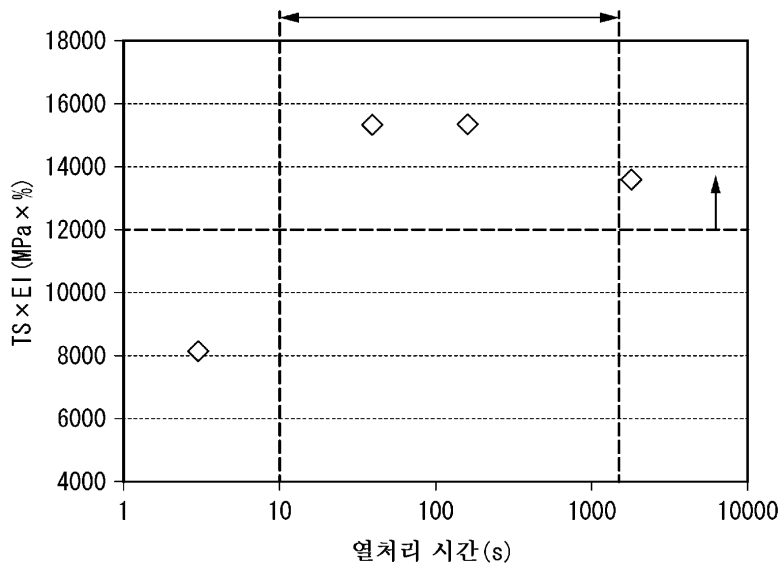
도면5a



도면5b



도면5c



도면5d

