



(19) 대한민국특허청(KR)  
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2015-0013325  
(43) 공개일자 2015년02월04일

<p>(51) 국제특허분류(Int. Cl.) C22C 38/32 (2006.01) C22C 38/28 (2006.01) C21D 7/06 (2006.01)</p> <p>(21) 출원번호 10-2014-7035642(분할)</p> <p>(22) 출원일자(국제) 2010년12월15일 심사청구일자 없음</p> <p>(62) 원출원 특허 10-2012-7018534 원출원일자(국제) 2010년12월15일 심사청구일자 2012년07월16일</p> <p>(85) 번역문제출일자 2014년12월18일</p> <p>(86) 국제출원번호 PCT/JP2010/072541</p> <p>(87) 국제공개번호 WO 2011/074600 국제공개일자 2011년06월23일</p> <p>(30) 우선권주장 JP-P-2009-287175 2009년12월18일 일본(JP)</p>	<p>(71) 출원인 니혼 하츠쇼 가부시카가이사 일본 가나가와켄 요코하마시 가나자와쿠 후쿠우라 3초메 10반치</p> <p>(72) 발명자 스기모토 아쓰시 일본 아이치켄 4768666 도카이시 아라오마치 와노와리 1 아이치 세이코우 가부시카가이사 내 구리모토 기요시 일본 가나가와켄 2360004 요코하마시 가나자와쿠 후쿠우라 3초메 10반치 니혼 하츠쇼 가부시카가이사 내 (뒷면에 계속)</p> <p>(74) 대리인 장훈</p>
--	--

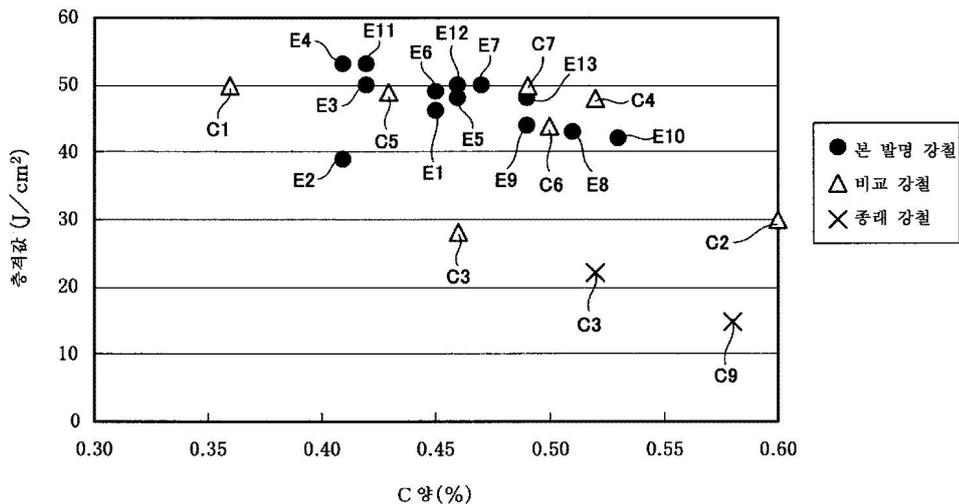
전체 청구항 수 : 총 5 항

(54) 발명의 명칭 고퍼로강도 판 스프링용 강철 및 판 스프링 부품

(57) 요약

질량%로, C: 0.40 내지 0.54%, Si: 0.40 내지 0.90%, Mn: 0.40 내지 1.20%, Cr: 0.70 내지 1.50%, Ti: 0.070 내지 0.150%, B: 0.0005 내지 0.0050%, N: 0.0100% 이하를 함유하고 잔부가 Fe 및 불순물 원소로 이루어진 고퍼로강도 판 스프링용 강철, 및 이것을 사용하여 성형하여 이루어진 고퍼로강도 판 스프링 부품에 관한 것이다. 판 스프링용 강철에 있어서는, Ti와 N의 함유율이  $Ti/N \geq 10$ 을 만족시킨다. 판 스프링 부품은, 굴곡 응력 650 내지 1900MPa를 부하한 상태에서, 또한 실온 내지 400°C의 온도 범위에서 실시하는 쇼트 피닝 처리가 가해져 있는 것이 바람직하다.

대표도



(72) 발명자

**단계 아키라**

일본 가나가와켄 2360004 요코하마시 가나자와쿠  
후쿠우라 3쵸메 10반치 니혼 하츠쇼 가부시키키가이  
샤 내

**고토 유리카**

일본 가나가와켄 2360004 요코하마시 가나자와쿠  
후쿠우라 3쵸메 10반치 니혼 하츠쇼 가부시키키가이  
샤 내

**아케다 마모루**

일본 가나가와켄 2360004 요코하마시 가나자와쿠  
후쿠우라 3쵸메 10반치 니혼 하츠쇼 가부시키키가이  
샤 내

**특허청구의 범위**

**청구항 1**

질량%로, C: 0.40 내지 0.54%, Si: 0.40 내지 0.90%, Mn: 0.40 내지 1.20%, Cr: 0.70 내지 1.50%, Ti: 0.070 내지 0.150%, B: 0.0005 내지 0.0050%, N: 0.0100% 이하를 함유하고 잔부가 Fe 및 불순물 원소로 이루어지고, Ti와 N의 함유율이  $Ti/N \geq 10$ 을 만족시키는 것을 특징으로 하는, 고피로강도 판 스프링용 강철.

**청구항 2**

질량%로, C: 0.40 내지 0.54%, Si: 0.40 내지 0.90%, Mn: 0.40 내지 1.20%, Cr: 0.70 내지 1.50%, Ti: 0.070 내지 0.150%, B: 0.0005 내지 0.0050%, N: 0.0100% 이하를 함유하고,

또한 질량%로, Cu: 0.20 내지 0.50%, Ni: 0.20 내지 1.00%, V: 0.05 내지 0.30%, 및 Nb: 0.01 내지 0.30%로부터 선택되는 1종 이상을 함유하고,

잔부가 Fe 및 불순물 원소로 이루어지고,

Ti와 N의 함유율이  $Ti/N \geq 10$ 을 만족시키는 것을 특징으로 하는, 고피로강도 판 스프링용 강철.

**청구항 3**

제1항 또는 제2항에 기재된 판 스프링용 강철을 사용하여 성형된 것을 특징으로 하는, 고피로강도 판 스프링 부품.

**청구항 4**

제3항에 있어서, 판 스프링 부품에는, 굴곡 응력 650 내지 1900MPa를 부하한 상태에서, 또한 실온 내지 400℃의 온도 범위에서 실시하는 쇼트 피닝(shot peening) 처리가 가해져 있는 것을 특징으로 하는, 고피로강도 판 스프링 부품.

**청구항 5**

제3항 또는 제4항에 있어서, 비커스 경도가 510 이상인 것을 특징으로 하는, 고피로강도 판 스프링 부품.

**명세서**

**기술분야**

[0001] 본 발명은, 고강도 쇼트 피닝 (shot peening) 처리를 가한 판 스프링에 있어서 안정된 우수한 피로강도를 나타낼 수 있고, 또한 고강도에서의 인성 및 수소 취화 특성 (水素脆化特性)이 우수한 고피로강도 판 스프링용 강철, 및 이것으로 이루어진 판 스프링 부품에 관한 것이다.

**배경기술**

[0002] 자동차용의 현가 스프링으로서는, 판 스프링이나, 환봉을 소재로 한 스프링으로 비틀림 응력 (torsion stress) 이 부하되는 스프링 (토션 바, 스테빌라이저, (직경이 큰) 코일 스프링 등. 이하, 적절히, 환봉 스프링이라고 한다)이 사용되고 있다. 코일 스프링은 일반적으로 승용차에 많이 사용되고 있고, 판 스프링은 트럭에 많이 사용되고 있다. 이 판 스프링이나 환봉 스프링은, 자동차의 바퀴 주변 부품 중에서는 중량적으로 큰 부품 중의 하나이며, 종래부터 경량화를 위해 고강도화의 검토가 계속해서 이어지고 있는 부품이다.

[0003] 이 고강도화에 있어서는 피로강도의 향상이 특히 중요하고, 이로 인한 대책의 하나로서, 재료의 고경도화가 있다.

[0004] 그러나, 환봉 스프링이라도 판 스프링이라도, 고경도화에 의해 인장 강도를 높이면 통상 환경에서는 피로강도 향상에 효과가 있지만, 부식 환경하에서는 반대로 피로강도가 대폭 저하되는 것이 알려져 있다. 이로 인해, 단순히 고경도화하여 인장 강도를 높인다는 대책으로는 문제를 해결할 수 없는 것이, 종래의 개발에 있어서 가장 큰 과제이었다. 또한, 통상, 판 스프링이나 환봉 스프링은 도장하여 사용되는데, 지면에 가까운 부분에 장착하

여 사용되기 때문에, 운전중에 돌 등이 부딪혀 표면의 도장이 손상되고, 거기에서부터 부식이 진행되어 파손에 이르게 될 가능성이 있다. 또한, 겨울에는 노면 동결을 방지하기 위해, 부식의 원인이 되는 융설제가 뿌려지는 경우가 있다.

[0005] 이러한 이유에서, 고경도화해도 부식 피로강도가 저하되기 어려운 강재 (鋼材)의 개발이 강하게 요망되고 있었다.

[0006] 부식 환경하에서의 강도, 특히 피로 특성의 저하는, 종래부터 여러 가지 연구가 이루어지고 있으며, 부식 반응의 진행과 함께 발생하는 수소가 강철 중에 침입하여, 그 수소에 의해 재료가 취화되는 것이 원인인 것이, 다수의 문헌 등에 의해 밝혀지고 있다. 그리고, 이를 위한 대책으로서, 예를 들면 특허문헌 1 내지 3에 나타나 있는 바와 같은 기술이 보고되어 있다.

**선행기술문헌**

**특허문헌**

- [0007] (특허문헌 0001) 일본 공개특허공보 제(평)11-29839호
- (특허문헌 0002) 일본 공개특허공보 제(평)9-324219호
- (특허문헌 0003) 일본 공개특허공보 제(평)10-1746호

**발명의 내용**

**해결하려는 과제**

[0008] 그러나, 수소 취성 대책으로서 제안되어 있는 종래의 스프링강은, 상기한 특허문헌 등과 같이, 대부분이 벨브 스프링이나 현가 스프링 등의 코일 스프링, 스테빌라이저나 토션 바 등의 환봉을 소재로 한 환봉 스프링으로의 적용을 전제로 한 것이며, 판 스프링으로의 적용을 전제로 하는 스프링강의 개발은 거의 이루어지고 있지 않았다.

[0009] 따라서, 환봉 스프링에서는 현저하게 발생하지 않지만 판 스프링에서는 현저하게 발생하는 판 스프링 특유의 문제를 해결할 수 있는 최적의 성분계 (成分系)로는 되어 있지 않았다.

[0010] 특히, 최근, 판 스프링에 있어서는, 피로강도 향상을 위해, 예를 들면 150 내지 350℃의 온도 범위에서, 또한 판 스프링에 굴곡 변형을 부여하여 굴곡 응력이 부하된 상태에서 쇼트 피닝을 실시하는 시도가 이루어지고 있다 (이하, 이 처리를 적절히 「고강도 쇼트 피닝」이라고 기재한다)). 이 고강도 쇼트 피닝은, 판 스프링의 피로강도 향상에 효과를 높이고 있지만, 이 처리를 실시한 판 스프링에 관해 피로 시험을 실시한 결과, 일부 판 스프링에 있어서 충분히 수명 향상 효과가 수득되지 않는 경우가 있는 것을 알 수 있었다.

[0011] 또한, 판 스프링에 있어서는, 환봉 스프링의 소재에 비해 최종 제품의 단면적이 상당히 크기 때문에, 봉강이나 선재 등으로 이루어진 환봉 스프링과 비교하여 압연 후의 냉각 속도가 작아지는 동시에, 압연에 의한 단면적의 감소율도 작기 때문에, 탈탄 (脫炭)이 최종 제품에 잔존하기 쉽다고 하는 점을 고려할 필요가 있다.

[0012] 또한, 판 스프링에 있어서는, 환봉 스프링과 공통의 과제인 내수소취성의 향상이나 고경도 영역에서의 인성 향상도 포함하여 해결할 필요가 있고, 그 점에 관해 고려한 후 최적의 판 스프링용 강철을 제공할 필요가 있다.

[0013] 본 발명은, 이러한 문제점을 해결하기 위해 이루어진 것으로서, 고강도화를 위해 경도를 높이고, 수소 취화가 문제가 되는 경도 영역에서도 우수한 인성을 확보할 수 있고, 고강도 쇼트 피닝에 의해 확실하게 수명 향상도 도모할 수 있는 고평로강도 판 스프링용 강철 및 판 스프링 부품을 제공하고자 하는 것이다.

**과제의 해결 수단**

[0014] 본원 발명자들은, 고강도 쇼트 피닝 처리를 실시한 경우에, 일부의 판 스프링에 조기 파손이 발생하는 원인에 관해 예의 연구를 한 결과, 조기 파손이 일어나는 판 스프링에 있어서, 파괴의 기점은, 피로 시험 중에 가장 응력이 높아지는 표면이 아니라 내부에 있고, 내부 기점에 조대한 베이나이트 조직의 존재를 확인하고, 이 베이나이트

이트 조직이 수명 저하의 원인이 되고 있는 것으로 생각되는 것을 밝혀내었다. 그리고, 후술하는 바와 같이  $Ti/N \geq 10$ 의 조건을 만족시키도록 Ti를 0.07 내지 0.15%의 범위로 적극적으로 첨가함으로써, 베이나이트 조직의 발생을 억제할 수 있고, 그 결과 고강도 쇼트 피닝 처리를 실시한 경우에도 안정적으로 우수한 피로 수명이 수득되는 것을 밝혀내었다.

[0015] 또한, 본원 발명자들은, 후술하는 바와 같이, 판 스프링 제조시에 있어서도 페라이트 탈탄이 발생하기 어렵고, 또한 고경도 영역에서 우수한 특성을 확보할 수 있는 성분계를 밝혀내었다. 상기한 Ti 첨가와 조합하여 대책을 실시함으로써, 고경도 영역에서 우수한 피로 수명을 안정적으로 확보할 수 있는 판 스프링 부품을 제조할 수 있는 것을 밝혀내어 본원 발명을 완성시켰다.

[0016] 즉, 본 발명의 제1 측면은, 질량%로, C: 0.40 내지 0.54%, Si: 0.40 내지 0.90%, Mn: 0.40 내지 1.20%, Cr: 0.70 내지 1.50%, Ti: 0.070 내지 0.150%, B: 0.0005 내지 0.0050%, N: 0.0100% 이하를 함유하고 잔부가 Fe 및 불순물 원소로 이루어지고,

[0017] Ti와 N의 함유율이  $Ti/N \geq 10$ 을 만족시키는 것을 특징으로 하는, 고피로강도 판 스프링용 강철에 있다.

[0018] 제2 측면은, 질량%로, C: 0.40 내지 0.54%, Si: 0.40 내지 0.90%, Mn: 0.40 내지 1.20%, Cr: 0.70 내지 1.50%, Ti: 0.070 내지 0.150%, B: 0.0005 내지 0.0050%, N: 0.0100% 이하를 함유하고,

[0019] 또한 질량%로, Cu: 0.20 내지 0.50%, Ni: 0.20 내지 1.00%, V: 0.05 내지 0.30%, 및 Nb: 0.01 내지 0.30%로부터 선택되는 1종 이상을 함유하고,

[0020] 잔부가 Fe 및 불순물 원소로 이루어지고,

[0021] Ti와 N의 함유율이  $Ti/N \geq 10$ 을 만족시키는 것을 특징으로 하는, 고피로강도 판 스프링용 강철에 있다.

[0022] 제3 측면은, 제1 또는 제2 측면의 고피로강도 판 스프링용 강철을 사용하여 성형된 것을 특징으로 하는 판 스프링 부품에 있다.

### 발명의 효과

[0023] 제1 및 제2 측면의 고피로강도 판 스프링용 강철은, 상기 특정 조성을 가지고 있다.

[0024] 특히, Ti 및 Ti/N의 범위를 상기와 같이 규정하고 있기 때문에, 미세한 TiC를 석출시키고, 소입(燒入)가열시에 미세한 오스테나이트 결정립을 수득할 수 있다. 이로 인해, 상기 판 스프링용 강철에 있어서는, 소입소려(燒入燒戻)시에 발생할 수 있는 조대한 베이나이트의 생성을 억제할 수 있다. 이로 인해, 상기 판 스프링용 강철은, 이것을 사용하여 고강도 쇼트 피닝 처리를 가한 판 스프링 부품을 제작해도, 조대한 베이나이트를 기점으로 하는 조기 파손을 방지할 수 있어, 우수한 피로강도를 발휘할 수 있다.

[0025] 또한, 미세한 TiC는, 수소 트랩 사이트(trap site)가 될 수 있다. 이로 인해, 강철 중에 수소가 침입해도 수소 취화가 일어나기 어려워져, 상기 판 스프링용 강철은 우수한 내수소취화 특성을 나타낼 수 있다.

[0026] 또한, 상기 판 스프링용 강철에 있어서는, 상기와 같이, C 함유율을 비교적 낮게 하면서 탈탄량의 증가에 문제가 발생하지 않는 상기 특정 범위로 Si를 함유시킴으로써, 소려연화 저항을 높여, 더 높은 온도에서의 소려를 가능하게 한다. 또한, Ti 및 B를 필수 성분으로서 첨가함으로써, 내수소취성을 높이는 동시에 입계 강도의 향상을 도모하고 있다.

[0027] 그 결과, 고경도 영역에서, 우수한 인성을 나타낼 수 있다. 특히, HV510 이상의 고경도 영역에서는 그 효과가 현저해진다.

[0028] 이와 같이, 상기 제1 및 제2 측면에 의하면, 고강도화를 위해 경도를 높여 수소 취화가 문제가 되는 경도 영역에서도 우수한 인성을 확보할 수 있고, 고강도 쇼트 피닝에 의해 확실하게 수명 향상을 도모할 수 있는 고피로강도 판 스프링용 강철을 제공할 수 있다.

[0029] 또한, 제3 측면의 판 스프링 부품은, 상기 제1 또는 제2 측면의 고피로강도 판 스프링용 강철을 사용하여 성형된 것이다. 구체적으로는, 상기 판 스프링 부품은, 상기 판 스프링용 강철을 스프링 형상으로 성형하고, 소입 및 소려를 실시하여 제작할 수 있다.

[0030] 상기 판 스프링 부품은, 상기 제1 또는 제2 측면의 고피로강도 판 스프링용 강철을 사용하고 있기 때문에, 고강도화를 위해 경도를 높여 수소 취화가 문제가 되는 경도 영역에서도 우수한 인성을 확보할 수 있고, 고강도 쇼

트 피닝에 의해 확실하게 수명 향상을 도모할 수 있다.

[0031] 특히, HV510 이상의 고경도 영역에서는, 인성의 향상 효과가 현저해진다.

**도면의 간단한 설명**

[0032] 도 1은 실시예에 따르는, 탄소 (C)양과 충격값의 관계를 도시하는 설명도.

도 2는 실시예에 따르는, 규소 (Si)양과 충격값의 관계를 도시하는 설명도.

도 3은 실시예에 따르는, 규소 (Si)양과 탈탄 깊이의 관계를 도시하는 설명도.

도 4는 실시예에 따르는, 티타늄 (Ti)양과 구 (舊)  $\gamma$  결정립 직경의 관계를 도시하는 설명도.

도 5는 실시예에 따르는, Ti/N 비율과 구  $\gamma$  결정립 직경의 관계를 도시하는 설명도.

도 6은 실시예에 따르는, 티타늄 (Ti)양과 수소 취화 강도 비의 관계를 도시하는 설명도.

도 7은 실시예에 따르는, Ti/N 비율과 수소 취화 강도 비의 관계를 도시하는 설명도.

도 8은 실시예에 따르는, 경도와 충격값의 관계를 도시하는 설명도.

**발명을 실시하기 위한 구체적인 내용**

[0033] 상기 판 스프링용 강철은, 상기와 같이, C, Si, Mn, Cr, Ti, B, 및 N을 상기 특정 조성 범위로 함유한다.

[0034] 이하, 각 성분마다 함유율의 범위를 한정된 이유에 관해 설명한다.

[0035] C: 0.40 내지 0.54%

[0036] C는, 소입소려 처리 후에 충분히 우수한 강도 및 경도를 확보하기 위해 불가결한 원소이다.

[0037] C의 함유율이 0.4% 미만인 경우에는, 스프링으로서의 강도가 불충분해질 우려가 있다. 또한, C 함유율이 저하 되면, 고경도, 특히 HV510 이상의 경도를 획득하기 위해 낮은 온도에서의 소려를 실시해야 하게 된다. 그 결과, 수소 취화 강도 비가 낮아져 수소 취화가 일어나기 쉬워질 우려가 있다.

[0038] 한편, 0.54%를 초과하는 경우에는, 고경도 영역에서의 인성이, Ti, B를 첨가해도 저하 경향으로 되는 동시에, 수소 취화가 일어나기 쉬워질 우려가 있다. 인성을 특히 향상시키기 위해, 상한을 0.50% 미만으로 하는 것이 바람직하다.

[0039] 또한, 본원 발명에 있어서는, C 함유율을 상기 특정 범위로 제한하면서, Ti 및 B를 함유하고 있다. 이로 인해, 상기 스프링용 강철은, 경도와 인성을 보다 높은 레벨로 겸비할 수 있다.

[0040] 즉, 통상, 저경도 영역에서는 C 함유율이 낮은 편이 인성은 커진다. 그러나, 본 발명이 대상으로 하고 있는 스프링 부품은, 고경도 (바람직하게는 HV510 이상)를 목적으로 하기 때문에, C 함유율이 0.40%대인 경우에는 고경도를 획득하기 위해 소려 온도를 낮게 할 필요가 생겨, 저온 소려 취성 영역이 될 가능성이 높아진다. 그 결과, C 함유율이 0.50%대인 경우에 비해 오히려 인성이 저하되는 역전 현상이 생겨 버린다. 그러나, 본 발명과 같이, Ti, B 양자를 필수 성분으로서 첨가함으로써, 0.40%대라고 하는 스프링용 강철로서는 낮은 C 함유율로 해도 고경도 영역에서의 인성이 향상되고, C 함유율이 0.54%를 초과하는 경우에 비해 더욱 인성을 향상시킬 수 있다. 특히, C 함유율을 0.50% 미만으로 한 경우에 인성의 향상 효과가 현저해진다.

[0041] Si: 0.40 내지 0.90%

[0042] Si는, 소려연화 저항을 높이는 효과를 가지며, 고경도를 목적으로 하는 경우에도 보다 높은 소려 온도로의 설정을 가능하게 한다. 그 결과, 고강도 및 고인성을 확보하는 동시에, 수소에 의한 취화를 방지하여 부식 피로강도의 개선을 가능하게 하는 원소이다.

[0043] Si의 함유율이 0.40% 미만인 경우에는, 소려 온도를 낮게 하지 않으면 목적하는 경도가 획득되지 않게 되고 인성을 충분히 향상시킬 수 없게 될 우려가 있다. 또한, 이 경우에는, 수소 취화를 충분히 억제할 수 없게 될 우려가 있다. 한편, 0.90%를 초과하는 경우에는, 환봉용 소재로 하는 스프링에 비해 단면적이 크고, 압연 후의 냉각 속도가 작아지는 판 스프링용 강철에 있어서는 페라이트 탈탄을 조장시켜 피로강도의 저하의 원인이 된다.

- [0044] 또한, 인성을 보다 향상시킬 수 있다는 관점에서, Si 함유율은 0.50%를 초과하여 함유시키는 것이 바람직하다.
- [0045] Mn: 0.40 내지 1.20%
- [0046] Mn은, 판 스프링용 강철로서 필요한 소입성을 확보하기 위해 필요 불가결한 원소이다.
- [0047] Mn의 함유율이 0.40% 미만인 경우에는, 판 스프링용 강철로서 필요한 소입성을 확보하는 것이 곤란해질 우려가 있다. 한편, 1.20%를 초과하는 경우에는, 소입성이 과잉이 되어 소입균열이 발생하기 쉬워질 우려가 있다.
- [0048] Cr: 0.70 내지 1.50%
- [0049] Cr은, 판 스프링용 강철로서 필요한 소입성을 확보하기 위해 필요 불가결한 원소이다.
- [0050] Cr의 함유율이 0.70% 미만인 경우에는, 판 스프링용 강철로서 필요한 소입성 및 소려연화 저항성을 확보하는 것이 곤란해질 우려가 있다. 한편, 1.50%를 초과하는 경우에는, 소입성이 과잉이 되어 소입균열이 발생하기 쉬워질 우려가 있다.
- [0051] Ti: 0.070 내지 0.150%
- [0052] Ti는, 수소의 트랩 사이트가 될 수 있는 TiC가 되어 강철 중에 존재하고, 내수소취성을 향상시키는 효과가 있다. 또한, 강철 중의 C와 함께 미세한 TiC를 형성하고, 소입소려 조직을 미세화하여 조대한 베이나이트의 생성을 억제할 수 있다. 또한, N과 결합하여 TiN이 됨으로써, BN의 생성을 억제하고, B를 첨가하는 것에 의한 후술하는 효과가 수득되지 않게 되는 것을 방지하는 효과가 있다.
- [0053] Ti의 함유율이 0.070% 미만인 경우에는, Ti 첨가에 의한 상기의 효과가 충분히 수득되지 않게 될 우려가 있다. 한편, 0.15%를 초과하는 경우에는, TiC가 조대화되기 쉬워질 우려가 있다.
- [0054] B: 0.0005 내지 0.0050%
- [0055] B는, 판 스프링용 강철로서 필요한 소입성을 확보하기 위해 필요한 원소이지만, 또한 입계 강도의 향상에도 효과가 있다.
- [0056] B의 함유율이 0.0005% 미만인 경우에는, 판 스프링용 강철로서 필요한 소입성의 확보 및 입계 강도의 향상이 곤란해질 우려가 있다. 또한, B는, 매우 소량의 함유로 효과를 수득할 수 있는 원소이며, 다량으로 함유시켜도 그 효과가 포화된다. 따라서, B 함유율의 상한은 상기한 바와 같이 0.0050%로 할 수 있다.
- [0057] N: 0.0100% 이하
- [0058] 상기의 B는, N과 매우 결합하기 쉬운 원소이며, 불순물로서 함유하는 N과 결합하여 BN이 되어 존재하는 경우에는, B에 의한 상기의 효과가 충분히 수득되지 않게 될 우려가 있다. 따라서, N의 함유율은, 0.0100% 이하로 한다.
- [0059] Ti와 N의 함유율은  $Ti/N \geq 10$ 을 만족시킨다. 이것에 의해 조대한 TiN의 생성을 억제하고, 미세한 TiC를 생성시킬 수 있다. 그 결과, 결정립을 미세화시켜 피로강도를 향상시킬 수 있다. 또한, 내수소취화 특성을 향상시킬 수 있다.
- [0060]  $Ti/N < 10$ 의 경우에는, TiC의 생성이 불충분하기 때문에, 결정립이 조대화되어, 피로강도가 저하되거나 내수소취화 특성이 열화되거나 할 우려가 있다.
- [0061] 또한, 후술하는 실시예에 나타내는 바와 같이,  $Ti \geq 0.07$ ,  $Ti/N \geq 10$ 으로 한 강철은, 수소 차지 (charge)에 의한 강도 저하를 크게 억제할 수 있다.
- [0062] 상기 제 1 측면의 판 스프링용 강철은, 상기와 같이 C, Si, Mn, Cr, Ti, B, 및 N을 상기 특정 조성 범위로 함유하며 잔부가 Fe 및 불순물 원소로 이루어진다.
- [0063] 한편, 상기 제2 측면의 판 스프링용 강철은, 상기 제 1 측면과 같이 C, Si, Mn, Cr, Ti, B, 및 N을 상기 특정량 함유하고, 또한 질량%로, Cu: 0.20 내지 0.50%, Ni: 0.20 내지 1.00%, V: 0.05 내지 0.30%, 및 Nb: 0.01 내지 0.30%로부터 선택되는 1종 이상을 함유하고, 잔부가 Fe 및 불순물 원소로 이루어진다.
- [0064] 이와 같이 Cu, Ni, V, 및 Nb로부터 선택되는 1종 이상을 상기 특정 함유율로 함유하는 경우에는, 경도 영역에서의 인성, 및 내식성을 보다 향상시킬 수 있다.

- [0065] 이하, Cu, Ni, V, 및 Nb의 각 성분마다 함유율의 범위를 한정된 이유에 관해 설명한다.
- [0066] Cu 및 Ni는, 부식 환경에 있어서 생성되는 부식 피트 (corrosion pit)의 성장을 억제하고, 내식성을 향상시키는 효과를 갖는다.
- [0067] Cu 및 Ni의 함유율이 0.20% 미만인 경우에는, 이들 첨가 원소에 의한 내식성의 향상 효과가 충분히 획득되지 않게 될 우려가 있다. 또한, Cu를 다량으로 함유시키면 내식성의 향상 효과가 포화되는 동시에, 열간 가공성이 나빠질 우려가 있기 때문에, Cu 함유율의 상한은 0.50%가 바람직하다. 또한, Ni를 다량으로 함유시켜도 내식성의 효과가 포화되고, 고비용의 원인이 되기 때문에, Ni 함유율의 상한은 1.00%가 바람직하다.
- [0068] 또한, V 및 Nb는, 소입소려 조직을 미세화시켜 강도 및 인성을 균형적으로 향상시키는 효과가 있다.
- [0069] V의 함유율이 0.05% 미만인 경우 또는 Nb의 함유율이 0.01% 미만인 경우에는, 이들 첨가 원소에 의한 결정립의 미세화 효과가 충분히 획득되지 않게 될 우려가 있다. 또한, V 및 Nb를 다량으로 함유시켜도 인성의 효과가 포화되고, 고비용의 원인이 되기 때문에, V 및 Nb의 함유율의 상한은 0.30%가 바람직하다.
- [0070] 또한, 상기 판 스프링용 강철은, 강철의 제조시에 필수적인 공정인 탈산 처리에 필요한 양의 Al (0.040% 이하 정도)을 불순물로서 함유해도 좋다.
- [0071] 상기 판 스프링 부품은, 상기 판 스프링용 강철을 성형하고, 소입 및 소려를 수행함으로써 제작할 수 있다. 이것에 의해 소려 마르텐사이트 조직으로 할 수 있다.
- [0072] 또한, 상기 판 스프링 부품에는, 굴곡 응력 650 내지 1900MPa를 부하한 상태에서, 또한 실온 내지 400℃의 온도 범위에서 실시하는 쇼트 피닝 처리가 가해져 있는 것이 바람직하다.
- [0073] 즉, 상기 판 스프링 부품에는, 고강도 쇼트 피닝이 가해져 있는 것이 바람직하다. 이 경우에는, 우수한 피로강도를 발휘할 수 있다.
- [0074] 또한, 바람직하게는, 상기 판 스프링 부품은, 비커스 경도가 510 이상인 것이 양호하다.
- [0075] 본 발명의 판 스프링용 강철은, 고경도의 판 스프링 부품에 적용했을 때에, 우수한 인성 및 피로강도를 발휘할 수 있고, 상기한 바와 같이 비커스 경도가 510 이상인 고경도 영역에서는, 이러한 작용 효과가 현저해진다.
- [0076] 비커스 경도는, 소입 후에 실시하는 소려의 온도를 예를 들면 낮게 제어함으로써, 상기한 바와 같이 510 이상으로 조정할 수 있다.
- [0077] **실시예**
- [0078] (실시예 1)
- [0079] 본 예는, 상기 판 스프링용 강철에 따르는 실시예 및 비교예에 관해 설명한다.
- [0080] 우선, 표 1에 기재한 화학 성분을 갖는 판 스프링용 강철 (시료 E1 내지 시료 E13, 및 시료 C1 내지 시료 C10)을 복수 종류 준비하였다. 또한, 표 1에 기재된 성분 중 Cu, Ni에 관해서는, 이들의 일부는 불순물로서의 함유율을 나타내고 있다.
- [0081] 표 1에 기재한 판 스프링용 강철 중, 상기 시료 E1 내지 시료 E13은 본 발명 강철이며, 상기 시료 C1 내지 시료 C7은 C, Si, Ti, TiN 등의 일부 성분 함유율이 본 발명 강철과는 상이한 비교 강철이며, 시료 C8은 종래 강철인 SUP10, 시료 C9는 종래 강철인 SUP11A, 시료 C10은 종래 강철인 SUP6이다.

표 1

시료 번호	C	Si	Mn	Cr	Ti	B	N	Ti/N	Cu	Ni	V	Nb
E1	0.45	0.51	0.90	1.05	0.100	0.0020	0.0070	14.3	0.05	0.06	—	—
E2	0.41	0.43	0.95	0.90	0.130	0.0018	0.0063	20.6	0.06	0.03	—	—
E3	0.42	0.53	0.74	1.21	0.080	0.0023	0.0077	10.4	0.10	0.05	—	—
E4	0.41	0.82	0.48	1.33	0.090	0.0015	0.0054	16.7	0.08	0.04	—	—
E5	0.46	0.52	0.88	0.93	0.110	0.0010	0.0072	15.3	0.05	0.02	—	—
E6	0.45	0.56	0.95	0.82	0.140	0.0023	0.0081	17.3	0.02	0.02	—	—
E7	0.47	0.75	1.10	0.77	0.130	0.0032	0.0091	14.3	0.12	0.06	—	—
E8	0.51	0.53	0.67	1.12	0.080	0.0023	0.0069	11.6	0.31	0.04	—	—
E9	0.49	0.61	0.82	0.87	0.100	0.0019	0.0059	16.9	0.08	0.51	—	—
E10	0.53	0.68	1.02	0.99	0.110	0.0027	0.0070	15.7	0.25	0.35	—	—
E11	0.42	0.77	0.93	0.92	0.090	0.0013	0.0081	11.1	0.06	0.45	—	—
E12	0.46	0.57	0.87	0.98	0.100	0.0008	0.0048	20.8	0.41	0.80	0.17	—
E13	0.49	0.52	0.73	1.31	0.130	0.0021	0.0088	14.8	0.04	0.53	0.23	0.11
C1	0.36	0.53	0.85	1.20	0.110	0.0019	0.0073	15.1	0.04	0.01	—	—
C2	0.60	0.62	0.92	0.95	0.090	0.0020	0.0078	11.5	0.05	0.02	—	—
C3	0.46	0.34	0.63	0.99	0.085	0.0015	0.0063	13.5	0.03	0.02	—	—
C4	0.52	1.02	1.12	0.88	0.120	0.0025	0.0072	16.7	0.07	0.04	—	—
C5	0.43	0.52	0.53	1.32	0.05	0.0028	0.0048	10.4	0.10	0.03	—	—
C6	0.50	0.55	0.80	0.95	0.18	0.0019	0.0076	23.7	0.07	0.05	—	—
C7	0.49	0.67	0.98	1.01	0.075	0.0022	0.0097	7.7	0.06	0.03	—	—
C8	0.52	0.25	0.86	0.95	0.003	—	0.0072	0.4	0.04	0.03	0.17	—
C9	0.58	0.24	0.89	0.84	0.040	0.0022	0.0066	6.1	0.05	0.02	—	—
C10	0.58	1.72	0.85	0.12	0.002	—	0.0061	0.3	0.07	0.04	—	—

[0082]

[0083]

표 1에 기재한 성분의 강재는, 진공 유도 용해로를 사용하여 용제 (溶製)하고, 수득된 강괴로부터  $\phi$  18mm의 환봉에 단신 (鍛伸) 가공한 후, 소준 (燒準) 처리를 가함으로써 환봉으로 가공하고, 후술하는 시험용의 공시재 (供試材)로 하였다. 또한, 실제의 관 스프링과 동일 형상으로 실시하는 시험에 관해서는, 상기 강괴를 강편으로 압연하고, 또한 폭 70mm, 두께 20mm으로 열간 압연한 후, 소준 처리를 가함으로써 시험편을 준비하였다.

[0084]

이와 같이 하여 수득된 환봉 및 판재를 사용하여, 후술하는 각종 평가 시험에 사용하는 시험편 (환봉 시험편 또는 판재 시험편)을 제작하고, 각종 평가를 실시하였다. 구체적으로는, 환봉에 관해서는, 후술하는 충격 시험, 탈탄 시험, 구 (舊) 오스테나이트 결정립 직경 측정, 및 수소 취화 특성 시험을 실시하고, 판재에 관해서는, 후술하는 압연재 탈탄 시험, 내구 시험, 및 내식성 평가를 실시하였다.

[0085]

다음에, 평가 방법에 관해 설명한다.

[0086]

<충격 시험>

[0087]

상기의 환봉으로부터 U 노치 시험편을 제작하고, 목적 경도 HV540 (비커스 경도)이 되도록 성분의 차이에 의한 소려연화 저항의 차이를 고려하여 소려 온도를 조정하고 소입 및 소려를 수행하여 (이하에 기재된 「소입소려」도 같음) 조직을 소려 마르텐사이트 조직으로 하였다. 그 후 실온에서 충격 시험을 실시하였다.

[0088]

이와 같이 하여 각 시료 (시료 E1 내지 시료 E13, 및 시료 C1 내지 시료 C10)의 충격값을 측정하였다. 그 결과

를 표 2에 기재한다.

- [0089] 또한, 탄소 (C) 함유율과 충격값, 및 규소 (Si) 함유율과 충격값의 관계를 그래프에 플롯하였다. C 함유율과 충격값의 관계를 도 1에 도시하고, Si 함유율과 충격값의 관계를 도 2에 도시한다.
- [0090] <탈탄 시험>
- [0091] 우선,  $\phi 18\text{mm}$ 의 환봉으로부터 절삭에 의해 직경  $\phi 8\text{mm}$ , 높이 12mm의 원기둥형 시험편을 제작 (시험편의 탈탄량은 0)하였다. 이어서, 원기둥형 시험편을 진공 중에서 승온 속도  $900^\circ\text{C}/\text{분}$ 으로 가열하고, 온도  $900^\circ\text{C}$ 에서 5분 동안 유지하였다. 그 후, 대기 분위기에서, 미리 측정해 둔 상기의 판재 제작시의 열간 압연 후의 냉각 곡선과 동등한 냉각 속도로 냉각시켰다. 이어서, 시험편을 절단하고, 연마한 후, 나이탈 (nital)에 의해 에칭하였다. 그 후, 광학 현미경에 의해 표층의 탈탄 깊이 (DM-F)를 측정하였다. 그 결과를 표 2에 기재한다.
- [0092] 또한, 규소 (Si) 함유율과 탈탄 깊이의 관계를 그래프에 플롯하였다. 이것을 도 3에 도시한다.
- [0093] <구 오스테나이트 결정립 직경 측정>
- [0094]  $\phi 18\text{mm} \times 30\text{mm}$ 의 환봉 시험편을, 온도  $950^\circ\text{C}$ 로 가열하고, 오일 소입하여 마르텐사이트 조직으로 하였다. 이어서, 시험편을 절단 연마한 후, 피크린산 수용액 중에 침지하여 구 오스테나이트 결정립계를 현출시키고, 광학 현미경으로 결정립 직경 (구  $\gamma$  결정립 직경)을 측정하였다. 그 결과를 표 2에 기재한다.
- [0095] 또한, 티타늄 (Ti) 함유율과 구  $\gamma$  결정립 직경, 및 Ti/N 비율과 구  $\gamma$  결정립 직경의 관계를 그래프에 플롯하였다. Ti 함유율과 구  $\gamma$  결정립 직경의 관계를 도 4에 도시하고, Ti/N 비율과 구  $\gamma$  결정립 직경의 관계를 도 5에 도시한다.
- [0096] <수소 취화 특성 시험>
- [0097] 원기둥 형상의 시험편 ( $\phi 8\text{mm} \times 75\text{mm}$ )의 평행부에 깊이 1mm의 환상 노치를 부여한 환봉 시험편을 제작하고, 목적 경도 HV540 (비커스 경도)이 되도록 소입 및 소려를 수행하여, 소려 마르텐사이트 조직으로 하였다. 이어서, 이 시험편을 5중량% 티오시안산암모늄 수용액 (온도  $50^\circ\text{C}$ )에 30분간 침지시킴으로써, 수소 차지를 실시하였다. 이어서, 시험편을 수용액 중에서 끌어 올리고 5분 후에 인장 시험을 실시하였다.
- [0098] 인장 시험은, 변형 속도  $2 \times 10^{-5}/\text{sec}$ 의 조건으로 실시하고, 파단시의 하중에 의해 평가하였다. 비교를 위해, 수소 차지를 실시하지 않은 시험편에 대해서도 같은 시험을 실시하였다.
- [0099] 각 시험편에 관해, 수소 차지를 실시한 경우의 파단 하중 ( $W_A$ ) 및 수소 차지를 실시하지 않은 경우의 파단 하중 ( $W_B$ )을 측정하고, 수소 취화 강도 비 (W)를 식  $W=W_A/W_B$ 에 의해 산출하였다. 그 결과를 표 2에 기재한다.
- [0100] 또한, 티타늄 (Ti) 함유율과 수소 취화 강도 비, 및 Ti/N 비율과 수소 취화 강도 비의 관계를 그래프에 플롯하였다. Ti 함유율과 수소 취화 강도 비의 관계를 도 6에 도시하고, Ti/N 비율과 수소 취화 강도 비의 관계를 도 7에 도시한다.
- [0101] <압연재 탈탄 시험>
- [0102] 압연에 의해 제작한 폭 70mm×두께 20mm의 압연재를 길이 방향에 수직인 단면으로 절단하고, 광학 현미경에 의해 탈탄 깊이 (DM-F)를 측정하였다. 그 결과를 표 2에 기재한다. 또한, 판재와의 형상·단면적 등의 차이에 의한 탈탄 깊이에 대한 영향을 명확히 하기 위해, 판재 제조에 사용한 강괴와 동일한 강괴를 압연하여  $\phi 12\text{mm}$ 의 환봉을 제작하고, 마찬가지로 단면을 절단하여 탈탄 깊이 (DM-F)를 측정하였다. 그 결과를 표 2에 기재한다.
- [0103] <내구 시험>
- [0104] 열간 압연에 의해 제작한 폭 70mm×두께 20mm의 압연재를 판 스프링 형상으로 성형 가공하였다. 이어서, 목적 경도 HV540 (비커스 경도)이 되도록 소입 및 소려를 수행하여, 소려 마르텐사이트 조직으로 한 후, 고강도 쇼트 피닝 처리를 가하였다. 고강도 쇼트 피닝은, 온도  $300^\circ\text{C}$ , 굴곡 응력 1400MPa의 조건으로 실시하였다. 이와 같이 하여 취득된 쇼트 피닝 처리를 가한 판 스프링 부품에 관해,  $760 \pm 600\text{MPa}$ 의 응력으로 파단될 때까지 내구 시험을 실시하고, 각 시료로부터 취득된 판 스프링 부품의 파단 수명 및 파괴 기점을 측정하였다.
- [0105] 파단 수명은, 파단이 발생할 때까지의 회수를 측정하고, 40만회를 초과하는 경우를 「○」로 평가하고, 40만회 이하의 경우를 「×」로 평가하였다. 그 결과를 표 2에 기재한다. 또한, 파단면을 관찰하고, 파괴 기점을 조

사하였다. 파괴 기점이 표면에 있는 경우에는 「표면」으로 하고, 내부에 있는 경우에는 「내부」로 하고 그 결과를 표 2에 기재한다. 또한 파괴 기점이 내부에 있는 경우에는, 파괴 기점이 조대한 조직에 있는지 개재물에 있는지를 현미경으로 확인하였다. 그 결과를 표 2에 기재한다.

[0106] <내식성 평가>

[0107] 압연에 의해 제작한 폭 70mm×두께 20mm의 압연재에 소입 및 소러를 수행하여 마르텐사이트 조직으로 한 후, 절삭에 의해 폭 30mm×두께 8mm×길이 100mm의 관상 시험편을 제작하였다. 이어서, 관상 시험편에, 농도 5중량%, 온도 35℃의 염화나트륨 수용액 (염수)을 2시간 분무하고 (염수 분무 처리), 온도 60℃의 열풍으로 4시간 동안 건조시키고 (건조 처리), 또한 온도 50℃, 습도 95% 이상의 조건으로 2시간 습윤시켰다 (습윤 처리). 이들 염수 분무 처리, 건조 처리, 및 습윤 처리를 1사이클로 하고, 이것을 함께 60사이클 반복하여 실시하였다. 그 후, 시험편 표면에 생성된 부식 생성물을 제거하고, 부식부의 단면에 나타난 최대의 부식 피트 깊이를 광학 현미경을 사용하여 측정하였다. 그 결과를 표 2에 기재한다.

표 2

시료 번호	충적량 (J/cm <sup>2</sup> )	결빙의 탈탄량이 (mm)	구멍의 직경 (μm)	수소 취화 강도 비	압연재의 탈탄 깊이 (mm)		표식결함의 크기 (mm)	파괴 기점	부식 피트 깊이 (μm)
					평균 (70mm×20mm)	공장 (φ12)			
E1	46	0	10.5	1	0	0	0	표면	120
E2	40	0	9.4	1	-	-	-	-	-
E3	50	0	13.2	1	-	-	-	-	-
E4	53	0	11.2	1	0	0	0	표면	123
E5	48	0	10.8	1	-	-	-	-	-
E6	49	0	9.5	1	-	-	-	-	-
E7	50	0	10.2	1	0	0	0	표면	125
E8	43	0	12.7	1	-	-	-	-	-
E9	44	0	11	1	-	-	-	-	-
E10	41	0	10.8	1	0	0	0	표면	63
E11	53	0	12.1	1	0	0	0	표면	88
E12	50	0	9.9	1	-	-	-	-	-
E13	48	0	8.8	1	-	-	-	-	-
C1	50	0	10.8	0.6	-	-	-	-	-
C2	30	0	12.8	0.75	-	-	-	-	-
C3	28	0	12.5	0.55	-	-	-	-	-
C4	48	0.04	10	1	0.03	0	0	표면	140
C5	49	0	17.3	0.65	0	0	0	내부(조대 조직)	119
C6	44	0	13.4	1	0	0	0	내부(개재물)	124
C7	50	0	22.7	1	0	0	0	내부(조대 조직)	133
C8	22	0	19.3	0.35	0	0	0	내부(조대 조직)	154
C9	15	0	34	0.33	0	0	0	내부(조대 조직)	172
C10	-	0.06	-	-	0.05	-	-	-	-

[0108] 표 2 및 도 1 내지 도 7로부터 알 수 있는 바와 같이, C의 함유율이 지나치게 낮은 시료 C1 및 Si의 함유율이 지나치게 낮은 C3는, HV540을 확보하기 위해 소러 온도를 낮게 할 필요가 있기 때문에, 그 영향에 의해 수소 취화가 일어나기 쉬워진다. 또한, C의 함유율이 지나치게 높은 시료 C2는 수소 취화 특성이 열화될 뿐만 아니라 인성이 나빠진다.

[0110] 또한, Si의 함유율이 지나치게 높은 시료 C4는 페라이트 탈탄량이 증가하고 피로 수명이 저하되었다. 여기서,

시료 C4에 있어서는, 비교를 위해, 자동차의 코일 스프링의 형상 및 치수에 상당하는  $\phi 12\text{mm}$ 의 봉강에 관한 탈탄 깊이도 동시에 나타났지만, Si 함유량이 높음에도 불구하고 페라이트 탈탄은 확인할 수 없었다. 이 결과로부터,  $\phi 10$  내지  $\phi 20\text{mm}$  정도로 사용되는 자동차 등의 코일 스프링이나 더 가는 벨브 스프링 등에서는 문제가 없는 고Si재도 판 스프링용으로서의 사용시에 탈탄에 의한 피로강도 저하의 가능성이 높은 것을 알 수 있다.

[0111] 또한, Ti 함유율이 지나치게 낮은 시료 C5는, 수소 취화 특성이 열화되는 것을 알 수 있다. 또한, 시료 C5에 있어서는, 구  $\gamma$  결정립 직경이 커지고, 내부의 조대한 조직에서 파괴가 일어나기 쉬워져 내구성이 나빠진다. 한편, Ti 함유율이 지나치게 높은 시료 C6은, 내부 조직에 개재물이 발생하고, 이 개재물에 있어서 파단되기 쉬워져 역시 내구성이 나빠진다.

[0112] 또한, Ti/N 비율이 지나치게 낮은 시료 C7에 있어서는, 구  $\gamma$  결정립 직경이 커지고, 내부의 조대한 조직에서 파괴가 일어나기 쉬워져 내구성이 나빠진다.

[0113] 또한, 종래 강철인 시료 C8 및 시료 C9는, 본 예와 같이 경도를 높게 한 경우의 충격값이 낮고 인성이 나쁘다. 또한, 수소 취화 특성도 낮고, 또한 구  $\gamma$  결정립 직경이 크고 내부의 조대한 조직에서 파괴가 일어나기 쉬워져, 내구성도 나쁘다. 또한, 종래 강철인 시료 C10은 페라이트 탈탄량이 많다.

[0114] 이것에 대해, 본원 발명의 시료 E1 내지 시료 E12는, 굴곡 응력을 부하하고, 실온보다 높은 온도에서 쇼트 피닝을 가한 경우 (즉, 고강도 쇼트 피닝을 가한 경우)라도, 내부 기점에 의한 파단이 발생하기 어려워 내구성이 우수하고 우수한 피로강도를 발휘할 수 있다. 또한, 수소 취화 특성이 우수하고, 강철 중에 수소가 침입해도 취화되기 어렵다. 또한, 강도 및 인성을 균형적으로 겸비하고, 내구성도 우수하다. 이로 인해, 예를 들면 트럭 등의 자동차용의 판 스프링 등에 적합하게 사용할 수 있다.

[0115] 또한, 본 발명에서는 Si의 함유율의 하한을 0.40%로 하고 있지만, 표 2 및 도 2로부터 알 수 있는 바와 같이, 고경도 영역에서의 충격값을 높게 하여 인성을 더욱 향상시키기 위해, Si 함유율을 0.50%를 초과하는 양으로까지 높이는 것이 바람직하다.

[0116] 이상과 같이, 예를 들면 비커스 경도 510 이상으로 하는 고경도의 판 스프링 부품에 있어서는, 질량%, C: 0.40 내지 0.54%, Si: 0.40 내지 0.90%, Mn: 0.40 내지 1.20%, Cr: 0.70 내지 1.50%, Ti: 0.070 내지 0.150%, B: 0.0005 내지 0.0050%, N: 0.0100% 이하를 함유하고 잔부가 Fe 및 불순물 원소로 이루어지고,  $\text{Ti/N} \geq 10$  을 만족시키는 판 스프링용 강철 (시료 E1 내지 시료 E13)이 적합한 것을 알 수 있다. 이러한 판 스프링용 강철을 채용함으로써, 고강도화를 위해 경도를 높이고, 수소 취화가 문제가 되는 경도 영역에서도 우수한 인성을 확보할 수 있고, 고강도 쇼트 피닝에 의해 확실하게 수명 향상을 도모할 수 있는 판 스프링 부품의 실현이 가능하게 된다.

[0117] (실시예 2)

[0118] 실시예 1에서는 HV540을 목적 경도로 했지만, 본 예에서는 목적 경도를 변경한 시험편에 관해 충격 시험을 실시하여 경도와 충격값의 관계를 조사하였다.

[0119] 즉, 실시예 1의 시료 E1, 시료 E12, 시료 C3, 및 시료 C8에 관해, 목적 경도를 바꾸고 소입 및 소려를 수행하여 시험편을 제작하고, 실시예 1과 같이 충격 시험을 실시하였다. 그 결과를 표 3 및 도 8에 나타낸다. 도 8은, 횡축에 각 시료의 비커스 경도 (HV)를 취하고, 종축에 각 시료의 충격값을 취하고, 경도와 충격 값의 관계를 나타내는 것이다.

표 3

시료 번호	비커스 경도	충격값
E1	564	48
	542	46
	515	47
	499	49
E12	553	52
	540	50
	513	50
	486	48
C3	562	29
	542	28
	521	32
	499	42
C8	570	19
	541	22
	515	24
	497	40

[0120]

[0121]

표 3 및 도 8로부터 알 수 있는 바와 같이, Si 함유율이 낮은 시료 C3 및 종래 강철 SUP10인 시료 C8은 경도를 높게 하면 충격값이 저하되고 인성이 열화되는 것을 알 수 있다.

[0122]

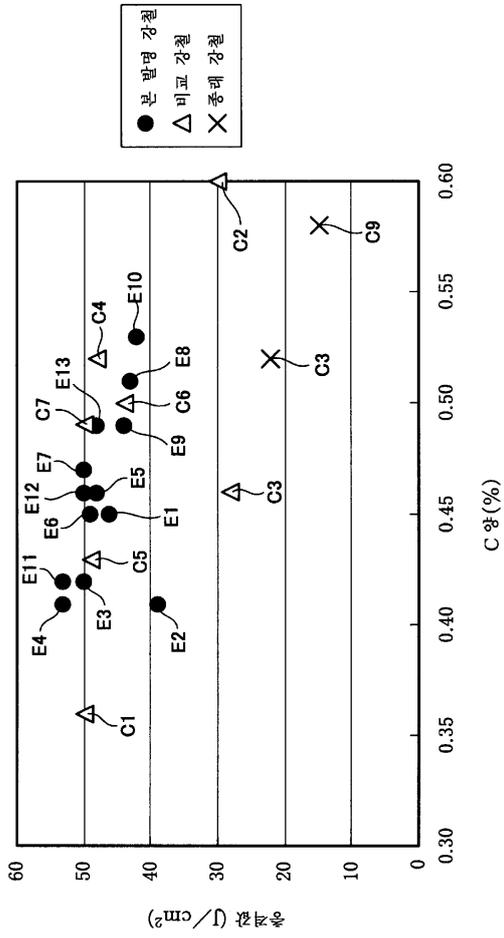
이에 반해, 본원 발명의 조성 범위에 있는 시료 E1 및 시료 E12는, 경도를 높게 해도 높은 충격값을 유지하고 있어, 우수한 강도와 인성을 겸비하는 것을 알 수 있다.

[0123]

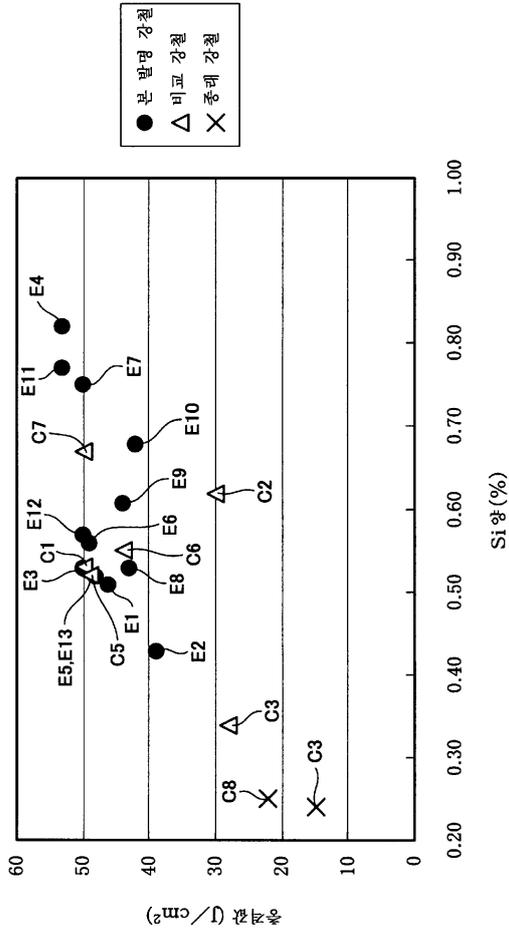
예를 들면 트럭에 있어서 판 스프링은, 다른 부품과 비교해도 상당히 중량이 큰 부품이며, 경량화가 가능해지는 기술을 개발하면 그 효과는 크다. 경량화 효과를 크게 하기 위해, 단순히 고경도 영역에서의 인성 향상이나 내 수소취성 향상만으로는 충분하지 않으며, 굴곡 응력을 부하하면서 실온보다 높은 온도에서 실시하는 쇼트 피닝, 즉 고강도 쇼트 피닝에 의해 효과가 향상되는 재료의 개발이 필요하였다. 본 발명은 그 요구를 완전히 만족시키는 것으로, 큰 효과를 기대할 수 있다.

도면

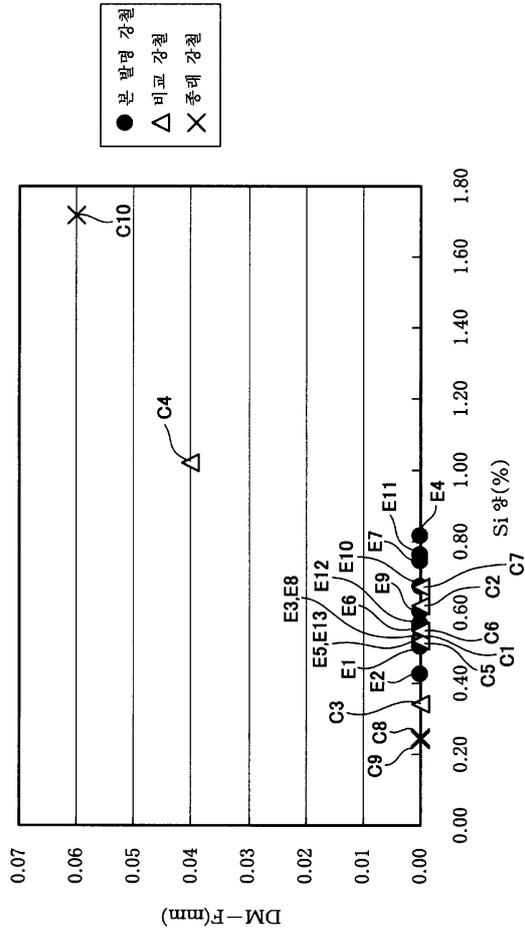
도면1



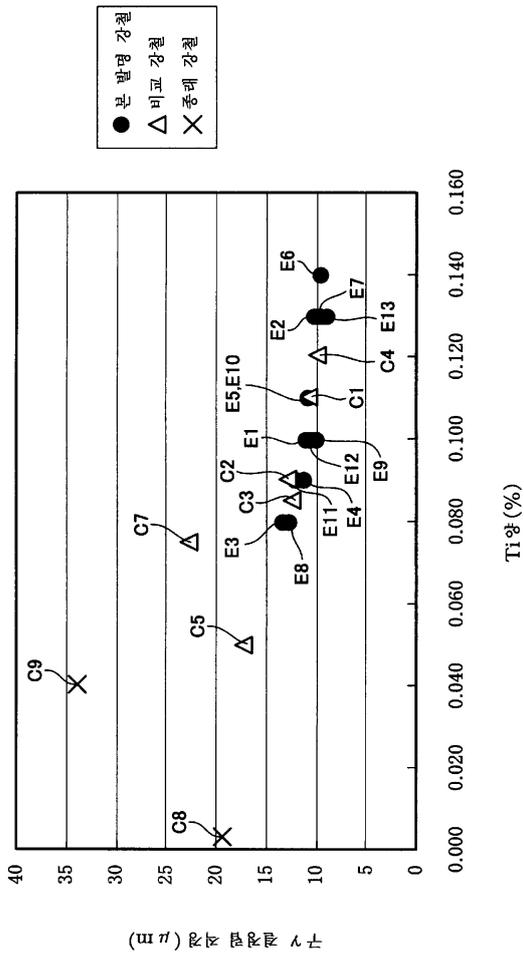
도면2



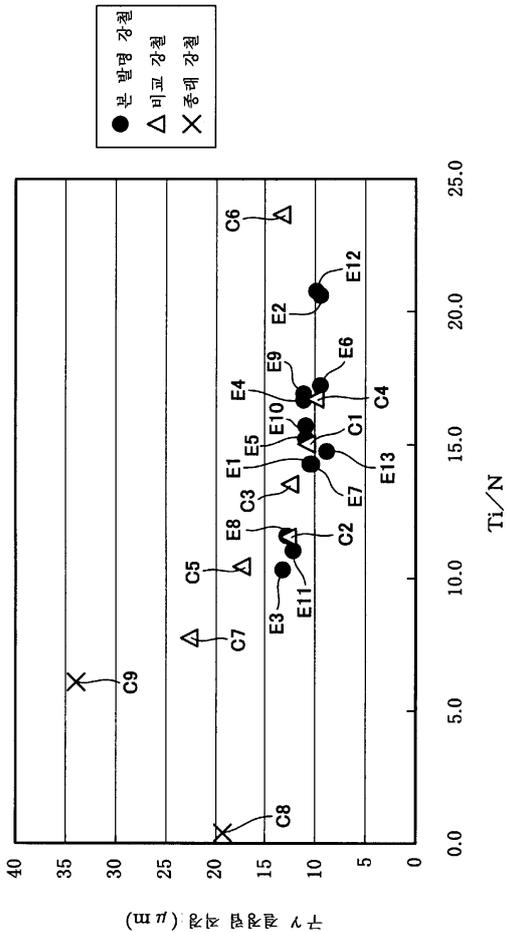
도면3



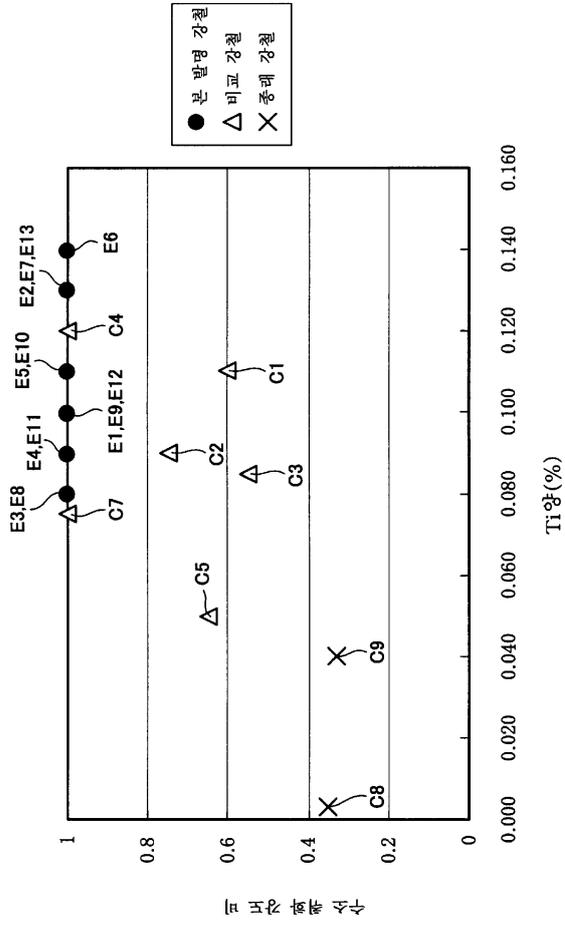
도면4



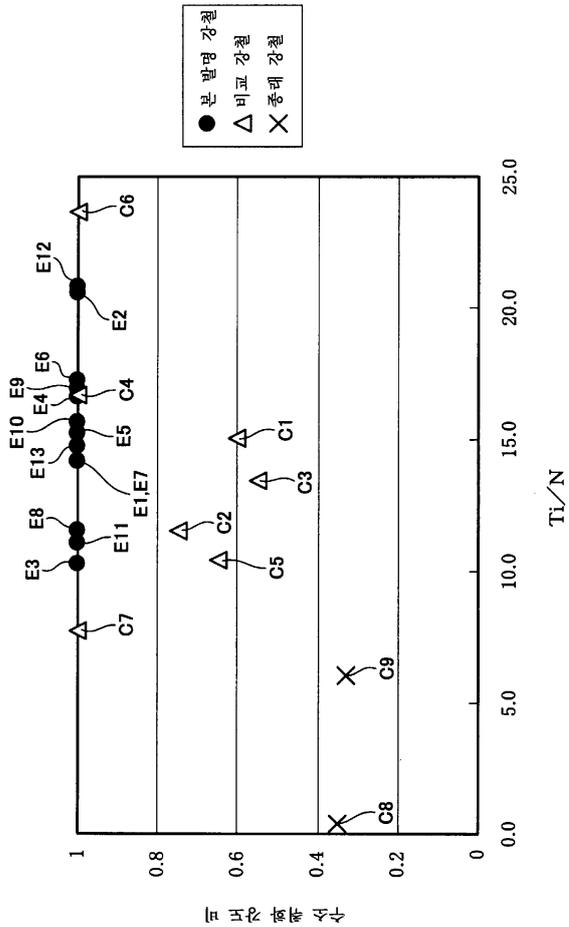
도면5



도면6



도면7



도면8

