



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2007-0114651
(43) 공개일자 2007년12월04일

- | | |
|---|---|
| <p>(51) Int. Cl.
<i>C22C 38/04</i> (2006.01)</p> <p>(21) 출원번호 10-2007-0051365</p> <p>(22) 출원일자 2007년05월28일
심사청구일자 2007년05월28일</p> <p>(30) 우선권주장
JP-P-2006-00148611 2006년05월29일 일본(JP)</p> | <p>(71) 출원인
가부시키키가이샤 고베 세이코쇼
일본 효고켄 고베시 주오쿠 와키노하마쵸 2쵸메 10반26고</p> <p>(72) 발명자
가시마 다카히로
일본 효고켄 가코가와시 가나자와쵸 1반치 가부시키키가이샤 고베세이코쇼 가코가와제철소 내</p> <p>(74) 대리인
김창세</p> |
|---|---|

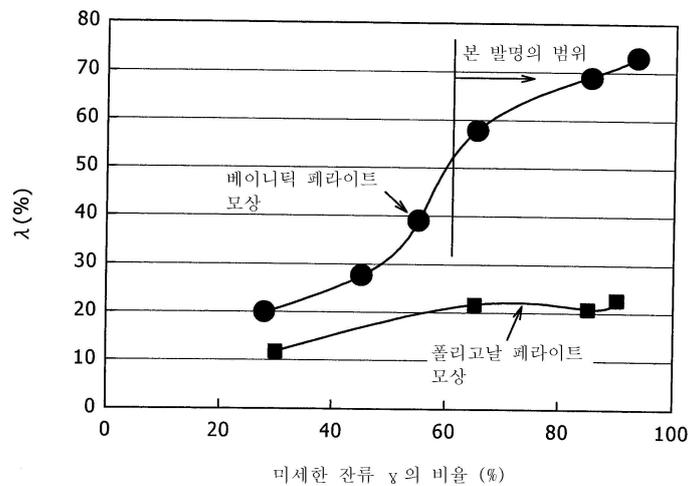
전체 청구항 수 : 총 2 항

(54) 신장 플랜지성이 우수한 고강도 강판

(57) 요약

본 발명의 강판은, C: 0.10 내지 0.20%(질량%의 의미, 이하 동일), Si: 0.8 내지 2.5%, Mn: 1.5 내지 2.5%, 및 Al: 0.01 내지 0.10%를 함유하고, P: 0.1% 미만, 및 S: 0.002% 미만(0%를 포함하지 않는다)으로 규제되고, 조직으로서, 적어도, 베이니틱 페라이트와 잔류 오스테나이트를 포함하고, 전 조직에 대한 면적율로, 베이니틱 페라이트: 70% 이상, 잔류 오스테나이트: 2 내지 20%, 및 폴리고날 페라이트와 준 폴리고날 페라이트: 합계로 15% 이하를 만족하며, 또한 상기 잔류 오스테나이트 중에 차지하는 평균 입경 5 μ m 이하의 잔류 오스테나이트의 비율이 60% 이상이다. 본 발명의 강판은, 베이니틱 페라이트를 모상으로 하는 TRIP 강판으로서, 인장 강도(TS)가 980MPa 이상이며 신장 플랜지성이 우수하다.

대표도 - 도1



특허청구의 범위

청구항 1

C: 0.10 내지 0.20%(질량%의 의미, 이하 동일),
 Si: 0.8 내지 2.5%,
 Mn: 1.5 내지 2.5%, 및
 Al: 0.01 내지 0.10%
 를 함유하고,
 P: 0.1% 미만, 및
 S: 0.002% 미만(0%을 포함하지 않는다)
 으로 규제되고,
 조직으로서, 적어도, 베이니틱 페라이트와 잔류 오스테나이트를 포함하고,
 전 조직에 대한 면적율로, 베이니틱 페라이트: 70% 이상,
 잔류 오스테나이트: 2 내지 20%, 및
 폴리고날 페라이트와 준(準) 폴리고날 페라이트: 합계로 15% 이하를 만족하며, 또한
 상기 잔류 오스테나이트 중에 차지하는 평균 입경 $5\mu\text{m}$ 이하의 잔류 오스테나이트의 비율이 60% 이상인
 고강도 강판.

청구항 2

제 1 항에 있어서,
 추가로, Ca를 0.0003 내지 0.002% 함유하는 고강도 강판.

명세서

발명의 상세한 설명

발명의 목적

발명이 속하는 기술 및 그 분야의 종래기술

- <7> 본 발명은, 신장 플랜지성이 우수한 고강도 강판에 관한 것이며, 구체적으로는 인장 강도(TS)가 980MPa 이상이고, 또한 TS와 신장 플랜지성(λ)과의 곱($TS \times \lambda$)이 50000 이상으로, 인장 강도와 신장 플랜지성과의 밸런스가 우수한 고강도 강판에 관한 것이다. 본 발명의 고강도 강판은, 예컨대 자동차, 전기, 기계 등의 산업 분야에서 범용된다.
- <8> 자동차, 전기, 기계 등의 분야에 있어서 프레스 성형하여 사용되는 강판은, 우수한 강도와 연성을 겸비하고 있을 것이 요구되고, 이러한 요구에 부응하는 강판으로서, TRIP(Transformation Induced Plasticity; 변태 유기소성) 강판이 주목받고 있다. TRIP 강판은, 오스테나이트(γ) 조직이 잔류한 잔류 오스테나이트(잔류 γ)를 포함하고 있고, TRIP 강판을 가공 변형하면, 응력에 의해 잔류 오스테나이트가 마르텐사이트로 유기 변태하여, γ 에 의한 우수한 신도와 마르텐사이트에 의한 높은 강도가 얻어진다. TRIP 강판은, 모상의 종류에 따라 폴리고날 페라이트를 모상으로 하는 TRIP형 복합 조직강(TDP 강), 템퍼링 마르텐사이트를 모상으로 하는 TRIP형 템퍼링 마르텐사이트 강(TAM 강), 베이니틱 페라이트를 모상으로 하는 TRIP형 베이나이트 강(TBF 강) 등으로 분류된다.
- <9> 이 중 TBF 강은, 경질의 베이나이트 조직에 의해 고강도가 얻어지기 쉽고, 신장 특성도 높다고 하는 특징을 갖고 있지만, 신장 플랜지성(구멍 확장성, 국부적인 연성)이 뒤떨어진다고 하는 문제가 있다.

<10> 상기 문제를 해결하기 위해, 예컨대 일본 특허공개 제2004-323951호 공보 및 일본 특허공개 제2004-332100호 공보에는, 잔류 γ 의 비율을 가능한 한 억제함으로써 TBF 강의 구멍 확장성(신장 플랜지성과 같은 의미)이나 내수 소취성을 개선하는 기술이 제안되어 있다. 이것은, 「제 2 상에 마르텐사이트나 잔류 오스테나이트를 활용하면, 구멍 확장성이 현저히 저하된다」라는 종래의 인식에 비추어 이루어진 것이다.

발명이 이루고자 하는 기술적 과제

<11> 본 발명은, 상기 사정에 감안하여 이루어진 것으로, 그 목적은 베이니틱 페라이트를 모상으로 하는 TRIP 강판에 있어서, 인장 강도(TS)가 980MPa 이상이고 신장 플랜지성이 우수한 고강도 강판을 제공하는 것이다.

발명의 구성 및 작용

<12> 상기 과제를 해결할 수 있었던 본 발명에 따른 강판은, C: 0.10 내지 0.20%(질량%의 의미, 이하 동일), Si: 0.8 내지 2.5%, Mn: 1.5 내지 2.5%, 및 Al: 0.01 내지 0.10%를 함유하고, P: 0.1% 미만, S: 0.002% 미만으로 규제되고, 조직으로서, 적어도, 베이니틱 페라이트와 잔류 오스테나이트를 포함하고, 전 조직에 대한 면적율로, 베이니틱 페라이트: 70% 이상, 잔류 오스테나이트: 2 내지 20%, 폴리고날 페라이트와 준(準) 폴리고날 페라이트: 합계로 15% 이하를 만족하며, 또한 상기 잔류 오스테나이트 중에 차지하는 평균 입경 $5\mu\text{m}$ 이하의 잔류 오스테나이트의 비율은 60% 이상이다.

<13> 바람직한 실시형태에 있어서, 추가로, Ca를 0.0003 내지 0.002% 함유하고 있다.

<14> 본 발명자는, 베이니틱 페라이트(BF) 조직을 모상으로 하는 TRIP 강판(TBF 강)에 대하여 주로 신장 플랜지성을 높이기 위해 예의 검토하여 왔다. 그 결과, 잔류 오스테나이트(잔류 γ)를 평균 입경이 $5\mu\text{m}$ 이하인 미세한 형상으로 하면, 신장 플랜지성(λ)이 비약적으로 상승하는 것, 그것을 위해서는, 특히 연속 소둔 공정에서의 템퍼링 온도를 종래보다도 낮게 제어하고 나서 용융 Zn 도금 공정을 행하면 좋다는 것을 밝혀내어 본 발명을 도출하였다.

<15> 도 1을 참조하면서, 잔류 γ 의 미세화에 의한 λ 의 상승 작용을 설명한다. 도 1에 있어서, 가로축은 잔류 γ 에 대한 평균 입경이 $5\mu\text{m}$ 이하인 잔류 γ (이하, 「미세한 잔류 γ 」라 칭하는 경우가 있다)의 비율(%)이고, 세로축은 구멍 확장률(λ)이다.

<16> 도 1에 나타낸 바와 같이, BF를 모상으로 하는 TBF 강(도면 중, ●)에서는, 미세한 잔류 γ 의 비율을 60% 이상으로 하면 λ 가 현저히 상승하고 있다. 도 1에는, 참고를 위해, 폴리고날 페라이트(PF)를 모상으로 하는 TRIP 강판(TDP 강)의 결과(도면 중, ■)를 병기하고 있지만, TBF 강과 TDP 강의 결과를 대비하면, 미세한 잔류 γ 에 의한 λ 상승 작용은 TDP 강보다도 TBF 강 쪽이 매우 현저하게 보임을 알 수 있다.

<17> 한편, 도 1에 나타내는 TBF 강의 결과는 후술하는 실시예의 표 3의 No. 16 내지 21의 데이터를 플롯팅한 것이고, TDP 강의 결과는 표 5의 No. 1 내지 4의 데이터를 플롯팅한 것이다.

<18> 본 발명의 고강도 강판은, 인장 강도(TS) 980MPa 이상, TS와 신장 플랜지성(λ)과의 곱이 50000 이상을 만족하고, 바람직하게는 인장 강도(TS)가 1000MPa 이상, TS와 신장 플랜지성(λ)과의 곱이 60000 이상을 만족하는 것이다. 또한, 신장(전체 신장) 특성은 18% 이상, 바람직하게는 20% 이상을 만족하는 것이다.

<19> 본 발명에는, 용융 Zn 도금 강판 외에, 추가로 합금화 처리가 실시된 합금화 용융 Zn 도금 강판도 포함된다. 또한, 본 발명에는, 용융 Zn 도금 공정과 동일한 효과의 열처리에 의해 수득된 Zn 도금층을 갖지 않는 강판도 포함된다.

<20> 우선, 본 발명을 가장 특징적인 조직에 대하여 설명한다.

<21> (조직)

<22> 본 발명의 고강도 강판은, 적어도, 베이니틱 페라이트와 잔류 γ 를 포함하고, 전 조직에 대한 면적율로, 베이니틱 페라이트: 70% 이상, 잔류 γ : 2 내지 20%, 폴리고날 페라이트 및/또는 준 폴리고날 페라이트: 15% 이하이고, 또한 상기 잔류 γ 중에 차지하는 평균 입경 $5\mu\text{m}$ 이하의 잔류 γ 의 비율은 60% 이상을 만족하는 조직을 갖고 있다.

<23> 베이니틱 페라이트: 70% 이상

<24> 본 발명의 강판은, 베이니틱 페라이트(BF)를 주체(모상)로서 함유하고 있다.

- <25> 이에, BF에 대하여 자세히 설명한다. BF란, 전위밀도(초기 전위밀도)가 높은 하부 조직(라스 상 조직은 갖고 있어도 좋고 갖고 있지 않아도 좋다)을 의미하고, 조직내에 탄화물을 갖고 있지 않다는 점에서, 베이나이트 조직과는 분명히 다르다. 또한, BF는 전위밀도가 없거나 또는 매우 적은 하부 조직을 갖는 폴리고날 페라이트(PF)나, 미세한 서브그레인 등의 하부 조직을 가진 준 폴리고날 페라이트(준 PF)와도 다르다. 이들 조직은, 예컨대 강의 베이나이트 사진집-1(일본철강협회 기초연구회 발행)의 p. 4 Table 1에 나타나 있고, Table 1 중, BF는 α_B 및 α_B° , PF는 α_p , 준 PF는 α_q 이다. 또한, BF 및 PF/준 PF란 투과형 전자 현미경(TEM: 배율 약 1만배)에 의한 관찰에 의해 아래와 같이 명료하게 구별된다.
- <26> · PF : TEM 사진에 있어서 백색이며, 다각형 형상이고, 내부에 잔류 γ 나 마르텐사이트를 포함하지 않는다.
- <27> · 준 PF : TEM 사진에 있어서 백색이며, 거의 구상을 갖고, 내부에 잔류 γ 나 마르텐사이트를 포함하지 않는다.
- <28> · BF : TEM 사진에서는, 내부에 존재하는 높은 전위에 의해 회색을 나타낸다. BF와 마르텐사이트란 TEM 관찰에서는 분리 구별할 수 없는 경우도 많다.
- <29> BF는 PF나 준 PF에 비해 전위밀도가 높기 때문에 고강도를 용이하게 달성할 수 있는 동시에, 신장 특성이나 신장 플랜지성도 높다고 하는 특징을 갖고 있다. 이러한 작용을 유효하게 발휘시키기 위해, BF의 면적율을 70% 이상으로 한다. BF는 80% 이상인 것이 바람직하고, 90% 이상인 것이 보다 바람직하다. 신장 플랜지성이 한층 더 우수한 고강도 강판을 얻기 위해서는, BF와 후술하는 잔류 γ 와의 실질적으로 2상 조직이 되도록 제어하는 것이 권장된다.
- <30> 잔류 γ : 2 내지 20%
- <31> 잔류 γ 는 특히 신도의 향상에 유용한 조직이다. 상술한 일본 특허공개 제2004-323951호 공보 및 일본 특허공개 제2004-332100호 공보에도 기재되어 있는 바와 같이, TBF 강에 잔류 γ 가 존재하면 통상 신장 플랜지성은 열화하지만, 본 발명과 같이, 잔류 γ 중에 차지하는 미세한 잔류 γ 의 비율을 많게 함으로써 신장 플랜지성을 높일 수 있다.
- <32> 이러한 작용을 유효하게 발휘시키기 위해, 전체 잔류 γ 의 면적율을 2% 이상으로 한다. 단, 잔류 γ 가 지나치게 많으면 반대로 신장 플랜지성이 저하되는 경향이 있기 때문에, 그 상한을 20%로 한다. 잔류 γ 의 면적율은 5% 이상 18% 이하인 것이 바람직하고, 7% 이상 16% 이하인 것이 보다 바람직하다.
- <33> 또한, 잔류 γ 중의 C 농도는 0.8% 이상인 것이 바람직하다. 잔류 γ 중의 C 농도는 TRIP(변형 유기 변태 가공)의 특성에 크게 영향을 주고, 0.8% 이상으로 제어하면, 특히 신장 특성이 높아진다. 신장 특성은 잔류 γ 중의 C 농도가 많을수록 향상되고, 1% 이상인 것이 보다 바람직하고, 1.2% 이상인 것이 더욱 바람직하다. 잔류 γ 중의 C 농도의 상한은 특별히 한정되지 않지만, 실제 조업상 조정가능한 상한은 대략 1.6%라고 생각된다.
- <34> 잔류 γ 중에 차지하는 평균 입경 $5\mu\text{m}$ 이하의 잔류 γ 의 비율 $\geq 60\%$
- <35> 원하는 신장 플랜지성이나 신장 특성을 얻기 위해, 평균 입경 $5\mu\text{m}$ 이하의 잔류 γ 는 가능한 한 많이 존재하고 있는 것이 필요하고, 본 발명에서는 전체 잔류 γ 중에 차지하는 미세한 잔류 γ 의 비율을 60% 이상으로 한다. 미세한 잔류 γ 의 비율은 많으면 많을수록 좋고, 70% 이상인 것이 바람직하고, 80% 이상인 것이 보다 바람직하고, 가장 바람직한 것은 100%이다.
- <36> 평균 입경의 측정은, 아래와 같이 하여 행해진다. 우선, 강판을 레페라(Lepera) 부식하고, 광학 현미경(배율: 1000배) 관찰에 의해 잔류 γ 를 동정한 후, $60\text{mm} \times 80\text{mm}$ 의 시야에 존재하는 잔류 γ 의 입경(최대 직경)의 평균치를 산출한다. 마찬가지로 하여, 합계 5시야에서의 평균 입경을 산출하고, 이들의 평균치를 「잔류 γ 의 평균 입경」이라 했다.
- <37> 미세한 잔류 γ 의 평균 입경은 작을수록 좋고, $4\mu\text{m}$ 이하인 것이 바람직하고, $3\mu\text{m}$ 이하인 것이 보다 바람직하다. 한편, 그 하한은 특별히 한정되지 않고, 상기 관찰 방법에 의해 잔류 γ 를 동정할 수 있고, 평균 입경을 산출할 수 있는 한도의 것이 그 하한이 될 수 있다.
- <38> 상술한 일본 특허공개 제2004-323951호 공보 및 일본 특허공개 제2004-332100호 공보에 기재된 강에 있어서는, 어느 것이나 잔류 γ 의 부피 비율만이 규정되어 있고, 잔류 γ 의 입경이 작은 것($5\mu\text{m}$ 이하)의 비율에 대해서는 언급이 없다. 본 발명과 같이, $5\mu\text{m}$ 이하의 잔류 γ 가 많으면 신장 및 신장 플랜지성이 보다 양호해진다. 이들 특성에 대해서는, 상술한 특허공보에 기재된 강을 상회한다.

- <39> 폴리고날 페라이트와 준 폴리고날 페라이트: 합계로 15% 이하
- <40> 본 발명의 고강도 강관은, 상술한 베이니틱 페라이트(BF)와 잔류 γ 로 이루어지는 조직으로 구성되어 있어도 좋고, 이에 의해 신장 플랜지성이 최대한 높아지지만, 본 발명의 작용을 손상하지 않는 범위에서, 폴리고날 페라이트(PF)와 준 폴리고날 페라이트(준 PF)를 합계로 15% 이하의 범위내에서 함유할 수도 있다. 이들 면적율은 적을수록 좋고, 바람직하게는 10% 이하, 가장 바람직하게는 0%이다.
- <41> 기타
- <42> 본 발명의 강관은, 상술한 조직(즉, BF와 잔류 γ 와의 혼합 조직, 또는 BF와 잔류 γ 와 PF/준 PF와의 혼합 조직)으로만 구성되어 있어도 좋지만, 본 발명의 제조 과정에서 잔존할 수 있는 다른 조직(필라이트, 베이니트, 마르텐사이트, 세멘타이트 등)을, 본 발명의 작용을 손상하지 않는 범위에서 포함할 수 있다. 이들 면적율은 적을수록 좋고, 예컨대 합계로 고작 10% 이하인 것이 바람직하다.
- <43> (강 중 성분)
- <44> 다음으로, 본 발명 강관을 구성하는 기본 성분에 대하여 설명한다. 이하, 강 중 성분의 단위는 전부 질량%이다.
- <45> C: 0.10 내지 0.20%
- <46> C는 고강도를 확보하고, 또한 소정의 잔류 γ 를 얻기 위해서 필요한 원소이다. 구체적으로는, 오스테나이트(γ) 상 중에 충분한 C량을 포함하고, 실온에서도 원하는 γ 상을 잔류시키기 위해 중요한 원소이다. 이러한 작용을 유효하게 발휘시키기 위해 C를 0.10% 이상 첨가한다. 한편, C량을 지나치게 첨가하면 용접성이 저하되기 때문에, 그 상한을 0.20% 이하로 한다. C량은 0.12% 이상 0.18% 이하인 것이 바람직하다.
- <47> Si: 0.8 내지 2.5%
- <48> Si는 잔류 γ 가 분해하여 탄화물이 생성하는 것을 유효하게 억제하는 원소이며, 고용 강화 원소로서도 유용하다. 이러한 작용을 유효하게 발휘시키기 위해 Si를 0.8% 이상 첨가한다. 단, Si량이 과잉이 되면 상기 작용은 포화되고, 열간 취성을 야기시키는 등의 문제가 생기기 때문에, 그 상한을 2.5%로 한다. Si량은 1.2% 이상 2.3% 이하인 것이 바람직하다.
- <49> Mn: 1.5 내지 2.5%
- <50> Mn은 γ 를 안정화하고, 원하는 잔류 γ 를 얻기 위해 필요한 원소이다. 이러한 작용을 유효하게 발휘시키기 위해 Mn을 1.5% 이상 첨가한다. 단, Mn을 과잉으로 첨가하면, 주변 균열이 생기는 등 악영향이 나타나기 때문에, Mn의 상한을 2.5%로 한다. Mn량은 1.8% 이상 2.3% 이하인 것이 바람직하다.
- <51> Al: 0.01 내지 0.10%
- <52> Al은 Si와 마찬가지로 잔류 γ 가 분해하여 탄화물이 생성되는 것을 유효하게 억제하는 원소이다. 이러한 작용을 유효하게 발휘시키기 위해 Al을 0.01% 이상 첨가한다. 단, Al을 0.10% 초과하여 첨가하면, 폴리고날 페라이트가 생성되기 쉬워져 신장 플랜지성을 충분히 높일 수 없다. Al량은 0.03% 이상 0.06% 이하인 것이 바람직하다.
- <53> P: 0.1% 미만
- <54> P는 과잉으로 첨가되면 가공성이 열화되기 때문에, 그 상한을 0.1% 미만으로 억제한다. P량은 적으면 적을수록 좋다.
- <55> S: 0.002% 미만
- <56> S는 MnS 등의 황화물계 개재물을 형성하고, 균열의 기점이 되어 가공성을 열화시키는 유해한 원소이기 때문에, 그 상한을 0.002% 미만으로 한다. S량은 적으면 적을수록 좋다.
- <57> 본 발명의 강관은, 상기 성분을 함유하고, 잔부는 철 및 불가피적 불순물이다. 불가피적 불순물로서는, 예컨대 원료, 자재, 제조설비 등의 상황에 따라 들어가는 원소인 N(질소)나 0.01% 이하의 O(산소) 등을 들 수 있다.
- <58> 또한, 가공성 향상 등을 목적으로 하여, Ca를 이하의 범위로 함유하는 것이 바람직하다.
- <59> Ca: 0.0003 내지 0.002%

- <60> Ca는 강 중 황화물의 형태를 제어하여, 가공성 향상에 유효한 원소이다. 이러한 작용을 유효하게 발휘시키기 위해 Ca를 0.0003% 이상 첨가하는 것이 바람직하다. 단, Ca를 과잉으로 첨가하더라도, 상기 작용은 포화되어 버리고, 경제적으로 무의미하기 때문에, 그 상한을 0.002% 이하로 하는 것이 바람직하다. Ca량은 0.0005% 이상 0.0015% 이하인 것이 보다 바람직하다.
- <61> (제조방법)
- <62> 다음으로, 본 발명의 강관을 제조하기 위한 바람직한 방법을 설명한다.
- <63> 본 발명 강관의 제조방법은, (1) 열연 공정(또한, 필요에 따라 냉연 공정)과, (2) 연속 소둔 공정과, (3) 후 열처리 공정(대표적으로는, 용융 Zn 도금 공정, 또한, 필요에 따라 합금화 공정)을 포함하고 있다. 본 발명의 강관을 효율적으로 얻기 위해서는, 특히, 연속 소둔 공정의 템퍼링 온도를 적절히 제어하는 것이 중요하고, 상기 공정과 그 이후의 후 열처리 공정에 의해, 베이네틱 페라이트의 모상 조직과 미세한 잔류 γ 를 갖는 조직을 확보할 수 있다.
- <64> (1) 열연 공정
- <65> 열연 공정은 특별히 한정되지 않고, 통상 사용되는 방법을 채용할 수 있다. 구체적으로는, 예컨대 약 1000 내지 1300℃의 온도로 약 20 내지 60분간 가열하고 나서 열간 압연을 행하고, 약 850 내지 890℃의 온도로 마무리 압연을 행한 후, 약 40 내지 60℃/s의 평균 냉각 속도로 냉각하고, 약 500 내지 600℃의 온도로 권취하는 것이 바람직하다. 이렇게 하여 얻어지는 열연 강관의 두께는 대체로 2.0 내지 3.5mm인 것이 바람직하다.
- <66> 상기 (1)과 같이 하여 수득된 열연 강관은 스케일을 제거하기 위해 산 세정한다. 또한, 가공성의 향상 등을 목적으로 하여, 약 50 내지 80%의 냉연율로 냉간 압연을 행하여도 좋다. 이렇게 하여 수득되는 냉연 강관의 두께는 대체로 0.7 내지 1.4mm인 것이 바람직하다.
- <67> (2) 연속 소둔 공정
- <68> 도 2를 참조하면서, 연속 소둔 공정을 설명한다. 이 공정은, 주로, 원하는 담금질 조직(담금질 마르텐사이트)을 얻기 위해서 설정된 것이다. 도 2a와 도 2b는 균열 공정[T1(℃)×t1(초)] 후의 냉각 조건만 다르며, 도 2a는 롤 퀴칭(RQ)을 실시한 예, 도 2b는 워터 퀴칭(WQ)을 실시한 예이다.
- <69> 우선, Ar₃ 점 이상의 온도(T1)에서 10초간 이상(t1) 유지한다(균열 공정).
- <70> 상기 균열 온도(T1)로 함으로써, 탄화물이 완전히 용해하고, 원하는 잔류 γ 가 효율적으로 얻어진다. 또한, 균열 후의 냉각 공정에서 베이네틱 페라이트를 형성하는데 있어서도 유효하다. 균열 온도(T1)의 상한은 특별히 한정되지 않지만, 예컨대 비용 저감 등의 관점에서 대체로 1000℃ 이하로 하는 것이 바람직하다.
- <71> 또한, 균열 온도(T1)에서의 유지 시간(t1)이 10초 미만이면, 강관 전체의 균열 효과가 불충분하고, 최종적으로 미세한 잔류 γ 의 비율이나 베이네틱 페라이트의 생성이 적어진다(후술하는 실시예를 참조). 이러한 작용을 유효하게 발휘시키기 위해서는, 유지 시간(t1)을 길게 하면 할수록 좋지만, t1이 300초를 초과하면 상기 작용은 포화되어 비용의 상승을 초래할 뿐이다. 유지 시간(t1)은 60초 이상 200초 이하인 것이 바람직하다.
- <72> 다음으로, 10℃/s 이상의 평균 냉각 속도(CR)로 페라이트 변태 및 펄라이트 변태를 회피하면서 상기 균열 온도(T1)로부터 소정의 온도(T2)까지 냉각한다.
- <73> T2(템퍼링 온도)는 100℃ 이상 300℃ 이하로 한다. 미세한 잔류 γ 를 많이 생성시키기 위해서는, T2를 상기의 범위로 설정하는 것이 매우 중요하고, T2의 온도가 300℃를 초과하면, 담금질 상 조직이 적어지기 때문에, 최종적으로 라스 상이며 조대한 잔류 γ 가 대부분 생성하여, 원하는 미세한 잔류 γ 가 얻어지지 않는 것이 본 발명자의 검토 결과에 의해서 밝혀졌다(후술하는 실시예를 참조). 한편, T2의 온도가 100℃ 미만이면, 템퍼링되지 않는 등의 문제가 있다. T2의 온도는 80℃ 이상 300℃ 이하인 것이 바람직하다.
- <74> 또한, 균열 온도(T1)부터 T2의 온도까지의 평균 냉각 속도(CR)가 10℃/s 미만이면 모상의 베이네틱 페라이트의 생성이 적어지고, 폴리고날 페라이트나 준 폴리고날 페라이트의 생성이 많아진다(후술하는 실시예를 참조). 상기 평균 냉각 속도는 20℃/s 이상인 것이 바람직하다. 한편, 그 상한은 특별히 한정되지 않고, 빠르면 빠를수록 좋지만, 실제 조업 레벨과의 관계에서 적절히 제어하는 것이 권장된다. 냉각 방법으로는 예컨대 공냉, 미스트 냉각 또는 냉각시에 사용하는 물을 수냉하는 등의 방법을 들 수 있다.
- <75> 구체적으로는, 도 2a에 나타난 바와 같이, 균열 온도(T1)로부터 T2의 온도까지의 범위를 소정의 평균 냉각 속도

(CR)로 냉각하여도 좋고, 또는 도 2b에 나타낸 바와 같이, 소정의 평균 냉각 속도(CR)로 균열 온도(T1)로부터 실온까지 단숨에 냉각하고 나서, T2의 온도까지 가열할 수도 있다. 실온으로부터 T2의 온도까지의 가열 속도는 특별히 한정되지 않지만, 설비의 가열 성능 등을 고려하면 대체로 1 내지 10°C/s의 범위내인 것이 바람직하다. 후술하는 실시예에 나타낸 바와 같이, 어느 쪽의 방법을 적용하더라도 원하는 조직을 얻을 수 있다. 단, 생산성이나 경제성 등을 고려하면, 도 2a의 방법을 채용하는 것이 바람직하다.

<76> 이어서, 상기 온도(T2)에서 100 내지 600초간(t2) 유지한(템퍼링 처리) 후, 실온까지 냉각한다. 이에 의해, 잔류 γ 에 대한 C 농축을 단시간에 효율적으로 행할 수 있고, 최종적으로 미세한 잔류 γ 를 다량으로 생성할 수 있다는 것 외에, 소정량의 베이니틱 페라이트를 확보할 수도 있다. 유지 시간(t2)은 120초 이상 300초 이하인 것이 바람직하다. 상기 온도(T2)로부터 실온까지 냉각하는 방법은 특별히 한정되지 않고, 예컨대 수냉이나 가스 냉각, 공냉 등을 채용할 수 있다.

<77> 상술한 일련의 공정은, 예컨대 CAL(실기)을 이용하여도 좋고, CAL 슈미레터 등을 이용하여도 좋다.

<78> (3) 후 열처리 공정(용융 Zn 도금 공정)

<79> 도 3을 참조하면서, 후 처리 공정으로서의 용융 Zn 도금 공정을 설명한다. 이 공정은, 주로, 상술한 연속 소둔 공정에 의해 생성된 조직(담금질 마르텐사이트)을 이용하여 잔류 γ 의 미세화를 도모하기 위해 설정된 것이며, 그 결과 최종적으로 원하는 조직을 확보할 수 있다.

<80> 구체적으로는, 우선, 상기한 바와 같이 하여 처리한 강판을 Ar₁ 점 이상 Ar₃ 점 이하의 2상역 온도(T3)에서 30 내지 300초간(t3) 유지한다. 균열 온도(T3)가 Ar₃ 점을 초과하면 모든 조직이 오스테나이트(γ)가 되어 버리고, 한편 Ar₁ 점을 하회하면 γ 가 생성되지 않아 원하는 잔류 γ 가 얻어지지 않는다. 마찬가지로, 유지 시간(t3)이 상기 범위를 벗어나도 원하는 조직이 얻어지지 않는다. t3은 150초 이상 250초 이하의 범위내인 것이 바람직하다.

<81> 이어서, 아연 도금 욕에 침지한다. 침지 조건은 특별히 한정되지 않고, 예컨대 약 330 내지 380°C의 온도(T4)에서 약 1 내지 10초간(t4) 침지하면 좋다.

<82> 또한, 필요에 따라, 합금화 처리를 행하여도 좋다. 합금화 조건은 약 400 내지 650°C의 온도(T5)에서 30 내지 300초간(t5) 유지하는(T5×t5는, 대체로, 20,000 이상으로 한다) 것이 바람직하다. 합금화 온도(T5)가 350°C 미만 또는 합금화 시간(t5)이 30초 미만이 되면, 잔류 γ 중의 C 농축이 충분히 진행되지 않아 원하는 미세한 잔류 γ 가 얻어지지 않는다. 한편, T5가 650°C를 초과하거나 또는 t5가 300초를 초과하면, 잔류 γ 를 포함하는 조직의 분해가 생긴다.

<83> 한편, 합금화되어 있지 않은 용융 Zn 도금 강판을 얻는 경우에는, 상기한 바와 같이 아연 도금 욕에 침지한 후, 약 350 내지 450°C의 온도에서 약 30 내지 100초간의 범위내에 들어가는 히트 패턴(온도×시간은, 대체로, 20,000 미만으로 한다)을 실시하면 좋다.

<84> 상기 공정은 환원성 분위기의 용융 Zn 도금 설비를 이용하여 행하는 것이 바람직하다.

<85> 본 발명의 강을 얻기 위해서는, 반드시 용융 Zn 도금 공정을 거칠 필요는 없다. 용융 Zn 도금 공정 대신에, 이와 동등의 열처리 조건을 실시하는 것에 의해서도 본 발명의 강이 얻어진다. 즉, 용융 Zn 도금 공정 대신에, 별도의 수단에 의해, 예컨대 약 330 내지 380°C의 온도(T4)에서 약 1 내지 10초간 유지하는 처리를 행하면 좋다. 이렇게 하여 수득된 강은 용융 Zn 도금 층을 갖지 않고, 또한 본 발명이 목적으로 하는 원하는 특성(인장 강도, 신도, 및 신장 플랜지성)을 갖는다.

<86> 실시예

<87> 이하, 실시예를 들어 본 발명을 보다 구체적으로 설명하지만, 본 발명은 물론 하기 실시예에 의해 제한을 받는 것이 아니며, 전·후기의 취지에 적합할 수 있는 범위에서 적당히 변경하여 실시하는 것도 가능하고, 그들은 모두 본 발명의 기술적 범위에 포함된다.

<88> 실시예 1: 성분 조성, 및 RQ를 이용한 제조 조건의 검토(1)

<89> 표 1에 나타내는 화학 성분 조성의 강재(잔부: 철 및 불가피적 불순물)를 용제하여 슬래브를 얻은 후, 열간 압연을 실시했다. 열간 압연에 있어서는, 1250°C에서 30분간 가열하고 나서 압연을 행하고(마무리 압연 온도: 880°C), 50°C/s의 평균 냉각 속도로 냉각하고, 650°C에서 30분간 유지하고 나서 공냉하여(권취 상당 처리), 환

두께 약 3.2mm의 열연 강판을 수득했다. 또한, 수득된 열연 강판을 산 세정한 후, 냉간 압연(압연율: 50%)을 실시하여 판 두께 약 1.6mm의 냉연 강판으로 했다.

- <90> 다음으로, 표 2 및 3에 나타내는 조건으로 연속 소둔 공정(CAL) 및 합금화 용융 Zn 도금 공정(CGL)을 행했다. 이들 표에 있어서, CGL 공정 중의 T1, t1, T2, t2는 상술한 도 2a에 나타내는 부호와 일치하고 있고, T3, t3, T5, t5는 상술한 도 3에 나타내는 부호와 일치하고 있다. 한편, 본 실시예에서는, 도금의 침지 조건은 전부 460℃에서 10초간(상술한 도 3에 있어서, T4=460℃, t4=10초간)으로 했다.
- <91> 이렇게 하여 수득된 각 강판의 조직 및 기계적 특성을 아래와 같이 하여 측정했다. 한편, 미세한 잔류 γ 의 측정 방법은 상술한 바와 같다.
- <92> (조직)
- <93> 강판을 레페라 부식하고, 광학 현미경 관찰(배율 1000배)에 의해서 조직의 면적율을 측정했다. 한편, 잔류 γ 및 잔류 γ 의 C 농도는, 강판의 1/4 두께까지 삭감한 후, 화학 연마하여, X선 회절법에 의해서 측정했다. 상세한 측정 방법은 문헌[ISIJ Int. Vol. 33, (1993), No. 7, p 776]에 기재되어 있다.
- <94> (인장 강도 및 신도)
- <95> JIS5호 시험편을 이용하여 인장 시험을 행하고, 인장 강도(TS) 및 신도[전체 신도의 것(E1)]를 측정했다. 인장 시험의 변형 속도는 1mm/sec로 했다.
- <96> (신장 플랜지성)
- <97> 신장 플랜지성은 철강연맹규격 JFST 1001에 따라서 평가했다. 구체적으로는, 직경 100mm, 판 두께 2.0mm의 원반상 시험편을 이용하여, ϕ 10mm의 구멍을 펀치로 뚫은 후, 60° 원추 펀치를 이용하여 버(burr)를 위로 하여 구멍 확장 가공을 행하고, 균열 관통 시점에서의 구멍 확장률(λ)을 측정했다.
- <98> 본 발명에서는, $TS(\text{MPa}) \times \lambda(\%) \geq 50000$, $E1 \geq 18\%$ 의 것을 합격(본 발명에)이라고 평가했다.
- <99> 이들 결과를 표 2 및 3에 병기한다. 이들 표에는, 사용한 강재의 기호(표 1의 No.)도 병기하고 있다. 표 2 및 3, 및 후술하는 표 4 및 5에 있어서, 「기타」의 조직이란 본 실시예의 제조 과정에서 잔존할 수 있는 다른 조직(펄라이트, 베이나이트, 마르텐사이트, 세멘타이트 등)이다.

표 1

No.	C	Si	Mn	P	S	Al	Ca	A _{r3} (°C)	A _{r1} (°C)
1	0.01	2.0	2.0	0.03	0.001	0.035	-	937	644
2	0.08	2.0	1.9	0.02	0.001	0.040	-	902	645
3	0.13	2.0	2.1	0.02	0.002	0.038	-	882	643
4	0.17	2.0	2.0	0.03	0.001	0.039	-	874	644
5	0.23	2.0	2.1	0.03	0.001	0.039	-	858	643
6	0.18	0.5	1.9	0.02	0.001	0.042	-	806	688
7	0.18	0.9	1.9	0.02	0.001	0.038	-	824	677
8	0.19	1.5	2.0	0.03	0.001	0.039	-	846	658
9	0.17	2.0	2.0	0.02	0.001	0.039	-	874	644
10	0.17	2.3	2.1	0.02	0.001	0.039	-	885	634
11	0.18	2.1	1.0	0.03	0.001	0.038	-	898	652
12	0.18	2.1	1.3	0.03	0.002	0.039	-	892	649
13	0.18	2.0	2.8	0.02	0.001	0.039	-	853	635
14	0.17	2.0	2.0	0.02	0.001	0.040	0.0017	874	644

<100>

No.	강 No.	GAL					GGL					조적 (%)			기계적 특성			
		T1 (°C)	t1 (초)	QR (°C/s)	T2 (°C)	t2 (초)	T3 (°C)	t3 (초)	T5 (°C)	t5 (초)	전 XR (○) = 미세한 XR의 비율	BF	PF / 준PF	기타	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	TS × λ (%)
1	1	970	120	27	260	180	860	200	440	130	0	16	84	0	1002	13	28	28056
2	2	921	120	28	260	180	860	200	440	130	4	55	36	5	1003	18	38	38114
3	3	900	120	27	260	180	860	200	440	130	10	84	6	0	1008	20	58	58464
4	4	900	120	26	260	180	860	200	440	130	13	81	5	1	1001	23	55	55055
5	5	898	120	28	260	180	860	200	440	130	14	80	5	1	1008	24	56	56448
6	6	860	120	27	260	180	790	200	440	130	2	35	59	4	970	17	53	51410
7	7	882	120	29	260	180	790	200	440	130	8	82	8	2	990	21	52	51480
8	8	880	120	28	260	180	790	200	440	130	9	81	7	3	1005	21	54	54270
9	9	884	120	27	260	180	790	200	440	130	8	80	10	2	1000	20	53	53000
10	10	881	120	28	260	180	790	200	440	130	9	82	8	1	1029	20	52	53508
11	11	900	120	27	260	180	830	200	440	130	9	16	70	5	950	18	35	33250
12	12	900	120	28	260	180	830	200	440	130	8	24	60	8	997	19	33	32901
13	13	900	120	28	260	180	830	200	440	130	10	81	8	1	1024	20	64	65536
14	14	900	120	27	260	180	830	200	440	130	11	81	7	1	1018	22	79	80422

XR= 잔류 오스테나이트, BF= 베이니트 페라이트, PF= 풀리코달 페라이트

표 3

No.	강 No.	CAL					CGL					조직(%)				기계적 특성			
		T1 (°C)	t1 (초)	CR (°C/s)	T2 (°C)	t2 (초)	T3 (°C)	t3 (초)	T5 (°C)	t5 (초)	진 X _R (°) = 미세한 X _R 의 비율	BF	PF / 준PF	기타	TS (MPa)	티 (%)	λ (%)	TS × λ	
15	4	900	120	28	100	180	200	440	130	8	(93)	85	5	2	1010	21	73	73730	
16	4	900	120	29	200	180	200	440	130	9	(85)	83	8	0	1021	20	69	70449	
17	4	900	120	28	300	180	200	440	130	8	(85)	84	6	2	1003	19	58	58174	
18	4	900	120	27	400	180	200	440	130	9	(55)	79	12	0	1004	19	39	39156	
19	4	900	120	29	500	180	200	440	130	8	(45)	74	17	1	1014	19	28	28392	
20	4	900	120	28	600	180	200	440	130	8	(28)	63	29	0	983	18	20	19660	
21	4	950	120	27	200	180	200	440	130	12	(73)	81	6	1	1002	18	54	54108	
22	4	900	120	26	200	180	200	440	130	9	(85)	82	8	1	1021	18	55	56155	
23	4	800	120	27	200	180	200	440	130	2	(45)	66	32	0	1004	16	31	31124	
24	4	900	120	8	200	180	200	440	130	12	(76)	48	40	0	1003	18	32	32096	
25	4	900	120	15	200	180	200	440	130	13	(88)	81	5	1	1005	17	31	31155	
26	4	900	120	28	200	180	200	440	130	9	(85)	82	8	1	1021	18	55	56155	
27	4	900	5	27	200	180	200	440	130	8	(40)	75	17	0	1003	17	29	29087	
28	4	900	120	26	200	50	200	440	130	2	(80)	79	17	2	1002	18	31	31062	
29	4	900	120	28	200	180	200	440	130	9	(85)	82	8	1	1021	18	55	56155	
30	4	900	120	27	200	180	200	440	130	9	(30)	80	11	0	1010	18	20	20200	
31	4	900	120	28	200	180	200	440	130	3	(80)	59	38	0	1003	19	22	22066	
32	4	900	120	26	200	180	200	440	130	9	(30)	79	12	0	1021	18	31	31651	
33	4	900	120	27	200	180	200	440	10	2	(70)	78	20	0	1005	18	23	23115	
34	4	900	120	28	200	180	200	440	500	3	(80)	77	20	0	1007	18	24	24168	
35	4	900	120	28	200	180	200	440	130	0	(0)	80	16	4	1003	17	18	18054	

X_R = 잔류 오스테나이트, BF = 베이닛 페라이트, PF = 플레인 페라이트

<102>

<103>

표 2 및 3으로부터 이하와 같이 고찰할 수 있다.

<104>

표 2의 No. 1 내지 14는, 강 중 성분의 영향을 조사한 것이며, 제조 조건은 전부 본 발명의 바람직한 요건을 만족하고 있다.

<105>

이 중, No. 3 내지 5, 7 내지 10, 13 및 14는, 모두, 강 중 성분이 본 발명의 요건을 만족하는 강재를 이용한 본 발명의 예이며, 원하는 조직이 얻어지고 인장 강도와 신장 플랜지성과의 밸런스 및 신장 특성이 우수하다.

<106>

이에 반해, No. 1 및 2는, C량이 적은 표 1의 No. 1 및 2를 이용한 비교예이며, 소정의 조직(BF 및 잔류 X)이 얻어지지 않고, 목표 레벨의 기계적 특성을 확보할 수 없었다.

<107>

또한, No. 6은, Si량이 적은 표 1의 No. 6을 이용한 비교예이며, 소정의 모상 조직이 얻어지지 않았다. 한편, No. 11 및 12는, Mn량이 적은 표 1의 No. 11 및 12를 이용한 비교예이며, 소정량의 모상 조직 및 잔류 X가 얻어지지 않았다. 그 때문에, 이들 비교예에서는 전부 기계적 특성이 저하되었다.

<108>

표 3의 No. 15 내지 35는, 본 발명의 요건을 만족하는 표 1의 No. 4를 이용하여 제조 조건의 영향을 조사한 것

이다.

- <109> 우선, 표 3의 No. 15 내지 20은, CAL 공정의 템퍼링 온도(T2)를 100 내지 600℃의 범위에서 변화시킨 예이다.
- <110> 이 중, No. 15 내지 17은, 본 발명에서 규정하는 템퍼링 온도로 제조한 본 발명의 예이며, 소정의 조직이 얻어지고 인장 강도와 신장 플랜지성과의 밸런스 및 신장 특성이 우수하다.
- <111> 이에 반해, No. 18 내지 20은, T2가 높은 비교예이며, 미세한 잔류 γ 의 비율이 적어지고, 또한 No. 20에서는 모상인 BF 조직의 생성도 적어지기 때문에 기계적 특성이 저하되었다.
- <112> 참고를 위해, 도 4에 No. 16(본 발명예)의 광학 현미경 사진(배율: 1000배)을, 도 5에 No. 19(비교예)의 광학 현미경 사진(배율: 1000배)을 각각 나타낸다. 이들 사진을 대비하면 분명한 바와 같이, 도 4에 나타내는 본 발명의 예에서는 미세한 잔류 γ 가 많이 생성되어 있는데 반해, 도 5에 나타내는 비교예에서는 미세한 잔류 γ 의 생성은 거의 보이지 않고, 라스 상의 잔류 γ 가 많이 생성되어 있음을 알 수 있다.
- <113> 표 3의 No. 21 내지 23은, CAL 공정의 균열 온도(T1)를 800 내지 950℃의 범위로 변화시킨 예이다.
- <114> No. 21 및 22는, 본 발명에서 규정하는 균열 온도에서 제조한 본 발명예이며, 원하는 조직이 얻어지고 인장 강도와 신장 플랜지성과의 밸런스 및 신장 특성이 우수하다.
- <115> 이에 반해, No. 23은 T1이 본 발명에서 규정하는 온도(Ar₃ 점=874℃ 이상)보다도 낮은 비교예이며, 미세한 잔류 γ 의 비율이 적고 소정의 모상 조직이 얻어지지 않기 때문에 기계적 특성이 저하되었다.
- <116> 표 3의 No. 24 및 25는, CAL 공정의 평균 냉각 속도(CR)를 8 내지 15℃/s의 범위로 변화시킨 예이다.
- <117> No. 25는, 본 발명에서 규정하는 평균 냉각 속도로 제조한 본 발명예이며, 원하는 조직이 얻어지고 기계적 특성이 우수하다.
- <118> 이에 반해, No. 22는, CR이 느린 비교예이며, 소정의 모상 조직이 얻어지지 않기 때문에 기계적 특성이 저하되었다.
- <119> 표 3의 No. 26 및 27은, CAL 공정의 균열 시간(t1)을 5 내지 120초의 범위로 변화시킨 예이다.
- <120> No. 26은, 본 발명에서 규정하는 균열 시간(t)으로 제조한 본 발명예이며, 원하는 조직이 얻어지고 기계적 특성이 우수하다.
- <121> 이에 반해, No. 27은, t1이 짧은 비교예이며, 미세한 잔류 γ 의 비율이 적고 PF 또는 준 PF의 조직이 대부분 생성되었기 때문에 기계적 특성이 저하되었다.
- <122> 표 3의 No. 28 및 29는, CAL 공정의 템퍼링 시간(t2)을 50 내지 180초의 범위로 변화시킨 예이다.
- <123> No. 29는, 본 발명에서 규정하는 오스템퍼(austemper) 시간(t2)으로 제조한 본 발명예이며, 원하는 조직이 얻어지고 기계적 특성이 우수하다.
- <124> 이에 반해, No. 28은, t2가 짧은 비교예이며, 템퍼링이 불충분하고 CGL 공정 후의 PF 조직이 증가했기 때문에 기계적 특성이 저하되었다.
- <125> 표 3의 No. 30 내지 35는, CGL 공정의 조건을 변화시킨 비교예이며, 각각, 이하와 같은 불량을 갖고 있다.
- <126> No. 30은, 균열 온도(T3)가 높은 비교예이며, 미세한 잔류 γ 의 비율이 적고 PF 또는 준 PF의 조직이 많이 생성되었기 때문에 기계적 특성이 저하되었다.
- <127> No. 31은, 균열 시간(t3)이 짧은 비교예이며, 소정의 모상 조직이 얻어지지 않고 기계적 특성이 저하되었다.
- <128> No. 32는, 균열 시간(t3)이 긴 비교예이며, 미세한 잔류 γ 의 비율이 적고 PF 또는 준 PF의 조직이 많이 생성되었기 때문에 기계적 특성이 저하되었다.
- <129> No. 33은, 합금화 시간(t5)이 짧은 비교예, No. 34는, 합금화 시간(t5)이 긴 비교예이며, 모두 PF 또는 준 PF의 조직이 많이 생성되었기 때문에 기계적 특성이 저하되었다.
- <130> No. 35는, 균열 온도(T3)가 낮은 비교예이며, PF 또는 준 PF의 조직이 많이 생성되었기 때문에 기계적 특성이 저하되었다.
- <131> 실시예 2: WQ를 이용한 제조 조건의 검토(2)

<132> 본 실시예에서는, CAL 공정을, 상술한 실시예 1과 같이 도 2a에 나타내는 히트 패턴으로 하는 대신에 도 2b에 나타내는 히트 패턴으로 행했다.

<133> 구체적으로는, 표 1의 No. 4의 강재를 이용하고, 실시예 1과 동일하게 하여 냉연 강판을 제작한 후, 표 2에 나타내는 조건으로 연속 소둔 공정(CAL) 및 합금화 용융 Zn 도금 공정(CGL)을 행했다. 표 4에 있어서, CAL 공정 중의 T1, t1, T2, t2는 도 2b에 나타내는 부호와 일치하고 있고, CGL 공정 중의 T3, t3, T5, t5는 도 3에 나타내는 부호와 일치하고 있다. 도금 침지 조건은 실시예 1과 동일하다.

<134> 이렇게 하여 얻어진 각 강판의 조직 및 기계적 특성을 실시예 1과 동일하게 하여 측정하고, 이들 결과를 표 4에 병기했다.

표 4

No.	강 No.	CAL					CGL					조직(%)				기계적 특성			
		T1 (°C)	t1 (중)	GR (°C/s)	T2 (°C)	t2 (중)	T3 (°C)	t3 (중)	T5 (°C)	t5 (중)	잔류 미세한 γ 의 비율	BF	PF/준PF	기타	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	TS x λ	
1	4	900	120	20	100	180	860	200	440	130	12	82	5	1	1012	23	89	90068	
2	4	900	120	19	200	180	860	200	440	130	11	81	6	2	1018	22	70	71280	
3	4	900	120	20	300	180	860	200	440	130	10	82	6	2	1001	20	69	69069	
4	4	900	120	19	400	180	860	200	440	130	7	75	14	4	1002	20	40	40080	
5	4	900	120	20	500	180	860	200	440	130	7	70	14	9	1010	19	28	28280	
6	4	900	120	20	600	180	860	200	440	130	6	83	30	1	988	19	20	19760	

XR= 잔류 오스테나이트, BF= 베이나이트, PF= 풀리코판 페라이트

<135>

<136> 표 4로부터 이하와 같이 고찰할 수 있다.

<137> 표 4의 No. 1 내지 3은, 본 발명에서 규정하는 제조 조건으로 제조한 본 발명예이며, 원하는 조직이 얻어지고 인장 강도와 신장 플랜지성과의 밸런스 및 신장 특성이 우수하다. 이에 반해, No. 4 내지 6은, CAL 공정의 텀 퍼링 온도(T2)가 높은 비교예이며, 미세한 잔류 γ 의 비율이 적어지고, 또한 No. 6에서는 모상인 BF 조직의 생성도 적어지기 때문에 기계적 특성이 저하되었다.

<138> 실시예 3: 폴리고날 페라이트를 모상으로 하는 TRIP 강판의 검토(참고)

<139> 본 실시예에서는, 폴리고날 페라이트를 모상으로 하는 TRIP 강판(TDP 강)에 있어서, 미세한 잔류 γ 의 생성이 신장 플랜지성에 미치는 영향을 참고를 위해 조사했다. 여기서는, PF 조직을 생성하기 위해, 도 6에 나타내는 연속 소둔 공정을 실시했다. 도 6에 나타낸 바와 같이, 균열 온도(T1)로부터 템퍼링 온도(T2)까지의 범위를 냉각 속도를 바꾸어 냉각했다.

<140> 구체적으로는, 표 1의 No. 4의 강재를 이용하여 실시예 1과 동일하게 하여 냉연 강판을 제작한 후, 표 5에 나타내는 조건으로 연속 소둔 공정(CAL)을 실시했다. 표 5에 있어서, CAL 공정 중의 T1, t1, T2, t2는 도 6에 나타내는 부호와 일치하고 있다.

<141> 이렇게 하여 얻어진 각 강판의 조직 및 기계적 특성을 실시예 1과 동일하게 하여 측정하고, 이들 결과를 표 5에 병기했다.

표 5

No.	강 No.	CAL										조직(%)				기계적 특성			
		T1 (°C)	t1 (초)	CR1 (°C/s)	Tq (°C)	CR1 (°C/s)	T2 (°C)	t2 (초)	잔류 γ R (0 = 미세한 γ R의 비율)	BF	PF / 준PF	기타	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	TS x λ			
1	4	900	90	8	681	98	300	150	13 (90)	6	80	1	807	22	23	18561			
2	4	900	90	9	683	98	400	150	12 (85)	8	79	1	908	23	21	19088			
3	4	900	90	8	684	97	500	150	11 (65)	9	78	2	930	22	22	20460			
4	4	900	90	9	682	99	600	150	8 (30)	6	86	0	952	21	12	11424			

γ R = 잔류 오스테나이트, BF = 베이 나뉜 페라이트, PF = 폴리고날 페라이트

<142>

<143> 표 5에 나타낸 바와 같이, PF를 모상으로 한 TBF 강에서는, 미세한 잔류 γ 의 비율을 높게 하더라도, 신장 플랜지성의 상승은 거의 보이지 않았다.

발명의 효과

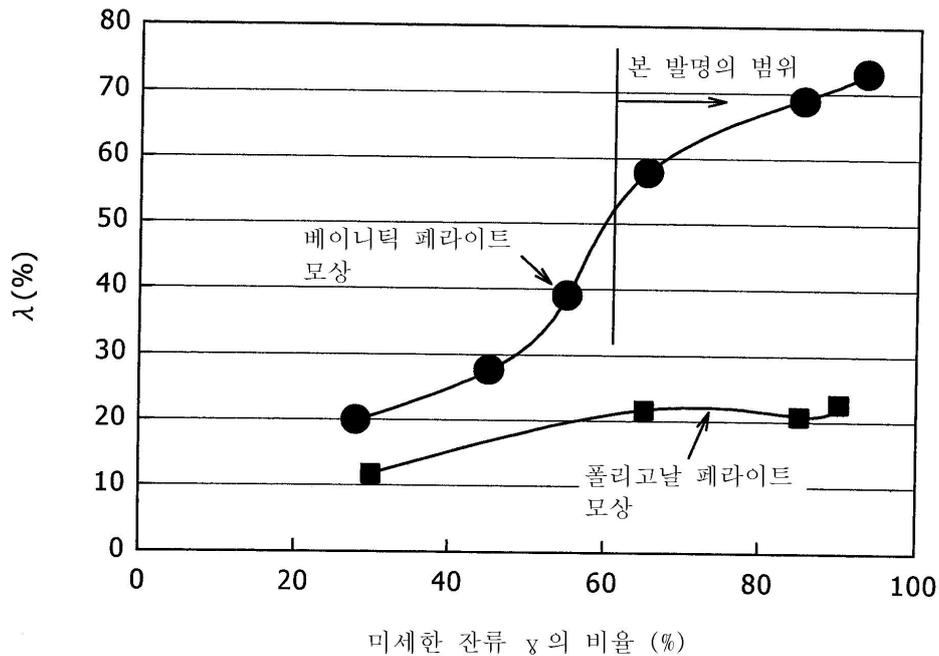
<144> 본 발명은, 상기한 바와 같이 구성되어 있기 때문에, 980MPa 이상의 고강도를 갖고, 또한 신장 플랜지성이 우수한 고강도 강판이 얻어진다. 본 발명의 강판을 이용하면, 고강도가 요구되는 자동차 부품, 그 밖의 산업 기계 부품 등의 성형 가공을 양호하게 행할 수 있다.

도면의 간단한 설명

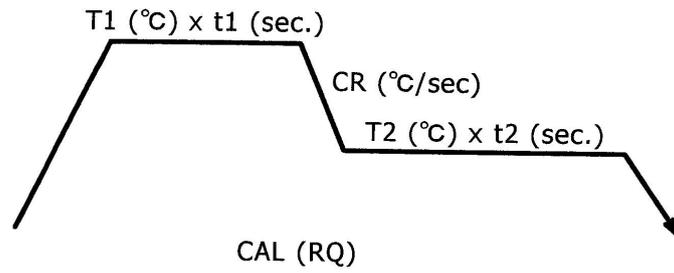
- <1> 도 1은 미세한 잔류 γ 의 비율과 신장 플랜지성(λ)과의 관계를 나타내는 그래프이다.
- <2> 도 2는 연속 소둔 공정(CAL)의 히트 패턴을 모식적으로 나타내는 공정도로, 도 2a는 롤 켄칭(RQ)을 실시한 도면, 도 2b는 워터 켄칭(WQ)을 실시한 도면이다.
- <3> 도 3은 합금화 용융 Zn 도금 공정(CGL)의 히트 패턴을 모식적으로 나타내는 공정도이다.
- <4> 도 4는 실시예 1의 표 3의 No. 16(본 발명예)의 광학 현미경 사진(배율 1000배)이다.
- <5> 도 5는 실시예 1의 표 3의 No. 19(비교예)의 광학 현미경 사진(배율 1000배)이다.
- <6> 도 6은 실시예 3에서의 연속 소둔 공정(CAL)의 히트 패턴을 모식적으로 나타내는 공정도이다.

도면

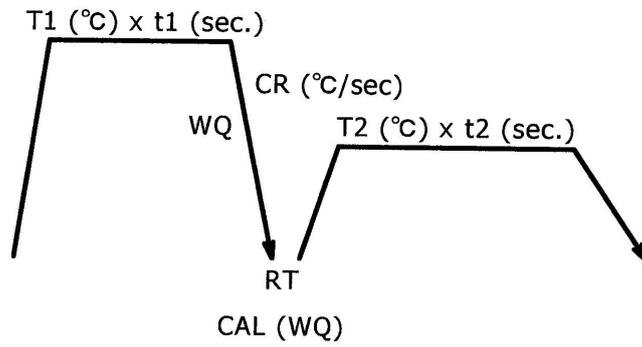
도면1



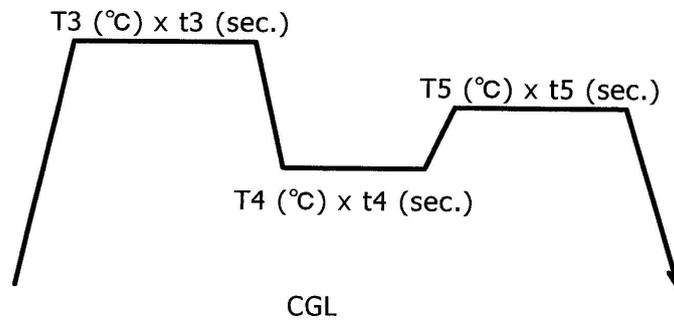
도면2a



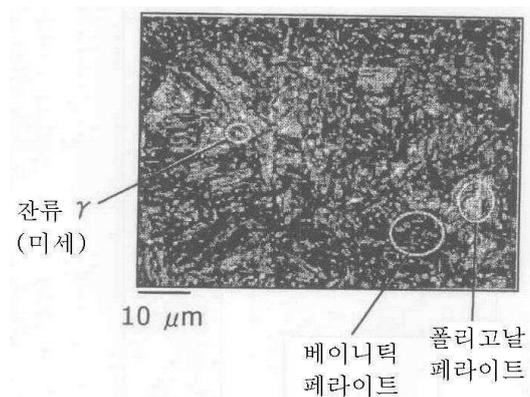
도면2b



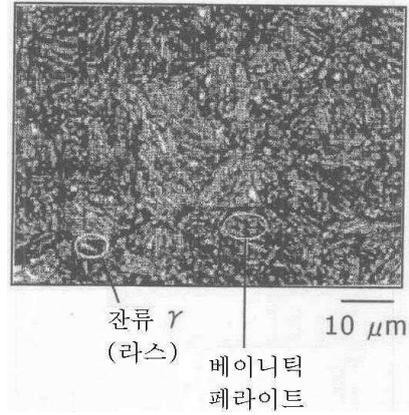
도면3



도면4



도면5



도면6

