(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 등록특허공보(B1)

(51) Int. Cl.[6]
C21D 9/46
C21D 8/04
C21D 8/02

(45) 공고일자 1999년11월01일
(11) 등록번호 10-0227235
(24) 등록일자 1999년08월02일

(21) 출원번호 10-1994-0036149
(22) 출원일자 1994년12월23일
(65) 공개번호 특1995-0016905
(43) 공개일자 1995년07월20일
(30) 우선권주장 93-328666 1993년12월24일 일본(JP)

(73) 특허권자 가와사키 세이테츠 가부시키가이샤 에모토 간지
일본 효고켄 고베시 주오쿠 기타혼마치도리 1초메 1반 28고
(72) 발명자 세토 가즈히로
일본국 지바켄 지바시 주오쿠 가와사키초 1반치 가와사키 세이데츠 가부시키가이샤 철강연구소내
오쿠다 가네하루
일본국 지바켄 지바시 주오쿠 가와사키초 1반치 가와사키 세이데츠 가부시키가이샤 철강연구소내
사카타 게이
일본국 지바켄 지바시 주오쿠 가와사키초 1반치 가와사키 세이데츠 가부시키가이샤 철강연구소내
가토우 도시유키
일본국 지바켄 지바시 주오쿠 가와사키초 1반치 가와사키 세이데츠 가부시키가이샤 철강연구소내
오노 다카시
일본국 지바켄 지바시 주오쿠 가와사키초 1반치 가와사키 세이데츠 가부시키가이샤 철강연구소내
(74) 대리인 김명신

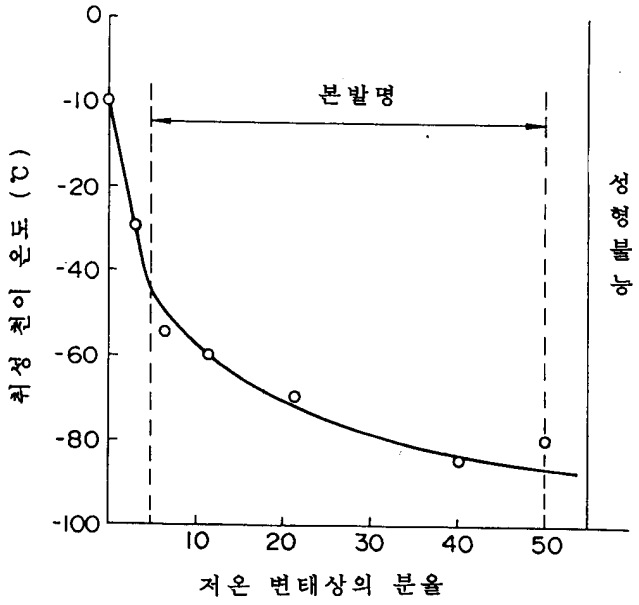
심사관 : 박기학

(54) 내 2차가공 취성이 우수한 고 가공성 고장력 냉연강판의 제조방법

요약

본 발명은 38kgf/mm^2 이상의 인장 강도를 가짐과 동시에 r값 및 내 2차가공 취성도 균등하게 구비하는 고강도 냉연 강판에 관한 것으로, 극저탄소강에 탄화물 및 질화물 형성 성분으로서 Ti 및 Nb의 1종류 또는 2종류를 함유하며, 또한 B를 P함유량, Mn 함유량 및 Si함유량과의 관계에서 A=P(wt%)+0.2Mn(wt%)+0.8Si(wt%)-0.2에 의해 계산되는 변수 A를 이용해서 0.001A≤B(wt%)≤0.003A인 관계를 만족하는 범위로 함유하는 강 슬라브에 열간 압연을 Ar_3 변태점 이상, Ar_3 변태점+100℃ 이하에서 압연 종료하도록 실행하고, 그후에 감기 냉간 압연을 실시하고 난 후 연속 어닐링을 Ac_1 변태점+5℃ 이상, Ac_1 변태점+50℃ 이하이고 또한 860℃ 이상의 온도로 실시하며, 이렇게 해서 저온 변태상의 체적분율을 5~50%의 범위로 하는 것을 특징으로 한다.

대표도



명세서

[발명의 명칭]

내 2차가공 취성이 우수한 고 가공성 고장력 냉연강판의 제조방법

[도면의 간단한 설명]

제1도는 본 발명의 실시예에 따른 저온 변태상의 체적분율이 제품의 취성 천이 온도에 미치는 영향을 나타낸 그래프이다.

[발명의 상세한 설명]

본 발명은 고강도이고 프레스 성혀성 및 내 2차가공 취성이 우수한 냉연강판의 제조방법에 관한 것이다.

본 발명에 포함된 냉연강판은 적절한 표면처리와 프레스가공을 실시한 후, 예를들면 자동차나 가전제품 등의 외판(外板)등으로서 사용되고 특히 이것에 요구되는 성형성과 강도를 동시에 부여하는 것이 가능하기 때문에 이러한 제품의 박형화, 즉 경량화를 달성할 수 있다.

종래부터, 제강단계에서 충분하게 탈탄처리를 실시해서 극저탄소강으로 한 것에 Ti, Nb 등을 함유시킴으로써 강증의 고용 C나 고용 N을 탄화물 및 질화물로서 고착시켜 성형성을 확보한 강을 바탕재로 하고 이 바탕재 강에 강화성분으로서 Si, P나 Mn 등을 고용시켜 강도를 향상시킨 고장력 냉연강판에 대해 이미 많은 제안이 실시되고 있다.

예를들면 일본국 특개소 63-190141호 공보에는 상기한 바와 같은 극저탄소 Ti 첨가강에 Mn, P를 첨가한 냉연강판이 나타내져 있다. 이 냉연강판에 있어서는 최량의 Mn, P를 첨가함으로써 어닐링 후에 소량의 고용탄소가 잔존하고 이것에 의해 r값이 현저하게 향상되고 입계에 잔존하는 고용탄소를 위한 2차가공 취성을 효과적으로 방지된다고 서술하고 있다. 그러나 이러한 강 성분계에서 고강도화를 노려 다량의 P 등을 첨가한 경우에는 내 2차가공 취성이 현저하게 열화된다는 문제가 있었다.

여기서, 내 2차가공 취성을 개선하는 방법으로서는 B를 첨가하는 방법이 잘 알려져 있다. 그런데 고 강도화를 목표로 고용 강화 성분을 다량으로 첨가하고 있는 강에 있어서는 이러한 고용 강화 성분에 의해 취성화 되기 쉽기 때문에 충분한 내 2차가공 취성을 확보하기 위해서는 다량의 B가 필요하게 된다. 한편 B를 과잉 첨가하면 가공성이나 열간 압연성이 현저하게 열화해 버린다는 문제가 있었다.

또한, 일본국 특공소 59-42742호 공보에서는 강화성분으로서 Mn, P에 더해서 Si를 첨가하고 내 2차가공 취성 개선을 위해 B를 함유시킨 강이 제공되고 고강도화와 고 r값화와 양쪽을 실현가능하게 하고 있다. 또한 이 냉연강판의 Y.R.(항복비)는 60% 이하로 매우 낮다. 그러나, 발명자의 연구에 의하면 이러한 Si, Mn, P에 의한 고용 강화로 페라이트 단상조직이 되는 고강도 냉연강판에 있어서는 인장강도가 40kgf/mm^{2}를 넘을 경우에 이러한 우수한 가공성을 얻는 것은 실현불가능에 가까운 것이었다.

상기 일본국 특공소 63-190141호 공보, 일본국 특공소 59-42742호 공보에 기재된 강은 모두 Ac_1 변태점 이하에서의 어닐링을 실시해서 얻어지고 페라이트 단상조직이다. 한편 고강도를 얻기 위해서 2상영역의 어닐링을 실시하고 이것에 의해 경질인 제2상을 발생시키는 시도를 행한 바 있지만, 그러한 제2상은 오로지 강도를 확보하기 위해서 이용되는데 불과하고 어떤 가공성이나 내 2차가공 취성에 대해서는 고려되고 있지 않았다.

이상의 관점에서 해당 기술분야에 있어서는 인장강도가 38kg/fmm^2 이상이라는 고강도화 가공성 및 내 2차

가공 취성이 잘 균형잡힌 냉연강판을 얻는 것이 요구되고 있다.

그리고 본 발명이 목적으로 하는 것은 상기 요구에 따르기 위해 극저탄소 Ti, Nb, B 복합첨가 강을 바탕재 강으로써 인장강도가 38kg/fmm^2 이상이고 가공성 및 내 2차가공 취성에도 뛰어난 고r값 고장력 냉연강판의 유리한 제조방법을 제공하는 데 있다.

본 발명자는 이러한 목적을 달성하기 위해 극저탄소강에 Ti, Nb 및 B를 복합 첨가한 강에 주목해서 예의 연구를 거듭해 왔다.

그 결과 발명자들에 의해 새롭게 발견된 사항은, 극저탄소 Ti, Nb, B 복합 첨가강에 Si, P 및 Mn을 복합 첨가한 경우에는 이들의 첨가량에 따라 내 2차가공 취성에 적합한 B첨가량의 범위가 존재한다는 것과, 또한 2상영역 어닐링을 실시해서 제2상을 모상으로 분산시킴으로써 그 최적 B량이 적어도 된다는 것이다.

이하, 이에 대해 설명을 한다.

극저탄소강판에 P를 첨가함으로써, P가 입계에 편석되고 입계를 취성화하는 것이 알려지고 있다. 또한, Si, Mn에 있어서, 각각 단독 첨가될 경우에는 취성에의 영향이 적지만 P첨가량에 Si, Mn을 복합 첨가하면 상세한 원인은 명확하지 않지만 2차가공 취성이 더욱 악화하는 것을 알게 되었다.

이러한 2차가공 취성에는 입계를 강화하는 B를 첨가하는 것이 유효하지만 B첨가에 의해

(1) 인장특성, 특히 신장, r값이 악화된다.

(2) 담금질 특성이 좋아지고, 열연판의 강도가 높게 된다.

(3) 열간 압연시의 오스테나이트입자의 재결정을 늦추게 한다.

등의 작용효과가 있기 때문에 과잉의 B첨가는 부적당하다.

따라서 가능한 한 B량을 적게하면서 내 2차가공 취성에 뛰어난 강판을 얻기 위해서 더욱 연구개발을 거듭한 결과 고온 어닐링을 실시하면 페라이트상 중에 제2상을 분산시킴으로써 내 2차가공 취성이 개선되는 것이 밝혀졌다. 이것은 제2상이 균열의 진전을 억제할 뿐만 아니라 고온 어닐링에 의해 TiC, NbC가 분해되서 발생하는 고용 C가 입계를 강화하기 때문이라고 미루어 생각된다.

이상의 결과를 기초로 발명자들은 Si, P, Mn의 고용 강화 성분의 첨가량에 따른 최적의 B첨가량을 발견하고 내 2차가공 취성이 뛰어난 고가공성 고장력 냉연강판의 제조에 성공했다.

즉, 본 발명의 내 2차가공 취성에 뛰어난 고가공성 고장력 냉연강판의 제조방법은

C:0.0005~0.005wt%

Si:0.2~1.5wt%

Mn:0.5~2.5wt%

P:0.05~0.15wt%

S:0.02wt% 이하

sol. Al:0.1wt% 이하 및

N:0.005wt% 이하

를 포함하고, 또한

Ti:0.005~0.2wt% 및

Nb:0.005~0.2wt%

의 1종류 또는 2종류를 함유하고, 다시 B를 P함유량, Mn 함유량 및 Si 함유량과 관련된 다음식

$A=P(wt\%)+0.2Mn(wt\%)+0.8Si(wt\%)-0.2$

에 의해 계산되는 변수 A를 사용해서

$0.01A \leq B(wt\%) \leq 0.003A$

인 관계를 만족하는 범위에서 함유하고 나머지부는 Fe 및 불가피한 불순물로 이루어지는 강 슬라브(slab)에 열간압연을 실시해서 Ar_3 변태점 이상, Ar_3 변태점+100℃ 이하에서 종료한 후, 감고(coiling) 냉간압연을 실시하고 이어서 연속 어닐링을 Ac_1 변태점+5℃ 이상, Ac_1 변태점+50℃ 이하이고 또한 860℃ 이상의 온도에서 실시하고 저온 변태상의 체적분율을 5~50%의 범위로 하는 것을 특징으로 한다.

또한

C:0.0005~0.005wt%

Si:0.2~1.5wt%

Mn:0.5~2.5wt%

P:0.05~0.15wt%

S:0.02wt% 이하

sol. Al:0.1wt% 이하 및

N:0.005wt% 이하

를 포함하고, 또한

Ti:0.005~0.2wt% 및

Nb:0.005~0.2wt%

의 1종류 또는 2종류와

Cu:1.0wt% 및

Ni:1.0wt%이하

의 1종류 또는 2종류를 함유하고, 다시 B를 P함유량, Mn함유량, Si 함유량, Cu함유량 및 Ni함유량과 관련된 다음식

A=P(wt%)+0.2Mn(wt%)+0.8Si(wt%)+0.1(Cu+Ni(wt%))-0.2

로 계산되는 변수 A를 사용해서

0.01A≤B(wt%)≤0.003A

인 관계를 만족하는 범위에서 함유하고 나머지부는 Fe 및 불가피한 불순물로 이루어지는 강 슬라브에 열간압연을 실시해서 Ar_3 변태점 이상, Ar_3 변태점+100℃ 이하에서 종료한 후, 감고 냉간 압연을 실시하고 이어서 연속 어닐링을 Ac_1 변태점+5℃ 이상, Ac_1 변태점+50℃ 이하이고 또한 860℃ 이상의 온도에서 실시하고 저온 변태상의 체적분율을 5~50%의 범위로 하는 것을 특징으로 한다.

이하 본 발명에 있어서 강 조성 및 제조 조건에 대해 각 수치를 한정한 이유에 대해 설명한다.

C:0.0005~0.005wt%

C는 고용C가 재결정시에 다량으로 남아 존재하면 r값이 현저하게 열화된다. 또한 고용C이 많은 경우에는 이것을 고착시키는 Ti, Nb량도 C량에 따라 다량으로 첨가할 필요가 있기 때문에 그 함유량은 0.005wt% 이하로 하는 것이 필요하고 바람직하게는 0.004wt% 이하, 보다 바람직하게는 0.003wt% 이하인 것이 바람직하다. C 함유량의 하한값은 낮을수록 좋지만 현재 기술의 한계 등으로 인해 0.0005wt%로 한다.

Si:0.02~1.5wt%

Si는 고용 강화 능력도 크고 r값을 그다지 악화시키지 않기 때문에 고용 강화 성분으로서는 최적이다. 이 때문에 원하는 강도를 얻기 위해서는 최저 0.2wt%는 첨가할 필요가 있다. 그러나 Si의 첨가량이 많게 되면 표면처리성이 악화되기 때문에 상한치를 1.5wt%로 했다.

Mn:0.5~2.5wt%

Mn은 본 발명에 있어서 중요한 성분이다. Mn의 Si, P와는 다르고 변태점을 낮추는 성분이기 때문에 Mn을 유효하게 활용함으로써 열연판의 입자직경을 상당히 작게 할 수 있다. 열연판을 가늘게 입자화함으로써 열연판의 결정입계에서 어닐링판의(111) 집합조직이 발달하기 때문에 r값의 향상에 상당히 유요하다. 이 때문에 Mn 첨가량은 적어도 0.5wt%는 필요하다. 또한 P에 의한 2차가공 취성의 악화나 Si에 의한 표면처리성의 악화를 억제하는 관점에서 바람직하게는 1.0wt% 이상으로 하는 것이 바람직하다.

한편 Mn 자체는 r값을 악화시키는 성분이기 때문에 다량으로 첨가하는 것은 유리하지 않다. 2.5wt%라 넘게 첨가될 경우에는 저온변태상이 나타나기 쉽게 되어 페라이트 조직에서 없어지고 r값이 크게 열화되기 때문에 상한치를 2.5wt%로 했다.

또한, Mn량은 Si, P 첨가량과 평형을 이루도록 다음식

0.2≤(Si(wt%)+P(wt%))/Mn(wt%)≤1.0

을 만족시키는 것이 보다 바람직하다. 이것은 상기 식의 Si, P량과 Mn량과의 균형이 0.2보다 작게 되면 r값이 열화되고, 반대로 1.0보다 크게 되면 변태점이 높아지고, 열연판의 작은 집자화가 바람직하지 않기 때문이다.

P:0.05~0.15wt%

P는 고용 강화 성분으로서 중요한 성분이다. P의 고용 강화 능력은 Si, Mn에 비해 높고 r값을 향상시키는 유효한 성분이다. 이 때문에 적어도 0.05wt%의 첨가가 필요하다. 한편, P를 다량으로 첨가하면 입계에 편석되서 입계가 취성화되고 응고시에 중심편석의 원인이 되기 때문에 그 함유량은 0.15wt% 이하로 하는 것이 필요하고 바람직하게는 0.12wt% 이하, 보다 바람직하게는 0.10wt% 이하로 한다.

S:0.02wt% 이하

S는 r값에 영향을 미치지는 않지만 S함유량이 많게 되면 MnS 등의 개재물이 증가하고 신장 플랜지(flange) 성으로 대표되는 국부연성을 저하시키는 원인이 되기 때문에 S함유량은 0.02wt% 이하로 제한할 필요가 있다.

sol. Al:0.1wt% 이하

sol. Al은 탈산을 위해 필요한 성분이지만 그 함유량이 0.1wt%를 넘으면 탈산 효과가 포화될 뿐만 아니라 개재물이 발생해서 성형성에 악영향을 미친다. 이 때문에 sol. Al의 함유량은 0.1wt% 이하로 한다.

N:0.005wt% 이하

N은 불가피하게 강증하게 혼입되는 불순물 성분이고, Ti를 첨가함으로써 TiN으로 고정시켜서 성형성을 향상시키고 있다. 그러나 다량의 TiN이 존재하면 역시 가공성이 악화되기 때문에 N의 상한을 0.005wt%로 했다.

Ti:0.005~0.2wt%

Ti는 고용 C, N, S를 TiC, TiN, TiS로서 고착하는 유효성분이고 그 첨가량은 이들을 충분하게 고착하는 양으로서 규정된다. 즉 Ti량이 0.005wt%가 되지않으면 고착시키는데 불충분하다. 한편 Ti량이 0.2wt%를 넘으면 인화물(燐化物)이 발생되고, 신장성과 r값을 악화시키는 불리한 점이 있다.

Nb:0.005~0.2wt%

Nb는 Ti와 같이 고용 C를 NbC로서 고정시키는데에 이용된다. 고용 C는 Ti으로만 고착될 수 있지만, Nb를 복합 첨가함으로써 더욱 유효하게 고착될 수 있고 r값의 향상을 기대할 수 있다. 그러나 과잉으로 Nb를 첨가하면 열연시에 오스테나이트 미 재결정상태에서 압연되버리고, 어닐링재의 성형성에 악영향을 미친다. 이 때문에 Nb 첨가량은 0.005~0.2wt%로 한다.

B:P량, Mn량, Si량 등에 따라 적절하게 B는 2차가공 취성을 방지하기 위해 첨가한다. 특히, 본 발명에서는 극저탄소강에 고용 강화 성분을 첨가하고 있어 2차가공 취성이 악화되기 때문에, B첨가는 필수이고, Si, Mn, P 등의 고용 강화 성분의 첨가에 의한 취성화 양에 따라 B를 첨가할 필요가 있다. 여기서 B의 과잉첨가는 열간 압연시에 오스테나이트의 재결정을 늦추고, 압연시의 부하를 크게 하고, 어닐링재의 재질을 열화시키기 때문에 B첨가량은 0.0002~0.005wt%로 하는 것이 바람직하다. 또한 B량은 P함유량, Mn함유량 및 Si 함유량과 관련된 다음식

$$A=P(wt\%)+0.2Mn(wt\%)+0.8Si(wt\%)-0.2$$

또한, Cu 내지 Ni가 첨가된 경우에는 P함유량, Mn함유량, Si함유량, Cu함유량 및 Ni함유량과 관련되 다음식

$$A=P(wt\%)+0.2Mn(wt\%)+0.8Si(wt\%)+0.1(Cu+Ni(wt\%))-0.2$$

에 의해 계산되는 변수 A를 이용해서

$$0.001A\leq B(wt\%)\leq 0.003A$$

인 관계를 만족하는 범위에서 첨가시키므로써 고용 강화 성분의 첨가량에 따라 2차가공 취성에 대해 적절한 양만큼의 B를 첨가할 수 있다. 이것은, P뿐만 아니라 Si, Mn, Cu, Ni를 복합 첨가함으로써 강은 취성화 되기 때문에, B 양이 상기 식에 의해 계산되는 변수 A에 대해 0.001 A가 되지 않으면 고용 강화 성분에 의한 취성화 양을 B로부터 얻지 못한다.

한편 0.003A를 넘게 B를 첨가하면 상술한 B첨가에 의한 재질로의 영향이 크게 된다. 이 때문에 B첨가량은 0.001A로부터 0.003A의 범위로 했다. 여기서 Mn, Si, Cu, Ni의 각 계수는 Si, Mn, Cu, Ni 첨가에 의한 취성화의 정도를 P첨가에 의한 취성화 양으로 환산한 것으로 최후의 항은 Si, Mn, Cu, Ni를 복합 첨가해도 어느 정도의 양까지는 취성화에 영향을 부여하지 않기 때문에 그것을 보정하기 위한 항이다.

Cu:1.0wt% 이하

Cu는 고용 강화 성분의 하나이고 원하는 강도에 따라 적절하게 첨가할 수 있다. 그러나, Cu양이 1wt%를 넘으면 Cu가 석출해 버리기 때문에 상한값을 1wt%로 한다. 또한, 열연시에 저 융점상을 형성하고 표면결함을 발생하기 쉽기 때문에 다음에 설명하는 Ni와 함께 첨가하는 것이 바람직하다.

Ni:1.0wt% 이하

Ni도 Cu와 같이 고용 강화 성분으로서 필요에 따라 원하는 양을 첨가한다. 그러나 Ni는 Mn과 동일하게 변

태점을 현저하게 저하시키기 때문에 상한값을 1wt%로 했다.

이상 서술한 성분 조성범위를 가지는 강 슬라브를 출발재로서 열간 압연을 실시했다. 이 열간압연은 Ar_3 변태점 이상, Ar_3 변태점+100℃ 이하의 온도에서 종료하는 것으로 한다. 다음으로, 감고 표면 스케일을 제거한 후, 냉간 압연하고, 다음으로 연속 어닐링을 Ac_1 변태점+5℃ 이상, Ac_1 변태점+50℃ 이하, 또한 860℃ 이상의 온도로 실시해서 저온 변태상의 체적분율을 5~50%의 범위로 하는 것이 본 발명에 있어서 제조공정상의 특징이다.

이하 공정중의 수치 한정이유에 대해 설명한다.

열간 압연 종료 온도 FT(℃)는

Ar_3 변태점≤FT(℃)≤Ar_3 변태점+100℃

로 하는 것으로 강의 Ar_3 변태점에 따라 변화시킬 필요가 있다. 열간 압연 종료 온도가 Ar_3 변태점 보다 낮은 경우에는 2상영역 압연이 되고 어닐링재의 r값에 악영향을 미치는 집합조직이 발달해 버린다. 한편, 압연 종료 온도가 Ar_3 변태점에 대해 상대적으로 높게 되어 Ar_3 변태점+100℃ 보다 높게 되면 열연판의 입자직경이 거칠게 되고 어닐링시에 심인발성에 유효한 집합조직이 발달하기 어렵게 된다.

냉간 압연후의 어닐링은 연속 어닐링이 바람직하다. 그 때의 어닐링

온도 T(℃)는 Ac_1 변태점+5℃≤T≤Ac_1 변태점+50℃

이고 또한

T≥860℃

로 할 필요가 있다. 이것은 어닐링 온도를 Ac_1 변태점 이상으로 하므로써 모상(母相)의 입계에서 발생하는 균열의 진전을 억제하는 경질인 저온 변태상을 발생시킬 필요가 있기 때문이다. 그리고, 제조상 안정되고 저온 변태상을 발생시키기 위해서 어닐링 온도는 Ac_1+5℃ 이상으로 한다. 그러나 어닐링 온도가 Ac_1 변태점+50℃를 상회하는 고온 어닐링에서는 성형성이 크게 저하해버린다는 불이익이 발생된다. 또한, 어닐링 온도는 입계를 강화하는데 충분한 고용 C를 얻기 위해 하한값을 860℃로 한정한다.

이러한 온도로 어닐링을 실시해서 상기한 경질의 제2상인 저온 변태상의 체적분율이 5~50%의 범위에서 억제되는 것이다. 하한값인 5%는 모상의 입계에서의 균열의 진전을 억제하는 최저량으로서 필요한 양이고 바람직하게는 8% 이상, 보다 바람직하게는 10% 이상으로 한다.

표 1에 나타낸 여러가지의 화학성분으로 이루어진 강을 용융제조한 후 이것을 표 2에 나타낸 여러가지의 압연 마무리 온도에서 열간 마무리 온도로 열간 압연을 실시하고, 감기, 산세척을 실시한 후 80%의 압연율로 냉간압연을 실시하고 연속 어닐링 라인에서 표 2에 나타낸 어닐링 온도로 재결정 어닐링을 실시한다. 이렇게 해서 얻어진 강판에 대해 인장 특성 및 2차가공 취성을 조사했다. 또한 2차가공 취성 시험은 50mmø로 블랭킹한 후에 24.4mmø 펀치로 심인발 가공하고 21mm의 높이에서 귀를 잘라낸 컵(cup)에 0.8m의 높이에서 5kg의 무게를 떨어뜨려 충격을 부가해서 균열 발생의 유무로 평가했다.

[표 1]

강	화학성분 (wt%)													(Si+P)/Mn	Ac1 변태점 (℃)	변수 A (*1)	변수 A ×0.001	변수 A + 0.003	비고 (*2)
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	B	Cu	Ni	Fe						
1	0.002	0.49	1.00	0.10	0.005	0.034	0.004	0.033	0.004	0.0015	0.01	0.01	나머지	0.59	923	0.59	0.0006	0.0018	B
2	0.003	0.50	1.51	0.10	0.005	0.035	0.003	0.035	0.003	0.0005	0.01	0.01	나머지	0.40	895	0.75	0.0008	0.0023	C
3	0.002	0.53	1.51	0.11	0.007	0.056	0.002	0.018	0.000	0.0015	0.01	0.00	나머지	0.42	899	0.78	0.0008	0.0023	B
4	0.003	0.49	2.20	0.10	0.005	0.033	0.004	0.010	0.020	0.0023	0.00	0.01	나머지	0.27	856	0.95	0.0010	0.0029	B
5	0.002	0.30	0.99	0.15	0.005	0.052	0.004	0.004	0.021	0.0012	0.01	0.01	나머지	0.45	923	0.49	0.0005	0.0015	B
6	0.002	1.20	1.70	0.05	0.003	0.028	0.004	0.040	0.006	0.0030	0.01	0.01	나머지	0.74	921	1.32	0.0013	0.0040	B
7	0.002	0.49	3.05	0.10	0.005	0.052	0.003	0.036	0.004	0.0006	0.01	0.00	나머지	0.19	808	1.21	0.0012	0.0036	C
8	0.001	0.71	1.25	0.05	0.006	0.032	0.002	0.006	0.005	0.0020	0.00	0.00	나머지	0.61	912	0.79	0.0008	0.0024	B
9	0.002	0.51	1.02	0.08	0.007	0.024	0.003	0.007	0.005	0.0012	0.00	0.61	나머지	0.58	897	0.59	0.0006	0.0018	B
10	0.002	0.51	1.02	0.08	0.004	0.044	0.003	0.005	0.034	0.0030	0.70	0.00	나머지	0.58	898	0.59	0.0006	0.0018	B
11	0.002	0.50	1.02	0.08	0.003	0.045	0.002	0.032	0.005	0.0012	0.71	0.40	나머지	0.57	883	0.70	0.0007	0.0021	B
12	0.002	0.49	1.00	0.08	0.003	0.040	0.002	0.035	0.005	0.0040	0.71	0.40	나머지	0.57	883	0.68	0.0007	0.0020	C

(*1) 변수 A는 본 발명, A=P(wt%) + 0.2Mn(wt%) + 0.8Si(wt%) + 0.1(Cu+Ni (wt%)) -0.2
(*2) B는 본 발명, C는 비교 예의 강

[표 2]

강	FDT (℃)	어닐링온도 (*) (℃)	제 2 상의 분율 (%)	T.S. (kgf/mm²)	r - 값	A. I. 값 (kgf/mm²)	취화성 천이온도 (℃)	취화성의 판정	비 고
1	880	930	22	42.2	2.07	3.1	-65	o	본발명
1	880	840	0	44.6	1.75	0.5	-20	x	비교 예
2	870	900	18	46.5	2.11	2.7	-10	x	비교 예
3	860	910	10	45.2	2.02	2.8	-50	o	본발명
4	860	865	13	47.9	1.8	1.9	-50	o	본발명
4	860	900	71	52.4	1.5	2.3	상형불능	x	비교 예
5	900	930	26	42.3	1.92	3.2	-60	o	본발명
6	870	930	12	49.5	2.01	3.2	-50	o	본발명
7	900	800	0	50.3	0.52	0.6	30	x	비교 예
8	870	920	20	46.2	2.12	3.7	-50	o	본발명
9	880	910	21	44.2	2.01	3.1	-60	o	본발명
10	880	910	24	43.9	2.12	3.6	-70	o	본발명
11	900	890	9	46.3	1.81	3.4	-60	o	본발명
12	900	890	11	47.0	1.68	3.5	-70	o	비교 예

(*) 어닐링시간 : 40 second

표 2에 제조 조건에 의한 제품의 인장 특성 및 2차 가공성 시험의 결과를 병기한다. 표 2에서 알 수 있는 바와 같이 B첨가량을 Si, P 및 Mn의 첨가량에 따라

$A=P(wt\%)+0.2Mn(wt\%)+0.8Si(wt\%)-0.2$

또는

$A=P(wt\%)+0.2Mn(wt\%)+0.8Si(wt\%)+0.1(Cu+Ni(wt\%))-0.2$

에 의해 계산되는 변수 A를 이용해서

$0.001A \leq B(wt\%) \leq 0.003A$

인 관계로 하고, Ac_1 변태점 이상으로 어닐링해서 제2상을 생성시킨 적합한 예는 높은 r값을 가지고 또한 2차가공 취성이 뛰어난 강판으로 되어 있다.

또한, 제1도는 표 1의 강 2에 대해 어닐링 조건을 변화시켜 저온 변태상의 분율을 변화시킨 경우의 취성 변이 온도와 저온 변태상의 분율과의 관계를 나타내고 있다. 제1도에서 제2상의 체적분율을 5% 이상으로 함으로써 내 2차가공 취성이 뛰어난 강판을 얻을 수 있음을 알 수 있다. 그러나 제2상의 체적분율이 50%를 넘으면 급격하게 가공성이 저하해 버린다.

본 발명에 의하면, 고 강도 압연 강판으로서 38kgf/mm² 이상의 인장 강도를 가짐과 동시에 r값 및 내 2차 가공 취성도 균등하게 구비하는 강판을 얻을 수 있고, 자동차나 가전제품의 패널 외판으로서 현재 요구되고 있는 경량화를 도모할 수 있으며, 그 산업상 효과는 크다.

(57) 청구의 범위

청구항 1

0.0005~0.005wt%의 C와; 0.2~1.5wt%의 Si와; 0.5~2.5wt%의 Mn와; 0.05~0.15wt%의 P와; 0.02wt% 이하 S와; 0.1wt% 이하의 sol. Al 및 0.005wt% 이하의 N을 포함하며, 또한 0.005~0.2wt%의 Ti 및 0.005~0.2wt%의 Nb의 1종류 또는 2종류를 함유하고, 또한 P함유량, Mn함유량 및 Si 함유량과 관련된 다음식 $A=P(wt\%)+0.2Mn(wt\%)+0.8Si(wt\%)-0.2$에 의해 계산되는 변수 A를 사용해서 $0.01A \leq B(wt\%) \leq 0.003A$인 관계를 만족하는 범위로 B를 함유하고, 나머지부는 Fe 및 불가피한 불순물로 이루어지는 강 슬라브에 열간압연을 실시해서 Ar_3 변태점 이상, Ar_3 변태점+100℃ 이하에서 종료한 후, 감고 냉간 압연을 실시하고 이어서 연속 어닐링을 Ac_1 변태점+5℃ 이상, Ac_1 변태점+50℃ 이하이고 또한 860℃ 이상의 온도에서 실시하고, 저온 변태상의 체적분율을 5~50%의 범위로 하는 것을 특징으로 하는 내 2차가공 취성이 우수한 고가공성 고장력 냉연 강판의 제조방법.

청구항 2

0.0005~0.005wt%의 C와; 0.2~1.5wt%의 Si와; 0.5~2.5wt%의 Mn와; 0.05~0.15wt%의 P와; 0.02wt% 이하 S와; 0.1wt% 이하의 sol. Al 및 0.005wt% 이하의 N을 포함하며, 또한 0.005~0.2wt%의 Ti 및 0.005~0.2wt%의 Nb의 1종류 또는 2종류와 1.0wt%의 Cu 및 1.0wt%이하의 Ni의 1종류 또는 2종류를 함유하고, 또한 P함유량, Mn함유량 및 Si 함유량, Cu함유량 및 Ni함유량과 관련된 다음식 $A=P(wt\%)+0.2Mn(wt\%)+0.8Si(wt\%)+0.1(Cu+Ni(wt\%))-0.2$로 계산되는 변수 A를 사용해서 $0.01A \leq B(wt\%) \leq 0.003A$인 관계를 만족하는 범위로 B를 함유하고, 나머지부는 Fe 및 불가피한 불순물로 이루어지는 강 슬라브에 열간압연을 실시해서 Ar_3 변태점 이상, Ar_3 변태점+100℃ 이하에서 종료한 후, 감고 냉간

압연을 실시하고 이어서 연속 어닐링을 Ac_1 변태점+5℃ 이상, Ac_1 변태점+50℃ 이하이고 또한 860℃ 이상의 온도에서 실시하고, 저온 변태상의 체적분율을 5~50%의 범위로 하는 것을 특징으로 하는 내 2차가공 취성이 우수한 고가공성 고장력 냉연 강판의 제조방법.

도면

도면1

