



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2012년05월24일
(11) 등록번호 10-1149193
(24) 등록일자 2012년05월16일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C21D 8/02 (2006.01) C22C 38/04 (2006.01)
C22C 38/18 (2006.01)
(21) 출원번호 10-2009-0036712
(22) 출원일자 2009년04월27일
심사청구일자 2010년01월28일
(65) 공개번호 10-2010-0117965
(43) 공개일자 2010년11월04일
(56) 선행기술조사문헌
JP2004068051 A*
JP2001335890 A
JP10310824 A
JP2007070659 A
*는 심사관에 의하여 인용된 문헌

(73) 특허권자
현대제철 주식회사
인천광역시 동구 중봉대로 63 (송현동)
(72) 발명자
박형상
경기도 남양주시 와부읍 덕소리 612번지 덕소아
이파크 102동 602호
박진성
충청남도 당진군 송악읍 신복운로3길 8, 동광임
대아파트 102동 102호
(74) 대리인
한양특허법인

전체 청구항 수 : 총 4 항

심사관 : 김성곤

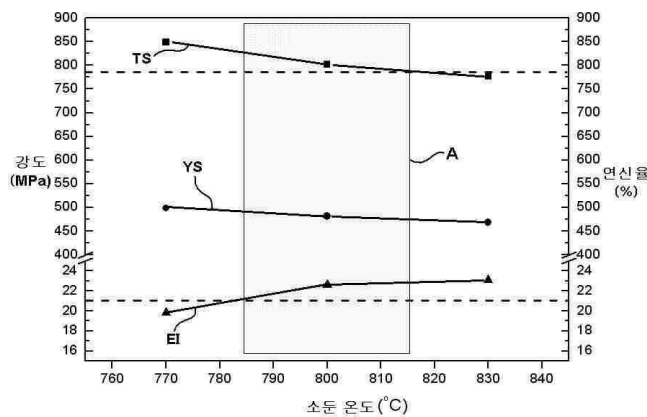
(54) 발명의 명칭 **도금성과 가공성이 우수한 강판 및 그 제조방법**

(57) 요약

본 발명은, 중량%로 C: 0.08~0.15wt%, Si: 0.1~0.3wt%, Mn: 2.0~2.8wt%, S: 0 초과 0.006wt% 이하, P: 0 초과 0.01wt% 이하, Al: 0.2~0.5wt%, Cr: 0.2~0.4wt%, V: 0.01~0.10wt%, Mo: 0.01~0.05wt%, N: 0 초과 0.006wt% 이하, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물의 합금조성을 갖고, 미세조직은 페라이트 상이 80~85%의 분율을 갖는 강판 및 그 제조방법에 관한 것이다.

이에 따르면 본 발명은 잔류 오스테나이트의 함량을 증가시킴으로써 780MPa 이상의 인장강도와 21% 이상의 연신율이 확보되는 냉연강판 또는 용융아연도금 강판을 얻을 수 있다. 또한, 종래의 2상 조직강보다 프레스 가공성이 우수하여 복잡한 부품형상의 가공이 용이하고, 증가된 오스테나이트 분율로 인하여 자동차 충돌시 충격에너지 흡수능이 향상되는 효과를 기대할 수 있다. 또한, 강판표면에 산화물을 형성하는 Si의 함량을 낮추는 대신, Mo를 첨가하여 도금 특성이 향상되는 효과가 있다.

대표도 - 도1



특허청구의 범위

청구항 1

삭제

청구항 2

삭제

청구항 3

삭제

청구항 4

중량%로 C: 0.08~0.15wt%, Si: 0.1~0.3wt%, Mn: 2.0~2.8wt%, S: 0 초과 0.006wt% 이하, P: 0 초과 0.01wt% 이하, Al: 0.2~0.5wt%, Cr: 0.2~0.4wt%, V: 0.01~0.10wt%, Mo: 0.01~0.05wt%, N: 0 초과 0.006wt% 이하, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물의 합금조성을 갖는 강슬라브를

1200℃ 이상의 온도에서 균질화 처리하고, 880~920℃의 온도에서 열간압연을 마무리하여 권취하고, 55% 이상의 압하율로 냉간압연하여 소둔한 후 용융아연도금처리하는 것을 특징으로 하는 강판의 제조방법.

청구항 5

청구항 4에 있어서,

상기 소둔은 상기 냉간압연된 강판을 785~815℃의 온도에서 5~120초간 유지한 후, 5~50℃/sec의 냉각속도로 480℃ 이하의 온도로 냉각하는 것을 특징으로 하는 강판의 제조방법.

청구항 6

청구항 4에 있어서,

상기 용융아연도금처리는 상기 강판을 450~480℃의 온도에서 도금욕에 침지하는 것이고, 상기 용융아연도금처리 후 20~50℃/sec 이상의 냉각속도로 250℃ 이하로 냉각하는 것을 특징으로 하는 강판의 제조방법.

청구항 7

청구항 6에 있어서,

상기 용융아연도금처리 후에는, 500~520℃의 온도까지 재가열하여 용융아연도금피막의 합금화를 실시하고, 20~50℃/sec의 냉각속도로 250℃ 이하까지 냉각하는 것을 특징으로 하는 강판의 제조방법.

명세서

발명의 상세한 설명

기술분야

[0001] 본 발명은 강판 및 그 제조방법에 관한 것으로, 더욱 상세하게는 도금성과 가공성이 우수하고, 780MPa 이상의 인장강도를 갖는 자동차 구조부재용 용융아연도금강판 및 그 제조방법에 관한 것이다.

배경기술

[0002] 자동차 부품의 대부분은 프레스가공에 의해 성형되기 때문에 우수한 프레스 가공성이 요구되는 실정이며, 특히 최근에는 자동차의 디자인이 복잡해지고 소비자들의 욕구가 다양화됨에 따라 고강도이면서도 도금성과 가공성이 우수한 강을 요구하고 있다.

[0003] 그 예로, 자동차 차체 등 구조부재에는 변태유기소성(TRIP : TRansformation Induced Plasticity)강, 2상 조

직(DP : Dual Phase)강, 복합조직(CP : Complex Phase)강 등을 이용한 고강도 강판이 사용되고 있다.

- [0004] 이 강들은 멤버류, 필라류, 범퍼보강재 등 차량 충돌시 높은 에너지 흡수능이 요구되는 부품에 주로 적용되며 롤포밍을 이용해 가공하기 때문에 급습가공성 등 높은 연신율을 필요로 하고 차체 부식을 방지하기 위하여 용융아연도금을 필수로 요구하고 있다.
- [0005] 상기 2상 조직강, 변태유기소성 강은 고강도와 성형성을 동시에 만족시킬 수 있다. 이들 2가지의 재질 특성은 페라이트와 마르텐사이트 또는 페라이트와 잔류 오스테나이트의 미세조직을 얻기 위해 강 성분을 설계하고 연속도금공정에서의 적당한 소둔 열처리 기술에 의해 얻어진다.
- [0006] 2상 조직강은 오스테나이트와 페라이트 2상영역에서 급냉하여 마르텐사이트를 약 10~30%의 분율 정도로 생성시킨다. 석출강화강에 비하여 연성 및 장출(stretching) 가공성이 우수하며, 충돌에너지 흡수능이 크기 때문에 멤버, 범퍼 등에 주로 적용된다.
- [0007] 하지만, 상기 2상 조직강의 경우 $80\text{kg}/\text{mm}^2$ 이상의 강도를 얻기 위해서는 마르텐사이트 비율을 증가시켜야 하므로 연성이 저하되어, 변태유기소성 강에 비해 프레스 가공성이 떨어지는 문제점이 있다.
- [0008] 한편, 변형유기소성 강은 2상 조직강과 복합조직강에 비하여 연성이 5~10% 정도 더 높기 때문에 복잡한 부품 형상 가공에 유리하고 충격에너지 흡수능 또한 높은 장점을 가진다.
- [0009] 하지만 변형유기소성 강의 경우 강도 및 성형성을 개선시키기 위하여 여러 합금원소들을 소재 내에 첨가하게 되는데, 이러한 첨가원소들이 소재의 표면층에 농화되어 모재인 Fe과 도금원소인 Zn의 반응에 많은 영향을 미치게 된다.
- [0010] 특히, 기존 개발된 변태유기소성 강들은 초고강도를 확보하기 위해 Mn, Si, C 함량을 급격히 증가시키고, 석출상 생성을 위하여 합금원소를 다량 첨가하게 되는데, 그에 따라 강도는 증가하나 소재 표면에 Si계 산화물(Mn_2SiO_4 등)이 형성되어 미도금층이 발생되므로, 용융도금에 있어 불리한 점이 많은 문제가 있다.
- [0011] 1wt% 이상의 고 Si, Mn 첨가강의 경우에는, 널리 활용되는 산화-환원법을 활용하여 Si, Mn강을 베이스로 Cu, Ni 원소를 강 중에 첨가함으로써 강관표층부에 형성되는 산화물의 형태를 변화시켜 도금성을 개선방법에 대한 보고가 있다.
- [0012] 일본공개특허공보 제2001-288550호에서는, 냉연 전 열연코일에 대하여 예비산화함으로써 냉연 소둔시 표면에 형성되는 농화물을 억제하는 방법 등이 제안되었으나, 이 방법은 특정원소 첨가의 효과가 명확하지 않고, 첨가원소의 야금학적 거동에 대한 고찰이 명확하지 않아 필요한 제조방법이 미흡할 뿐만 아니라, 가공성이 저하되는 경우가 발생하는 문제점이 있다.

발명의 내용

해결 하고자하는 과제

- [0013] 본 발명은 상기한 바와 같은 종래의 문제점을 해결하기 위한 것으로, 본 발명의 목적은 변형유기소성 강이 갖는 잔류 오스테나이트를 일부 이용하여 연신율을 개선함과 동시에 Si, Al, Mo 등의 함량을 조절하여 도금성을 향상시킴으로써, 도금성과 가공성이 우수한 용융아연도금강판 및 그 제조방법을 제공하는 것이다.

과제 해결수단

- [0014] 상기한 목적을 달성하기 위한 본 발명의 특징에 따르면, 본 발명의 용융아연도금강판은, 중량%로 C: 0.08~0.15wt%, Si: 0.1~0.3wt%, Mn: 2.0~2.8wt%, S: 0 초과 0.006wt% 이하, P: 0 초과 0.01wt% 이하, Al: 0.2~0.5wt%, Cr: 0.2~0.4wt%, V: 0.01~0.10wt%, Mo: 0.01~0.05wt%, N: 0 초과 0.006wt% 이하, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물의 합금조성을 갖고, 미세조직은 페라이트 상이 80~85%의 분율을 갖는다.
- [0015] 또한, 상기 Al, Cr, V의 함량은 $0.4\text{wt}\% \leq \text{Al} + \text{Cr} + \text{V} \leq 1\text{wt}\%$ 의 식을 만족할 수 있다.
- [0016] 또한, 상기 미세조직은, 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트를 포함한 상이 15~20%의 분율을 가질 수 있다.
- [0017] 본 발명의 다른 측면에 따르면, 본 발명의 용융아연도금강판의 제조방법은, 중량%로 C: 0.08~0.15wt%, Si: 0.1~0.3wt%, Mn: 2.0~2.8wt%, S: 0 초과 0.006wt% 이하, P: 0 초과 0.01wt% 이하, Al: 0.2~0.5wt%, Cr:

0.2~0.4wt%, V: 0.01~0.10wt%, Mo: 0.01~0.05wt%, N: 0 초과 0.006wt% 이하, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물의 합금조성을 갖는 강슬라브를 1200℃ 이상의 온도에서 균질화 처리하고, 880~920℃의 온도에서 열간압연을 마무리하여 권취하고, 55% 이상의 압하율로 냉간압연하여 소둔한 후 용융아연도금처리한다.

[0018] 또한, 상기 소둔은 상기 냉간압연된 강판을 785~815℃의 온도에서 5~120초간 유지한 후, 5~50℃/sec의 냉각속도로 480℃ 이하의 온도로 냉각할 수 있다.

[0019] 또한, 상기 용융아연도금처리는 상기 강판을 450~480℃의 온도에서 도금욕에 침지하는 것이고, 상기 용융아연도금처리 후 20~50℃/sec 이상의 냉각속도로 250℃ 이하로 냉각할 수 있다.

[0020] 또한, 상기 용융아연도금처리 후에는, 500~520℃의 온도까지 재가열하여 용융아연도금피막의 합금화를 실시하고, 20~50℃/sec의 냉각속도로 250℃ 이하까지 냉각할 수 있다.

효과

[0021] 본 발명은 강의 주요성분인 C의 함량을 줄이는 대신, 부족한 강도를 향상시키기 위해 Mn, Si, Cr, Al, V의 함량을 증가시키고, 열간압연 제어기술과 소둔 열처리 온도 제어를 통하여 잔류 오스테나이트의 함량을 증가시킴으로써 780MPa 이상의 인장강도와 21% 이상의 연신율이 확보되는 냉연강판 또는 용융아연도금 강판을 얻을 수 있다.

[0022] 따라서 종래의 440~590MPa의 인장강도를 갖는 강판을 대체하는 것이 가능하고, 강도 증가로 인하여 강판의 두께를 감소시킬 수 있으므로, 자동차 구조부재로 성형하여 부품 적용시, 자동차 총중량을 감소시켜 연비 효율 상승에 기여할 수 있는 효과가 있다.

[0023] 또한, 종래의 2상 조직강보다 프레스 가공성이 우수하여 복잡한 부품형상의 가공이 용이하고, 증가된 오스테나이트 분율로 인하여 자동차 충돌시 충격에너지 흡수능이 향상되는 효과를 기대할 수 있다.

[0024] 또한, 강판표면에 산화물을 형성하는 Si의 함량을 낮추는 대신, Mo를 첨가하여 용융아연 도금 특성이 향상되는 효과가 있다.

발명의 실시를 위한 구체적인 내용

[0025] 이하, 본 발명에 의한 도금성과 가공성이 우수한 강판 및 그 제조방법의 바람직한 실시예를 상세하게 설명한다.

[0026] 본 발명의 강판은, 중량%로 C: 0.08~0.15wt%, Si: 0.1~0.3wt%, Mn: 2.0~2.8wt%, S: 0 초과 0.006wt% 이하, P: 0 초과 0.01wt% 이하, Al: 0.2~0.5wt%, Cr: 0.2~0.4wt%, V: 0.01~0.10wt%, Mo: 0.01~0.05wt%, N: 0 초과 0.006wt% 이하, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물의 합금조성을 갖고, 미세조직은 페라이트 상이 80~85%의 분율을 갖는다.

[0027] 구체적으로, 본 발명은 강의 주요성분인 C의 함량을 줄이는 대신, 부족한 강도를 향상시키기 위해 Mn, Si, Cr, Al, V의 함량을 증가시키고, 강판표면에 산화물을 형성하는 Si의 함량을 낮추는 대신 Mo를 첨가하여 도금 특성을 개선시켰다.

[0028] 상기 강판은 열간압연, 냉간압연, 용융아연도금처리된 후 페라이트, 잔류 오스테나이트, 마그네사이트로 구성되는 3상 조직을 가지도록 함으로써 21% 이상의 연신율이 확보되도록 한다.

[0029] 이하, 본 발명의 합금원소들의 기능 및 함량의 한정 이유에 대해 설명한다.

[0030] C: 0.08~0.15wt%

[0031] C는 강판에 고강도를 부여하기 위해 불가결한 원소로서 베이나이트 변태온도범위에서 오스테나이트를 안정화시키고 페라이트 내부에서 오스테나이트로 확산이동, 농축되어 상온으로 냉각 후에도 1~5%의 잔류 오스테나이트가 존재하여 가공시 변태유기소성이 발생되어 성형성을 개선한다. C의 함량이 0.08wt%보다 작은 경우 1% 이상의 잔류 오스테나이트가 확보되지 않아 연신율 특성을 저하시키고, 0.15wt%를 초과하면 스폿용접성이 저하되고 용접성 및 인성이 저하될 수 있으므로 그 상한치를 0.15wt%로 한다.

[0032] Si: 0.1~0.3wt%

[0033] Si은 강판의 연성을 저하시키지 않으면서 강도를 향상시킬수 있는 유용한 원소이다. 페라이트에 고용되는 페

라이트 안정화 원소로 강도에 기여하며 미변태 오스테나이트로의 탄소농화를 조장함으로써 마르텐사이트 형성을 촉진시킨다. 그러나 본 발명에서는 과잉으로 첨가하면 도금특성을 떨어뜨리는 작용을 하기 때문에 첨가량을 최소한으로 하는 것이 바람직하다. 본 발명에서는 그 상한치를 0.3w%로 한다. 또한 0.1w% 이하인 경우 페라이트의 강도가 감소하고 탄화물 억제효과가 감소하므로 0.1w% 이상 첨가하여야 한다.

[0034] Mn: 2.0~2.8wt%

[0035] Mn은 고용강화와 소입성을 개선하는 효과를 통해 강도를 증가시키는 원소로 오스테나이트 안정화 원소이다. C의 저감화에 의해 스폿용접성을 향상시키고자 하는 것으로, C 함량을 줄이지 않으면 우수한 스폿용접성과 재료안정성이 얻어지지 않음을 확인하게 됨에 따라 C의 저감화를 도모하였다. 이러한 사항들을 감안하여 Mn 함유량은 특히 바람직하게는 2.0w% 이상 첨가하고 과도하게 많이 첨가되는 경우 용접성, 도금성이 저하되고, 개재물 형성에 의해 수소유기취성을 야기하며, 열간압연시 판재 중앙에 편석대를 형성하므로 최대 2.8wt% 이하로 제한한다.

[0036] S: 0 초과 0.006wt% 이하

[0037] S의 함량이 0.01wt%를 초과하면 유화물계 개재물을 형성하게 되고 크랙 등의 발생원인이 되고, 특히 본 발명에서는 Mn을 다량 첨가하고 있으므로 S의 함량은 적을수록 좋으므로, 그 상한치를 0.006w%로 한다.

[0038] P: 0 초과 0.01wt% 이하

[0039] P은 재료의 강도 확보에 유용한 원소이지만, 다량으로 첨가하면 가공성이 저하할 뿐 아니라 용접성도 저하하므로 그 상한치를 0.01wt%로 한정한다.

[0040] Al: 0.2~0.5wt%

[0041] Al은 탈산제로서 유용한 원소이고 도금을 저해하는 원소인 Si의 대체원소로서 펄라이트 형성을 억제하고 잔류 오스테나이트 생성을 촉진하기 위해 페라이트 형성과 오스테나이트 상 중의 C 농축을 증가시키는데 사용된다. TRIP강에 비해 상대적으로 탄소 함량이 적기 때문에 오스테나이트 상에 탄소 확산을 촉진시키기 위해서는 0.2wt% 이상 첨가하여야 하고 다량 첨가하면 연주공정 중 슬라브제조시 표면결함이 증가하고 Si과 마찬가지로 표면에 Al계 산화층이 증가하여 도금 특성을 악화시키므로 Al의 함량은 0.2~0.5wt%의 범위로 한정한다.

[0042] Cr: 0.2~0.4wt%

[0043] Cr은 페라이트 형성원소로서 오스테나이트를 펄라이트나 베이나이트로 변태하는 것을 지연하여 이상역 소둔 후 오스테나이트가 상온에서 마르텐사이트로 변태시키는 효과가 있고 강도를 향상시키는 역할을 한다. 0.2w% 이하로 첨가되면 충분한 강도를 얻기 힘들고, 0.4w% 이상 첨가할 때는 강도와 연성의 균형이 깨지는 문제가 발생한다.

[0044] V: 0.01~0.10wt%

[0045] V은 강도를 향상시키는 원소로서 오스테나이트가 마르텐사이트로 변태되는 것을 도와주는 역할을 한다. 또한 크롬과 함께 첨가되면 시너지 효과를 발휘하여 적절한 강도와 연신율을 구현할 수 있는 특성이 있기 때문에 크롬 함량과 잘 조화를 이룰 수 있게 첨가하는 것이 중요하다. V의 탄화물은 비교적 저온에서 용해될 수 있고 슬라브 재가열시 쉽게 용해된다. V의 첨가량이 0.01w% 미만이면 미세하게 분산된 복합탄화물의 양은 충분히 발휘할 수 없고, V의 첨가량이 0.1w%를 초과하는 경우 복합탄화물이 조대해져 강도를 저하시킨다.

[0046] Mo: 0.01~0.05wt%

- [0047] Mo는 Mn과 마찬가지로 저온 변태상을 안정화시키는 원소로, 과다하면 성형성 저하의 원인이 되고 고가의 원소이기 때문에 사용량이 제한적이지만 Cr과 복합첨가시 도금 특성과 재질안정성 측면에서 이점이 있기 때문에 본 발명에서 소량 첨가하여 재질특성을 개선하고자 하였다.
- [0048] N: 0 초과 0.006wt% 이하
- [0049] N은 연성에 악영향을 주는 원소로, 가급적 낮게 유지하는 것이 유리하고, N가 과잉으로 존재하면, 질화물이 다량으로 석출하고, 연성의 열화를 일으키기 쉬우므로 N의 함량은 0.006wt% 이하로 억제하는 것이 바람직하다.
- [0050] Nb: 0.01~0.10wt%
- [0051] 본 발명의 강판은 소량의 Nb를 추가로 더 함유할 수도 있다. Nb은 C, N와 결합하여 탄질화물을 형성한다. 이는 압연시 결정립 성장을 억제하여 결정립을 미세화시키므로 인성향상 및 압연 냉각 후의 석출강화 효과를 가져온다. Nb은 함량이 0.01wt% 미만이면 효과가 미비하고, 0.1wt%를 초과하면 인성을 저하시킬 우려가 있다. 따라서, 함량을 0.01~0.10wt%로 설정한다.
- [0052] 한편, 상기 Al, Cr, V의 함량은 $0.4wt\% \leq Al+Cr+V \leq 1wt\%$ 의 식을 만족하는 것이 바람직하다. 즉, Al, Cr, V의 함량의 총합이 0.4wt%보다 미만인 경우에는 마르텐사이트 상이 요구하는 분율을 충족시키지 못해 강도가 떨어지는 문제가 발생하고, Al, Cr, V의 함량의 총합이 1wt% 을 초과하는 경우에는 마르텐사이트 상이 과도하게 형성되어 원하는 연신율을 확보하기가 힘들기 때문이다.
- [0053] 구체적으로, Al은 오스테나이트 상 중에 페라이트 형성과 탄소 확산을 촉진하여 잔류 오스테나이트 상의 형성을 촉진한다. 강이 페라이트 상, 베이나이트 상 및 잔류 오스테나이트 상의 세 개의 상들의 복합조직을 갖고 페라이트 상이 Cr, V을 함유하는 복합탄화물에 의해 강화되는 경우, Al 첨가는 Si 첨가에 비교하여, 강도와 균일 연신율 사이의 밸런스를 개선할 수 있게 한다. V는 Cr 및 Mo와 함께 미세 복합탄화물을 형성하는데에 유효하고, 그래서 본 발명에서 중요한 원소 중의 하나이다. V가 첨가되면 미세 복합탄화물 입자는 주로 V₂C₃의 형태로 석출되고 미세 복합탄화물은 더 많은 양으로 분산되어 석출되며, 이는 강의 강도를 증대시키는 데에 매우 효과적이다. 또한, V의 탄화물은 비교적 저온에서 용해될 수 있고, 그래서 V는 슬라브의 재가열 단계시에 쉽게 용해된다.
- [0054] 본 발명은 상기 합금강의 성분들을 포함하고, 나머지는 Fe 및 불가피한 원소들이며, 원료, 자재, 제조설비 등의 상황에 따라 함유되는 원소로서, 0.01wt% 이하의 산소 등의 불가피한 불순물의 미세한 혼입도 허용될 수 있다.
- [0055] 상기한 바와 같은 조성을 갖는 슬라브는 제강공정을 통해 용강을 얻은 다음에 주괴 또는 연속주조공정을 통해 제조되며, 여기서는 열간압연, 냉간압연을 거쳐 강판 형태로 제조된 후에, 그 강판의 표면에 용융아연도금 처리되는 아래의 공정을 거치게 된다.
- [0056] 각 공정은 아래와 같다.
- [0057] [가열로 공정]
- [0058] 슬라브를 재가열하는 공정은 주조시 편석된 성분을 재고용하기 위한 것으로, 재가열 온도가 낮은 경우 편석된 성분이 재고용되지 못하며, 과도하게 높게 하면, 오스테나이트 결정입도가 증가하여 페라이트 입도가 조대화되면서 강도가 감소하게 된다.
- [0059] 또한, 슬라브 두께에 따라 재가열 온도 유지시간을 조절할 필요가 있어 두께가 두꺼워 질수록 재가열시간을 길게 유지하고 두께가 얇아질수록 유지시간을 짧게 할 필요가 있다. 적정유지시간은 약 2~3시간 정도 유지하는 것이 바람직하고 그 이상 유지할 경우 경제적으로 손해를 볼 수가 있고 너무 짧으면 재질의 균질화 정도가 떨어져 품질이 나빠지는 문제가 발생할 수 있다. 본 실시예에서는 1200℃ 이상의 온도로 약 2~3시간 정도 가

열하여 균질화 처리하는 것으로 설정한다.

[0060] [열간압연 및 냉간압연 공정]

[0061] 가열로 공정에서 재가열된 슬라브는 880~920℃ 온도범위에서 열간 마무리 압연을 행한다. 열간압연 마무리 온도는 880℃ 미만인 경우 과도한 전위가 페라이트 내에 도입되어 냉각 혹은 권취 중에 성장하여 표면에 조대한 결정립을 형성한다. 920℃ 이상에서 마무리 압연하는 경우에는 페라이트 결정입도가 증가하여 강도가 감소하게 되므로, 본 실시예에서는 880~920℃ 온도범위에서 실시한다.

[0062] 열간압연 후에는 권취온도까지 다단냉각 또는 일반냉각 등의 방법으로 냉각한 후 권취할 수 있다. 권취공정은 560~600℃ 온도범위에서 행해지는 것이 바람직하다. 권취온도가 너무 높으면 다량 함유된 Mn, Si, Cr가 편석을 발생시킬 수 있고 원하는 강도와 가공성을 얻기 힘든 단점이 있다. 열간압연 후 산세 처리후 55% 이상의 압하율로 냉간압연을 실시한다.

[0063] [연속 소둔 공정]

[0064] 본 발명의 가장 중요한 특징은, 강도와 연성의 균형을 잘 맞추는 것으로 페라이트와 마르텐사이트의 분율을 제어하는 것이다. 따라서 상기 냉연관은 강도와 연신율이 동시에 확보되어야 하므로, 강도는 마르텐사이트의 분율로 제어하고, 연신율은 주로 페라이트 분율로 제어하는 것이 바람직하다.

[0065] 이를 위해 785~815℃ 온도범위에서 5~120초간 유지한 후 5~50℃/sec의 냉각속도로 480℃ 이하의 온도까지 냉각한다.

[0066] 이 공정 중에 이상영역에서 생성된 오스테나이트상이 펄라이트나 베이나트상으로 변태하지 못하게 충분한 냉각속도로 냉각하는 것이 중요하다. 785~815℃ 온도범위에서 5초 이상 유지하는 것은 가열 중 오스테나이트상이 충분히 형성되지 않기 때문에 적정량의 마르텐사이트 분율을 얻을 수 없고, 120초 이상 초과할 경우에는 생산성이 떨어지는 문제점이 있다.

[0067] [용융아연도금 또는 합금화 용융아연도금 공정]

[0068] 상술한 바와 같이 785~815℃ 온도범위에서 5~120초간 유지한 후 5~50℃/sec의 냉각속도로 480℃ 이하까지 냉각하여 소둔된 강판을 450~480℃, 예를 들면 460℃에서 도금욕에 침지하여 용융아연도금처리를 실시한다.

[0069] 또한, 상기 용융아연도금처리 후에는, 500~520℃의 온도까지 재가열하여 용융아연도금피막의 합금화를 실시하고, 20~50℃/sec의 냉각속도로 250℃ 이하까지 냉각한다.

[0070] 효율적인 도금처리 및 합금화를 위해 냉각속도를 빠르게 할수록 좋으나, 냉각속도가 50℃/sec를 초과하는 경우에는 별도의 설비가 필요하는 등의 제조상 어려움이 따른다.

[0071] 본 발명의 제조방법을 통해 제조되는 강판의 미세조직은, 입계사이즈가 3~5 μ m인 페라이트가 80~85%로 형성되어 있고, 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트를 포함한 상이 15~20%로 형성된다.

[0072] 페라이트 상이 80% 미만인 경우 연성과 프레스 가공성이 낮아지게 되고, 페라이트 상이 85% 초과인 경우에는 강도 확보가 곤란하기 때문에 페라이트상 분율을 80~85%로 한정한다.

[0073] 전술한 바를 종합하면, 본 발명은 강의 주요성분인 C의 함량을 줄이는 대신, 부족한 강도를 향상시키기 위해 Mn, Si, Cr, Al, V의 함량을 증가시키고, 강판표면에 산화물을 형성하는 Si의 함량을 낮추는 대신 Mo를 첨가하여 도금특성을 개선시켰다.

[0074] 또한, 열간압연 제어기술과 소둔 열처리 온도 제어를 통하여 잔류 오스테나이트의 함량을 증가시킴으로써, 780MPa 이상의 인장강도와 21% 이상의 연신율이 확보되고, 프레스 가공성과 도금성도 우수한 냉연강판 또는 용융아연도금 강판을 얻을 수 있다.

[0075] 이하에서는, 상술한 용융아연도금강판 및 그 제조방법을 발명예와 다른 비교예를 대비하여 설명하기로 한다.

[0076] 표 1은 본 발명의 발명강과 다른 비교강의 성분비를 나타낸 것이다. 표 1의 발명강과 비교강을, 1250℃에서 2시간 가열하여 900℃에서 마무리 열간압연한 다음 580℃로 권취하여 약 1시간 유지하여 노냉하여 열간압연을 실시하였다. 산세처리 후 60% 압하율로 냉간압연을 실시하고 소둔온도를 770~830℃에서 소둔처리한 후 460℃까지 급냉하고 도금욕에 담금 후 500~520℃에서 합금화처리를 실시하여 기계적성질을 측정하였다.

[0077] 표 2 내지 표 4는, 소둔온도를 각각 770℃, 800℃, 830℃로 한 경우에서의, 표 1의 발명강과 비교강의 기계적 성질인 항복강도(YS), 인장강도(TS), 연신율(EI)과 도금성을 측정된 결과를 나타낸 것이다.

표 1

[0078] (잔부 Fe, 단위:wt%)

구분	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Nb	V	N
비교강1	0.06	0.25	2.20	0.01	0.003	0.02	-	0.1	0.02	-	0.006
비교강2	0.10	0.25	2.20	0.01	0.003	0.02	-	0.1	0.02	-	0.006
비교강3	0.12	0.25	2.10	0.01	0.003	0.02	0.40	-	-	0.04	0.006
비교강4	0.10	0.27	2.23	0.01	0.003	0.1	0.35	-	-	0.04	0.006
비교강5	0.08	0.01	2.3	0.01	0.003	0.45	0.15	0.02	-	0.05	0.006
비교강6	0.11	0.10	2.4	0.01	0.003	0.04	-	0.15	0.02	-	0.006
비교강7	0.1	0.01	2.1	0.01	0.003	0.04	0.45	0.11	0.02	-	0.006
비교강8	0.16	0.30	2.0	0.01	0.003	0.05	0.35	-	0.02	-	0.006
비교강9	0.08	0.01	2.4	0.01	0.003	0.1	0.25	0.11	-	0.02	0.006
발명강1	0.09	0.25	2.20	0.01	0.003	0.40	0.25	0.02	-	0.04	0.006
발명강2	0.10	0.3	2.22	0.01	0.003	0.48	0.35	0.02	-	0.04	0.006
발명강3	0.12	0.12	2.1	0.01	0.003	0.45	0.38	0.03	-	0.05	0.006

표 2

[0079] (소둔온도가 770℃인 경우)

구분	항복강도(MPa)	인장강도(MPa)	연신율(%)	도금성
비교강1	499	821	17.1	양호
비교강2	532	845	17.9	양호
비교강3	501	811	18.9	보통
비교강4	502	815	19.0	보통
비교강5	513	813	17.1	양호
비교강6	541	863	16.3	양호
비교강7	477	798	18.3	양호
비교강8	511	799	16.1	불량
비교강9	552	887	15.1	양호
발명강1	524	834	19.5	양호
발명강2	499	849	19.8	양호
발명강3	535	821	19.8	양호

표 3

[0080] (소둔온도가 800℃인 경우)

구분	항복강도(MPa)	인장강도(MPa)	연신율(%)	도금성
비교강1	484	790	19.5	양호
비교강2	482	807	20.2	양호
비교강3	493	802	20.1	보통
비교강4	486	823	20.3	보통
비교강5	477	783	20.7	양호
비교강6	517	824	18.9	양호
비교강7	447	768	20.0	보통

비교강8	503	793	17.0	불량
비교강9	538	826	17.3	양호
발명강1	508	811	22.4	양호
발명강2	482	802	22.6	양호
발명강3	516	789	22.4	양호

표 4

(소둔온도가 830℃인 경우)

구분	항복강도(MPa)	인장강도(MPa)	연신율(%)	도금성
비교강1	457	761	20.2	양호
비교강2	432	722	23.8	양호
비교강3	462	762	20.8	보통
비교강4	451	767	21.0	보통
비교강5	455	750	21.0	양호
비교강6	494	804	19.4	양호
비교강7	411	734	23.5	보통
비교강8	498	766	18.5	불량
비교강9	519	799	19.9	양호
발명강1	496	823	21.9	보통
발명강2	469	776	23.1	양호
발명강3	489	765	23.1	양호

[0082] 도 1은 상기 표 2 내지 표 4에 나타난 발명강2의 소둔온도에 따른 항복강도(YS), 인장강도(TS), 인장율(EI)을 그래프로 나타낸 것이다.

[0083] 도 1에 도시된 바와 같이, A 영역은 인장강도(TS)가 780MPa 이상이고, 연신율(EI)이 21% 이상인 영역이고, 상기 A 영역은 소둔온도가 785~815℃ 온도범위인 경우인 것을 알 수 있다. 따라서, 인장강도(TS)와 연신율(EI)의 적절한 균형을 맞추기 위해서 소둔온도가 785~815℃ 온도범위인 것이 바람직하다.

[0084] 따라서, 표 2 내지 표 4 중에서도 특히 소둔온도가 785~815℃ 온도범위인 경우의 결과를 보여주는 표 3을 중심으로 발명강과 비교강의 기계적 성질 및 도금성을 살펴보면, 비교강 1의 경우 C의 함량이 0.08wt%보다 작아 1wt% 이상의 잔류 오스테나이트가 확보되지 않아 연신율 특성을 저하되는 것을 알 수 있다.

[0085] 또한, 비교강 1 내지 4 및 비교강 6 내지 9는 Al의 함량이 적으므로 잔류 오스테나이트 생성이 촉진되지 않아 연신율이 불량하지만, 발명강 1에서 발명강 3을 살펴보면, Al의 함량이 높아 잔류 오스테나이트의 생성이 촉진되므로, 연신율이 우수함을 알 수 있다.

[0086] 또한, 비교강 5의 경우 Al의 함량이 적정하지만, Si, Cr의 함량이 낮아 항복강도와 인장강도가 발명강에 비해 현저히 낮음을 확인할 수 있다.

[0087] 상기 표 2 내지 표 4 및 도 1을 통해, 발명강의 경우, Al, Cr, V의 함량이 $0.4wt\% \leq Al+Cr+V \leq 1wt\%$ 의 식을 만족하고 있고, 그로 인해 요구하는 강도와 연신율을 모두 확보할 수 있음을 확인할 수 있다.

[0088] 따라서, 발명강들을 통해 C의 첨가량을 줄이더라도 Al, Cr, V의 함량을 조절하여 원하는 인장강도와 연신율을 얻었고, 소량의 Mo의 첨가에 의해 도금성도 함께 확보하였음을 확인할 수 있다.

[0089] 본 발명은 도면에 도시된 실시예를 참고로 설명되었으나 이는 예시적인 것에 불과하며, 본 기술 분야의 통상의 지식을 가진 자라면 이로부터 다양한 변형 및 균등한 다른 실시예가 가능함은 물론이고, 본 발명의 기술적 보호 범위는 첨부된 특허청구범위의 기술적 사상에 의하여 정해져야 할 것이다.

도면의 간단한 설명

[0090] 도 1은 본 발명의 일 실시예에 따른 발명강2의 소둔온도에 따른 항복강도(YS), 인장강도(TS), 인장율(EI)을 나타낸 그래프이다.

도면

도면1

