(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2014년09월26일
(11) 등록번호 10-1445465
(24) 등록일자 2014년09월22일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 38/00 (2006.01) *C21D 9/46* (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01) *C23C 2/06* (2006.01)
(21) 출원번호 10-2012-7020267
(22) 출원일자(국제) 2011년01월18일
심사청구일자 2012년08월01일
(85) 번역문제출일자 2012년08월01일
(65) 공개번호 10-2012-0099517
(43) 공개일자 2012년09월10일
(86) 국제출원번호 PCT/JP2011/051159
(87) 국제공개번호 WO 2011/090184
국제공개일자 2011년07월28일
(30) 우선권주장
JP-P-2010-011951 2010년01월22일 일본(JP)
JP-P-2010-262089 2010년11월25일 일본(JP)
(56) 선행기술조사문헌
JP2008231480 A
JP2008231541 A
JP2007321233 A

(73) 특허권자
제이에프이 스틸 가부시키가이샤
일본 도꾜도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고
(72) 발명자
가네코 신지로
일본 도쿄도 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 지테키자이산부 나이
나카가이토 다츠야
일본 도쿄도 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 지테키자이산부 나이
(뒷면에 계속)
(74) 대리인
특허법인코리아나

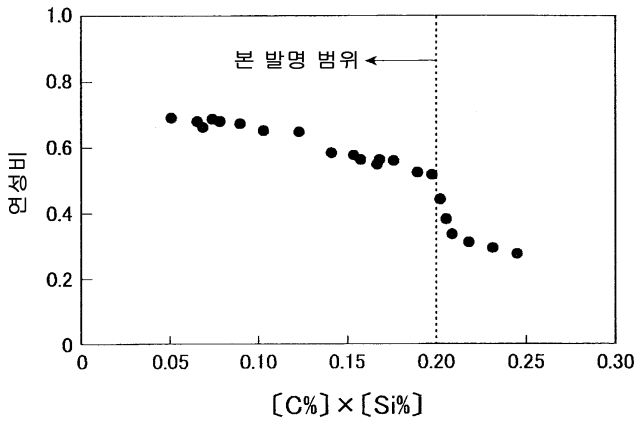
전체 청구항 수 : 총 7 항 심사관 : 이학왕

(54) 발명의 명칭 **가공성과 스폿 용접성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판 및 그 제조 방법**

(57) 요 약

540 ㎫ 이상의 인장 강도 (TS) 를 갖고, 또한, 가공성 (고연성과 고구멍 확장성) 과 스폿 용접성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판 및 그 제조 방법을 제공한다. 성분 조성은, 질량% 로 C : 0.04 % 이상 0.10 % 이하, Si : 0.7 % 이상 2.3 % 이하, Mn : 0.8 % 이상 2.0 % 이하, P : 0.03 % 이하, S : 0.003 % 이하, Al : 0.1 % 이하, N : 0.008 % 이하를 함유하고, 또한, [C%]×[Si%] ≤ 0.20 (식 중 [C%], [Si%] 는 C, Si 의 함유량 (질량%) 을 나타낸다) 을 만족하고, 잔부가 철 및 불가피적 불순물로 이루어지고, 조직은, 면적률로, 75 % 이상의 페라이트상과 1 % 이상의 베이니틱 페라이트상과 1 % 이상 10 % 이하의 펄라이트상을 갖고, 또한, 마텐자이트상의 면적률이 5 % 미만이고, 또한, 마텐자이트 면적률/(베이니틱 페라이트 면적률+펄라이트 면적률) ≤ 0.6 을 만족한다.

대 표 도 - 도1



(72) 발명자

가와사키 요시야스

일본 도쿄도 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 지테키자이산부 나이

나가타키 야스노부

일본 도쿄도 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 지테키자이산부 나이

특허청구의 범위

청구항 1

성분 조성은, 질량% 로 C : 0.04 % 이상 0.10 % 이하, Si : 0.7 % 이상 2.3 % 이하, Mn : 0.8 % 이상 2.0 % 이하, P : 0.03 % 이하, S : 0.003 % 이하, Al : 0.1 % 이하, N : 0.008 % 이하를 함유하고, 또한, [C%]×[Si%] ≤ 0.20 ([C%], [Si%] 는 C, Si 의 함유량 (질량%) 을 나타낸다) 을 만족하고, 잔부가 철 및 불가피적 불순물로 이루어지고, 조직은, 면적률로, 75 % 이상의 페라이트상과 1 % 이상의 베이니틱 페라이트상과 1 % 이상 10 % 이하의 펄라이트상을 갖고, 또한, 마텐자이트상의 면적률이 5 % 미만이고, 또한, 마텐자이트 면적률/(베이니틱 페라이트 면적률+펄라이트 면적률) ≤ 0.6 을 만족하는 것을 특징으로 하는 가공성과 스폿 용접성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판.

청구항 2

제 1 항에 있어서,

추가로 성분 조성으로서, 질량% 로, Cr : 0.05 % 이상 1.0 % 이하, V : 0.005 % 이상 0.5 % 이하, Mo : 0.005 % 이상 0.5 % 이하, B : 0.0003 % 이상 0.0050 % 이하, Ni : 0.05 % 이상 1.0 % 이하, Cu : 0.05 % 이상 1.0 % 이하에서 선택되는 적어도 1 종의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 가공성과 스폿 용접성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판.

청구항 3

제 1 항 또는 제 2 항에 있어서,

추가로 성분 조성으로서, 질량% 로, Ti : 0.01 % 이상 0.1 % 이하, Nb : 0.01 % 이상 0.1 % 이하에서 선택되는 적어도 1 종의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 가공성과 스폿 용접성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판.

청구항 4

제 1 항 또는 제 2 항에 있어서,

추가로 성분 조성으로서, 질량% 로, Ta : 0.001 % 이상 0.010 % 이하, Sn : 0.002 % 이상 0.2 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 가공성과 스폿 용접성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판.

청구항 5

제 1 항 또는 제 2 항에 있어서,

추가로 성분 조성으로서, 질량% 로, Sb : 0.002 % 이상 0.2 % 이하를 함유하는 것을 특징으로 하는 가공성과 스폿 용접성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판.

청구항 6

제 1 항 또는 제 2 항에 기재된 성분 조성을 갖는 강 슬래브를, 열간 압연, 산세하고, 냉간 압연한 후, 650 ℃ 이상의 온도역까지 5 ℃/s 이상의 평균 가열 속도로 가열하고, 750～900 ℃ 의 온도역에서 15～600 s 유지하고, 냉각시킨 후, 450～550 ℃ 의 온도역에서 10～200 s 유지하고, 이어서, 용융 아연 도금을 실시한 후, 500～600 ℃ 의 온도역에 있어서,

$0.45 \leq \exp[200/(400-T)] \times \ln(t) \leq 1.0$

T : 평균 유지 온도 (℃), t : 유지 시간 (s)

을 만족하는 조건에서 아연 도금의 합금화 처리를 실시하는 것을 특징으로 하는 가공성과 스폿 용접성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판의 제조 방법.

청구항 7

제 1 항 또는 제 2 항에 기재된 성분 조성을 갖는 강 슬래브를, 열간 압연, 산세한 후, 650 ℃ 이상의 온도역까지 5 ℃/s 이상의 평균 가열 속도로 가열하고, 750~900 ℃ 의 온도역에서 15~600 s 유지하고, 냉각시킨 후, 450~550 ℃ 의 온도역에서 10~200 s 유지하고, 이어서, 용융 아연 도금을 실시한 후, 500~600 ℃ 의 온도역에 있어서,

$0.45 \leq \exp[200/(400-T)] \times \ln(t) \leq 1.0$

T : 평균 유지 온도 (℃), t : 유지 시간 (s)

을 만족하는 조건에서 아연 도금의 합금화 처리를 실시하는 것을 특징으로 하는 가공성과 스폿 용접성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판의 제조 방법.

명 세 서

기 술 분 야

[0001] 본 발명은, 자동차, 전기 등의 산업 분야에서 사용되는 부재로서 바람직한 가공성과 스폿 용접성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판 및 그 제조 방법에 관한 것이다.

배 경 기 술

[0002] 최근, 지구 환경 보전의 견지에서, 자동차의 연비 향상이 중요한 과제로 되어 있다. 이것에 따라, 차체 재료의 고강도화에 따라 박육화를 도모하고, 차체 그 자체를 경량화하고자 하는 움직임이 활발해지고 있다.

[0003] 그러나, 강판의 고강도화는 연성의 저하, 즉 성형 가공성의 저하를 초래한다. 이 때문에, 고강도와 고가공성을 함께 갖는 재료의 개발이 요구되고 있는 것이 현 상황이다.

[0004] 또, 고강도 강판을 자동차 부품과 같은 복잡한 형상으로 성형 가공할 때에는, 장출 부위나 신장 플랜지 부위에서 균열이나 네킹 발생이 큰 문제가 된다. 그 때문에, 균열이나 네킹 발생의 문제를 극복할 수 있는 높은 연성과 높은 구멍 확장성을 양립한 고강도 강판도 필요시되고 있다.

[0005] 고강도 강판의 성형성 향상에 대해서는, 지금까지 페라이트-마텐자이트 2 상강 (Dual-Phase 강) 이나 잔류 오스테나이트의 변태 유기 소성 (Transformation Induced Plasticity) 을 이용한 TRIP 강 등, 여러 가지 복합 조직형 고강도 용융 아연 도금 강판이 개발되어 왔다.

[0006] 예를 들어, 특허문헌 1 에서는, 화학 성분을 규정하고, 잔류 오스테나이트 및 마텐자이트의 체적률, 또한 그 제조 방법을 규정함으로써, 연성이 우수한 강판이 제안되어 있다. 또한, 특허문헌 2 에서는, 화학 성분을 규정하고, 또한 그 특수한 제조 방법을 규정함으로써 연성이 우수한 강판이 제안되어 있다. 특허문헌 3 에서는, 화학 성분을 규정하고, 페라이트와 베이니틱 페라이트와 잔류 오스테나이트의 체적률을 규정함으로써, 연성이 우수한 강판이 제안되어 있다.

[0007] 그러나, 특허문헌 1~3 의 기술에서는, 고강도 박강판의 연성을 향상시키는 것을 주목적으로 하고 있기 때문에, 신장 플랜지성 (구멍 확장성) 에 대해서는 충분히 고려되어 있지 않으므로, 프레스 성형에 있어서의 부품 형상의 적용 범위가 한정되는 문제가 있다. 나아가서는, 원하는 강도나 가공성을 실현하기 위해, 다량의 합금 원소의 첨가가 필요하게 되고, 스폿 용접부의 용융부의 경질화, 용접열 영향부 (HAZ 부) 의 연화, 용융부 응고시의 취화 등을 요인으로 한 용접부 강도의 저하를 초래하는 경향이 있었다.

[0008] 한편, 스폿 용접성에 관해서는, 예를 들어 특허문헌 4 에서는, 조직 제어와 Mo 의 미량 첨가에 의해 스폿 용접성을 개선한 고강도 냉연 강판이, 특허문헌 5 에서는, 석출 강화 원소의 첨가에 의해 가공성과 스폿 용접성을 양립한 강판이, 특허문헌 6 에서는, 복합 조직 강판에 있어서 Si, P 의 첨가량을 저감시킴으로써 스폿 용접성을 개선한 강판이 제안되어 있다.

[0009] 특허문헌 4 에서는 Mo 첨가에 의해 스폿 용접시의 균열이나 공공 (空孔) 등의 용접 결함을 억제하는 것이 제안되어 있는데, 인장 전단 강도만의 검토를 실시하고 있고, 고강도재에서 문제가 되기 쉬운 십자 인장 강도 (연성비) 에 관해서 충분히 검토되고 있다고는 하기 어렵다. 특허문헌 5 에서는 탄·질화물에 의해 페라이트를 석출 강화함으로써 강도를 확보하고, C, Si, Mn 첨가량을 억제하여 끌을 사용한 체크시에 너깃 내에서 균열을 발생시키지 않도록 하는 것이 제안되어 있는데, 용접 시행시의 체크에 대응할 수 있었다고 해도, 실용상의 스폿 용접부 강도에 대해서는 고려되어 있지 않다. 특허문헌 6 에서는 먼지의 발생과 인장 시험의 파단 형태만을 검토하고 있고, 실용상의 스폿 용접부 강도에 대해서는 고려되어 있지 않을 뿐만 아니라, 열연

프로세스에서의 제조에 한정된 것으로 되어 있다.

선행기술문헌

특허문헌

[0010] (특허문헌 0001) 일본 공개특허공보 2001-140022호

(특허문헌 0002) 일본 공개특허공보 평4-26744호

(특허문헌 0003) 일본 공개특허공보 2007-182625호

(특허문헌 0004) 일본 공개특허공보 2001-152287호

(특허문헌 0005) 일본 공개특허공보 2002-80931호

(특허문헌 0006) 일본 공개특허공보 2001-279377호

발명의 내용

해결하려는 과제

[0011] 본 발명은, 이러한 사정을 감안하여, 고강도 (540 ㎫ 이상의 인장 강도 (TS)) 를 갖고, 또한, 가공성 (고연성과 고구멍 확장성) 과 스폿 용접성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판 및 그 제조 방법을 제공하는 것을 목적으로 한다.

과제의 해결 수단

[0012] 먼저, 본 발명의 근거가 되는 실험 사실에 관해서 서술한다.

[0013] 질량% 로 C 가 0.04∼0.16 %, Si 가 0.7∼2.3 %, Mn 이 1.5∼1.6 %, P 가 0.01∼0.02 %, S 가 0.002∼0.003 %, Al 이 0.02∼0.03 %, N 이 0.0025∼0.0035 % 의 범위에서 주로 C 첨가량, Si 첨가량을 다양하게 변화시킨 성분 조성을 갖는 강을 연구실적으로 용제 (溶製) 하고, 얻어진 용해강을 1200 ℃ 로 가열 후, 870 ℃ 의 마무리 온도에서 판두께 3.2 ㎜ 까지 열간 압연을 실시하고, 520 ℃ 의 노에서 1 시간 유지한 후 노냉하였다. 산세 후, 판두께를 1.4 ㎜ 까지 냉간 압연을 실시하고, 냉연 강판을 제조하였다. 이어서, 825 ℃ 에서 120 초의 어닐링 처리를 실시하고, 520 ℃ 까지 냉각시킨 후 그대로 60 초 유지하였다. 이어서, 얻어진 냉연 강판을 용융 아연 도금욕에 침지하여 도금을 실시한 후, 550 ℃ 에서 15 초의 합금화 처리를 가하여 용융 아연 도금 강판을 제조하였다. 얻어진 강판에 관해서 단면 너깃 직경이 5.0 ㎜ 가 되는 용접 조건에서 2 장 겹친 스폿 용접을 실시하고, 전단 인장 강도와 십자 인장 강도를 측정하고, 연성비 (십자 인장 강도/전단 인장 강도) 를 평가하였다. 스폿 용접의 시행 및 평가는 일본 용접 협회 (JWES) 규격의 WES7301 에 준거하여 실시하였다. 그 결과, 도 1 에 나타내는 바와 같이 C 첨가량과 Si 첨가량의 곱이 0.20 이하의 범위에서 높은 연성비를 나타내어, 현저히 스폿 용접성이 향상되는 것을 지견하였다.

[0014] 본 발명자들은, 추가로, 고강도 (540 ㎫ 이상의 인장 강도 (TS)) 를 갖고, 또한, 가공성 (고연성과 고구멍 확장성) 과 스폿 용접성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판을 얻기 위해 예의 검토를 거듭한 결과, 이하의 것을 알아냈다.

[0015] C, Si, Mn 의 첨가량을 적정 범위로 제어하면서, 페라이트상의 분율 (면적률) 과 제 2 상의 조직 형태를 적절히 조정하고, 또한, C 첨가량과 Si 첨가량의 곱을 특정한 범위 내로 제어함으로써, 스폿 용접성을 저해하지 않고, 높은 강도와 가공성 (연성과 구멍 확장성) 의 향상을 달성할 수 있다.

[0016] 본 발명은, 이상의 지견에 기초하여 이루어진 것으로, 그 요지는 이하와 같다.

[0017] (1) 성분 조성은, 질량% 로 C : 0.04 % 이상 0.10 % 이하, Si : 0.7 % 이상 2.3 % 이하, Mn : 0.8 % 이상 2.0 % 이하, P : 0.03 % 이하, S : 0.003 % 이하, Al : 0.1 % 이하, N : 0.008 % 이하를 함유하고, 또한, [C%]×[Si%] ≤ 0.20 ([C%], [Si%] 는 C, Si 의 함유량 (질량%) 을 나타낸다) 를 만족하고, 잔부가 철 및 불가피적 불순물로 이루어지고, 조직은, 면적률로, 75 % 이상의 페라이트상과 1 % 이상의 베이니틱 페라이트상과 1 % 이상 10 % 이하의 펄라이트상을 갖고, 또한, 마텐자이트상의 면적률이 5 % 미만이고, 또한, 마텐자이트 면적

률/(베이니틱 페라이트 면적률+펄라이트 면적률) ≤ 0.6 을 만족하는 것을 특징으로 하는 가공성과 스폿 용접성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판.

[0018] (2) 추가로 성분 조성으로서, 질량% 로, Cr : 0.05 % 이상 1.0 % 이하, V : 0.005 % 이상 0.5 % 이하, Mo : 0.005 % 이상 0.5 % 이하, B : 0.0003 % 이상 0.0050 % 이하, Ni : 0.05 % 이상 1.0 % 이하, Cu : 0.05 % 이상 1.0 % 이하에서 선택되는 적어도 1 종의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 (1) 에 기재된 가공성과 스폿 용접성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판.

[0019] (3) 추가로 성분 조성으로서, 질량% 로, Ti : 0.01 % 이상 0.1 % 이하, Nb : 0.01 % 이상 0.1 % 이하에서 선택되는 적어도 1 종의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 (1) 또는 (2) 에 기재된 가공성과 스폿 용접성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판.

[0020] (4) 추가로 성분 조성으로서, 질량% 로, Ta : 0.001 % 이상 0.010 % 이하, Sn : 0.002 % 이상 0.2 % 이하 중에서 선택되는 적어도 1 종의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 (1)~(3) 중 어느 하나에 기재된 가공성과 스폿 용접성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판.

[0021] (5) 추가로 성분 조성으로서, 질량% 로, Sb : 0.002 % 이상 0.2 % 이하를 함유하는 것을 특징으로 하는 (1)~(4) 중 어느 하나에 기재된 가공성과 스폿 용접성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판.

[0022] (6) (1)~(5) 중 어느 하나에 기재된 성분 조성을 갖는 강 슬래브를, 열간 압연, 산세하고, 필요에 따라 냉간 압연한 후, 650 ℃ 이상의 온도역까지 5 ℃/s 이상의 평균 가열 속도로 가열하고, 750~900 ℃ 의 온도역에서 15~600 s 유지하고, 냉각시킨 후, 450~550 ℃ 의 온도역에서 10~200 s 유지하고, 이어서, 용융 아연 도금을 실시한 후, 500~600 ℃ 의 온도역에 있어서,

[0023] $0.45 \leq \exp[200/(400-T)] \times \ln(t) \leq 1.0$

[0024] T : 평균 유지 온도 (℃), t : 유지 시간 (s)

[0025] 을 만족하는 조건에서 아연 도금의 합금화 처리를 실시하는 것을 특징으로 하는 가공성과 스폿 용접성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판의 제조 방법.

발명의 효과

[0026] 본 발명에 의해, 고강도 (540 MPa 이상의 인장 강도 (TS)) 를 갖고, 또한, 가공성 (고연성과 고구멍 확장성) 과 스폿 용접성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판의 제조가 가능해진다. 본 발명의 고강도 용융 아연 도금 강판을, 예를 들어 자동차 구조 부재에 적용함으로써, 더욱 승무원의 안전성 확보나 대폭적인 차체 경량화에 의한 연비 개선을 도모할 수 있다.

도면의 간단한 설명

[0027] 도 1 은 연성비와 C 첨가량과 Si 첨가량의 곱의 관계를 나타내는 도면이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0028] 이하에, 본 발명의 상세를 설명한다. 또, 성분 원소의 함유량을 나타내는 「%」는, 특별히 언급하지 않는 한 「질량%」를 의미한다.

[0029] 1) 성분 조성

[0030] C : 0.04 % 이상 0.10 % 이하

[0031] C 는, 강을 강화시키는 데에 있어서 중요한 원소이고, 높은 고용 강화능을 가짐과 함께, 조직 강화를 이용할 때, 그 면적률이나 경도를 조정하기 위해 불가결한 원소이다. C 량이 0.04 % 미만에서는, 필요한 강화능을 얻는 것이 곤란해진다. 한편, C 량이 0.10 % 를 초과하면, 용접성이 열화됨과 함께, 마텐자이트 등의 저온 변태상이 현저히 경화되어 성형성, 특히 구멍 확장성의 저하를 초래한다. 따라서, C 량은 0.04~0.10 % 로 한다.

[0032] Si : 0.7 % 이상 2.3 % 이하

[0033] Si 는 페라이트 생성을 촉진함과 함께, 페라이트상의 가공 경화능을 높여 연성을 향상시킨다. 또한, 고용 강화에 유효한 원소이고 강도의 상승에 유효하다. 이들 효과를 얻기 위해서는 0.7 % 이상의 첨가가 필요

하다. 그러나, 2.3 % 를 초과하는 Si 의 과잉 첨가는, 표면 성상의 열화나, 도금 밀착성의 저하를 일으킨다. 따라서, Si 는 0.7 % 이상 2.3 % 이하로 한다. 바람직하게는, 1.2 % 이상 1.8 % 이하이다.

[0034] [C%]×[Si%] ≤ 0.20

[0035] C 와 Si 는, 본 발명에 있어서는 복합적으로 첨가량을 제어하는 것이 매우 중요하다. C 와 Si 는 모두 스폿 용접시의 용융부의 경도를 상승시켜, 용융부와 모재부 사이에서의 응력 집중을 촉진하여 용접부 강도를 저하시키는 작용을 갖는다. 특히 양방의 원소를 복합으로 첨가시키면 이 효과가 상승적으로 작용하고, 어떤 특정한 값을 초과하면 용접부 강도가 극단적으로 저하된다. 따라서, C 첨가량 (%) 과 Si 첨가량 (%) 의 곱을 0.20 이하로 한다.

[0036] Mn : 0.8 % 이상 2.0 % 이하

[0037] Mn 은, 강의 강화에 유효한 원소이다. 또한, 오스테나이트를 안정화시키는 원소이고, 제 2 상의 분율 조정에 필요한 원소이다. 이 때문에, Mn 은 0.8 % 이상의 첨가가 필요하다. 한편, 2.0 % 를 초과하여 과잉으로 첨가하면, 제 2 상 중의 마텐자이트 면적률이 증가하여, 재질 안정성의 확보가 곤란해진다. 또한, 최근 Mn 의 합금 비용이 높아지고 있기 때문에, 비용 상승의 요인에도 연결된다. 따라서, Mn 은 0.8 % 이상 2.0 % 이하로 한다. 바람직하게는 1.0 % 이상 1.8 % 이하이다.

[0038] P : 0.03 % 이하

[0039] P 는, 강의 강화에 유효한 원소인데, 0.03 % 를 초과하여 과잉으로 첨가하면, 입계 편석에 의해 취화를 일으키고, 내충격성을 열화시킴과 함께, 용접시의 응고 균열을 조장하여 용접 강도를 저하시킨다. 따라서, P 는 0.03 % 이하로 한다. 바람직하게는 0.02 % 이하, 보다 바람직하게는 0.01 % 이하이다.

[0040] S : 0.003 % 이하

[0041] S 는, 입계에 편석되어 열간 가공시에 강을 취화시킴과 함께, 황화물로서 존재하여 국부 변형능을 저하시킨다. 또한, 용접시의 응고 균열을 조장하여 용접 강도를 저하시킨다. 그 때문에, S 는 0.003 % 이하로 한다. 바람직하게는 0.002 % 이하, 보다 바람직하게는 0.001 % 이하이다.

[0042] Al : 0.1 % 이하

[0043] Al 은, 페라이트 생성 원소이고, 제조시에 있어서의 페라이트 생성량을 컨트롤하는 데에 유효한 원소이다. 그러나, Al 의 과잉 첨가는 제강시에 있어서의 슬래브 품질을 열화시킨다. 그 때문에, Al 은 0.1 % 이하로 한다.

[0044] N : 0.008 % 이하

[0045] N 은, 강의 내시효성을 가장 크게 열화시키는 원소이고, 적을수록 바람직하고, 0.008 % 를 초과하면 내시효성의 열화가 현저해진다. 따라서, N 은 0.008 % 이하로 한다.

[0046] 잔부는 Fe 및 불가피적 불순물이다. 단, 이들 성분 원소에 추가하여, 이하의 원소에서 선택되는 적어도 1 종을 필요에 따라 첨가할 수 있다.

[0047] Cr : 0.05 % 이상 1.0 % 이하, V : 0.005 % 이상 0.5 % 이하, Mo : 0.005 % 이상 0.5 % 이하, B : 0.0003 % 이상 0.0050 % 이하, Ni : 0.05 % 이상 1.0 % 이하, Cu : 0.05 % 이상 1.0 % 이하 Cr, V, Mo 는 강도와 연성의 밸런스를 향상시키는 작용을 갖기 때문에 필요에 따라 첨가할 수 있다. 그 효과는, Cr : 0.05 % 이상, V : 0.005 % 이상, Mo : 0.005 % 이상에서 얻어진다. 그러나, 각각 Cr : 1.0 %, V : 0.5 %, Mo : 0.5 % 를 초과하여 과잉으로 첨가하면, 제 2 상 분율이 과대해져 현저한 강도 상승 등의 우려가 발생한다. 또한, 비용 상승의 요인도 된다. 따라서, 이들 원소를 첨가하는 경우에는, 그 양을 각각 Cr : 0.05 % 이상 1.0 % 이하, V : 0.005 % 이상 0.5 % 이하, Mo : 0.005 % 이상 0.5 % 이하로 한다.

[0048] B 는 오스테나이트 입계로부터의 페라이트의 생성·성장을 억제하는 작용을 갖기 때문에 필요에 따라 첨가할 수 있다. 그 효과는, 0.0003 % 이상에서 얻어진다. 그러나, 0.0050 % 를 초과하면 가공성이 저하된다. 또한, 비용 상승의 요인도 된다. 따라서, B 를 첨가하는 경우에는 0.0003 % 이상 0.0050 % 이하로 한다.

[0049] Ni, Cu 는 강의 강화에 유효한 원소이고, 본 발명에서 규정한 범위 내이면 강의 강화에 사용하기에 지장이 없다. 또한 내부 산화를 촉진하여 도금 밀착성을 향상시킨다. 이들 효과를 얻기 위해서는, 각각 0.05 % 이상 필요하다. 한편, Ni, Cu 모두 1.0 % 를 초과하여 첨가하면, 강판의 가공성을 저하시킨다. 또한,

비용 상승의 요인도 된다. 따라서, Ni, Cu 를 첨가하는 경우, 그 첨가량은 각각 0.05 % 이상 1.0 % 이하로 한다.

[0050] 또한, 하기의 Ti, Nb 중에서 1 종 이상의 원소를 함유할 수 있다.

[0051] Ti : 0.01 % 이상 0.1 % 이하, Nb : 0.01 % 이상 0.1 % 이하

[0052] Ti, Nb 는 강의 석출 강화에 유효하고, 그 효과는 각각 0.01 % 이상에서 얻어지고, 본 발명에서 규정한 범위 내이면 강의 강화에 사용하기에 지장이 없다. 그러나, 각각이 0.1 % 를 초과하면 가공성 및 형상 동결성이 저하된다. 또한, 비용 상승의 요인도 된다. 따라서, Ti, Nb 를 첨가하는 경우에는, 그 첨가량을 Ti 는 0.01 % 이상 0.1 % 이하, Nb 는 0.01 % 이상 0.1 % 이하로 한다.

[0053] 또한, 하기의 Ta, Sn 중에서 1 종 이상의 원소를 함유할 수 있다.

[0054] Ta : 0.001～0.010 %, Sn : 0.002～0.2 %

[0055] Ta 는, Ti 나 Nb 와 동일하게, 합금 탄화물이나 합금 탄질화물을 형성하여 고강도화에 기여할 뿐만 아니라, Nb 탄화물이나 Nb 탄질화물에 일부 고용되고, (Nb, Ta) (C, N) 과 같은 복합 석출물을 형성함으로써, 석출물의 조대화를 현저히 억제하여, 석출 강화에 의한 강도에 대한 기여를 안정화시키는 효과가 있는 것으로 생각된다. 그 때문에, Ta 를 첨가하는 경우에는, 그 함유량을 0.001 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. 그러나, 과잉으로 첨가한 경우, 상기 석출물 안정화 효과가 포화될 뿐만 아니라, 합금 비용이 상승하기 때문에, Ta 를 첨가하는 경우에는, 그 함유량을 0.010 % 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0056] Sn 은, 강판 표면의 질화, 산화, 또는 산화에 의해 발생하는 강판 표층의 수 10 ㎛ 영역의 탈탄을 억제하는 관점에서 첨가할 수 있다. 이러한 질화나 산화를 억제함으로써 강판 표면에서 마텐자이트의 생성량이 감소하는 것을 방지하고, 피로 특성이나 내시효성을 개선시킨다. 질화나 산화를 억제하는 관점에서, Sn 을 첨가하는 경우에는, 그 함유량은 0.002 % 이상으로 하는 것이 바람직하고, 0.2 % 를 초과하면 인성의 저하를 초래하기 때문에, 그 함유량을 0.2 % 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0057] 또한, 하기의 Sb 를 함유할 수 있다.

[0058] Sb : 0.002～0.2 %

[0059] Sb 도 Sn 과 동일하게 강판 표면의 질화, 산화, 또는 산화에 의해 발생하는 강판 표층의 수 10 ㎛ 영역의 탈탄을 억제하는 관점에서 첨가할 수 있다. 이러한 질화나 산화를 억제함으로써 강판 표면에서 마텐자이트의 생성량이 감소하는 것을 방지하고, 피로 특성이나 내시효성을 개선시킨다. 질화나 산화를 억제하는 관점에서, Sb 를 첨가하는 경우에는, 그 함유량은 0.002 % 이상으로 하는 것이 바람직하고, 0.2 % 를 초과하면 인성의 저하를 초래하기 때문에, 그 함유량을 0.2 % 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0060] 2) 다음으로 미크로 조직에 관해서 설명한다.

[0061] 페라이트상의 면적률 : 75 % 이상

[0062] 양호한 연성을 확보하기 위해서는, 페라이트상은 면적률로 75 % 이상 필요하다.

[0063] 베이니틱 페라이트상의 면적률 : 1 % 이상

[0064] 양호한 구멍 확장성의 확보를 위해, 즉 연질인 페라이트와 경질인 마텐자이트의 경도차를 완화시키기 위해, 베이니틱 페라이트상의 면적률은 1 % 이상 필요하다.

[0065] 펄라이트상의 면적률 : 1 % 이상 10 % 이하

[0066] 양호한 구멍 확장성의 확보를 위해, 펄라이트상의 면적률이 1 % 이상 필요하다. 강도-연성 밸런스 향상의 관점에서, 펄라이트상의 면적률을 10 % 이하로 한다.

[0067] 마텐자이트상의 면적률 : 5 % 미만

[0068] 양호한 재질 안정성을 확보하기 위해, 인장 특성 (TS, EL) 에 크게 영향을 미치는 마텐자이트상의 면적률은 5 % 미만일 필요가 있다.

[0069] 마텐자이트 면적률/(베이니틱 페라이트 면적률+펄라이트 면적률) ≤ 0.6

[0070] 양호한 재질 안정성을 확보하기 위해, 제 2 상의 상 구성을, 재질 편차의 요인이 되는 마텐자이트의 양을 저

감시키고, 마텐자이트보다 연질인 베이니틱 페라이트나 펄라이트의 양을 많게 하는 것, 요컨대, 마텐자이트 면적률/(베이니틱 페라이트 면적률+펄라이트 면적률) ≤ 0.6 을 만족할 필요가 있다.

[0071] 또, 페라이트·베이니틱 페라이트·펄라이트·마텐자이트 이외에, 잔류 오스테나이트나 템퍼드 마텐자이트나 세멘타이트 등의 탄화물이 생성되는 경우가 있는데, 상기 페라이트·베이니틱 페라이트·펄라이트·마텐자이트의 면적률이 만족되어 있으면, 본 발명의 목적을 달성할 수 있다.

[0072] 또한, 본 발명에 있어서의 페라이트·베이니틱 페라이트·펄라이트·마텐자이트의 면적률이란, 관찰 면적에 차지하는 각 상의 면적 비율을 말한다.

[0073] 3) 다음으로 제조 조건에 관해서 설명한다.

[0074] 본 발명의 고강도 용융 아연 도금 강판은, 상기 성분 조성 범위에 적합한 성분 조성을 갖는 강 슬래브를 열간 압연, 산세하고, 필요에 따라 냉간 압연을 실시하고, 650 ℃ 이상의 온도역까지 5 ℃/s 이상의 평균 가열 속도로 가열하고, 750~900 ℃ 의 온도역에서 15~600 s 유지하고, 냉각시킨 후, 450~550 ℃ 의 온도역에서 10~200 s 유지하고, 이어서, 용융 아연 도금을 실시한 후, 500~600 ℃ 의 온도역에 있어서,

[0075] $0.45 \leq \exp[200/(400-T)] \times \ln(t) \leq 1.0$

[0076] T : 평균 유지 온도 (℃), t : 유지 시간 (s)

[0077] (여기서, exp(X), ln(X) 는 각각 X 의 지수 함수, 자연로그를 나타낸다)

[0078] 를 만족하는 조건에서 아연 도금의 합금화 처리를 실시하는 방법에 의해 제조할 수 있다. 이하, 상세하게 설명한다.

[0079] 상기 성분 조성을 갖는 강은, 통상 공지된 공정에 의해, 용제한 후, 분괴 또는 연속 주조를 거쳐 슬래브로 하고, 열간 압연을 거쳐 핫코일로 한다. 열간 압연을 실시할 때에는, 슬래브를 1100~1300 ℃ 로 가열하고, 최종 마무리 온도를 850 ℃ 이상에서 열간 압연을 실시하고, 400~650 ℃ 에서 강대에 권취하는 것이 바람직하다. 권취 온도가 650 ℃ 를 초과한 경우, 열연판 중의 탄화물이 조대화되고, 이러한 조대화된 탄화물은 어닐링시의 균열 (均熱) 중에 다 녹지 않으므로, 필요 강도를 얻지 못하는 경우가 있다. 그 후, 통상 공지된 방법으로 산세, 탈지 등의 예비 처리를 실시한 후, 필요에 따라 냉간 압연을 실시한다. 냉간 압연을 실시할 때에는, 특별히 그 조건을 한정할 필요는 없지만, 30 % 이상의 냉간 압연의 압하율로 냉간 압연을 실시하는 것이 바람직하다. 냉간 압연의 압하율이 낮으면, 페라이트의 재결정이 촉진되지 않고, 미재결정 페라이트가 잔존하여, 연성과 구멍 확장성이 저하되는 경우가 있기 때문이다.

[0080] 650 ℃ 이상의 온도역까지 5 ℃/s 이상의 평균 가열 속도로 가열

[0081] 650 ℃ 이상의 온도역까지의 평균 가열 속도가 5 ℃/s 미만인 경우, 어닐링 중에 미세하고 균일하게 분산된 오스테나이트상이 생성되지 않고, 최종 조직에 있어서 제 2 상이 국소적으로 집중하여 존재하는 조직이 형성되고, 양호한 구멍 확장성의 확보가 곤란하다. 또한, 통상보다도 긴 노가 필요하게 되고, 많은 에너지 소비에 따른 비용 증가와 생산 효율의 악화를 일으킨다. 가열로로서 DFF (Direct Fired Furnace) 를 사용하는 것이 바람직하다. 이것은, DFF 에 의한 급속 가열에 의해, 내부 산화층을 형성시키고, Si, Mn 등의 산화물의 강판 최표층에 대한 농화를 막고, 양호한 도금성을 확보하기 위해서이다.

[0082] 750~900 ℃ 의 온도역에서 15~600 s 유지

[0083] 750~900 ℃ 의 온도역에서, 구체적으로는, 오스테나이트 단상역, 또는 오스테나이트와 페라이트의 2 상역에서, 15~600 s 간 어닐링 (유지) 한다. 어닐링 온도가 750 ℃ 미만인 경우나, 유지 (어닐링) 시간이 15 s 미만인 경우에는, 강판 중의 경질인 세멘타이트가 충분히 용해되지 않는 경우나, 페라이트의 재결정이 완료되지 않는 경우가 있고, 연성이나 구멍 확장성이 저하된다. 한편, 어닐링 온도가 900 ℃ 를 초과하는 경우에는, 오스테나이트 입자의 성장이 현저하고, 냉각 후의 유지 중에 발생하는 베이나이트 변태에 의한 베이니틱 페라이트의 안정 확보가 곤란해지고, 구멍 확장성이 저하된다. 또한, 유지 (어닐링) 시간이 600 s 를 초과하는 경우에는, 오스테나이트가 조대화되고, 원하는 강도 확보가 곤란해지고, 또한, 많은 에너지 소비에 따른 비용 증가를 일으키는 경우가 있다.

[0084] 450~550 ℃ 의 온도역에서 10~200 s 유지

[0085] 유지 온도가 550 ℃ 를 초과하는 경우, 또는 유지 시간이 10 s 미만인 경우에는, 베이나이트 변태가 촉진되지 않고, 베이니틱 페라이트가 거의 얻어지지 않기 때문에, 원하는 구멍 확장성을 얻을 수 없다. 또한, 유지

온도가 450 ℃ 미만 또는 유지 시간이 200 s 를 초과하는 경우, 제 2 상의 대부분이 베이나이트 변태 촉진에 의해 생성된 고용 탄소량이 많은 오스테나이트와 베이니틱 페라이트가 되고, 원하는 펄라이트 면적률이 얻어지지 않고, 또한, 경질인 마텐자이트 면적률이 증가하여, 양호한 구멍 확장성과 재질 안정성이 얻어지지 않는다.

[0086] 그 후, 강판을 통상의 욕온의 도금욕 중에 침입시켜 용융 아연 도금을 실시하고, 가스 와이핑 등으로 부착량을 조정한다. 또한, 이하의 조건에서 아연 도금의 합금화 처리를 실시한다.

[0087] 500～600 ℃ 의 온도역에 있어서, T : 평균 유지 온도 (℃), t : 유지 시간 (s) 이 하기 식 ;

[0088] $0.45 \leq \exp[200/(400-T)] \times \ln(t) \leq 1.0$

[0089] 을 만족하는 조건에서 아연 도금의 합금화 처리를 실시한다.

[0090] $\exp[200/(400-T)] \times \ln(t)$ 가 0.45 미만인 경우, 최종 조직에 마텐자이트가 많이 존재하고, 상기 경질인 마텐자이트가 연질인 페라이트와 인접하고 있기 때문에, 이상 (異相) 사이에 큰 경도차가 발생하고, 구멍 확장성이 저하되고, 또한, 재질 안정성이 저해된다. 또한, 용융 아연 도금층의 합금화가 부족하다. $\exp[200/(400-T)] \times \ln(t)$ 가 1.0 을 초과하면, 미변태 오스테나이트의 대부분이 세멘타이트 또는 펄라이트로 변태되고, 결과적으로 원하는 강도와 연성의 밸런스가 얻어지지 않는다.

[0091] 또, 본 발명의 제조 방법에 있어서의 일련의 열처리에 있어서는, 상기 서술한 온도 범위 내이면 유지 온도는 일정할 필요는 없고, 또한 가열 속도가 가열 중에 변화된 경우에 있어서도 규정한 범위 내이면 본 발명의 취지를 저해하지 않는다. 또한, 열이력만 만족되면, 강판은 어떠한 설비로 열처리가 실시되어도 된다. 또한, 열처리 후에 형상 교정을 위해 본 발명의 강판에 조질 압연을 하는 것도 본 발명의 범위에 포함된다. 또, 본 발명에서는, 강 소재를 통상의 제강, 주조, 열연의 각 공정을 거쳐 제조하는 경우를 상정하고 있지만, 예를 들어 박판 주조 등에 의해 열연 공정의 일부 또는 전부를 생략하여 제조하는 경우여도 된다.

[0092] 실시예

[0093] 표 1 에 나타내는 성분 조성을 갖고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 강을 전로에서 용제하고, 연속 주조법으로 슬래브로 하였다. 얻어진 슬래브를 1200 ℃ 로 가열 후, 870～920 ℃ 의 마무리 온도에서 판두께 3.5 ㎜ 까지 열간 압연을 실시하고, 520 ℃ 에서 권취하였다. 이어서, 얻어진 열연판을 산세한 후, 표 2 에 나타내는 압하율로 냉간 압연을 실시하고, 냉연 강판을 제조하였다. 일부는 냉간 압연을 실시하지 않았다. 이어서, 상기에 의해 얻어진 냉연 강판 또는 열연 강판 (산세 후) 을 연속 용융 아연 도금 라인에 의해, 표 2 에 나타내는 제조 조건에서, 어닐링, 용융 아연 도금, 합금화 처리를 실시하고, 용융 아연 도금 강판을 제조하였다. 도금 부착량은 편면당 35～45 g/㎡ 이 되도록 조정하였다.

[0094] 얻어진 용융 아연 도금 강판의 페라이트, 베이니틱 페라이트, 펄라이트, 마텐자이트의 면적률은, 강판의 압연 방향에 평행한 판두께 단면을 연마한 후, 3 % 나이탈로 부식시키고, SEM (주사형 전자 현미경) 을 사용하여 2000 배의 배율로 10 시야 관찰하고, Media Cybernetics 사의 Image-Pro 를 사용하여 화상 처리를 실시하여 측정하였다.

[0095] 또, 잔류 오스테나이트의 체적률은, Mo-Kα 선원을 사용한 판두께 1/4 면에서의 bcc 철의 {200}, {211}, {220} 면의 X 선 회절 적분 강도에 대한 fcc 철의 {200}, {220}, {311} 면의 X 선 회절 적분 강도의 비율이다.

[0096] 인장 시험은, 인장 방향을 강판의 압연 방향과 직각 방향으로 한 JIS5 호 시험편을 사용하여, 일본 공업 규격 (JIS Z2241) 에 준거하여 실시하고, TS (인장 강도) 와 EL (전체 신장) 을 측정하였다. 본 발명에서는, $TS \times EL \geq 19000$ ㎫·% 의 경우, 연성이 양호하다고 판정하였다.

[0097] 구멍 확장 시험은, 일본 철강 연맹 규격 (JFST1001) 에 준거하여 실시하였다. 강판에 직경 10 ㎜ 의 구멍을 타발한 후, 주위를 구속한 상태에서 60° 원추의 펀치를 구멍에 압입하고, 균열 발생 한계에 있어서의 구멍 직경을 측정하였다. 하기의 식으로부터, 구멍 확장률 λ(%) 를 구하고, 구멍 확장성 (신장 플랜지성) 을 평가하였다.

[0098] 한계 구멍 확장률 $\lambda(\%)=\{(Df-D0)/D0\} \times 100$

[0099] Df 는 균열 발생시의 구멍 직경 (㎜), D0 은 초기 구멍 직경 (㎜)

[0100] 본 발명에서는, $\lambda \geq 70(\%)$ 인 경우를 양호하다고 판정하였다.

[0101] 스폿 용접 및 그 평가는 일본 용접 협회 규격 (WES7301) 에 준거하여 실시하였다. 강판을 2 장 겹친 스폿 용접을 단면 너깃 직경이 5.0 ㎜ 가 되는 용접 조건에서 실시하고, 전단 인장 강도와 십자 인장 강도를 측정하고, 연성비 (십자 인장 강도/전단 인장 강도) 를 평가하였다. 본 발명에서는, 연성비 ≥ 0.5 인 경우를 양호하다고 판정하였다. 평가 결과를 표 3 에 나타낸다.

표 1

강종	성분(mass%)																				비고
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	V	Mo	Nb	Ti	B	Ni	Cu	Ta	Sn	Sb	[C%]×[Si%]	
A	0.087	0.74	1.64	0.022	0.0005	0.022	0.0020												0.05	본 발명 강종
B	0.091	1.45	1.25	0.011	0.0021	0.027	0.0015												0.13	본 발명 강종
C	0.074	2.26	0.86	0.024	0.0007	0.018	0.0020												0.17	본 발명 강종
D	0.060	0.97	1.62	0.029	0.0030	0.014	0.0025	0.27											0.06	본 발명 강종
E	0.045	1.33	1.98	0.005	0.0022	0.015	0.0038		0.13										0.06	본 발명 강종
F	0.083	0.85	1.60	0.027	0.0026	0.022	0.0040			0.05									0.07	본 발명 강종
G	0.093	2.02	1.62	0.023	0.0022	0.035	0.0038				0.023								0.19	본 발명 강종
H	0.051	0.71	1.57	0.014	0.0016	0.011	0.0017					0.019							0.04	본 발명 강종
I	0.099	1.52	1.37	0.026	0.0020	0.028	0.0020						0.0009						0.15	본 발명 강종
J	0.071	1.23	1.58	0.013	0.0028	0.040	0.0031							0.23	0.20				0.09	본 발명 강종
a	0.091	0.64	1.54	0.022	0.0028	0.031	0.0014												0.06	비교 강종
b	0.140	1.35	1.58	0.020	0.0011	0.036	0.0022												0.19	비교 강종
c	0.064	1.48	2.18	0.008	0.0016	0.024	0.0026												0.09	비교 강종
d	0.078	1.49	1.49	0.046	0.0010	0.017	0.0023												0.12	비교 강종
e	0.092	2.25	1.14	0.019	0.0015	0.026	0.0035												0.21	비교 강종
K	0.091	1.23	1.55	0.024	0.0021	0.034	0.0036									0.007	0.09		0.11	본 발명 강종
L	0.077	1.42	1.38	0.013	0.0014	0.033	0.0028											0.009	0.11	본 발명 강종

하선은, 본 발명 범위에서 벗어나는 것을 나타낸다.

[0102]

표 2

강번	강종	압하율	판두께	연속 용융 아연 도금 조건									구분
				가열 온도	가열 속도	소둔 온도	유지 시간	450~550℃에서의 유지 시간(s)	합금화				
									평균 유지 온도 T(℃)	유지 시간 t(s)	exp[200/(400-T)]×ln(t)		
		(%)	(mm)	(℃)	(℃/s)	(℃)	(s)						
1	A	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776		발명강
2	A	60	1.4	700	15	740	160	60	560	15	0.776		비교강
3	A	60	1.4	720	15	825	160	60	480	15	0.222		비교강
4	A	60	1.4	720	15	825	160	60	560	3	0.315		비교강
5	A	-	2.0	720	15	825	160	60	560	15	0.776		발명강
6	B	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776		발명강
7	B	60	1.4	720	15	825	160	60	560	60	1.173		비교강
8	B	60	1.4	720	15	825	160	60	620	15	1.091		비교강
9	C	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776		발명강
10	D	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776		발명강
11	D	60	1.4	720	15	825	160	5	560	15	0.776		비교강
12	D	60	1.4	720	15	825	10	60	560	15	0.776		비교강
13	E	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776		발명강
14	F	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776		발명강
15	G	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776		발명강
16	H	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776		발명강
17	I	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776		발명강
18	J	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776		발명강
19	a	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776		비교강
20	b	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776		비교강
21	c	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776		비교강
22	d	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776		비교강
23	e	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776		비교강
24	B	60	2.0	660	15	770	160	60	560	15	0.776		발명강
25	D	60	2.0	660	15	770	160	60	560	15	0.776		발명강
26	K	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776		발명강
27	L	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776		발명강

하선은, 본 발명 범위에서 벗어나는 것을 나타낸다.

[0103]

표 3

강번	강종	압하율 (%)	판두께 (mm)	조직 F 페라이트 (%)	BF 베이니틱 페라이트 (%)	P 펄라이트 (%)	M 마텐자이트 (%)	RA 잔류 오스테나이트 (%)	M/(BF+P)	특성 TS (MPa)	EL (%)	λ (%)	TS×EL (MPa·%)	절단 인장 강도 (kN)	연성비	구분
1	A	60	1.4	79	7	8	4	2	0.27	656	30	94	19680	15.11	0.63	본 발명 강
2	A	60	1.4	70	0	5	12	1	2.40	705	25	42	17625	12.84	0.59	비교 강
3	A	60	1.4	79	7	3	10	1	1.00	711	29	53	20619	12.30	0.58	비교 강
4	A	60	1.4	79	7	5	8	1	0.67	685	28	68	19180	12.62	0.70	비교 강
5	A	-	2.0	82	9	7	2	0	0.13	589	33	109	19437	22.35	0.62	본 발명 강
6	B	60	1.4	83	8	6	3	0	0.21	602	32	100	19264	14.01	0.59	본 발명 강
7	B	60	1.4	83	5	11	1	0	0.06	576	29	115	16704	13.20	0.57	비교 강
8	B	60	1.4	83	5	12	0	0	0	583	30	120	16890	12.97	0.60	비교 강
9	C	60	1.4	90	3	3	3	1	0.50	601	33	98	19833	14.05	0.57	본 발명 강
10	D	60	1.4	85	6	5	2	2	0.18	615	31	107	19065	14.24	0.62	본 발명 강
11	D	60	1.4	85	2	5	8	0	1.14	695	28	69	19460	12.85	0.56	비교 강
12	D	60	1.4	73	0	7	12	1	1.71	774	22	40	17028	12.62	0.62	비교 강
13	E	60	1.4	93	3	2	2	0	0.40	554	36	108	19944	14.15	0.61	본 발명 강
14	F	60	1.4	81	8	5	4	2	0.31	655	30	96	19650	15.09	0.55	본 발명 강
15	G	60	1.4	86	7	3	4	0	0.40	601	32	92	19232	13.99	0.58	본 발명 강
16	H	60	1.4	82	8	6	4	0	0.29	622	31	96	19282	14.40	0.55	본 발명 강
17	I	60	1.4	81	9	6	3	1	0.20	622	31	101	19282	14.40	0.56	본 발명 강
18	J	60	1.4	80	8	7	3	2	0.20	649	30	98	19470	14.95	0.58	본 발명 강
19	a	60	1.4	82	2	5	10	1	1.43	705	24	55	16920	12.75	0.56	비교 강
20	b	60	1.4	73	5	5	13	4	1.30	675	26	30	17550	12.24	0.64	비교 강
21	c	60	1.4	71	4	9	14	2	1.08	683	26	42	17758	12.42	0.57	비교 강
22	d	60	1.4	83	7	5	4	1	0.33	635	30	94	19050	14.63	0.38	비교 강
23	e	60	1.4	85	6	4	3	2	0.30	628	31	99	19468	14.54	0.34	비교 강
24	B	60	2.0	89	3	4	4	0	0.57	595	32	81	19040	22.46	0.61	본 발명 강
25	D	60	2.0	88	5	4	3	0	0.33	613	32	77	19616	23.14	0.62	본 발명 강
26	K	60	1.4	82	7	6	4	1	0.31	621	32	97	19872	14.45	0.58	본 발명 강
27	L	60	1.4	84	5	7	4	0	0.33	618	32	88	19776	14.38	0.55	본 발명 강

하선은, 본 발명 범위에서 벗어나는 것을 나타낸다.
M/(BF+P) : 마텐자이트 면적률/(베이니틱 페라이트 면적률+펄라이트 면적률)

[0104]

[0105] 본 발명예의 고강도 용융 아연 도금 강판은, 모두 TS 가 540 ㎫ 이상이고, 연성 및 구멍 확장성이 우수함과 함께 높은 스폿 용접 강도를 나타낸다. 이것에 대하여, 비교예의 고강도 용융 아연 도금 강판은, 연성, 구멍 확장성, 스폿 용접 강도 중 적어도 1 개의 특성이 열등하다.

[0106] 산업상 이용가능성

[0107] 본 발명에 의하면, 고강도 (540 ㎫ 이상의 인장 강도 (TS)) 를 갖고, 또한, 가공성 (고연성과 고구멍 확장성) 과 스폿 용접성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판의 제조가 가능해진다. 본 발명의 고강도 용융 아연 도금 강판을, 예를 들어 자동차 구조 부재에 적용함으로써, 더욱 승무원의 안전성 확보나 대폭적인 차체 경량화에 의한 연비 개선을 도모할 수 있다.

도면

도면1

