



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2011-0110367
(43) 공개일자 2011년10월06일

(51) Int. Cl.

C22C 38/00 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)

C22C 38/06 (2006.01) C23C 2/06 (2006.01)

(21) 출원번호 10-2011-7020088

(22) 출원일자(국제출원일자) 2010년02월19일

심사청구일자 2011년08월29일

(85) 번역문제출일자 2011년08월29일

(86) 국제출원번호 PCT/JP2010/053027

(87) 국제공개번호 WO 2010/103936

국제공개일자 2010년09월16일

(30) 우선권주장

JP-P-2009-055857 2009년03월10일 일본(JP)

(71) 출원인

제이에프이 스틸 가부시카이가이사

일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고

(72) 발명자

가네코 신지로

일본 도쿄도 지요다꾸 우치사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시카이가이사 지테크자이 산부 나이

가와사키 요시아스

일본 도쿄도 지요다꾸 우치사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시카이가이사 지테크자이 산부 나이

(뒷면에 계속)

(74) 대리인

특허법인코리아나

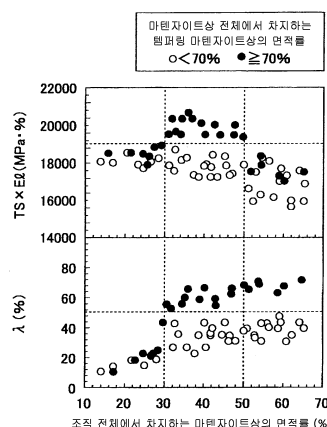
전체 청구항 수 : 총 8 항

(54) 성형성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판 및 그 제조 방법

(57) 요약

780 MPa 이상의 TS 를 갖고, 또한 우수한 신장 특성, 구멍 확장성, 굽힘성을 갖는 성형성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판 및 그 제조 방법을 제공한다. 질량% 로 C : 0.05 ~ 0.2 %, Si : 0.5 ~ 2.5 %, Mn : 1.5 ~ 3.0 %, P : 0.001 ~ 0.05 %, S : 0.0001 ~ 0.01 %, Al : 0.001 ~ 0.1 %, N : 0.0005 ~ 0.01 % 를 함유하고, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물로 이루어지는 성분 조성을 갖고, 페라이트상과 템퍼링 마텐자이트상을 함유하는 마텐자이트상을 함유하고, 조직 전체에서 차지하는 페라이트상의 면적률이 30 % 이상이고, 마텐자이트상의 면적률이 30 ~ 50 % 이고, 마텐자이트상 전체에서 차지하는 템퍼링 마텐자이트상의 면적률이 70 % 이상인 마이크로 조직을 갖는 성형성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판.

대표도 - 도1



(72) 발명자

나카가이토 다츠야

일본 도쿄도 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2방
3고 제이에프이 스틸 가부시카가이샤 지테크자이산
부 나이

마츠오카 사이지

일본 도쿄도 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2방
3고 제이에프이 스틸 가부시카가이샤 지테크자이산
부 나이

특허청구의 범위

청구항 1

질량% 로 C : 0.05 ~ 0.2 %, Si : 0.5 ~ 2.5 %, Mn : 1.5 ~ 3.0 %, P : 0.001 ~ 0.05 %, S : 0.0001 ~ 0.01 %, Al : 0.001 ~ 0.1 %, N : 0.0005 ~ 0.01 % 를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피한 불순물로 이루어지는 성분 조성을 갖고, 페라이트상과 템퍼링 마텐자이트상을 함유하는 마텐자이트상을 함유하고, 조직 전체에서 차지하는 상기 페라이트상의 면적률이 30 % 이상이고, 상기 마텐자이트상의 면적률이 30 ~ 50 % 이고, 마텐자이트상 전체에서 차지하는 상기 템퍼링 마텐자이트상의 면적률이 70 % 이상인 마이크로 조직을 갖는 것을 특징으로 하는 성형성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판.

청구항 2

제 1 항에 있어서,

추가로, 질량% 로 Cr : 0.01 ~ 1.5 % 를 함유하는 것을 특징으로 하는 성형성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판.

청구항 3

제 1 항 또는 제 2 항에 있어서,

추가로, 질량% 로 Ti : 0.0005 ~ 0.1 %, B : 0.0003 ~ 0.003 % 중 적어도 1 종의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 성형성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판.

청구항 4

제 1 항 내지 제 3 항 중 어느 한 항에 있어서,

추가로, 질량% 로 Nb : 0.0005 ~ 0.05 % 를 함유하는 것을 특징으로 하는 성형성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판.

청구항 5

제 1 항 내지 제 4 항 중 어느 한 항에 있어서,

추가로, 질량% 로 Mo : 0.01 ~ 1.0 %, Ni : 0.01 ~ 2.0 %, Cu : 0.01 ~ 2.0 % 중 적어도 1 종의 원소를 함유하는 것을 특징으로 하는 성형성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판.

청구항 6

제 1 항 내지 제 5 항 중 어느 한 항에 있어서,

아연 도금이 합금화 아연 도금인 것을 특징으로 하는 성형성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판.

청구항 7

제 1 항 내지 제 5 항 중 어느 한 항에 기재된 성분 조성을 갖는 강 슬래브를, 1150 ~ 1300 °C 의 가열 온도로 가열 후, 800 ~ 950 °C 의 마무리 온도에서 열간 압연을 실시하고, 상기 열간 압연 후 2 s 이내에 50 °C/s 이상의 평균 냉각 속도로 600 °C 이하까지 냉각시키고, Tct °C 미만의 권취 온도로 권취하고, 압하율 40 % 이상에서 냉간 압연 후, 5 °C/s 이상의 평균 가열 속도로 Ac₁ 변태점 이상의 온도역으로 가열하고, 계속해서 (Ac₁ 변태점 + 50 °C) 이상 Ac₃ 변태점 이하의 온도역에서 30 ~ 500 s 균열하고, 3 ~ 30 °C/s 의 평균 냉각 속도로 600 °C 이하의 온도역까지 냉각시키고 소둔 후, 용융 아연 도금 처리하고, 계속해서 30 °C/s 이하의 평균 냉각 속도로 냉각시키는 것을 특징으로 하는 성형성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판의 제조 방법 ;

단, $T_{ct} = 810 - 300 \times [C] - 60 \times [Si] - 60 \times [Mn] - 70 \times [Cr] - 80 \times [Mo] - 40 \times [Ni] - 70 \times [Cu]$ 이고, [M] 은 원소 M 의 함유량 (질량%) 을 나타내고, 원소 M 이 불가피한 불순물인 경우에는 [M] = 0 으로 한다.

청구항 8

제 7 항에 있어서,

용융 아연 도금 처리를 실시한 후에, 450 ~ 600 ℃ 의 온도역에서 아연 도금의 합금화 처리를 실시하는 것을 특징으로 하는 성형성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판의 제조 방법.

명세서

기술분야

[0001] 본 발명은, 주로 자동차의 구조 부재에 바람직한 성형성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판, 특히, 780 MPa 이상의 인장 강도 TS 를 갖고, 또한 우수한 신장 특성, 구멍 확장성, 굽힘성을 갖는 성형성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판 및 그 제조 방법에 관한 것이다.

배경기술

[0002] 최근, 충돌시에 있어서의 탑승자의 안전성 확보나 차체 경량화에 의한 연비 개선을 목적으로 하여, TS 가 780 MPa 이상이고, 판두께가 얇은 고강도 강판의 자동차 구조 부재에 대한 적용이 적극적으로 진행되고 있다. 특히, 최근에는, 980 MPa 급, 1180 MPa 급의 TS 를 갖는 매우 강도가 높은 고강도 강판의 적용도 검토되고 있다.

[0003] 그러나, 일반적으로는, 강판의 고강도화는 강판의 신장 특성, 구멍 확장성, 굽힘성 등의 저하를 초래하여, 성형성의 저하로 연결된다는 점에서, 고강도와 우수한 성형성을 겸비하고, 추가로 내식성도 우수한 용융 아연 도금 강판이 요망되고 있는 것이 현상이다.

[0004] 이와 같은 요망에 대해, 예를 들어, 특허문헌 1 에는, 질량% 로 C : 0.04 ~ 0.1 %, Si : 0.4 ~ 2.0 %, Mn : 1.5 ~ 3.0 %, B : 0.0005 ~ 0.005 %, $P \leq 0.1 \%$, $4N < Ti \leq 0.05 \%$, $Nb \leq 0.1 \%$ 를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피한 불순물로 이루어지는 강판 표층에 합금화 아연 도금층을 갖고, 합금화 용융 아연 도금층 중의 Fe % 가 5 ~ 25 % 이고, 또한 강판의 조직이 페라이트상과 마텐자이트상의 혼합 조직인 TS 가 800 MPa 이상의 성형성 및 도금 밀착성이 우수한 고강도 합금화 용융 아연 도금 강판이 제안되어 있다. 특허문헌 2 에는, 질량% 로 C : 0.05 ~ 0.15 %, Si : 0.3 ~ 1.5 %, Mn : 1.5 ~ 2.8 %, $P : 0.03 \%$ 이하, S : 0.02 % 이하, Al : 0.005 ~ 0.5 %, N : 0.0060 % 이하, 잔부가 Fe 및 불가피한 불순물로 이루어지고, 추가로 $(Mn \%)/(C \%)\geq 15$ 또한 $(Si \%)/(C \%)\geq 4$ 를 만족하고, 페라이트상 중에 체적률로 3 ~ 20 % 의 마텐자이트상과 잔류 오스테나이트상을 함유하는 성형성이 양호한 고강도 합금화 용융 아연 도금 강판이 제안되어 있다. 특허문헌 3 에는, 질량% 로 C : 0.04 ~ 0.14 %, Si : 0.4 ~ 2.2 %, Mn : 1.2 ~ 2.4 %, $P : 0.02 \%$ 이하, S : 0.01 % 이하, Al : 0.002 ~ 0.5 %, Ti : 0.005 ~ 0.1 %, N : 0.006 % 이하를 함유하고, 추가로 $(Ti \%)/(S \%)\geq 5$ 를 만족하고, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물로 이루어지고, 마텐자이트상과 잔류 오스테나이트상의 체적률이 합계로 6 % 이상이고, 또한 마텐자이트상, 잔류 오스테나이트상 및 베이나이트상의 경질상 조직의 체적률을 $\alpha \%$ 로 했을 때, $\alpha \leq 50000 \times \{(Ti \%)/48 + (Nb \%)/93 + (Mo \%)/96 + (V \%)/51\}$ 인 구멍 확장성이 우수한 저항복비 고강도 도금 강판이 제안되어 있다. 특허문헌 4 에는, 질량% 로 C : 0.001 ~ 0.3 %, Si : 0.01 ~ 2.5 %, Mn : 0.01 ~ 3 %, Al : 0.001 ~ 4 % 를 함유하고, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물로 이루어지는 강판의 표면에, 질량% 로 Al : 0.001 ~ 0.5 %, Mn : 0.001 ~ 2 % 를 함유하고, 잔부 Zn 및 불가피한 불순물로 이루어지는 도금층을 갖는 용융 아연 도금 강판으로서, 강의 Si 함유율 : X 질량%, 강의 Mn 함유율 : Y 질량%, 강의 Al 함유율 : Z 질량%, 도금층의 Al 함유율 : A 질량%, 도금층의 Mn 함유율 : B 질량% 가, $0 \leq 3 - (X + Y/10 + Z/3) - 12.5 \times (A - B)$ 를 만족하고, 강판의 마이크로 조직이, 체적률로 70 ~ 97 % 의 페라이트 주상과 그 평균 입경이 20 μm 이하이고, 제 2 상으로서 체적률로 3 ~ 30 % 의 오스테나이트상 및/또는 마텐자이트상으로 이루어지고, 제 2 상의 평균 입경이 10 μm 이하인 성형시의 도금 밀착성 및 연성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판이 제안되어 있다.

선행기술문헌

특허문헌

[0005] (특허문헌 0001) 일본 공개특허공보 평9-13147호

(특허문헌 0002) 일본 공개특허공보 평11-279691호

(특허문헌 0003) 일본 공개특허공보 제2002-69574호

(특허문헌 0004) 일본 공개특허공보 제2003-55751호

발명의 내용

해결하려는 과제

[0006] 그러나, 특허문헌 1 ~ 4 에 기재된 고강도 용융 아연 도금 강판에서는, 반드시 우수한 신장 특성, 구멍 확장성, 굽힘성이 얻어지지 않는다.

[0007] 본 발명은, 이러한 사정을 감안하여, 780 MPa 이상의 TS 를 갖고, 또한 우수한 신장 특성, 구멍 확장성, 굽힘성을 갖는 성형성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판 및 그 제조 방법을 제공하는 것을 목적으로 한다.

과제의 해결 수단

[0008] 본 발명자들은, 상기 목적을 달성하기 위하여 이하의 검토를 실시하였다.

[0009] 질량% 로 C : 0.103 %, Si : 1.29 %, Mn : 2.41 %, P : 0.011 %, S : 0.0021 %, Al : 0.029 %, N : 0.0031 %, Cr : 0.31 %, Mo : 0.12 % 를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피한 불순물로 이루어지는 강을 실험실적으로 진공 용해로에서 용제하여 슬래브로 하였다. 이것들 슬래브를 1250 °C 에서 가열하고, 880 °C 의 마무리 온도에서 열간 압연을 실시하고, 그 후 0.5 s 후에 10 ~ 250 °C/s 의 평균 냉각 속도로 550 °C 이하까지 수냉각시키고, 500 ~ 700 °C 의 온도에서 권취하고 상당 열처리를 실시하여 열연 강판으로 하였다. 이들 열연 강판을, 산세에 의해 스케일 제거 후, 압하율 50 % 에서 냉간 압연하고, 용융 아연 도금 라인을 본떠, 5 °C/s 이상의 평균 가열 속도로 700 °C 로 가열하고, 계속해서 700 ~ 900 °C 의 온도역에서 120 s 균열 (均熱) 하고, 10 °C/s 의 평균 냉각 속도로 520 °C 이하의 온도역까지 냉각시켜 소둔 후, 0.13 % 의 Al 을 함유하는 475 °C 의 아연 도금욕 중에 3 s 침지시켜 용융 아연 도금 처리를 실시하고, 강판 표면에 부착량 45 g/m² 의 아연 도금을 형성하였다. 계속해서 550 °C 에서 아연 도금의 합금화 처리를 실시한 후, 15 °C/s 의 평균 냉각 속도로 실온까지 냉각시키고, 용융 아연 도금 강판으로 하였다.

[0010] 이와 같이 하여 얻어진 용융 아연 도금 강판에 대하여, 다음의 방법에 의해 마이크로 조직의 해석이나 강도 TS, 전체 신장 El, 구멍 확장률 λ 의 측정을 실시하였다.

[0011] 마이크로 조직의 해석 : 강판의 압연 방향에 평행한 판두께 단면에 대해, 나이탈에 의한 부식 후, 주사형 전자 현미경 (SEM) 으로 1000 ~ 5000 배로 10 시야 관찰하고, 페라이트상, 마텐자이트상 및 마텐자이트상 중의 템퍼링 마텐자이트상을 동정하여, 화상 해석 소프트웨어 (Image-Pro ; Cybernetics 사 제조) 에 의해 해석하고, 조직 전체에서 차지하는 페라이트상이나 마텐자이트상의 면적률을 산출하였다. 또, 마텐자이트상 전체에서 차지하는 템퍼링 마텐자이트상의 면적률도 산출하였다.

[0012] 또한, 템퍼링되지 않은 마텐자이트상과 템퍼링 마텐자이트상의 판별은, 부식 후의 표면 형태에 의해 실시할 수 있다. 즉, 마텐자이트상은 평활한 표면을 나타내고, 템퍼링 마텐자이트상은 결정립 내에 부식에 의한 구조 (요철) 가 관찰된다. 이 방법에 의해 결정립 단위로 마텐자이트상과 템퍼링 마텐자이트상을 동정하고, 상기 방법에 의해 각각의 상의 면적률 및 전체 마텐자이트상 중의 템퍼링 마텐자이트상의 비율을 구할 수 있다.

[0013] TS 와 El 의 측정 : 강도, 신장 특성을 평가하기 위해서, 압연 방향과 직각 방향으로 JIS5 호 인장 시험편을 채취하고, JIS Z 2241 에 준거하여 20 mm/min 의 크로스 헤드 속도로 인장 시험을 실시하여, TS 및 El 을 측정하였다.

[0014] 구멍 확장률 λ 의 측정 : 구멍 확장성을 평가하기 위해서, 100 mm × 100 mm 의 시험편을 채취하고, JFS T 1001 (철원 규격) 에 준거하여 구멍 확장성 시험을 3 회 실시하여 평균의 구멍 확장률 λ (%) 을 산출하였다.

[0015] 그 결과, 도 1 에 나타내는 바와 같이, 마텐자이트상 전체에서 차지하는 템퍼링 마텐자이트상의 면적률이 70 % 이상인 경우에는, 조직 전체에서 차지하는 마텐자이트상의 면적률이 30 ~ 50 % 의 범위에서 높은 TS × El 과 높은 λ 가 얻어지는 것을 알 수 있다.

- [0016] 또, 동시에, 다음의 것도 밝혀졌다.
- [0017] 우수한 신장 특성, 구멍 확장성, 굽힘성은, 성분 조성을 적정화한 강 슬래브를, 열간 압연 후 2 s 이내에 50 ℃/s 이상의 평균 냉각 속도로 600 ℃ 이하까지 냉각시키고, 성분 조성에 의해 정해지는 특정 권취 온도로 권취하고, 압하율 40 % 이상에서 냉간 압연 후, 5 ℃/s 이상의 평균 가열 속도로 Ac₁ 변태점 이상의 온도역으로 가열하고, 계속해서 (Ac₁ 변태점 + 50 ℃) 이상 Ac₃ 변태점 이하의 온도역에서 30 ~ 500 s 균열하고, 3 ~ 30 ℃/s의 평균 냉각 속도로 600 ℃ 이하의 온도역까지 냉각시키고 소둔 후, 용융 아연 도금 처리하는 것에 의해 얻어진다.
- [0018] 본 발명은, 이와 같은 지견(知見)에 근거하여 이루어진 것으로, 질량%로 C : 0.05 ~ 0.2 %, Si : 0.5 ~ 2.5 %, Mn : 1.5 ~ 3.0 %, P : 0.001 ~ 0.05 %, S : 0.0001 ~ 0.01 %, Al : 0.001 ~ 0.1 %, N : 0.0005 ~ 0.01 %를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피한 불순물로 이루어지는 성분 조성을 갖고, 페라이트상과 템퍼링 마텐자이트상을 함유하는 마텐자이트상을 함유하고, 조직 전체에서 차지하는 상기 페라이트상의 면적률이 30 % 이상이고, 상기 마텐자이트상의 면적률이 30 ~ 50 % 이고, 마텐자이트상 전체에서 차지하는 상기 템퍼링 마텐자이트상의 면적률이 70 % 이상인 마이크로 조직을 갖는 것을 특징으로 하는 성형성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판을 제공한다.
- [0019] 본 발명의 고강도 용융 아연 도금 강판에는, 추가로, 질량%로 Cr : 0.01 ~ 1.5 %나, Ti : 0.0005 ~ 0.1 %와 B : 0.0003 ~ 0.003 % 중 적어도 1 종의 원소나, Nb : 0.0005 ~ 0.05 %나, Mo : 0.01 ~ 1.0 %, Ni : 0.01 ~ 2.0 %, Cu : 0.01 ~ 2.0 %에서 선택되는 적어도 1 종의 원소가, 단독으로 혹은 조합하여 함유되는 것이 바람직하다.
- [0020] 또, 본 발명의 고강도 용융 아연 도금 강판에서는, 아연 도금을 합금화 아연 도금으로 할 수도 있다.
- [0021] 본 발명의 고강도 용융 아연 도금 강판은, 예를 들어, 상기 성분 조성을 갖는 강 슬래브를, 1150 ~ 1300 ℃의 가열 온도로 가열 후, 800 ~ 950 ℃의 마무리 온도에서 열간 압연을 실시하고, 상기 열간 압연 후 2 s 이내에 50 ℃/s 이상의 평균 냉각 속도로 600 ℃ 이하까지 냉각시키고, Tct ℃ 미만의 권취 온도로 권취하고, 압하율 40 % 이상에서 냉간 압연 후, 5 ℃/s 이상의 평균 가열 속도로 Ac₁ 변태점 이상의 온도역으로 가열하고, 계속해서 (Ac₁ 변태점 + 50 ℃) 이상 Ac₃ 변태점 이하의 온도역에서 30 ~ 500 s 균열하고, 3 ~ 30 ℃/s의 평균 냉각 속도로 600 ℃ 이하의 온도역까지 냉각시키고 소둔 후, 용융 아연 도금 처리하고, 계속해서 30 ℃/s 이하의 평균 냉각 속도로 냉각하는 방법에 의해 제조할 수 있다.
- [0022] 단, $T_{ct} = 810 - 300 \times [C] - 60 \times [Si] - 60 \times [Mn] - 70 \times [Cr] - 80 \times [Mo] - 40 \times [Ni] - 70 \times [Cu]$ 이고, [M]은 원소 M의 함유량(질량%)을 나타내고, 원소 M이 불가피한 불순물인 경우에는 [M] = 0으로 한다.
- [0023] 본 발명의 고강도 용융 아연 도금 강판의 제조 방법에서는, 용융 아연 도금 처리를 실시한 후에, 450 ~ 600 ℃의 온도역에서 아연 도금의 합금화 처리를 실시할 수도 있다.

발명의 효과

- [0024] 본 발명에 의해, 780 MPa 이상의 TS를 갖고, 또한 우수한 신장 특성, 구멍 확장성, 굽힘성을 갖는 성형성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판을 제조할 수 있게 되었다. 본 발명의 고강도 용융 아연 도금 강판을 자동차 구조 부재에 적용함으로써, 더욱 탑승자의 안전성 확보나 대폭적인 차체 경량화에 의한 연비 개선을 도모할 수 있다.

도면의 간단한 설명

- [0025] 도 1은, 마텐자이트상 전체에서 차지하는 템퍼링 마텐자이트상의 면적률을 바꾸었을 때의 조직 전체에서 차지하는 마텐자이트상의 면적률과 TS × EI, λ의 관계를 나타내는 도면이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

- [0026] 이하에, 본 발명의 상세를 설명한다. 또한, 성분 원소의 함유량을 나타내는 「 % 」는, 특별한 언급이 없는 한 「 질량% 」를 의미한다.

- [0027] 1) 성분 조성
- [0028] C : 0.05 ~ 0.2 %
- [0029] C 는, 강을 강화하는 데에 있어서 중요한 원소이고, 높은 고용 강화능을 가짐과 함께, 마텐자이트상에 의한 조직 강화를 이용할 때에, 그 면적률이나 경도를 조정하기 위해서 불가결한 원소이다. C 량이 0.05 % 미만에서는, 필요한 면적률의 마텐자이트상을 얻는 것이 곤란해짐과 함께, 마텐자이트상이 경질화되지 않기 때문에, 충분한 강도가 얻어지지 않는다. 한편, C 량이 0.2 % 를 초과하면, 용접성이 열화됨과 함께, 편석층의 형성에 의해 성형성의 저하를 초래한다. 따라서, C 량은 0.05 ~ 0.2 % 로 한다.
- [0030] Si : 0.5 ~ 2.5 %
- [0031] Si 는, 본 발명에 있어서 매우 중요한 원소이고, 소둔시의 냉각 과정에서, 페라이트 변태를 촉진시킴과 함께, 페라이트상으로부터 오스테나이트상에 고용 C 를 배출하여 페라이트상을 청정화하고, 연성을 향상시킴과 함께, 오스테나이트상을 안정화하기 위해 급랭이 곤란한 용융 아연 도금 라인에서도 마텐자이트상을 생성하여, 복합 조직화를 용이하게 한다. 특히, 그 냉각 과정에 있어서의 오스테나이트상의 안정화에 의해 펄라이트상이나 베이나이트상의 생성을 억제하고, 마텐자이트상의 생성을 촉진시킨다. 또, 페라이트상에 고용된 Si 는 가공 경화를 촉진시켜 연성을 높임과 함께, 변형이 집중되는 부위에서의 변형 전파성(傳播性)을 개선하여 굽힘성을 향상시킨다. 또한, Si 는, 페라이트상을 고용 강화하여 페라이트상과 마텐자이트상의 경도차를 저감시키고, 그 계면에서의 균열의 생성을 억제하여 국부 변형능을 개선시켜, 구멍 확장성이나 굽힘성의 향상에 기여한다. 이러한 효과를 얻으려면, Si 량을 0.5 % 이상으로 할 필요가 있다. 한편, Si 량이 2.5 % 를 초과하면, 변태점의 상승이 현저하여, 생산 안정성이 저해될 뿐만 아니라, 이상 조직이 발달하여, 성형성이 저해된다. 따라서, Si 량은 0.5 ~ 2.5 % 로 한다.
- [0032] Mn : 1.5 ~ 3.0 %
- [0033] Mn 은, 강의 열간 취화(脆化)의 방지 그리고 강도 확보를 위해서 유효하다. 또, 담금질성을 향상시켜 복합 조직화를 용이하게 한다. 또한, 소둔시의 제 2 상의 비율을 증가시켜, 미변태 오스테나이트상 중의 C 량을 감소시키고, 용융 아연 도금 처리 후의 냉각 과정에서 자기 템퍼링을 발생시키기 쉽게 하고, 최종 제품에서의 마텐자이트상의 경도 저감에 의해 국부 변형을 억제하여, 구멍 확장성이나 굽힘성의 향상에 기여한다. 동시에, Mn 은 냉각 과정에서의 펄라이트상이나 베이나이트상의 생성을 억제하는 작용이 있고, 오스테나이트상으로부터 마텐자이트상으로의 변태를 용이하게 하여, 그 후 자기 템퍼링되는 마텐자이트상을 충분한 비율로 생성시키는 것이 가능해진다. 이러한 효과를 얻으려면, Mn 량을 1.5 % 이상으로 할 필요가 있다. 한편, Mn 량이 3.0 % 를 초과하면, 성형성의 열화를 초래한다. 따라서, Mn 량은 1.5 ~ 3.0 % 로 한다.
- [0034] P : 0.001 ~ 0.05 %
- [0035] P 는, 고용 강화의 작용을 갖고, 원하는 강도에 따라 첨가할 수 있는 원소이다. 또, 페라이트 변태를 촉진시키기 위해서 복합 조직화에도 유효한 원소이다. 이러한 효과를 얻으려면, P 량을 0.001 % 이상으로 할 필요가 있다. 한편, P 량이 0.05 % 를 초과하면, 용접성의 열화를 초래함과 함께, 아연 도금을 합금화 처리하는 경우에는 합금화 속도를 저하시켜, 아연 도금의 품질을 저해한다. 따라서, P 량은 0.001 ~ 0.05 % 로 한다.
- [0036] S : 0.0001 ~ 0.01 %
- [0037] S 는, 입계에 편석하여 열간 가공시에 강을 취화시킴과 함께, 황화물로서 존재하여 국부 변형능을 저하시킨다. 그 때문에, 그 양은 0.01 % 이하, 바람직하게는 0.003 % 이하, 보다 바람직하게는 0.001 % 이하로 할 필요가 있다. 그러나, 생산 기술상의 제약으로부터, S 량은 0.0001 % 이상으로 할 필요가 있다. 따라서, S 량은 0.0001 ~ 0.01 %, 바람직하게는 0.0001 ~ 0.003 %, 보다 바람직하게는 0.0001 ~ 0.001 % 로 한다.
- [0038] Al : 0.001 ~ 0.1 %
- [0039] Al 은, 페라이트상을 생성시키고, 강도와 연성의 밸런스를 향상시키는 데에 유효한 원소이다. 이러한 효과를 얻으려면, Al 량을 0.001 % 이상으로 할 필요가 있다. 한편, Al 량이 0.1 % 를 초과하면, 표면 성상의 열화를 초래한다. 따라서, Al 량은 0.001 ~ 0.1 % 로 한다.
- [0040] N : 0.0005 ~ 0.01 %

- [0041] N 은, 강의 내시효성을 열화시키는 원소이다. 특히, N 량이 0.01 % 를 초과하면, 내시효성의 열화가 현저해진다. 그 양은 적을수록 바람직하지만, 생산 기술상의 제약으로부터, N 량은 0.0005 % 이상으로 할 필요가 있다. 따라서, N 량은 0.0005 ~ 0.01 % 로 한다.
- [0042] 잔부는 Fe 및 불가피한 불순물인데, 이하의 이유로 Cr : 0.01 ~ 1.5 % 나, Ti : 0.0005 ~ 0.1 % 와 B : 0.0003 ~ 0.003 % 중 적어도 1 종의 원소나, Nb : 0.0005 ~ 0.05 % 나, Mo : 0.01 ~ 1.0 %, Ni : 0.01 ~ 2.0 %, Cu : 0.01 ~ 2.0 % 에서 선택되는 적어도 1 종의 원소가, 단독으로 혹은 조합하여 함유되는 것이 바람직하다.
- [0043] Cr : 0.01 ~ 1.5 %
- [0044] Cr 은, 소둔시에 제 2 상의 비율을 증가시키고, 미변태 오스테나이트상 중의 C 량을 감소시킴으로써 용융 아연 도금 처리 후의 냉각 과정에서 자기 템퍼링을 발생시키기 쉽게 하고, 최종 제품에서의 마텐자이트상의 경도를 저하시키고, 국부 변형을 억제시켜 구멍 확장성이나 굽힘성의 향상에 기여한다. 또한 Cr 은, 탄화물에 고용함으로써 탄화물의 생성을 용이하게 하여, 자기 템퍼링을 매우 단시간에 진행시킬 수 있다. 동시에, Cr 은, 냉각 과정에서의 펄라이트상이나 베이나이트상의 생성을 억제하는 작용이 있어, 오스테나이트상으로부터 마텐자이트상으로의 변태를 용이하게 하고, 그 후 자기 템퍼링되는 마텐자이트상을 충분한 비율로 생성시키는 것이 가능해진다. 이러한 효과를 얻으려면, Cr 량을 0.01 % 이상으로 할 필요가 있다. 한편, Cr 량이 1.5 % 를 초과하면, 제 2 상의 비율이 지나치게 커지거나 Cr 탄화물이 과잉으로 생성되거나 하여, 연성의 저하를 초래한다. 따라서, Cr 량은 0.01 ~ 1.5 % 로 한다.
- [0045] Ti : 0.0005 ~ 0.1 %
- [0046] Ti 는, C, S, N 과 석출물을 형성하여 강도 및 인성의 향상에 유효하게 기여한다. 또, B 를 첨가한 경우에는, N 을 TiN 으로서 석출시키기 때문에, BN 의 석출이 억제되어, 다음에 설명하는 B 의 효과가 유효하게 발현된다. 이러한 효과를 얻으려면, Ti 량을 0.0005 % 이상으로 할 필요가 있다. 한편, Ti 량이 0.1 % 를 초과하면, 석출 강화가 과도하게 기능하여, 연성의 저하를 초래한다. 따라서, Ti 량은 0.0005 ~ 0.1 % 로 한다.
- [0047] B : 0.0003 ~ 0.003 %
- [0048] B 는, 오스테나이트상으로부터의 펄라이트상이나 베이나이트상의 생성을 억제하고, 오스테나이트상의 안정도를 향상시키는 작용이 있기 때문에, 용융 아연 도금 처리 후의 냉각 과정에서 마텐자이트 변태, 계속해서 자기 템퍼링을 용이하게 하는 효과를 조장한다. 이러한 효과를 얻으려면, B 량을 0.0003 % 이상으로 할 필요가 있다. 한편, B 량이 0.003 % 를 초과하면, 연성의 저하를 초래한다. 따라서, B 량은 0.0003 ~ 0.003 % 로 한다.
- [0049] Nb : 0.0005 ~ 0.05 %
- [0050] Nb 는, 강판 강도를 높이는 효과를 갖고, 원하는 강도를 확보하기 위해 필요에 따라 첨가할 수 있다. 적당량을 첨가함으로써 용융 아연 도금 라인에 있어서의 소둔시에 역변태에 의해 생성되는 오스테나이트상을 미세화하기 때문에, 소둔 후의 마이크로 조직도 미세화하여 강도를 상승시킨다. 또, 열간 압연시 혹은 용융 아연 도금 라인에 있어서의 소둔시에 미세한 석출물을 형성하여 강도를 상승시킨다. 이러한 효과를 얻으려면, Nb 량을 0.0005 % 이상 첨가할 필요가 있다. 한편, Nb 량이 0.05 % 를 초과하면, 조직의 미세화가 과도해져, 후술하는 바람직한 조직을 얻을 수 없다. 따라서, Nb 량은 0.0005 ~ 0.05 % 로 한다.
- [0051] Mo : 0.01 ~ 1.0 %, Ni : 0.01 ~ 2.0 %, Cu : 0.01 ~ 2.0 % 중 적어도 1 종
- [0052] Mo, Ni, Cu 는, 고용 강화 원소로서의 역할뿐만 아니라, 소둔시의 냉각 과정에 있어서, 오스테나이트상을 안정화하여, 복합 조직화를 용이하게 한다. 이러한 효과를 얻으려면, Mo 량, Ni 량, Cu 량은, 각각 0.01 % 이상으로 할 필요가 있다. 한편, Mo 량이 1.0 %, Ni 량이 2.0 %, Cu 량이 2.0 % 를 초과하면, 도금성, 성형성, 스폿 용접성이 열화된다. 따라서, Mo 량은 0.01 ~ 1.0 %, Ni 량은 0.01 ~ 2.0 %, Cu 량은 0.01 ~ 2.0 % 로 한다.
- [0053] 2) 마이크로 조직
- [0054] 조직 전체에서 차지하는 페라이트상의 면적률 : 30 % 이상
- [0055] 본 발명의 고강도 용융 아연 도금 강판은, 연성이 풍부한 연질인 페라이트상 중에, 주로 경질인 마텐자이트상을

분산시킨 복합 조직으로 이루어진다. 충분한 연성을 확보하기 위해서는, 조직 전체에서 차지하는 면적률로 30 % 이상의 페라이트상이 필요하다.

[0056] 조직 전체에서 차지하는 마텐자이트상의 면적률 : 30 ~ 50 %

[0057] 780 MPa 이상의 TS 를 달성하기 위해서는, 조직 전체에서 차지하는 템퍼링 마텐자이트상을 함유하는 마텐자이트상의 면적률을 30 % 이상으로 할 필요가 있다. 한편으로, 이 마텐자이트상의 면적률이 50 % 를 초과하면, 충분한 연성을 얻을 수 없다. 따라서, 조직 전체에서 차지하는 마텐자이트상의 면적률은 30 ~ 50 % 로 한다.

[0058] 마텐자이트상 전체에서 차지하는 템퍼링 마텐자이트상의 면적률 : 70 % 이상

[0059] 템퍼링 마텐자이트상은 템퍼링되지 않은 마텐자이트상과 비교하여 연질이고, 페라이트상과 마텐자이트상의 경도차를 저감시킴으로써 국부 변형능을 높여 구멍 확장성이나 굽힘성을 향상시킨다. 특히, 상기한 페라이트상과 마텐자이트상의 면적률에서는, 균일 변형능과 국부 변형능이 적절히 균형을 이룸으로써 신장 특성을 저해하지 않고, 구멍 확장성이나 굽힘성의 향상이 가능해진다. 이 효과를 충분히 발현하기 위해서는, 마텐자이트상 전체에서 차지하는 템퍼링 마텐자이트상의 면적률을 70 % 이상으로 할 필요가 있다.

[0060] 여기서, 조직 전체에서 차지하는 페라이트상이나 마텐자이트상의 면적률 및 마텐자이트상 전체에서 차지하는 템퍼링 마텐자이트상의 면적률이란, 상기 방법에 의해 구한 면적률을 말한다.

[0061] 여기서 말하는 템퍼링되지 않은 마텐자이트상이란, 변태 전의 오스테나이트상과 동일한 화학 조성을 갖는, C 를 과포화로 고용한 체심 입방 구조를 갖는 조직이며, 라스, 패킷, 블록 등의 미시 구조를 갖는 높은 전위 밀도의 경질상이다. 템퍼링 마텐자이트상이란, 마텐자이트상으로부터 과포화인 고용 C 가 탄화물로서 석출된, 모상의 미시 구조를 유지한 전위 밀도가 높은 페라이트상이다. 또, 템퍼링 마텐자이트상은 이것을 얻기 위한 열이력, 예를 들어 「담금질-템퍼링」이나 「자기 템퍼링」 등에 의해 특별히 구별할 필요는 없다.

[0062] 또한, 본 발명의 마이크로 조직에는, 페라이트상과 마텐자이트상 이외에, 잔류 오스테나이트상, 펄라이트상, 베이나이트상이, 조직 전체에서 차지하는 합계의 면적률로 20 % 이하의 범위에서 함유되어도, 본 발명의 효과가 손상되는 경우는 없다.

[0063] 3) 제조 조건

[0064] 본 발명의 고강도 용융 아연 도금 강판은, 상기 서술한 바와 같이, 예를 들어, 상기 성분 조성을 갖는 강 슬래브를, 1150 ~ 1300 °C 의 가열 온도로 가열 후, 800 ~ 950 °C 의 마무리 온도에서 열간 압연을 실시하고, 상기 열간 압연 후 2 s 이내에 50 °C/s 이상의 평균 냉각 속도로 600 °C 이하까지 냉각시키고, Tct °C 미만의 권취 온도로 권취하고, 압하율 40 % 이상에서 냉간 압연 후, 5 °C/s 이상의 평균 가열 속도로 Ac₁ 변태점 이상의 온도역으로 가열하고, 계속해서 (Ac₁ 변태점 + 50 °C) 이상 Ac₃ 변태점 이하의 온도역에서 30 ~ 500 s 균열하고, 3 ~ 30 °C/s 의 평균 냉각 속도로 600 °C 이하의 온도역까지 냉각시키고 소둔 후, 용융 아연 도금 처리하고, 계속해서 30 °C/s 이하의 평균 냉각 속도로 냉각시키는 방법에 의해 제조할 수 있다.

[0065] 슬래브의 가열 온도 : 1150 ~ 1300 °C

[0066] 슬래브 가열 온도는, 열간 압연시의 온도 확보의 관점에서 1150 °C 이상으로 할 필요가 있다. 한편, 가열 온도가 지나치게 높으면, 산화 중량의 증가에 수반되는 스케일 로스의 증대 등의 문제를 일으키기 때문에, 슬래브 가열 온도의 상한은 1300 °C 로 한다.

[0067] 슬래브는, 매크로 편석을 방지하기 위해, 연속 주조법으로 제조하는 것이 바람직하지만, 조괴법 등에 의해 제조할 수도 있다.

[0068] 열간 압연시의 마무리 온도 : 800 ~ 950 °C

[0069] 가열 후의 슬래브는, 조 (粗) 압연 및 마무리 압연에 의해 열간 압연되어 열연 강판이 된다. 이 때, 마무리 온도가 지나치게 높으면, 알갱이가 조대해지고, 최종 제품의 성형성이 저하됨과 함께, 스케일 결함이 발생되기 쉬워진다. 그 때문에, 마무리 온도는 950 °C 이하로 한다. 한편, 마무리 온도가 800 °C 미만에서는 압연 하중이 증대되고, 압연 부하가 커지는 것이나, 오스테나이트상이 미재결정 상태에서의 압하율이 높아져, 비정상인 집합 조직이 발달하여, 최종 제품에 있어서의 재질의 균일성 관점에서 바람직하지 않다. 따라서, 마무리 온도는 800 ~ 950 °C, 바람직하게는 840 ~ 920 °C 로 한다.

- [0070] 또한, 슬래브는 통상적인 조건에서 조 압연에 의해 시트바가 되지만, 가열 온도를 낮게 한 경우에는, 열간 압연 시의 트러블을 방지하는 관점에서, 마무리 압연 전에 바 히터 등을 사용하여 시트바를 가열하는 것이 바람직하다.
- [0071] 본 발명에서는, 열연 강판의 마이크로 조직은 페라이트상과 베이나이트상을 주상으로 한 조직으로 하는 것이 바람직하다. 베이나이트상이나 비교적 저온에서 생성된 페라이트상은 전위를 많이 포함하고, 오스테나이트 역변태의 기점이 되기 때문에, 최종 제품에서의 마텐자이트상을 소정 비율로 함유할 수 있다.
- [0072] 열간 압연 후의 냉각 조건 : 2 s 이내에 50 ℃/s 이상의 평균 냉각 속도로 600 ℃ 이하까지 냉각
- [0073] 열간 압연 후의 냉각을 개시하기까지 2 초를 초과하는 시간이 경과하면, 런아웃 테이블 상에서 페라이트상이 불균일하게 생성되기 쉽고, 본 발명에서 바람직한 페라이트상과 베이나이트상을 주체로 한 균일한 열연 강판의 마이크로 조직이 얻어지지 않는다. 또, 평균 냉각 속도가 50 ℃/s 를 하회하는 경우나 600 ℃ 이하까지 냉각시키지 않는 경우도 동일한 문제가 발생한다.
- [0074] 열간 압연 후의 권취 온도 : Tct ℃ 미만
- [0075] 상기와 같이 정의한 Tct ℃ 는, 본 발명자들이 경험적으로 도출한 권취 온도의 실험식이지만, 권취 온도를 Tct ℃ 미만으로 함으로써 본 발명으로 바람직한 페라이트상과 베이나이트상을 주체로 한 열연 강판의 마이크로 조직으로 할 수 있다.
- [0076] 냉간 압연시의 압하율 : 40 % 이상
- [0077] 압하율이 40 % 에 못 미치는 경우에는, 이어지는 소둔시에 있어서 오스테나이트상으로의 역변태의 핵이 되는 입계나 전위의 단위 체적당 총수가 감소하여, 상기한 바와 같은 최종 제품에서의 마이크로 조직을 얻는 것이 곤란해진다. 또, 마이크로 조직에 불균일이 발생하여 신장 특성, 구멍 확장성, 굽힘성이 저하된다.
- [0078] 소둔시의 가열 조건 : 5 ℃/s 이상의 평균 가열 속도로 Ac₁ 변태점 이상의 온도역으로 가열
- [0079] 5 ℃/s 이상의 평균 가열 속도로 Ac₁ 변태점 이상의 온도역으로 가열함으로써, 가열 중의 회복이나 페라이트상의 재결정이 억제되어, 다음의 균열시에 전위를 많이 함유하는 상태에서 역변태를 일으키기 때문에, 오스테나이트상이 고밀도로 균일하게 분산되기 때문에, 최종 제품에 있어서의 구멍 확장성이나 굽힘성을 향상할 수 있다.
- [0080] 소둔시의 균열 조건 : (Ac₁ 변태점 + 50 ℃) 이상 Ac₃ 변태점 이하의 온도역에서 30 ~ 500 s 균열
- [0081] 균열시에 오스테나이트상의 비율을 높임으로써 오스테나이트상 중의 C 농도가 저감되고, Ms 점이 상승하기 때문에, 용융 아연 도금 처리 후의 냉각 과정에서의 자기 템퍼링 효과를 발현할 수 있다. 또, 최종 제품에서의 마텐자이트상의 비율이 증가하기 때문에 템퍼링에 의해 마텐자이트상의 경도가 저하되어도, 또한 충분한 강도의 달성이 가능해져, 충분한 강도와 양호한 국부 연성의 양립을 도모할 수 있다. 그 때문에, (Ac₁ 변태점 + 50 ℃) 이상 Ac₃ 변태점 이하의 온도역에서 균열 처리를 실시할 필요가 있다. 균열 온도가 (Ac₁ 변태점 + 50 ℃) 를 하회하는 경우에는, 오스테나이트상의 비율이 충분하지 않고, 자기 템퍼링 효과를 발현할 수 없기 때문에, 구멍 확장성이나 굽힘성뿐만 아니라 강도의 저하도 초래한다. 균열 온도가 Ac₃ 변태점을 초과하는 경우에는, 페라이트상의 생성이 충분하지 않아 연성이 저하된다.
- [0082] 또, 균열 시간이 30 s 에 못 미치는 경우에는, 오스테나이트상으로의 역변태가 충분하지 않아, 필요한 오스테나이트상의 비율을 얻을 수 없다. 균열 시간이 500 s 를 초과하는 경우에는, 균열의 효과가 포화됨과 함께 생산성을 저해한다.
- [0083] 소둔시의 냉각 조건 : 3 ~ 30 ℃/s 의 평균 냉각 속도로 600 ℃ 이하의 온도역까지 냉각
- [0084] 균열 후에는, 균열 온도로부터 600 ℃ 이하의 온도역 (냉각 정지 온도) 까지, 3 ~ 30 ℃/s 의 평균 냉각 속도로 냉각시킬 필요가 있다. 평균 냉각 속도가 3 ℃/s 미만이면, 냉각 중에 페라이트 변태가 진행되고, 미변태 오스테나이트상 중에 대한 C 의 농화가 진행되어, 자기 템퍼링 효과를 발현할 수 없기 때문에, 구멍 확장성이나 굽힘성의 저하를 초래한다. 평균 냉각 속도가 30 ℃/s 를 초과하는 경우에는, 페라이트 변태 억제의 효과가 포화됨과 함께, 설비상 이것을 실현하는 것이 곤란하기도 하다. 또, 냉각 정지 온도가 600 ℃ 를 초과하는 경우에는, 페라이트상이나 펄라이트상의 생성에 의해 마텐자이트상의 비율이 현저하게 저하되고, 그 조

직 전체에서 차지하는 면적률이 30 % 미만인 것이 되기 때문에, 780 MPa 이상의 TS 가 얻어지지 않는다.

[0085] 용융 아연 도금 처리 : 통상적인 조건

[0086] 소둔 후에는, 통상적인 조건에서 용융 아연 도금이 실시된다. 또, 도금 후에는, 450 ~ 600 °C 의 온도역에서 아연 도금을 합금화 처리할 수 있다. 450 ~ 600 °C 의 온도역에서 합금화 처리함으로써, 도금 중의 Fe 농도는 8 ~ 12 % 가 되고, 도금의 밀착성이나 도장 후의 내식성이 향상된다. 450 °C 미만에서는, 합금화가 충분히 진행되지 않아, 희생 방식 작용의 저하나 슬라이딩성의 저하를 초래하고, 600 °C 를 초과하면, 합금화가 지나치게 진행되어 파우더링성이 저하되거나 펄라이트상이나 베이나이트상 등이 다량으로 생성되어 강도의 부족이나 구멍 확장성의 저하를 초래한다.

[0087] 용융 아연 도금 처리 후의 냉각 조건 : 30 °C/s 이하의 평균 냉각 속도로 냉각

[0088] 마텐자이트상의 자기 템퍼링은 용융 아연 도금 처리 후의 냉각 과정에서 진행된다. 평균 냉각 속도가 30 °C/s 를 초과하는 경우에는 자기 템퍼링이 충분히 진행되지 않기 때문에, 구멍 확장성이나 굽힘성이 저하된다.

[0089] 그 밖의 제조 방법의 조건은, 특별히 한정하지 않지만, 생산성의 관점에서, 상기 소둔, 용융 아연 도금, 아연 도금을 합금화 처리 등의 일련의 처리는, 연속 용융 아연 도금 라인으로 실시하는 것이 바람직하다. 또, 용융 아연 도금에는, Al 량을 0.10 ~ 0.20 % 함유하는 아연 도금욕을 사용하는 것이 바람직하다. 도금 후에는, 도금의 단위 면적당 중량을 조정하기 위해서, 와이핑을 실시할 수 있다.

[0090] [실시예]

[0091] 표 1 에 나타내는 성분 조성의 강 No.A ~ I 를 전로에 의해 용제하고, 연속 주조법에 의해 슬래브로 하였다. 이들의 슬래브를 1250 °C 에서 가열하고, 표 2 에 나타내는 열연 조건에서 열연 강판으로 한 후, 산세하여, 표 2 에 나타내는 냉연 조건에서 냉간 압연하고, 연속 용융 아연 도금 라인에 의해, 표 2 에 나타내는 소둔 조건에서 소둔 후, 0.13 % 의 Al 을 함유하는 475 °C 의 아연 도금욕 중에 3 s 침지시키고, 부착량 45 g/m² 의 아연 도금을 형성하고, 표 2 에 나타내는 온도에서 합금화 처리를 실시하고, 표 2 에 나타내는 평균 냉각 속도로 냉각시켜, 아연 도금 강판 No.1 ~ 23 을 제작하였다. 또한, 표 2 에 나타내는 바와 같이, 일부 아연 도금 강판에서는, 합금화 처리를 실시하지 않았다. 그리고, 얻어진 아연 도금 강판에 대해서, 상기 방법으로 페라이트상과 마텐자이트상의 조직 전체에서 차지하는 면적률 및 템퍼링 마텐자이트상의 마텐자이트상 전체에서 차지하는 면적률을 측정하였다. 또, 상기 방법에 의해 TS, EI, λ 를 측정하였다. 또한, λ 의 측정에 대해서는, 통상적인 타발(打拔)가공에 의해 초기의 구멍을 형성한 경우와, 소재 그 자체의 국부 연성의 평가를 위해서 리머 가공에 의해 초기의 구멍을 형성한 경우에 대해 실시하였다. 또한, 압연 방향과 직각 방향으로 폭 30 mm × 길이 120 mm 인 직사각형의 시험편을 채취하고, 단부(端部)를 표면 거칠기 Ry 가 1.6 ~ 6.3 S 가 되도록 평활하게 한 후, V 블록법에 의해 90° 의 굽힘 각도에서 굽힘 시험을 실시하여, 균열이나 네킹이 발생하지 않는 최소의 굽힘 반경인 한계 굽힘 반경 R 을 구하고, 그 관두께 t 에 대한 비 (R/t) 로 굽힘성을 평가하였다.

[0092] 결과를 표 3 에 나타낸다. 본 발명예의 아연 도금 강판은, 모두 TS 가 780 MPa 이상이고, $TS \times EI \geq 19000$ MPa · % 로 강도와 연성의 밸런스가 높고, 즉 신장 특성이 우수하고, 또, 타발 가공에 의한 λ 가 50 % 이상, 리머 가공에 의한 λ 가 70 % 이상, R/t 가 1.0 이하이고, 구멍 확장성과 굽힘성도 우수하고, 성형성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판인 것을 알 수 있다.

표 1

강 No.	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Ti	B	Nb	Ni	Cu	Mo	Ac1 변태점 (°C)	Ac3 변태점 (°C)	Tct (°C)
A	0.102	1.24	2.00	0.020	0.0019	0.036	0.0026	-	-	-	-	-	-	-	661	846	585
B	0.085	1.46	2.23	0.027	0.0021	0.029	0.0023	0.35	-	-	-	-	-	-	672	859	539
C	0.111	1.05	2.46	0.024	0.0018	0.029	0.0024	-	0.025	0.0011	-	-	-	-	652	827	566
D	0.079	1.69	2.41	0.018	0.0013	0.031	0.0027	0.81	-	-	-	0.12	0.23	0.11	679	866	454
E	0.064	1.56	2.95	0.026	0.0023	0.018	0.0037	-	0.045	-	0.016	-	-	-	663	865	520
F	0.320	1.28	1.65	0.015	0.0026	0.030	0.0029	-	-	-	-	-	-	-	661	750	538
G	0.142	2.80	2.14	0.022	0.0028	0.033	0.0025	0.36	-	-	-	-	-	0.21	699	917	429
H	0.091	0.26	2.71	0.020	0.0015	0.027	0.0037	-	0.019	0.0016	0.053	-	-	-	648	787	605
I	0.081	1.13	3.42	0.027	0.0009	0.031	0.0021	-	-	-	-	-	-	-	644	821	513

[0093]

표 2

아연 도금 강판 No.	강 No.	열연조건					냉연조건		소둔조건					합금화 온도 (℃)	도금 처리후 평균 냉각속도 (℃/s)
		마무리 온도 (℃)	냉각개시 시간 (s)	평균냉각 속도 (℃/s)	냉각정지 온도 (℃)	관취 온도 (℃)	압하율 (%)	판두께 (mm)	가열		균열		냉각		
									평균속도 (℃/s)	온도 (℃)	온도 (℃)	시간 (s)			
1	A	880	0.8	200	550	550	50	1.6	12	730	820	110	10	525	10
2		880	0.8	15	550	550	50	1.6	12	730	820	110	10	525	10
3		880	0.8	200	550	550	50	1.6	12	730	820	110	10	525	10
4		880	0.8	200	550	550	50	1.6	3	730	820	110	10	525	10
5		880	0.8	200	550	550	50	1.6	12	680	700	110	10	525	10
6		880	0.8	200	550	550	50	1.6	12	730	820	10	10	525	10
7		880	0.8	200	550	550	50	1.6	12	730	820	110	2	525	10
8		880	0.8	200	550	550	50	1.6	12	730	820	110	10	525	50
9	B	890	0.6	230	550	500	60	1.2	15	750	825	90	12	525	8
10		890	5.0	230	550	500	60	1.2	15	750	825	90	12	525	8
11		890	0.6	230	580	500	60	1.2	15	750	825	90	12	525	8
12		890	0.6	230	550	500	30	1.2	15	750	825	90	12	525	8
13		890	0.6	230	550	500	60	1.2	15	650	825	90	12	525	8
14		890	0.6	230	550	500	60	1.2	15	750	850	90	12	525	8
15		890	0.6	230	550	500	60	1.2	15	750	825	90	12	525	8
16		890	0.6	230	550	500	60	1.2	15	750	825	90	12	525	8
17	C	880	0.8	200	550	500	50	1.6	12	720	800	110	10	525	10
18	D	870	1.2	160	550	450	40	2.0	10	750	800	140	8	525	6
19	E	890	0.6	230	550	500	60	1.2	15	730	825	90	12	525	8
20	F	890	0.6	230	550	500	60	1.2	15	730	740	90	12	525	10
21	G	880	0.8	200	550	400	50	1.6	12	770	900	110	10	525	10
22	H	880	0.8	200	550	550	50	1.6	12	720	780	110	10	525	8
23	I	890	0.6	230	550	500	60	1.2	15	720	800	90	12	525	8

[0094]

표 3

아연 도금 강판 No.	미크로조직*			기계시험값					비고
	조직 전체에서 차지하는 α 상의 면적률 (%)	조직 전체에서 차지하는 M상의 면적률 (%)	M상 전체에서 차지하는 템퍼링 M상의 면적률 (%)	TS (MPa)	El (%)	TS×El (MPa·%)	λ (타발가공) (%)	λ (리머가공) (%)	R/t
1	65	35	92	1037	20.5	21259	68	100	0.3 발명예
2	76	24	52	1009	17.9	18061	24	65	1.3 비교예
3	78	22	25	985	18.3	18026	17	68	1.3 비교예
4	74	26	31	1007	18.3	18428	23	58	1.3 비교예
5	80	20	5	936	18.3	17129	12	61	1.6 비교예
6	72	28	45	999	16.1	16084	20	66	1.9 비교예
7	78	22	8	1000	18.0	18000	16	64	1.6 비교예
8	64	36	4	1092	17.1	18673	14	60	1.6 비교예
9	51	49	89	1074	18.8	20191	54	114	0.4 발명예
10	72	28	50	1040	17.4	18096	21	62	1.3 비교예
11	74	26	54	1025	17.6	18040	26	69	1.3 비교예
12	59	41	34	1008	14.7	14818	13	65	1.7 비교예
13	79	21	22	981	18.8	18443	14	63	1.3 비교예
14	0	56	92	1076	14.3	15387	63	99	0.4 비교예
15	80	20	35	1008	17.9	18043	22	62	1.7 비교예
16	63	25	55	1051	17.3	18182	34	68	1.3 비교예
17	58	42	94	1101	17.3	19047	52	109	0.3 발명예
18	63	37	90	1067	18.5	19740	55	118	0.2 발명예
19	52	48	88	1240	15.8	19592	68	101	0.4 발명예
20	33	67	90	1311	11.6	15208	50	55	1.3 비교예
21	72	28	22	1069	21.2	22663	14	42	1.6 비교예
22	42	58	38	1153	12.1	13951	54	99	0.6 비교예
23	38	62	95	1078	14.5	15631	50	61	1.3 비교예

* : α 페라이트, M 마텐자이트

[0095]

도면

도면1

