(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2017-0063785
(43) 공개일자 2017년06월08일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C23C 2/06 (2006.01) *C21D 9/46* (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01) *C22C 38/04* (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01) *C22C 38/58* (2006.01)
C23C 2/02 (2006.01) *C23C 2/26* (2006.01)
C23C 2/40 (2006.01)
(52) CPC특허분류
C23C 2/06 (2013.01)
C21D 9/46 (2013.01)
(21) 출원번호 10-2017-7010984
(22) 출원일자(국제) 2015년11월05일
심사청구일자 2017년04월24일
(85) 번역문제출일자 2017년04월24일
(86) 국제출원번호 PCT/JP2015/081237
(87) 국제공개번호 WO 2016/072479
국제공개일자 2016년05월12일
(30) 우선권주장
JP-P-2014-225525 2014년11월05일 일본(JP)

(71) 출원인
신닛테츠스미킨 카부시키카이샤
일본 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쪼메 6방 1고
(72) 발명자
가와타 히로유키
일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메 6방 1고 신닛테츠스미킨카부시키카이샤 내
야스이 다케시
일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메 6방 1고 신닛테츠스미킨카부시키카이샤 내
(뒷면에 계속)
(74) 대리인
양영준, 최인호, 성재동

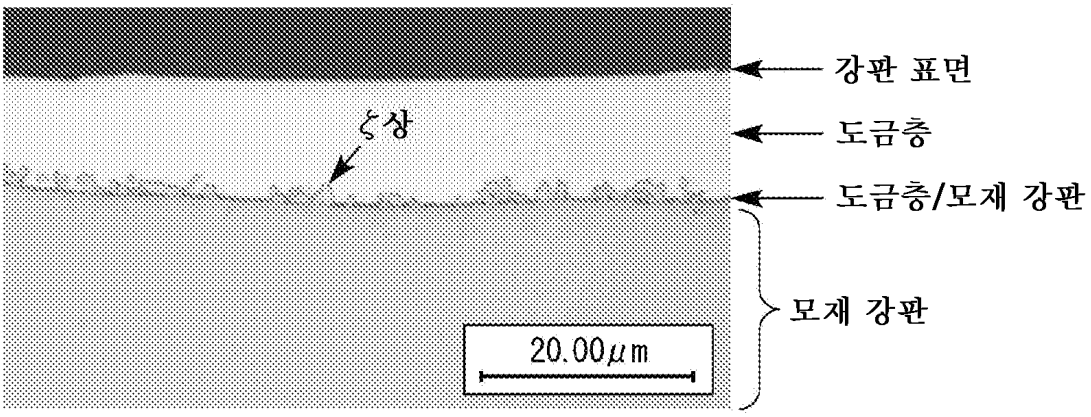
전체 청구항 수 : 총 6 항

(54) 발명의 명칭 **용융 아연 도금 강판**

(57) 요 약

모재 강판과 용융 아연 도금층을 포함하고, 모재 강판 표면으로부터 1/8 두께 내지 3/8 두께의 범위에서 체적 분율로 페라이트상이 50% 이하, 경질 조직 50% 이상이며, 도금층과 모재 강판의 계면을 기점으로 하는 모재 강판 깊이 20㎛까지의 범위에서 잔류 오스테나이트의 체적 분율 3% 이하, 경질 조직의 체적 분율을, 1/8 두께 내지 3/8 두께의 범위에서의 체적 분율의 0.10 내지 0.90배로 한 모재 강판의 표면에, Fe: 5% 이하, Al: 1.0% 이하, ζ상을 포함하는 주상 결정을 도금층과 강판의 전체 계면 중 20% 이상에 개재시키고 있는 용융 아연 도금층을 갖고, 모재 강판의 계면측에 미세화층을 갖고, 미세화층의 평균 두께, 미세화층 내의 페라이트상의 평균 입경, 미세화층에 포함되는 산화물의 최대 직경이 개별적으로 규정된 용융 아연 도금 강판.

대 표 도 - 도1



(52) CPC특허분류
C22C 38/02 (2013.01)
C22C 38/04 (2013.01)
C22C 38/06 (2013.01)
C22C 38/58 (2013.01)
C23C 2/02 (2013.01)
C23C 2/26 (2013.01)
C23C 2/40 (2013.01)
C21D 2211/005 (2013.01)
C21D 2211/008 (2013.01)

(72) 발명자
우에다 고헤이
일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메 6방 1고 신닛테츠스미킨카부시키카이샤 내
마루야마 나오키
일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메 6방 1고 신닛테츠스미킨카부시키카이샤 내
야마구치 유지
일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메 6방 1고 신닛테츠스미킨카부시키카이샤 내
우치다 사토시
일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메 6방 1고 신닛테츠스미킨카부시키카이샤 내
고마미 료스케
일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메 6방 1고 신닛테츠스미킨카부시키카이샤 내
아라이 하야토
일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메 6방 1고 신닛테츠스미킨카부시키카이샤 내
나카무라 도요미츠
일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메 6방 1고 신닛테츠스미킨카부시키카이샤 내

명 세 서

청구범위

청구항 1

강판과 상기 강판 중 적어도 한쪽의 표면에 형성된 용융 아연 도금층을 포함하고,

상기 강판은, 질량%로,

C: 0.040 내지 0.280%,

Si: 0.05 내지 2.00%,

Mn: 0.50 내지 3.50%,

P: 0.0001 내지 0.1000%,

S: 0.0001 내지 0.0100%,

Al: 0.001 내지 1.500%,

N: 0.0001 내지 0.0100%,

O: 0.0001 내지 0.0100%,

잔부가 Fe 및 불순물을 포함하는 화학 성분을 갖고, 또한,

상기 강판의 표면으로부터 1/4 두께를 중심으로 한 1/8 두께 내지 3/8 두께의 범위에서,

체적 분율로, 0% 내지 50%의 페라이트상과,

베이나이트 조직과 베이나이틱 페라이트상과 프레시 마르텐사이트상과 템퍼링 마르텐사이트상 중 1종 이상을 포함하는 경질 조직을 합계 50% 이상 갖고, 잔류 오스테나이트상이 0 내지 8%, 펄라이트상과 조대 시멘타이트상의 합계가 0 내지 8%이며,

또한, 상기 용융 아연 도금층과 지철의 계면으로부터 강판 방향 깊이 20㎛까지의 표층 범위에서,

잔류 오스테나이트가 0 내지 3%이며,

상기 표층 범위에서의 상기 경질 조직의 체적 분율(V1)과, 강판 표면으로부터 1/4 두께를 중심으로 한 1/8 두께 내지 3/8 두께의 범위에서의 상기 경질 조직의 체적 분율(V2)의 비인 V1/V2을 0.10 이상 0.90 이하의 범위로 제한한 마이크로 조직을 갖고,

상기 용융 아연 도금층은, Fe 함유량이 5% 이하이며, Al 함유량이 1.0% 이하이며, ζ상을 포함하는 주상 결정을 포함하고, 또한

상기 용융 아연 도금층과 모재 강판의 전체 계면(A) 중, 상기 ζ상과 모재 강판의 계면(A*)이 차지하는 비율((A*/A)×100)이 20% 이상이며, 상기 모재 강판에 있어서 상기 계면측에 미세화층이 형성되고, 상기 미세화층의 평균 두께가 0.1 내지 5.0㎛, 상기 미세화층에서의 페라이트상의 평균 입경이 0.1 내지 3.0㎛이며, 상기 미세화층 내에 Si 및 Mn의 1종 또는 2종 이상의 산화물이 함유되고, 상기 산화물의 최대 직경이 0.01㎛ 내지 0.4㎛인, 용융 아연 도금 강판.

청구항 2

제1항에 있어서,

상기 강판이, 질량%로,

Ti: 0.001 내지 0.150%,

Nb: 0.001 내지 0.100%,

V: 0.001 내지 0.300%,

중에서 선택된 1종 또는 2종 이상을 함유하는, 용융 아연 도금 강판.

청구항 3

제1항 또는 제2항에 있어서,

상기 강판이, 질량%로,

Cr: 0.01 내지 2.00%,

Ni: 0.01 내지 2.00%,

Cu: 0.01 내지 2.00%,

Mo: 0.01 내지 2.00%,

B: 0.0001 내지 0.0100%,

W: 0.01 내지 2.00%,

중에서 선택된 1종 또는 2종 이상을 함유하는, 용융 아연 도금 강판.

청구항 4

제1항 내지 제3항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 강판이, 질량%로,

Ca, Ce, Mg, Zr, La, REM의 1종 또는 2종 이상을 합계 0.0001 내지 0.0100% 함유하는, 용융 아연 도금 강판.

청구항 5

제1항 내지 제4항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 용융 아연 도금층에 있어서, ζ 결정립 중 조대한 산화물이 존재하는 ζ 결정립과 지철의 계면이, 상기 ζ 상과 지철의 전체 계면에 대하여 50% 이하인, 용융 아연 도금 강판.

청구항 6

제1항 내지 제5항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 용융 아연 도금층에 대해서, 상기 강판의 편면에서의 도금 부착량이 10g/m^2 이상, 100g/m^2 이하인, 용융 아연 도금 강판.

발명의 설명

기 술 분 야

[0001] 본 발명은 용융 아연 도금 강판에 관한 것이다. 본 발명은, 특히 연성, 굽힘성, 구멍 확장성 및 굽힘 변형 시의 도금 밀착성이 우수하고, 또한 내 연속 굽힘 피로 특성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판에 관한 것이다.

[0002] 본원은, 2014년 11월 5일에, 일본에 출원된 일본 특허 출원 제2014-225525호에 기초해서 우선권을 주장하고, 그 내용을 여기에 원용한다.

배 경 기 술

[0003] 최근 들어, 주로 자동차의 골격 부재에 사용되는 강판에 대한 고강도화의 요구가 높아지고 있다. 이들 고강도 강판에 있어서는, 복잡한 부재 형상을 얻기 위해서, 연성, 굽힘성 및 신장 플랜지 성형성과 같은 성형성이 필요해진다. 또한, 자동차용 부재로서 사용할 때는 끊임없이 진동에 노출되기 때문에, 높은 내 피로 특성도 요구된다. 또한, 자동차용 강판에 대해서는, 일반적으로 옥외에서 사용되기 때문에, 우수한 내식성이 요구되는 것이

통상이다.

[0004] 그런데, 자동차의 외판 등의 용도에서는, 프레스 가공에 의해 판의 주변부에 가혹한 굽힘 가공(헴 굽힘)을 실시하는 것이 통상이다. 또한, 자동차 외판뿐만 아니라, 기타 용도에서도, 프레스 가공에 의해 가혹한 굽힘 가공이나, 구멍 확장 가공 등을 실시해서 사용하는 경우가 많다. 그리고, 종래의 용융 아연 도금 강판에 가혹한 굽힘 가공이나 구멍 확장 가공 등을 실시한 경우, 그 가공 부분에서, 도금층이 모재 강판으로부터 박리되어버리는 경우가 있었다. 이렇게 도금층이 박리되면, 그 개소의 내식성이 상실되어, 모재 강판에 조기에 부식, 발청(녹발생)이 일어나버리는 문제가 있다. 또한 도금층의 박리에까지는 이르지 않더라도, 도금층과 모재 강판과의 밀착성이 상실되어, 그 부분에 약간이라도 공극이 발생하면, 그 공극에 외기나 수분이 침입한다. 이 때문에, 도금층에 의한 방식 기능이 상실되어, 상기와 마찬가지로 모재 강판에 조기에 부식, 발청이 발생해버린다.

[0005] 이와 같은 문제 때문에, 가혹한 굽힘 가공 등을 실시해서 사용되는 고강도 강판으로서는, 모재 강판에 대한 도금층의 밀착성이 우수한 용융 아연 도금층을 구비한 도금 강판이 강하게 요망되고 있다.

[0006] 도금층의 밀착성을 높이기 위해서, 예를 들어 특허문헌 1 내지 3으로 대표되는 바와 같이, 강판의 내부에 산화물을 생성시켜, 도금 박리의 원인이 되는 지철과 도금층의 계면의 산화물을 저감시키는 방법이 제안되어 있다. 그러나, 이러한 산화물을 강판 표층에서 생성시키는 경우, 강판 표층의 탄소가 산소와 결합하여 가스화하여, 그 결과, 탄소가 강판으로부터 이탈된다. 이 때문에, 특허문헌 1 내지 3에 기재된 기술에서는, 강판에 있어서 탄소가 이탈된 영역의 강도가 현저하게 저하되는 경우가 있다. 강판 표층의 강도가 저하된 경우, 표층부의 특성에 강하게 의존하는 내 피로 특성은 열화되어, 피로 한도 강도가 크게 저하될 우려가 있다.

[0007] 또는, 도금층의 밀착성을 높이기 위해서, 특허문헌 4에서는, 일반적인 어닐링 공정 전에 새로운 어닐링 공정 및 산세 공정을 추가해서 실시함으로써, 모재 강판 표면을 개질하여, 도금 밀착성을 높이는 방법이 제안되어 있다. 그러나, 특허문헌 4에 기재된 방법에서는, 일반적인 고강도 도금 강판의 제조 방법에 비하여, 공정이 증가하기 때문에, 비용면에서 과제가 있다.

[0008] 또한, 특허문헌 5에서는, 모재 강판의 표층부로부터 탄소를 제거하여, 도금의 밀착성을 높이는 방법이 제안되어 있다. 그러나, 특허문헌 5에 기재된 방법에서는, 탄소를 제거한 영역의 강도가 현저하게 저하된다. 이 경우, 특허문헌 5에 기재된 방법에서는, 표층부의 특성에 강하게 의존하는 내 피로 특성이 열화되어, 피로 한도 강도가 크게 저하될 우려가 있다.

[0009] 또한, 특허문헌 6, 7에서는, 도금층 중의 Mn, Al 및 Si량을 적합한 범위로 제어하여, 도금 밀착성을 향상시킨 강판이 제안되어 있다. 이들 특허문헌 6, 7에 기재된 강판에서는, 제조 시에 도금층 중의 원소량을 높은 정밀도로 제어할 필요가 있어, 조업 상의 부하가 크고, 비용면에서 과제가 있다.

[0010] 도금 밀착성을 높이는 방법으로서, 특허문헌 8에서는, 강판의 마이크로 조직이 페라이트만을 포함하는 고강도 강판이 제안되어 있다. 그러나, 특허문헌 8에 기재된 강판에서는, 마이크로 조직이 연질의 페라이트뿐이기 때문에, 충분한 고강도가 얻어지지 않는다.

[0011] 여기서, 용융 아연 도금 처리 후에, 합금화 처리를 실시한 합금화 용융 아연 도금 강판이 폭넓게 사용되고 있다. 합금화 처리는, 도금층을 Zn의 융점 이상의 온도로 가열하여, 다량의 Fe 원자를 모재 강판 내로부터 도금층 내에 확산시켜, 도금층을 Zn-Fe 합금 주체의 층으로 하는 처리이다. 예를 들어, 특허문헌 9, 10, 11에는, 도금 밀착성이 우수한 합금화 용융 아연 도금 강판이 제안되어 있다. 그러나, 특허문헌 9 내지 11의 도금 강판에서는, 도금층을 충분히 합금화하기 위해서, 강판을 고온으로 가열할 필요가 있다. 강판을 고온으로 가열하면, 강판 내부의 마이크로 조직이 변질되고, 특히 조대한 철계 탄화물이 생성되기 쉬워, 강판의 특성이 손상되는 경우가 있기 때문에, 바람직하지 않다.

[0012] 특허문헌 12에는, Si-Mn-Al 함유 모재의 용융 아연 도금 강판의 제조에 있어서, 침입재 온도를 제어하여, 아연 도금과 모재 강판의 계면 합금층에서의 단면 면적률을 규정함으로써, 도금 밀착성과 스폿 용접성을 향상시키는 기술이 개시되어 있다.

[0013] 특허문헌 12에 기재된 강판에서는, Si-Mn 산화물이 도금 밀착성에 악영향을 미치는 것이 설명되어 있다. 그런데, Si-Mn 산화물을 도금 개시까지 저감시키는 기술은, 특허문헌 12에는 개시되어 있지 않다. 또한, 특허문헌 12에서는, 침입재 온도를 욕 온도보다 높게 하기(도금욕의 Al에 따라서도 다르지만, 최저 욕 온도+4℃, 최고 욕 온도+28℃ 높게 함) 때문에, 욕 온도의 안정성, 나아가서는 제품의 특성의 균일성에 과제를 남기고 있다.

선행기술문헌

특허문헌

[0014] (특허문헌 0001) 일본 특허 공개 2008-019465호 공보

(특허문헌 0002) 일본 특허 공개 2005-060742호 공보

(특허문헌 0003) 일본 특허 공개 평 9-176815호 공보

(특허문헌 0004) 일본 특허 공개 2001-026853호 공보

(특허문헌 0005) 일본 특허 공개 2002-088459호 공보

(특허문헌 0006) 일본 특허 공개 2003-055751호 공보

(특허문헌 0007) 일본 특허 공개 2003-096541호 공보

(특허문헌 0008) 일본 특허 공개 2005-200750호 공보

(특허문헌 0009) 일본 특허 공개 평 11-140587호 공보

(특허문헌 0010) 일본 특허 공개 2001-303226호 공보

(특허문헌 0011) 일본 특허 공개 2005-060743호 공보

(특허문헌 0012) 일본 특허 공표 제2013-541645호 공보

발명의 내용

해결하려는 과제

[0015] 이상과 같은 현 상황을 감안하여, 본 발명은, 특히 굽힘성 및 신장 플랜지 성형성(이하, 간단히, 신장 플랜지성이라고도 함)으로 대표되는 강판의 성형성이 우수하고, 내 피로 특성, 용접성, 내식성 및 도금 밀착성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판을 제공하는 것이다.

과제의 해결 수단

[0016] 본 발명자들은, 굽힘성 및 신장 플랜지 성형성으로 대표되는 강판의 성형성과, 내 피로 특성, 용접성, 내식성 및 도금 밀착성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판을 얻기 위해서 예의 검토를 거듭하였다. 그 결과, 본 발명자들은, 강판의 마이크로 조직을 적정한 조직 분율로 제어함으로써, 신장 플랜지성(구멍 확장성)을 개선하였다. 또한, 본 발명자들은, 도금층과 모재 강판의 경계로부터 모재 강판측의 경질상의 체적 분율을 제어함으로써, 굽힘성과 내 피로 특성을 개선하였다. 또한, 본 발명자들은, 도금층 내에 ζ상($FeZn_{13}$)을 생성시켜, 파괴의 기점인 조대한 산화물을 그 내부에 도입함으로써, 도금 박리를 억제하였다. 이들에 의해 본 발명자들은, 도금층의 합금화 처리를 행하지 않고, 연성, 굽힘성 및 신장 플랜지 성형성으로 대표되는 강판의 성형성과, 내 피로 특성, 용접성, 내식성 및 도금 밀착성이 우수한 용융 아연 도금 강판이 얻어진다는 것을 알아내었다.

[0017] 본 발명은, 이러한 지견에 기초해서 완성시킨 것이며, 그 형태로 하는 바는 이하와 같다.

[0018] (1) 모재 강판과 상기 모재 강판 중 적어도 한쪽의 표면에 형성된 용융 아연 도금층을 포함하고, 상기 모재 강판은, 질량%로,

[0019] C: 0.040 내지 0.280%,

[0020] Si: 0.05 내지 2.00%,

[0021] Mn: 0.50 내지 3.50%,

[0022] P: 0.0001 내지 0.1000%,

[0023] S: 0.0001 내지 0.0100%,

[0024] Al: 0.001 내지 1.500%,

[0025] N: 0.0001 내지 0.0100%,

[0026] O: 0.0001 내지 0.0100%,

[0027] 잔부가 Fe 및 불순물을 포함하는 화학 성분을 갖고, 또한,

[0028] 상기 강판의 표면으로부터 1/4 두께를 중심으로 한 1/8 두께 내지 3/8 두께의 범위에서,

[0029] 체적 분율로, 0 내지 50%의 페라이트상과, 베이나이트 조직과 베이나이틱 페라이트상과 프레시 마르텐사이트상과 템퍼링 마르텐사이트상 중 1종 이상을 포함하는 경질 조직을 합계 50% 이상 갖고, 잔류 오스테나이트상이 0 내지 8%, 펄라이트상과 조대 시멘타이트상의 합계가 0 내지 8%이며, 또한, 상기 용융 아연 도금층과 지철의 계면으로부터 강판 방향 깊이 20㎛까지의 표층 범위에 있어서,

[0030] 잔류 오스테나이트가 0 내지 3%이며,

[0031] 상기 표층 범위에서의 상기 경질 조직의 체적 분율(V1)과, 강판 표면으로부터 1/4 두께를 중심으로 한 1/8 두께 내지 3/8 두께의 범위에서의 상기 경질 조직의 체적 분율(V2)의 비인 V1/V2를 0.10 이상 0.90 이하의 범위로 제한한 마이크로 조직을 갖고, 상기 용융 아연 도금층은, Fe 함유량이 0% 초과 내지 5%이며, Al 함유량이 0% 초과 내지 1.0%이며, ζ상을 포함하는 주상 결정을 포함하고, 또한,

[0032] 상기 용융 아연 도금층과 모재 강판의 전체 계면(A) 중 상기 ζ상과 모재 강판의 계면(A*)이 차지하는 비율((A*/A)×100)이 20% 이상이며, 상기 모재 강판에 있어서 상기 계면측에 미세화층이 형성되고, 상기 미세화층의 평균 두께가 0.1 내지 5.0㎛, 상기 미세화층에 있어서의 페라이트상의 평균 입경이 0.1 내지 3.0㎛이며, 상기 미세화층 내에 Si 및 Mn의 1종 또는 2종 이상의 산화물이 함유되고, 상기 산화물의 최대 직경이 0.01 내지 0.4㎛인, 용융 아연 도금 강판.

[0033] (2) 상기 강판이, 질량%로,

[0034] Ti: 0.001 내지 0.150%,

[0035] Nb: 0.001 내지 0.100%,

[0036] V: 0.001 내지 0.300%,

[0037] 중에서 선택된 1종 또는 2종 이상을 함유하는, 상기 (1)에 기재된 용융 아연 도금 강판.

[0038] (3) 상기 강판이, 질량%로,

[0039] Cr: 0.01 내지 2.00%,

[0040] Ni: 0.01 내지 2.00%,

[0041] Cu: 0.01 내지 2.00%,

[0042] Mo: 0.01 내지 2.00%,

[0043] B: 0.0001 내지 0.0100%,

[0044] W: 0.01 내지 2.00%,

[0045] 중에서 선택된 1종 또는 2종 이상을 함유하는, 상기 (1) 또는 (2)에 기재된 용융 아연 도금 강판.

[0046] (4) 상기 강판이, 질량%로,

[0047] Ca, Ce, Mg, Zr, La, REM의 1종 또는 2종 이상을 합계 0.0001 내지 0.0100% 함유하는 것을 특징으로 하는, 상기 (1) 내지 (3) 중 어느 한 항에 기재된 용융 아연 도금 강판.

[0048] (5) 상기 용융 아연 도금층에 있어서, ζ 결정립 중 조대한 산화물이 존재하는 ζ 결정립과 모재 강판의 계면이, 상기 ζ상과 모재 강판의 전체 계면에 대하여 50% 이하인, 상기 (1) 내지 (4) 중 어느 한 항에 기재된 용융 아연 도금 강판.

[0049] (6) 상기 용융 아연 도금층에 대해서, 상기 강판의 편면에서의 도금 부착량이 10g/m^2 이상, 100g/m^2 이하인, 상기 (1) 내지 (5) 중 어느 한 항에 기재된 용융 아연 도금 강판.

발명의 효과

[0050] 본 발명의 상기 형태에 의하면, 성형성, 내 피로 특성, 용접성, 내식성 및 도금 밀착성이 우수한 용융 아연 도금 강판을 제공할 수 있다.

도면의 간단한 설명

[0051] 도 1은 본 실시 형태에 따른 용융 아연 도금 강판의 단면 중, 용융 아연 도금층/모재 강판 계면을 포함하는 근방의 확대 조직 사진이다.

도 2는 본 실시예에 관한 용융 아연 도금 강판의 단면 중, 용융 아연 도금층/모재 강판 계면을 포함하는 근방의 확대 단면 조직 사진이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0052] 본 실시 형태에 따른 용융 아연 도금 강판은, 질량%로, C: 0.040 내지 0.280%, Si: 0.01 내지 2.00%, Mn: 0.50 내지 3.50%, P: 0.0001 내지 0.100%, S: 0.0001 내지 0.0100%, Al: 0.001 내지 1.500%, O: 0.0001 내지 0.0100%, N: 0.0001 내지 0.0100%를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불순물을 포함하는 화학 성분을 갖는 모재 강판(이하, 간단히 강판이라고도 기재함)의 표면에 용융 아연 도금층(이하, 간단히 도금층이라고도 기재함)이 형성되어 이루어지는 것이다.

[0053] 또한, 모재 강판의 판 두께는 0.6mm 이상, 5.0mm 미만인 것이 적절하다. 모재 강판의 판 두께가 0.6mm 미만이면, 모재 강판의 형상을 평탄하게 유지하는 것이 곤란해져, 적당하지 않다. 또한, 모재 강판의 판 두께가 5.0mm 이상이면, 제조 과정에서의 냉각의 제어가 곤란해져, 소정의 마이크로 조직이 얻어지지 않아 성형성이 열화되는 경우가 있다.

[0054] 먼저, 본 발명의 실시 형태에 따른 용융 아연 도금 강판을 구성하는 모재 강판의 화학 성분(조성)에 대해서 설명한다. 또한, 이하의 설명에서의 [%]는 [질량%]이다.

[0055] 〔C: 0.040 내지 0.280%〕

[0056] C는, 모재 강판의 강도를 높이기 위해 함유된다. 그러나, C의 함유량이 0.280%를 초과하면, 스폿 용접성이 열화되기 때문에, C 함유량은 0.280% 이하로 한다. 또한, 스폿 용접성의 관점에서, C의 함유량은 0.250% 이하인 것이 바람직하고, 0.220% 이하인 것이 보다 바람직하다. 한편, C의 함유량이 0.040% 미만이면 강도가 저하되어, 충분한 인장 최대 강도를 확보하는 것이 곤란해지기 때문에, C 함유량은 0.040% 이상으로 한다. 또한, 강도를 보다 한층 높이기 위해서는, C의 함유량은 0.055% 이상인 것이 바람직하고, 0.070% 이상인 것이 보다 바람직하다.

[0057] 〔Si: 0.05 내지 2.00%〕

[0058] Si는, 모재 강판에서의 철계 탄화물의 생성을 억제하여, 강도와 성형성을 높이는 원소이다.

[0059] 그러나, Si는 강재를 취화시키는 원소이며, 그 함유량이 2.00%를 초과하면, 주조한 슬래브가 깨지는 등의 트러블이 생기기 쉬워진다. 이 때문에, Si의 함유량은 2.00% 이하가 한다. 또한, Si는 어닐링 공정에서 모재 강판의 표면에 산화물을 형성하여, 도금의 밀착성을 현저하게 손상시킨다. 이러한 관점에서, Si의 함유량은 1.500% 이하인 것이 바람직하고, 1.200% 이하인 것이 보다 바람직하다. 한편, Si의 함유량이 0.05% 미만이면, 용융 아연 도금 강판의 도금 공정에서, 조대한 철계 탄화물이 다량으로 생성되어, 강도 및 성형성이 열화되기 때문에, Si의 함유량은 0.05% 이상으로 한다. 또한, 철계 탄화물의 생성을 억제하는 관점에서, Si의 함유량은 0.10% 이상인 것이 바람직하고, 0.25% 이상이 보다 바람직하다.

[0060] 〔Mn: 0.50 내지 3.50%〕

[0061] Mn은, 모재 강판의 퀜칭성을 높임으로써 강도를 높이기 위해 첨가된다. 그러나, Mn의 함유량이 3.50%를 초과하면, 모재 강판의 판 두께 중앙부에 조대한 Mn 농화부가 발생하고, 취화가 일어나기 쉬워져, 주조한 슬래브가 깨지는 등의 트러블이 생기기 쉬워진다. 그 때문에, Mn의 함유량은 3.50% 이하로 한다. 또한, Mn의 함유량이 증대되면, 용융 아연 도금 강판의 스폿 용접성도 열화된다. 이로부터, Mn의 함유량은 3.00% 이하인 것이 바람직하고, 2.80% 이하인 것이 보다 바람직하다. 한편, Mn의 함유량이 0.50% 미만이면, 어닐링 후의 냉각 중에 연질의 조직이 다량으로 형성되기 때문에, 충분히 높은 인장 최대 강도를 확보하는 것이 어려워진다. 따라서,

Mn의 함유량은 0.50% 이상으로 할 필요가 있다. 용융 아연 도금 강판의 강도를 더욱 높이기 위해서는, Mn의 함유량은 0.80% 이상인 것이 바람직하고, 1.00% 이상인 것이 보다 바람직하다.

[0062] 〔P: 0.0001 내지 0.1000%〕

[0063] P는, 강재를 취화시키는 원소이며, 또한 P의 함유량이 0.1000%를 초과하면, 주조한 슬래브가 깨지는 등의 트러블이 생기기 쉬워지기 때문에, P의 함유량은 0.1000% 이하로 한다. 또한, P는 스폿 용접에 의해 발생하는 용융부를 취화시키는 원소이며, 충분한 용접 조인트 강도를 얻기 위해서는, P의 함유량은 0.0400% 이하로 하는 것이 바람직하고, 0.0200% 이하로 하는 것이 더욱 바람직하다. 한편, P의 함유량을 0.0001% 미만으로 하는 것은, 제조 비용의 대폭적인 증가를 수반하므로, P의 함유량은, 0.0001%를 하한값으로 한다. 또한, P의 함유량은, 0.0010% 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0064] 〔S: 0.0001 내지 0.0100%〕

[0065] S는, Mn과 결합하여 조대한 MnS를 형성하여, 연성, 신장 플랜지성 및 굽힘성과 같은 성형성을 저하시키는 원소이기 때문에, S의 함유량을 0.0100% 이하로 한다. 또한 S는, 스폿 용접성을 열화시키는 원소이기도 하다. 이 때문에, S의 함유량은 0.0060% 이하로 하는 것이 바람직하고, 0.0035% 이하로 하는 것이 보다 바람직하다. 한편, S의 함유량을 0.0001% 미만으로 하는 것은, 제조 비용의 대폭적인 증가를 수반한다. 이 때문에, S의 함유량은, 0.0001%를 하한값으로 한다. 또한, S의 함유량은, 0.0005% 이상으로 하는 것이 바람직하고, 0.0010% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0066] 〔Al: 0.001 내지 1.500%〕

[0067] Al은, 강재를 취화시키는 원소이다. Al의 함유량이 1.500%를 초과하면, 주조한 슬래브가 깨지는 등의 트러블이 생기기 쉬워지기 때문에, Al의 함유량은 1.500% 이하로 한다. 또한, Al의 함유량이 증가하면 스폿 용접성이 악화하기 때문에, Al의 함유량은 1.200% 이하로 하는 것이 보다 바람직하고, 1.000% 이하로 하는 것이 더욱 바람직하다. 한편, Al의 함유량의 하한은 특별히 정하지 않더라도 본 실시 형태의 효과는 발휘된다. 그런데, Al은 원료 중에 미량으로 존재하는 불순물이며, 그 함유량을 0.001% 미만으로 하려면 제조 비용의 대폭적인 증가가 수반되기 때문에, 0.001% 이상으로 한다. 또한 Al은, 탈산재로서도 유효한 원소인데, 탈산의 효과를 보다 충분히 얻기 위해서는, Al의 함유량은 0.010% 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0068] 〔N: 0.0001 내지 0.0100%〕

[0069] N은, 조대한 질화물을 형성하여, 연성, 신장 플랜지성 및 굽힘성과 같은 성형성을 열화시키는 원소이므로, 그 첨가량을 억제할 필요가 있다. N의 함유량이 0.0100%를 초과하면, 성형성의 열화가 현저해지므로, N 함유량의 상한을 0.0100%로 한다. 또한 N의 과잉 첨가는, 용접 시의 블로우 홀 발생의 원인이 되므로, 함유량은 적은 편이 좋다. 이러한 관점에서, N 함유량은 0.0070% 이하인 것이 바람직하고, 0.0050% 이하인 것이 보다 바람직하다. 한편, N의 함유량의 하한은, 특별히 정하지 않아도 본 실시 형태의 효과는 발휘되지만, N의 함유량을 0.0001% 미만으로 하는 것은, 제조 비용의 대폭적인 증가를 초래한다. 이로부터, N 함유량의 하한은 0.0001% 이상으로 한다. N 함유량은 0.0003% 이상인 것이 바람직하고, 0.0005% 이상인 것이 보다 바람직하다.

[0070] 〔O: 0.0001 내지 0.0100%〕

[0071] O는, 산화물을 형성하여, 용융 아연 도금 강판의 연성, 신장 플랜지성 및 굽힘성과 같은 성형성을 열화시키므로, 함유량을 억제할 필요가 있다. O의 함유량이 0.0100%를 초과하면, 성형성의 열화가 현저해지므로, O 함유량의 상한을 0.0100%로 하였다.

[0072] 또한 O의 함유량은 0.0050% 이하인 것이 바람직하고, 0.0030% 이하인 것이 보다 바람직하다. O의 함유량의 하한은, 특별히 정하지 않아도 본 실시 형태의 효과는 발휘되지만, O의 함유량을 0.0001% 미만으로 하는 것은, 제조 비용의 대폭적인 증가를 수반하기 때문에, 0.0001%를 하한으로 한다. O 함유량은 0.0003% 이상인 것이 바람직하고, 0.0005% 이상인 것이 보다 바람직하다.

[0073] 그 밖에, 본 실시 형태에 따른 용융 아연 도금 강판의 모재 강판에는, 필요에 따라 이하의 원소가 첨가되어 있어도 된다.

[0074] 본 실시 형태에 따른 강판에서는, 또한 Ti: 0.001 내지 0.150%, Nb: 0.001 내지 0.100%, V: 0.001 내지 0.300% 중에서 선택된 1종 또는 2종 이상을 함유해도 된다.

[0075] 〔Ti: 0.001 내지 0.150%〕

[0076] Ti는, 석출물 강화, 페라이트 결정립의 성장 억제에 의한 세립 강화, 및 재결정의 억제를 통한 전위 강화에 의해, 용융 아연 도금 강판의 강도 상승에 기여하는 원소이다. 그러나, Ti의 함유량이 0.150%를 초과하면, 탄질화물의 석출이 많아져서 성형성이 열화되기 때문에, Ti의 함유량은 0.150% 이하인 것이 바람직하다. 또한, 성형성의 관점에서, Ti의 함유량은 0.080% 이하인 것이 보다 바람직하다. 한편, Ti의 함유량의 하한은 특별히 정하지 않아도 본 실시 형태의 효과는 발휘되지만, Ti 첨가에 의한 강도 상승 효과를 충분히 얻기 위해서는, Ti의 함유량은 0.001% 이상인 것이 바람직하다. 용융 아연 도금 강판의 가일층의 고강도화를 위해서는, Ti의 함유량은 0.010% 이상인 것이 보다 바람직하다.

[0077] 〔Nb: 0.001 내지 0.100%〕

[0078] Nb는, 석출물 강화, 페라이트 결정립의 성장 억제에 의한 세립 강화 및 재결정의 억제를 통한 전위 강화에 의해, 용융 아연 도금 강판의 강도 상승에 기여하는 원소이다. 그러나, Nb의 함유량이 0.100%를 초과하면, 탄질화물의 석출이 많아져서 용융 아연 도금 강판의 성형성이 열화되기 때문에, Nb의 함유량은 0.100% 이하인 것이 보다 바람직하다. 성형성의 관점에서, Nb의 함유량은 0.060% 이하인 것이 보다 바람직하다. 한편, Nb의 함유량의 하한은 특별히 정하지 않아도 본 실시 형태의 효과는 발휘되지만, Nb 첨가에 의한 강도 상승 효과를 충분히 얻기 위해서는, Nb의 함유량은 0.001% 이상인 것이 바람직하다. 용융 아연 도금 강판의 가일층의 고강도화를 위해서는, Nb의 함유량은 0.005% 이상인 것이 보다 바람직하다.

[0079] 〔V: 0.001 내지 0.300%〕

[0080] V는, 석출물 강화, 페라이트 결정립의 성장 억제에 의한 세립 강화 및 재결정의 억제를 통한 전위 강화에 의해, 용융 아연 도금 강판의 강도 상승에 기여하는 원소이다. 그러나, V의 함유량이 0.300%를 초과하면, 탄질화물의 석출이 많아져서 성형성이 열화된다. 이 때문에, V의 함유량은 0.300% 이하인 것이 바람직하고, 0.200% 이하인 것이 더욱 바람직하다. 한편, V의 함유량의 하한은 특별히 정하지 않아도 본 실시 형태의 효과는 발휘되지만, V의 첨가에 의한 강도 상승 효과를 충분히 얻기 위해서는, V의 함유량은 0.001% 이상인 것이 바람직하고, 0.010% 이상인 것이 더욱 바람직하다.

[0081] 또한, 본 실시 형태에 따른 강판에 있어서는, 또한 Cr: 0.01 내지 2.00%, Ni: 0.01 내지 2.00%, Cu: 0.01 내지 2.00%, Mo: 0.01 내지 2.00%, B: 0.0001 내지 0.0100%, W: 0.01 내지 2.00% 중에서 선택된 1종 또는 2종 이상을 함유해도 된다.

[0082] 〔Cr: 0.01 내지 2.00%〕

[0083] Cr은, 고온에서의 상 변태를 억제하여, 고강도화에 유효한 원소이며, C 및/또는 Mn의 일부 대신에 첨가해도 된다. 그러나, Cr의 함유량이 2.00%를 초과하면, 열간에서의 가공성이 손상되어 생산성이 저하되므로, Cr의 함유량은 2.00% 이하로 하는 것이 바람직하고, 1.20% 이하인 것이 더욱 바람직하다. 한편, Cr의 함유량의 하한은 특별히 정하지 않아도 본 실시 형태의 효과는 발휘되지만, Cr 첨가에 의한 고강도화의 효과를 충분히 얻기 위해서는, Cr의 함유량은 0.01% 이상인 것이 바람직하고, 0.10% 이상인 것이 더욱 바람직하다.

[0084] 〔Ni: 0.01 내지 2.00%〕

[0085] Ni는, 고온에서의 상 변태를 억제하여, 용융 아연 도금 강판의 고강도화에 유효한 원소이며, C 및/또는 Mn의 일부 대신에 첨가해도 된다. 그러나, Ni의 함유량이 2.00%를 초과하면, 용접성이 손상되므로, Ni의 함유량은 2.00% 이하로 하는 것이 바람직하고, 1.20% 이하인 것이 더욱 바람직하다. 한편, Ni의 함유량의 하한은 특별히 정하지 않아도 본 실시 형태의 효과는 발휘되지만, Ni 첨가에 의한 고강도화의 효과를 충분히 얻기 위해서는, Ni의 함유량은 0.01% 이상인 것이 바람직하고, 0.10% 이상인 것이 더욱 바람직하다.

[0086] 〔Cu: 0.01 내지 2.00%〕

[0087] Cu는, 미세한 입자로서 강 내에 존재함으로써 강도를 높이는 원소이며, C 및/또는 Mn의 일부 대신에 첨가할 수 있다. 그러나, Cu의 함유량이 2.00%를 초과하면, 용접성이 손상되므로, Cu의 함유량은 2.00% 이하로 하는 것이 바람직하고, 1.20% 이하인 것이 더욱 바람직하다. 한편, Cu의 함유량의 하한은 특별히 정하지 않아도 본 실시 형태의 효과는 발휘되지만, Cu 첨가에 의한 고강도화의 효과를 충분히 얻기 위해서는, Cu의 함유량은 0.01% 이상인 것이 바람직하고, 0.10% 이상인 것이 더욱 바람직하다.

[0088] 〔Mo: 0.01 내지 2.00%〕

[0089] Mo는, 고온에서의 상 변태를 억제하여, 고강도화에 유효한 원소이며, C 및/또는 Mn의 일부 대신에 첨가해도 된

다. 그러나, Mo의 함유량이 2.00%를 초과하면, 열간에서의 가공성이 손상되어 생산성이 저하되므로, Mo의 함유량은 2.00% 이하로 하는 것이 바람직하고, 1.20% 이하인 것이 더욱 바람직하다. 한편, Mo의 함유량의 하한은 특별히 정하지 않아도 본 실시 형태의 효과는 발휘되지만, Mo 첨가에 의한 고강도화의 효과를 충분히 얻기 위해서는, Mo의 함유량은 0.01% 이상인 것이 바람직하고, 0.05% 이상인 것이 더욱 바람직하다.

[0090] 〔B: 0.0001 내지 0.0100%〕

[0091] B는, 고온에서의 상 변태를 억제하여, 용융 아연 도금 강판의 고강도화에 유효한 원소이며, C 및/또는 Mn의 일부 대신에 첨가해도 된다. 그러나, B의 함유량이 0.0100%를 초과하면, 열간에서의 가공성이 손상되어 생산성이 저하되므로, B의 함유량은 0.0100% 이하로 하는 것이 바람직하다. 생산성의 관점에서는, B의 함유량은 0.0050% 이하인 것이 보다 바람직하다. 한편, B의 함유량의 하한은 특별히 정하지 않아도 본 실시 형태의 효과는 발휘되지만, B의 첨가에 의한 고강도화의 효과를 충분히 얻기 위해서는, B의 함유량을 0.0001% 이상으로 하는 것이 바람직하다. 가일층의 고강도화를 위해서는, B의 함유량이 0.0005% 이상인 것이 보다 바람직하다.

[0092] 〔W: 0.01 내지 2.00%〕

[0093] W는, 고온에서의 상 변태를 억제하여, 용융 아연 도금 강판의 고강도화에 유효한 원소이며, C 및/또는 Mn의 일부 대신에 첨가해도 된다. 그러나, W의 함유량이 2.00%를 초과하면, 열간에서의 가공성이 손상되어 생산성이 저하되므로, W의 함유량은 2.00% 이하가 바람직하고, 1.20% 이하인 것이 더욱 바람직하다. 한편, W의 함유량의 하한은, 특별히 정하지 않아도 본 실시 형태의 효과는 발휘되지만, W에 의한 고강도화를 충분히 얻기 위해서는, W의 함유량은 0.01% 이상인 것이 바람직하고, 0.10% 이상인 것이 더욱 바람직하다.

[0094] 또한 본 실시 형태의 용융 아연 도금 강판에서의 모재 강판에는, 그 밖의 원소로서, Ca, Ce, Mg, Zr, La, REM의 1종 또는 2종 이상이 합계 0.0001 내지 0.0100% 함유되어 있어도 된다. 이들 원소의 첨가 이유는 다음과 같다.

[0095] 또한, REM이란, Rare Earth Metal의 약칭이며, 란타노이드 계열에 속하는 원소를 가리킨다. 본 실시 형태에서, REM이나 Ce는 미슈 메탈로 첨가되는 경우가 많고, La나 Ce 이외에 란타노이드 계열의 원소를 복합으로 함유하는 경우가 있다. 불순물로서, 이들 La나 Ce 이외의 란타노이드 계열의 원소를 포함했다고 해도 본 실시 형태의 효과는 발휘된다. 또한, 금속 La나 Ce를 첨가했다고 해도 본 실시 형태의 효과는 발휘된다.

[0096] Ca, Ce, Mg, Zr, La, REM은, 용융 아연 도금 강판의 성형성의 개선에 유효한 원소이며, 1종 또는 2종 이상을 첨가할 수 있다. 그러나, Ca, Ce, Mg, Zr, La, REM의 1종 또는 2종 이상의 함유량의 합계가 0.0100%를 초과하면, 연성을 손상시킬 우려가 있기 때문에, 각 원소의 함유량의 합계는 0.0100% 이하인 것이 바람직하고, 0.0070% 이하인 것이 더욱 바람직하다. 한편, Ca, Ce, Mg, Zr, La, REM의 1종 또는 2종 이상의 함유량의 하한은, 특별히 정하지 않아도 본 실시 형태의 효과는 발휘되지만, 용융 아연 도금 강판의 성형성을 개선하는 효과를 충분히 얻기 위해서는, 이들 각 원소의 함유량의 합계는 0.0001% 이상인 것이 바람직하다. 성형성의 관점에서는, Ca, Ce, Mg, Zr, La, REM의 1종 또는 2종 이상의 함유량의 합계가 0.0010% 이상인 것이 더욱 바람직하다.

[0097] 본 실시 형태에 따른 용융 아연 도금 강판에서의 화학 성분에 있어서, 이상 설명한 각 원소의 잔부는, Fe 및 불가피적 불순물이다. 또한, 상술한 Ti, Nb, V, Cr, Ni, Cu, Mo, B, W에 대해서는, 모두 각각의 상기 하한값 미만의 미량을 불순물로서 함유하고 있는 것은 허용된다. 또한, Ca, Ce, Mg, Zr, La, REM에 대해서도, 그 합계량의 하한값 미만의 극미량을 불순물로서 함유하고 있는 것은 허용된다.

[0098] 본 발명의 실시 형태에 따른 용융 아연 도금 강판의 모재 강판의 조직을 규정한 이유는 이하와 같다.

[0099] (마이크로 조직)

[0100] 본 발명의 실시 형태에 따른 용융 아연 도금 강판의 모재 강판에서의 마이크로 조직은, 모재 강판의 표면으로부터 1/4 두께를 중심으로 한 1/8 두께 내지 3/8 두께의 범위에서, 페라이트상(이하, 페라이트라고 함)이 체적 분율로 50% 이하이고, 베이나이트 조직(이하, 베이나이트라고 함)과 베이나이틱 페라이트상(이하, 베이나이틱 페라이트라고 함)과 프레시 마르텐사이트상(이하, 프레시 마르텐사이트라고 함)과 템퍼링 마르텐사이트상(이하, 템퍼링 마르텐사이트라고 함) 중 1종 이상을 포함하는 경질 조직의 합계가 체적 분율로 50% 이상이며, 잔류 오스테나이트상(이하, 잔류 오스테나이트라고 함)이 체적 분율로 0 내지 8%(0%를 포함함)이며, 펄라이트상(이하, 펄라이트라고 함)과 조대 시멘타이트상(이하, 시멘타이트라고 함)의 합계가 체적 분율로 8% 이하인 것이다.

[0101] 「페라이트」

[0102] 페라이트는 우수한 연성을 갖는 조직이다. 그러나, 페라이트는 연질이라는 점에서 저강도이기 때문에, 페라이트의 체적 분율을 50% 초과로 하면, 충분한 신장 플랜지 성형성의 용융 아연 도금 강판을 얻을 수 없다. 이 때문에, 페라이트의 체적 분율은 50% 이하로 한다. 신장 플랜지성을 높이기 위해서, 페라이트의 체적 분율은 45% 이하로 하는 것이 바람직하고, 40% 이하로 하는 것이 더욱 바람직하다. 페라이트의 체적 분율의 하한은 특별히 정하지 않아도 본 실시 형태의 효과는 발휘되며, 체적 분율이 0%여도 상관없다. 또한, 연성을 높이기 위해서는, 페라이트 분율은 5% 이상인 것이 바람직하고, 10% 이상인 것이 더욱 바람직하다.

[0103] 「잔류 오스테나이트」

[0104] 잔류 오스테나이트는, 용융 아연 도금 강판의 강도-연성 밸런스를 높이는 조직이다. 한편, 잔류 오스테나이트는 변형에 수반해서 경질인 마르텐사이트로 변태하여, 파괴의 기점으로서 작용하기 때문에, 신장 플랜지성이 열화되므로, 잔류 오스테나이트의 체적 분율의 상한을 8%로 한다. 용융 아연 도금 강판의 성형성 관점에서, 잔류 오스테나이트의 체적 분율은 작은 것이 바람직하고, 5% 이하로 하는 것이 바람직하고, 0 내지 3%(0%를 포함함)로 하는 것이 더욱 바람직하다. 용융 아연 도금 강판의 잔류 오스테나이트의 체적 분율은 작을수록 바람직하고, 0%여도 상관없다.

[0105] 「경질 조직」

[0106] 용융 아연 도금 강판의 인장 최대 강도와 신장 플랜지성을 높이기 위해서, 베이나이트와 베이나이틱 페라이트와 프레시 마르텐사이트와 템퍼링 마르텐사이트 중 1종 이상을 포함하는 경질 조직의 체적 분율을 50% 이상으로 할 필요가 있다. 강판의 신장 플랜지성을 높이기 위해서, 경질 조직의 체적 분율은 58% 이상으로 하는 것이 바람직하고, 65% 이상으로 하는 것이 더욱 바람직하다. 한편, 경질 조직의 체적 분율의 상한은 특별히 정하지 않아도 본 실시 형태의 효과는 발휘되며, 체적 분율이 100%여도 상관없다. 항복 응력을 낮추고, 형상 동결성을 높이기 위해서는, 경질 조직의 체적 분율은 93% 이하인 것이 바람직하고, 85% 이하인 것이 더욱 바람직하다.

[0107] 「베이나이틱 페라이트 및/또는 베이나이트」

[0108] 베이나이틱 페라이트 및/또는 베이나이트는, 용융 아연 도금 강판의 강도와 성형성의 밸런스가 우수한 조직이며, 베이나이틱 페라이트와 베이나이트의 체적 분율의 합계가 100%여도 상관없다. 또한, 베이나이틱 페라이트 및/또는 베이나이트는, 연질의 페라이트와 경질의 마르텐사이트, 템퍼링 마르텐사이트 및 잔류 오스테나이트의 중간 강도를 갖는 마이크로 조직이며, 신장 플랜지성의 관점에서 5% 이상 포함되는 것이 보다 바람직하고, 10% 이상 포함되는 것이 더욱 바람직하다. 한편, 베이나이틱 페라이트 및/또는 베이나이트의 체적 분율이 90%를 초과하면, 항복 응력이 과도하게 높아져, 형상 동결성이 열화될 것이 염려되기 때문에 바람직하지 않다.

[0109] 「템퍼링 마르텐사이트」

[0110] 템퍼링 마르텐사이트는, 용융 아연 도금 강판의 인장 강도의 관점에서, 그 체적 분율은 5% 이상으로 하는 것이 바람직하다. 또한 템퍼링 마르텐사이트는, 인장 강도를 크게 향상시키는 조직이며, 체적 분율이 100%여도 상관없다. 한편, 강판 조직에 포함되는 템퍼링 마르텐사이트의 체적 분율이 90%를 초과하면, 항복 응력이 과도하게 높아져, 형상 동결성이 열화되는 것이 우려되기 때문에, 템퍼링 마르텐사이트의 체적 분율은 90% 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0111] 「프레시 마르텐사이트」

[0112] 프레시 마르텐사이트는, 인장 강도를 크게 향상시키지만, 한편 파괴의 기점이 되어 신장 플랜지성을 열화시키기 때문에, 강판 조직에 체적 분율로 30% 이하 포함되어 있는 것이 바람직하다. 특히 구멍 확장성을 높이기 위해서는, 프레시 마르텐사이트의 체적 분율을 20% 이하로 하는 것이 보다 바람직하고, 10% 이하로 하는 것이 더욱 바람직하다.

[0113] 「기타 마이크로 조직」

[0114] 본 실시 형태에 따른 아연 도금 강판의 강판 조직에는, 펄라이트 및/또는 조대한 시멘타이트 등 상기 이외의 조직이 포함되어 있어도 된다. 그러나, 모재 강판의 강판 조직 중에 펄라이트 및/또는 조대한 시멘타이트가 많아지면, 연성이 열화된다. 이로부터, 강판 조직에 포함되는 펄라이트 및/또는 조대한 시멘타이트의 체적 분율은, 합계 8% 이하로 한다. 또한, 펄라이트 및/또는 조대한 시멘타이트의 합계는 5% 이하인 것이 바람직하다.

[0115] 또한, 본 실시 형태에 따른 아연 도금 강판의 강판 조직은, 도금층과 지철의 계면을 기점으로 하는 강판 방향의 깊이 20㎛까지의 표층 범위에서, 잔류 오스테나이트의 체적 분율이 0 내지 3%(0%를 포함함)로 제한됨과 함께, 상기 표층 범위에서의 상기 경질 조직의 체적 분율 「V1」이, 강판 표면으로부터 1/4 두께를 중심으로 한 1/8 두께 내지 3/8 두께의 범위에서의 상기 경질 조직의 체적 분율 「V2」의 0.10배 이상 0.90배 이하의 범위에 있다.

[0116] 「도금층과 지철의 계면의 근방에서의 잔류 오스테나이트」

[0117] 용융 아연 도금 강판의 도금층과 지철의 계면 근방에 있는 잔류 오스테나이트는, 변형에 수반해서 경질의 마르텐사이트로 변태하여, 용융 아연 도금 강판의 표면 근방에 큰 변형이 가해지는 굽힘 변형 시에 파괴의 기점으로서 작용하므로, 굽힘성 및 내 피로 특성의 열화에 기여하는 것이다. 이러한 관점에서, 도금층과 지철의 계면을 기점으로 하는 강판 방향 깊이 20㎛까지의 표층 범위에서는, 잔류 오스테나이트의 체적 분율을 0 내지 3%로 제한할 필요가 있다. 또한, 당해 표층 범위에서의 잔류 오스테나이트의 체적 분율은 낮을수록 바람직하고, 0%여도 상관없다.

[0118] 「도금층과 지철의 계면의 근방에서의 경질 조직」

[0119] 용융 아연 도금 강판의 도금층과 모재 강판의 계면 근방에 있는 경질 조직은, 용융 아연 도금 강판의 표층부에서의 강도를 높여, 피로 한도 강도를 크게 향상시켜서, 내 피로 특성의 개선에 기여하는 조직이다. 이러한 관점에서, 도금층과 모재 강판의 계면을 기점으로 하는 강판 방향 깊이 20㎛까지의 표층 범위에서의 경질 조직의 체적 분율을 「V1」, 강판의 표면으로부터 1/4 두께를 중심으로 한 1/8 두께 내지 3/8 두께의 범위에서의 합계 체적 분율을 「V2」로 한 경우, 이들의 비인 V1/V2을 0.10 이상으로 해서, 용융 아연 도금 강판의 표층부에서의 강도를 충분히 높일 필요가 있다. 또한, 내 피로 특성을 충분히 향상하기 위해서는, V1/V2은 0.20 이상인 것이 바람직하고, 0.30 이상인 것이 보다 바람직하고, 0.40 이상인 것이 더욱 바람직하다. 한편, 도금층과 지철의 계면을 기점으로 하는 강판 방향 깊이 20㎛까지의 표층 범위에서의 경질 조직의 분율을 억제하여, 용융 아연 도금 강판 표면 근방의 강도를 낮춰서 국소적인 연성을 향상시킴으로써, 굽힘성을 개선시키는 것도 가능하다. 이러한 관점에서, 양호한 굽힘성을 얻기 위해서, V1/V2은 0.90 이하로 하고, 0.85 이하로 하는 것이 바람직하고, 0.80 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0120] 또한, 본 실시 형태에 따른 용융 아연 도금 강판의 도금층과 모재 강판의 계면을 기점으로 하는 강판 방향 깊이 20㎛까지의 표층 범위에서, 철의 BCC 결정립계 및/또는 결정립 내에 Si 및/또는 Mn을 포함하는 미세한 산화물을 가져도 상관없다. 표층 범위인 강판 내부에 미세한 산화물을 선행해서 생성시킴으로써, 도금층의 박리의 기점이 되는 강판 표면, 즉, 도금층과 모재 강판 지철의 계면에서의 Si 및/또는 Mn을 포함하는 산화물의 발생을 억제할 수 있다.

[0121] 본 발명의 실시 형태에 따른 용융 아연 도금 강판의 모재 강판에 포함되는 각 조직의 체적 분율은, 예를 들어 이하에 나타내는 방법에 의해 측정할 수 있다.

[0122] 본 발명의 용융 아연 도금 강판의 강판 조직에 포함되는 페라이트, 베이나이틱 페라이트, 베이나이트, 템퍼링 마르텐사이트, 프레시 마르텐사이트, 펄라이트 및 조대 시멘타이트의 체적 분율은, 강판의 압연 방향에 평행한 판 두께 단면을 관찰면으로 해서 시료를 채취하고, 관찰면을 연마, 나이탈 에칭하여, 판 두께의 1/4를 중심으로 한 1/8 두께 내지 3/8 두께의 범위, 또는, 도금층과 모재 강판(지철)의 계면을 기점으로 하는 강판 방향 깊이 20㎛까지의 범위를 각각 전계 방사형 주사형 전자 현미경(FE-SEM: Field Emission Scanning Electron Microscope)으로 관찰해서 면적 분율을 측정하여, 그것을 체적 분율이라 간주할 수 있다. 단, 나이탈 에칭에 의해 도금층이 제거된 경우에는, 시료의 표면을 도금층과 지철의 계면이라 간주해도 상관없다.

[0123] 본 실시 형태의 용융 아연 도금 강판의 강판 조직에 포함되는 잔류 오스테나이트의 체적 분율은, FE-SEM을 사용하여, EBSD(Electron Bach-Scattering Diffraction)법에 의한 고분해능 결정 방위 해석을 행하여 평가한다.

[0124] 먼저, 압연 방향에 평행한 판 두께 단면을 경면으로 마무리하고, 모재 강판의 표면으로부터 1/4 두께를 중심으로 한 1/8 두께 내지 3/8 두께의 범위, 또는, 도금층과 지철의 계면을 기점으로 하는 강판 방향 깊이 20㎛까지의 범위 각각에 있어서, 측정 스텝을 0.15㎛ 이하로 하고, 합계 10000μm^2 이상의 영역에서 결정 방위를 측정한다. 그리고, 각 측정점이 BCC(체심 입방 구조)의 철 또는 FCC(면심 입방 구조)의 철 중 어느 것인지를 판정하고, FCC철이라 판정되는 점을 잔류 오스테나이트로 하여, 잔류 오스테나이트의 면적 분율을 측정하고, 그것을 체적 분율로 할 수 있다.

[0125] 또한, 충분히 넓은 영역을 측정하면, 면적 분율은 체적 분율과 등가가 되기 때문에, 상술한 경우에는 합계 10000㎛^{2} 이상의 영역에서 결정 방위를 측정함으로써 잔류 오스테나이트의 면적 분율을 체적 분율로 할 수 있다.

[0126] 본 실시 형태의 용융 아연 도금 강판은, 모재 강판에 있어서 도금층의 계면측에 미세화층을 갖는다. 미세화층에 있어서 도금층에 가까운 부분은 도금층에 직접 접한다.

[0127] 미세화층이란, 모재 강판의 최표층에 존재하고, 미세화층을 구성하는 페라이트상의 평균 입경이, 모재 강판에 있어서 미세화층보다 하층측에서의 페라이트상의 평균 입경의 1/2 이하로 되어 있는 영역이다. 미세화층에서의 페라이트상의 평균 입경이, 그 하층에서의 페라이트상의 평균 입경의 1/2 초과가 되는 경계를, 미세화층과 그 하층의 경계라 정의한다.

[0128] 미세화층은, 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면에 직접 접한다. 미세화층의 평균 두께는 0.1 내지 5.0㎛이다. 미세화층 내에서의 페라이트상의 평균 입경은 0.1 내지 3.0㎛이다. 미세화층 내에, Si 및 Mn의 1종 또는 2종 이상의 산화물을 함유하고, 산화물의 최대 직경이 0.01 내지 0.4㎛이다.

[0129] 미세화층의 평균 두께가 0.1㎛ 이상이면, 용융 아연 도금 강판을 가공할 때, 크랙의 발생이나 신전이 억제된다. 이 때문에, 미세화층의 평균 두께는 0.1㎛ 이상으로 하고, 1㎛ 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다. 또한, 미세화층의 평균 두께가 5.0㎛ 이하이면, 도금욕 내에서의 과도한 합금화를 억제하면서 형성할 수 있다. 따라서, 도금층 내의 Fe 함유량이 과도하게 큰 것에 의한 도금 밀착성의 저하를 방지할 수 있다. 이로부터, 미세화층의 평균 두께는 5.0㎛ 이하로 하고, 3.0㎛ 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0130] 미세화층 내의 페라이트상의 평균 입경을 0.1㎛ 이상으로 함으로써, 용융 아연 도금 강판을 가공할 때, 크랙의 발생이나 신전이 억제된다. 이 때문에, 미세화층 내의 페라이트상의 평균 입경은 0.1㎛ 이상으로 하고, 1㎛ 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다. 또한, 미세화층 내의 페라이트상의 평균 입경을 3㎛ 초과로 하면, 크랙의 발생이나 신전을 억제하는 효과가 한정적으로 된다. 그 때문에, 미세화층 내의 페라이트상의 평균 입경은 3㎛ 이하로 하고, 2㎛ 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0131] 미세화층 내에 함유하는 Si 및 Mn의 1종 또는 2종 이상의 산화물로서는, 예를 들어 SiO_2, Mn_2SiO_4, $MnSiO_3$, Fe_2SiO_4, $FeSiO_3$, MnO 중에서 선택되는 1종 또는 2종 이상을 들 수 있다.

[0132] 미세화층 내에 함유하는 Si 및 Mn의 1종 또는 2종 이상의 산화물의 최대 직경이 0.01㎛ 이상이면, 미세화층을 형성함과 함께, ζ상의 생성이 충분히 촉진된 도금층을 형성할 수 있다. 상기 산화물의 최대 직경이 0.4㎛ 이하이면, 도금층의 과도한 합금화를 억제하면서 형성할 수 있다. 따라서, 미세화층을 형성함과 함께, 도금층 내의 Fe 함유량이 과도하게 큰 것에 의한 도금 밀착성의 저하를 방지할 수 있다. 상기 산화물의 최대 직경은, 0.2㎛ 이하인 것이 바람직하다.

[0133] 미세화층의 평균 두께 및 미세화층 내에서의 페라이트상의 평균 입경은, 이하에 나타내는 방법에 의해 측정한다. 용융 아연 도금 강판으로부터, 모재 강판의 압연 방향에 평행한 판 두께 단면을 관찰면으로 해서 시료를 채취한다. 시료의 관찰면을 CP(Cross section polisher) 장치에 의해 가공하고, FE-SEM(Field Emission Scanning Electron Microscopy)에서의 반사 전자상을 5000배로 관찰한다.

[0134] 미세화층 내에 함유하는 Si 및 Mn의 1종 또는 2종 이상의 산화물의 최대 직경은, 이하에 나타내는 방법에 의해 측정한다. 용융 아연 도금 강판으로부터, 모재 강판의 압연 방향에 평행한 판 두께 단면을 관찰면으로 해서 시료를 채취한다.

[0135] 시료의 관찰면을 FIB(Focused Ion Beam) 가공해서 박막 시료를 제작한다. 그 후, 박막 시료를 FE-TEM(Field Emission Transmission Electron Microscopy)을 사용해서 30000배로 관찰한다. 각 박막 시료에 대해서 5 시야 관찰하고, 전체 시야에서 계측된 산화물의 직경의 최댓값을, 당해 박막 시료에서의 산화물의 최대 직경으로 한다.

[0136] (도금층)

[0137] 본 발명의 실시 형태의 용융 아연 도금 강판은, 모재 강판의 표면에 용융 아연 도금층이 형성되어 이루어지는 것이다.

[0138] 본 발명의 실시 형태에서는, 용융 아연 도금층은, Fe 함유량이 0% 초과 내지 5.0%이며, Al 함유량이 0% 초과 내지 1.0%이다. 또한, 용융 아연 도금층은, Ag, B, Be, Bi, Ca, Cd, Co, Cr, Cs, Cu, Ge, Hf, I, K, La, Li,

Mg, Mn, Mo, Na, Nb, Ni, Pb, Rb, Sb, Si, Sn, Sr, Ta, Ti, V, W, Zr, REM의 1종 또는 2종 이상을 함유, 또는 혼입되는 것이어도 된다. 이와 같이, 용융 아연 도금층이, 상기 원소의 1종 또는 2종 이상을 함유, 또는 혼입되는 것이어도, 본 실시 형태의 효과는 손상되지 않고, 그 함유량에 따라서는 내식성이나 가공성이 개선되는 등 바람직한 경우도 있다.

[0139] 또한, 용융 아연 도금층은, ζ상을 포함하는 주상 결정을 포함하고, 도금층과 지철의 전체 계면 중 20% 이상이 ζ상에 피복되어 있는 것을 특징으로 한다.

[0140] 또한, 모재 강판의 편면에서의 용융 아연 도금층의 부착량은 10g/m^2 이상, 100g/m^2 이하이다.

[0141] 〔용융 아연 도금층에서의 Fe 함유량: 5.0% 이하〕

[0142] 용융 아연 도금층에서의 Fe 함유량이 높아지면, 도금 밀착성이 열화되므로, Fe 함유량을 5.0% 이하로 할 필요가 있다. 도금 밀착성을 더욱 높이기 위해서, 도금층 내의 Fe 함유량은 4.0% 이하로 하는 것이 바람직하고, 3% 이하로 하는 것이 더욱 바람직하다. 도금층 내의 Fe 함유량의 하한은 특별히 두지 않지만, 0.5% 미만이면 밀착성을 개선하기 위해서 필요한 ζ상을 충분히 얻을 수 없는 경우가 있기 때문에, 도금층 내의 Fe 함유량은 0.5% 이상으로 하는 것이 바람직하고, 1.0% 이상으로 하는 것이 더욱 바람직하다.

[0143] 〔용융 아연 도금층에서의 Al 함유량: 1.0% 이하〕

[0144] 용융 아연 도금층에서의 Al 함유량이 높아지면, 도금 밀착성이 열화되므로, Al 함유량을 1.0% 이하로 할 필요가 있다. 도금 밀착성을 더욱 높이기 위해서, 도금층 내의 Al 함유량은 0.8% 이하로 하는 것이 바람직하고, 0.5% 이하로 하는 것이 더욱 바람직하다. 도금층 내의 Al 함유량의 하한은 특별히 두지 않지만, 0.01% 미만으로 하려면 도금욕 내의 Al 농도를 극단적으로 낮출 필요가 있고, 그 결과, 도금층의 합금화가 과도하게 진행됨으로써, 도금층 내의 Fe 함유량이 증가해서 도금 밀착성이 열화되므로, 도금층 내의 Al 함유량은 0.01% 이상으로 하는 것이 바람직하다. 이러한 관점에서, 도금층 내의 Al 함유량은 0.05% 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0145] 또한, 용융 아연 도금층은, Ag, B, Be, Bi, Ca, Cd, Co, Cr, Cs, Cu, Ge, Hf, I, K, La, Li, Mg, Mn, Mo, Na, Nb, Ni, Pb, Rb, Sb, Si, Sn, Sr, Ta, Ti, V, W, Zr, REM의 1종 또는 2종 이상을 함유, 또는 혼입되는 것이어도 된다. 용융 아연 도금층이, 상기 원소의 1종 또는 2종 이상을 함유, 또는 혼입되는 것이어도, 본 실시 형태의 효과는 손상되지 않고, 그 함유량에 따라서는 내식성이나 가공성이 개선되는 등 바람직한 경우도 있다.

[0146] 「ζ상」

[0147] 도 1에, 본 실시 형태에 따른, 용융 아연 도금 강판의 단면 확대 조직 사진을 나타낸다. 도 1에 도시하는 바와 같이, 본 실시 형태의 용융 아연 도금층은, 모재 강판(지철)의 표면에 피복되어 있는 도금층이며, Fe와 Zn의 합금인 ζ상($FeZn_{13}$)을 포함하는 주상 결정을 포함한다. 특히, 본 실시 형태의 용융 아연 도금 강판에 있어서, 용융 아연 도금층과 모재 강판의 모든 계면(A) 중, ζ상이 모재 강판과 접하고 있는 계면(A*)의 비율((A*/A)×100)이 20% 이상인 것을 특징으로 한다. 이에 의해, 박리의 기점으로서 작용할 수 있는 Si 및/또는 Mn을 포함하는 긴 직경 0.2㎛ 이상의 조대한 산화물이, 모재 강판 표면으로부터 ζ상 내부에 도입되고, 이에 의해 조대한 산화물이 파괴의 기점으로서 작용하기 어려워져, 도금층의 밀착성이 향상된다. 이러한 관점에서, ζ상과 지철의 계면이 도금층과 모재 강판의 모든 계면에 대하여 차지하는 비율은 25% 이상인 것이 바람직하고, 30% 이상인 것이 보다 바람직하다. 또한, ζ상과 모재 강판의 계면이 도금층과 지철의 모든 계면에서 차지하는 비율의 상한은 특별히 정하지 않으며, 100%여도 상관없다.

[0148] 한편, Si 및/또는 Mn을 포함하는 조대 산화물이 ζ상에 도입되지 않고, ζ상과 모재 강판의 계면에 조대 산화물이 존재하면, ζ상에 의한 도금 밀착성의 향상 효과를 충분히 얻을 수 없어, 바람직하지 않다. 이로부터, ζ상의 결정(ζ 결정립) 중 조대 산화물이 존재하는 ζ 결정립(조대 산화물 함유 ζ 결정립)과 지철의 계면의 비율이, ζ상과 모재 강판의 모든 계면에 대하여 50% 이하인 것이 바람직하고, 35% 이하인 것이 보다 바람직하다. ζ상의 모재 강판의 계면에는 조대 산화물이 적을수록 바람직하고, ζ상과 모재 강판의 모든 계면 중, ζ상과 모재 강판의 계면에서의 조대 산화물 함유 ζ 결정립이 지철과 이루는 계면의 비율이 0%인 것이 가장 바람직하다.

[0149] 상기 Si 및/또는 Mn을 포함하는 산화물의 긴 직경이 0.2㎛ 이상이면, 산화물을 기점으로 하는 깨짐이 현저해지고, 긴 직경이 0.2㎛ 미만이면 깨짐이 기점으로서 작용하기 어려워진다. 이것은, 용융 아연 도금 강판의 변형시에 있어서의 응력 집중의 정도가, 산화물의 크기에 따라 변화하기 때문이다. 구체적으로는, 산화물이 클(긴

직경이 길)수록, 변형 시에 응력이 집중되기 쉬워져, 도금층이 박리되기 쉬워진다.

[0150] 또한, 용융 아연 도금층은 δ1상($FeZn_7$)을 포함해도 상관없다. 그러나, δ1상의 분율을 높이기 위해서는, 모재 강판을 도금욕에 침지한 후, 모재 강판을 가열해서 도금층의 합금화를 진행시킬 필요가 있고, 가열에 의해 모재 강판의 인장 특성이 열화된다. 이러한 관점에서, δ1상의 분율은 작은 것이 바람직하다. 특히 도금층과 모재 강판의 모든 계면 중, δ1상이 모재 강판과 접하고 있는 계면의 비율을 20% 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0151] 본 실시 형태에서의 ζ상과 모재 강판의 계면이 도금층과 모재 강판의 모든 계면에서 차지하는 비율은 이하의 요령으로 구할 수 있다.

[0152] 즉, 모재 강판의 압연 방향에 평행한 판 두께 단면을 관찰면으로 하여 시료를 채취하여, 관찰면을 경면 연마하고, 먼저, 전계 방사형 주사형 전자 현미경(FE-SEM: Field Emission Scanning Electron Microscope)을 사용하여, 관찰한 계면의 길이의 합계(L)가 200㎛ 이상이 될 때까지 관찰한다. 상기 L을 관찰한 시야와 동일한 시야에 있어서, 기둥 형상을 나타내는 결정립은 ζ상 또는 δ1상이며, ζ상 및 δ1상과 모재 강판의 계면의 길이의 합계(L1)를 측정한다. 계속해서, 상기 L1을 관찰한 시야와 동일한 시야에 있어서, FE-SEM을 사용한 EBSD(Electron Bach-Scattering Diffraction)법에 의한 고분해능 결정 방위 해석을 행하고, δ1상의 동정을 행하여, δ1상과 모재 강판의 계면의 길이의 합계(L2)를 구한다. (L1-L2)/L을 ζ상과 모재 강판의 계면이 도금층과 모재 강판의 모든 계면에서 차지하는 비율이라 간주한다.

[0153] 마찬가지로, L2/L를 δ1상과 모재 강판의 계면이 도금층과 모재 강판의 모든 계면에서 차지하는 비율이라 간주한다.

[0154] 또한, ζ상과 δ1상의 분리는, 상기 EBSD법 이외의 방법에 의해 행해도 상관없다. 예를 들어, 전계 방사형 전자 프로브 미소 분석기(FE-EPMA: Field Emission Electron Probe Micro Analyser)에 의해, 도금층 내의 Zn 원소 맵핑을 행하여, Zn량의 차이로 ζ상과 δ1상의 판별을 행해도 상관없다.

[0155] 또한, ζ상을 선명하게 현출하기 위해서, 시료의 관찰면을 경면 연마한 후에 나이탈 등의 부식액을 사용해서 관찰면의 부식을 실시해도 상관없다.

[0156] 긴 직경 0.2㎛ 이상의 조대 산화물의 유무는, 상술한 방법으로 단면 SEM 관찰을 행하고, 촬영된 산화물의 긴 직경을 측정함으로써 판별한다.

[0157] 또한, 산화물 함유 ζ 결정립은, 계면 합금층을 BSE상(반사 전자상)으로 촬영하여, 색조의 차이로 판별할 수 있다. 반사 전자상은 원자 번호가 클수록 많아지기 때문에, 산화물은 주위에 비해 어둡게 보인다. 산화물이 생기는 위치는 어닐링 노점에 따라 상이하며, 노점이 높을수록(약 0℃ 이상) 강판의 표면이 아니라 강판의 표층의 내부측에 생성된다. 도금층의 형성 후, 도금층과 모재 강판의 사이에서 합금화가 진행되고, 모재 강판 표층의 Fe가 도금층 내에 확산할수록, 순차 표층으로부터 내부의 산화물이 도금층 내에 도입된다. 또한, 판별한 각 산화물에 있어서, 관찰면 상에서의 긴 직경을 측정하여, 긴 직경이 2㎛ 이상인 것을 조대 산화물이라고 판별한다.

[0158] 〔용융 아연 도금의 부착량: 10 내지 100g/m^2〕

[0159] 용융 아연 도금층의 모재 강판 편면에의 부착량이 적으면, 충분한 내식성을 얻을 수 없으므로, 도금층의 모재 강판 편면에의 부착량은 10g/m^2 이상으로 한다. 내식성의 관점에서, 부착량은 20g/m^2 이상이 바람직하고, 30g/m^2 이상이 보다 바람직하다. 한편, 도금층의 부착량이 많으면, 스폿 용접을 행했을 때의 전극 손모가 심하게 되어, 연속해서 용접을 행했을 때 용융 너깃 직경의 감소나 용접 조인트 강도의 열화가 일어난다. 이 때문에, 도금층의 부착량을 100g/m^2 이하로 한다. 연속용접성의 관점에서, 부착량은 93g/m^2 이하인 것이 바람직하고, 85g/m^2 이하인 것이 보다 바람직하다.

[0160] (용융 아연 도금 강판의 제조 방법)

[0161] 이어서, 본 발명의 실시 형태에 따른 용융 아연 도금 강판을 제조하는 방법에 대해서 상세하게 설명한다.

[0162] 본 실시 형태에 따른 용융 아연 도금 강판의 제조 방법은, 상기 화학 성분을 갖는 슬래브를, 1080℃ 이상으로 가열하고, 압연 완료 온도를 850 내지 980℃의 범위 내로 하는 열간 압연을 실시해서 열연 강판으로 하고, 그 후 코일로서 권취하는 공정이며, 상기 열간 압연 후부터 300℃까지의 냉각 과정에서의 상기 열연 강판의 온도를, 후술하는 식 (1)을 충족하도록 제어하는 열연 공정과, 상기 열연 공정에 이어서 산세한 후, 합계 압하

율을 85% 이하로 하는 냉간 압연을 행하는 냉연 공정과, 상기 냉연 공정 후의 강판을, 600 내지 750℃간의 평균 가열 속도를 1.0℃/s 이상, 최고 가열 온도를 (Ac3-60)℃ 이상이면서 또한 750℃ 이상의 온도 영역 내로 해서 가열하고, 계속해서, 720 내지 650℃간의 평균 냉각 속도를 2.5℃/초 이상, 650℃ 내지 500℃간의 평균 냉각 속도를 5.0℃/초 이상으로 해서 냉각하는 어닐링 공정과, 상기 어닐링 공정 후, 도금욕 온도를 450 내지 470℃, 도금욕 진입 시의 강판 온도를 440 내지 480℃, 도금욕 내에서의 유효 Al량을 0.050 내지 0.180질량%로 하는 도금 조건에서 강판을 도금욕에 침지시킴으로써, 강판 표면에 용융 아연 도금을 실시해서 도금층을 형성하는 도금 공정과, 상기 도금 공정 후에, 350℃까지의 냉각 과정이 후술하는 식 (2)를 충족하는 도금 후 냉각 공정과, 강판을 다시 100℃ 이하까지 냉각한 후에 직경 50 내지 800㎜의 롤을 사용해서 합계 2회 이상의 굽힘-복귀 변형을 행하는 가공 공정을 구비한다.

[0163] 이하, 각 제조 공정에 대해서 상세하게 설명한다.

[0164] 본 발명의 실시 형태에 따른 용융 아연 도금 강판을 제조하려면, 최초로 모재 강판이 되는 강판을 제조한다.

[0165] 강판을 제조하려면, 먼저, 상술한 화학 성분(조성)을 갖는 슬래브를 주조한다. 열간 압연에 제공하는 슬래브는, 연속 주조 슬래브나 박 슬래브 캐스터 등으로 제조한 것을 사용할 수 있다.

[0166] 「열연 공정」

[0167] 열연 공정에서, 주조에 기인하는 결정 방위의 이방성을 억제하기 위해서, 슬래브의 가열 온도를 1080℃ 이상으로 하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는, 슬래브의 가열 온도를 1150℃ 이상으로 한다. 한편, 슬래브의 가열 온도의 상한은 특별히 정하지 않지만, 1300℃를 초과해서 가열하려면 다량의 에너지를 투입할 필요가 있어, 제조 비용의 대폭적인 증가를 초래하므로, 1300℃ 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0168] 슬래브를 가열한 후, 열간 압연을 행한다. 열간 압연의 완료 온도(압연 완료 온도)가 850℃ 미만이면, 압연 반력이 높아져, 지정된 판 두께를 안정되게 얻는 것이 곤란해진다. 이 때문에, 열간 압연의 완료 온도는 850℃ 이상으로 하는 것이 바람직하고, 870℃ 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다. 한편, 열간 압연의 완료 온도를 980℃ 초과로 하려면, 슬래브의 가열 종료부터 열간 압연의 완료까지의 공정에서 강판을 가열하는 장치가 필요해져, 높은 비용이 필요해지기 때문에, 열간 압연의 완료 온도를 980℃ 이하로 하고, 950℃ 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0169] 이어서, 열간 압연한 후의 열연 강판을 코일로서 권취한다. 또한, 열간 압연부터 권취까지의 냉각 과정에서의 평균 냉각 속도는, 10℃/초 이상으로 하는 것이 바람직하다. 이것은, 보다 저온에서 변태를 진행시킴으로써, 열연 강판의 입경을 미세하게 하여, 냉연 및 어닐링 후의 모재 강판의 유효 결정립 직경을 미세하게 하기 위해서이다.

[0170] 열연 강판의 권취 온도는 450℃ 이상 650℃ 이하로 하는 것이 바람직하다. 이것은, 열연 강판의 마이크로 조직에 펄라이트 및/또는 긴 직경이 1㎛ 이상인 조대 시멘타이트를 분산해서 생성시켜, 냉간 압연에 의해 도입되는 변형을 국재화시키기 위해서이다. 이에 의해, 어닐링 공정에서 다양한 결정 방위의 오스테나이트로 역변태시킴으로써, 어닐링 후의 모재 강판의 유효 결정립을 미세화하기 때문이다. 권취 온도가 450℃ 미만이면, 펄라이트 및/또는 조대 시멘타이트가 생성되지 않는 경우가 있어, 바람직하지 않다. 한편, 권취 온도가 650℃를 초과하면, 펄라이트와 페라이트가 각각 압연 방향으로 긴 띠 형상으로 생성된다. 이에 의해, 페라이트 부분으로부터 냉간 압연 및 어닐링 후에 생성하는 모재 강판의 유효 결정립이 압연 방향으로 신장된 조대한 것으로 되는 경향이 있어, 바람직하지 않다.

[0171] 여기서, 어닐링 후의 모재 강판의 표면에 있어서, 경질 조직을 소정의 체적 분율로 제어하기 위해서, 열간 압연 공정에서, 모재 강판 표면으로부터 적절하게 탈탄시킬 필요가 있다. 모재 강판으로부터의 탈탄 거동은, 분위기 제어에 의해 제어해도 상관없지만, 대규모 설비가 필요해져, 비용면에서의 부하가 크다. 그 때문에, 본 실시 형태에서는, 마무리 압연 완료(열간 압연 완료)부터 300℃에 이르기까지의 구간에서, 냉각 속도를 제어해서 강판 온도를 제어함으로써, 탈탄 거동을 제어한다.

[0172] 모재 강판의 온도 제어는, 마무리 압연 완료부터 300℃에 이르기까지의 구간 중, 모재 강판 표면에서 철의 BCC상이 안정되는 온도 Ae3* 이하로 되는 범위에서 행한다. 이것은, 철의 BCC상으로부터의 탈탄이, 고온에서의 안정 상인 FCC상으로부터의 탈탄에 비해 빨리 진행되기 때문이다. 또한 본 실시 형태에서는, 강판 온도가 300℃보다도 낮은 온도 범위에서는, 산소의 확산 속도가 충분히 늦어, 탈탄의 진행 속도에 대해서도 탈탄 거동에 영향을 미치지 않는다고 간주할 수 있기 때문에, 열연 공정에서의 모재 강판의 온도 제어의 온도 범위는 300℃에

이르기까지의 구간으로 한다.

[0173] 또한, Ae3*는 다음 식을 사용해서 구할 수 있다.

[0174] Ae3*[℃]=885+31.7Si-29.3Mn+123.2Al-18.2Cr-40.0Ni-21.0Cu+12.6Mo

[0175] 상기 식에서, C, Si, Mn, Al, Cr, Ni, Cu, Mo는 각각의 원소의 첨가량[질량%]이다.

[0176] 또한, 강판의 탈탄 거동은 마무리 압연 완료부터 코일에 권취할 때까지의 제1기와, 코일에 권취하고 나서 실온에 이르기까지의 제2기로 나누어서 제어한다. 이것은, 제1기에는 대기 하에서 탈탄이 진행되는 데 반해, 제2기에는, 권취해서 코일로 함으로써 강판끼리 밀착하여, 외기의 침입이 거의 없는 조건에서 탈탄이 진행되기 때문에, 양자에서 탈탄의 진행 속도가 크게 상이하기 때문이다.

[0177] 구체적으로는, 강판 표층부를 적절하게 탈탄시키기 위해서, 마무리 압연 완료부터 300℃에 이르기까지의 냉각 과정에서, 강판 온도를 하기식 (1)을 충족하는 범위로 제어한다. 식 (1)은 탈탄 거동의 진행 정도와 관계하는 식이며, 식 (1)의 값이 클수록 탈탄이 진행되는 것을 나타낸다. 또한, 식 (1)에서의 각 항에 대해서, t[초]는 마무리 압연 완료부터의 경과시간이며, t1[초]은 마무리 압연 완료부터 Ae3* 온도에 이르기까지의 경과 시간이며, t2[초]는 마무리 압연 완료부터 코일로 권취할 때까지의 경과 시간이며, t3[초]은 마무리 압연 완료부터 강판 온도가 300℃에 이르기까지의 경과 시간이다. 또한, T(t)[℃]는 강판 온도이며, W_{Si}[질량%] 및 W_{Mn}[질량%]은, 각각 강판 전체에서의 Si, Mn의 각 원소의 평균 함유량이다. 또한, α, β, γ, δ의 각 항은 상수 항이며, 각각 8.35×10^{8}, 2.20×10^{4}, 1.73×10^{10}, 2.64×10^{4}이다.

$$0.8 \le \left[\int_{t1}^{t2} \alpha \cdot \exp\left(-\frac{\beta}{T(t)+273} \right) \cdot tdt + \int_{t2}^{t3} \gamma \cdot W_{Si}^{2.5} \cdot W_{Mn}^{0.5} \cdot \exp\left(-\frac{\delta}{T(t)+273} \right) \cdot tdt \right]^{0.5} \le 20.0 \quad \cdots \text{식 (1)}$$

[0178]

[0179] 상기 식 (1)에서, 괄호 내의 제1 적분 항은, 제1기의 냉각 중에서의 탈탄의 진행 정도와 관계하는 항이며, 제2 적분 항은, 제2기의 냉각 중에서의 탈탄의 진행 정도와 관계하는 항이다. 어느 항에서든, 탈탄은 모재 강판 온도가 높고, 또한 정류 시간이 길수록 진행된다. 특히 제2기에서는, 탈탄을 진행시키는 원소인 산소가 분위기 중에 거의 존재하지 않고, 표층의 스케일층으로부터 강 내의 Si 및 Mn에 의해 끌어 당겨지는 산소에 의해 탈탄이 진행되기 때문에, 제2 적분 항에는, Si 및 Mn의 함유량에 의한 영향이 포함되어, 강 내의 Si 및 Mn량이 많을수록 식 (1)의 값은 커져, 탈탄이 진행되는 것을 나타낸다.

[0180] 마무리 압연 완료 후의 냉각 과정에서, 상기 식 (1)의 값이 0.8 미만으로 되면, 모재 강판 표층부는 거의 탈탄하지 않고, 표층부의 경질 조직의 체적률(V1)과, 판 두께의 표면으로부터 1/4 두께를 중심으로 한 경질 조직의 체적률(V2)의 비인 V1/V2이 0.90을 초과하여, 굽힘성이 열화되기 때문에, 상기 식 (1)의 값이 0.8 이상으로 되도록 냉각을 행한다. 이러한 관점에서, 상기 식 (1)의 값이 1.0 이상으로 되도록 냉각을 행하는 것이 바람직하고, 1.3 이상으로 하는 것이 더욱 바람직하다. 한편, 상기 식 (1)의 값이 20.0을 초과하면, 강판 표층부가 과도하게 탈탄하고, V1/V2이 0.30 미만으로 되어, 강판의 내 피로 특성이 현저하게 열화되기 때문에, 상기 식 (1)의 값이 20.0 이하로 되도록 냉각을 행한다. 이러한 관점에서, 상기 식 (1)의 값이 15.0 이하로 되도록 냉각을 행하는 것이 바람직하고, 10.0 이하로 하는 것이 더욱 바람직하다.

[0181] 이어서, 이와 같이 하여 제조한 열연 강판의 산세를 행한다. 산세는, 열연 강판의 표면 산화물을 제거하는 것이므로, 모재 강판의 도금성 향상을 위해 중요하다. 산세는, 1회여도 되고, 복수회로 나누어 행해도 된다.

[0182] 「냉연 공정」

[0183] 이어서, 산세 후의 열연 강판에 냉간 압연을 행해서 냉연 강판을 얻는다.

[0184] 냉간 압연에서는, 압하율의 합계가 85%를 초과하면, 모재 강판의 연성이 상실되어, 냉간 압연 중에 모재 강판이 파단될 위험성이 높아지기 때문에, 압하율의 합계를 85% 이하로 한다. 이러한 관점에서, 압하율의 합계는 75% 이하로 하는 것이 바람직하고, 70% 이하로 하는 것이 더욱 바람직하다. 냉간 압연 공정에서의 압하율의 합계의 하한은 특별히 정하지 않지만, 0.05% 미만이면 모재 강판의 형상이 불균질이 되어, 도금이 균일하게 부착되지 않아, 외관이 손상되기 때문에, 0.05% 이상으로 하는 것이 바람직하고, 0.10% 이상으로 하는 것이 더욱 바람직하다. 또한, 냉간 압연은 복수의 패스로 행하는 것이 바람직하지만, 냉간 압연의 패스 수나 각 패스에의 압하율의 배분은 따지지 않는다.

[0185] 또한, 냉간 압연에서의 압하율의 합계가 10% 초과, 20% 미만인 범위에서는, 그 후의 어닐링 공정에서 재결정이 충분히 진행되지 않는다. 이 때문에, 다량의 전위를 포함해서 전성을 상실한 조대한 결정립이 표층 가까이에 남아, 용융 아연 도금 강판의 굽힘성이나 내 피로 특성이 열화되는 경우가 있다. 이것을 피하려면, 압하율의 합계를 작게 하고, 결정립에의 전위의 축적을 경미하게 해서 결정립의 전성을 남기거나, 또는, 압하율의 합계를 크게 하고, 어닐링 공정에서 재결정을 충분히 진행시켜, 가공 조직을 내부에 전위의 축적이 적은 재결정립으로 하는 것이 유효하다. 결정립에의 전위의 축적을 경미하게 하는 관점에서는, 냉연 공정에서의 압하율의 합계는 10% 이하로 하는 것이 바람직하고, 5.0% 이하로 하는 것이 더욱 바람직하다. 한편, 어닐링 공정에서의 재결정을 충분히 진행시키기 위해서는, 압하율의 합계를 20% 이상으로 하는 것이 바람직하고, 30% 이상으로 하는 것이 더욱 바람직하다.

[0186] 「어닐링 공정」

[0187] 본 발명의 실시 형태에서는, 냉연 강판에 어닐링을 실시한다. 본 발명의 실시 형태에서는, 예열대와 환원대와 도금대를 갖는 연속 어닐링 도금 라인을 사용해서, 어닐링 공정을 행하면서 예열대와 환원대를 통과시켜, 도금대에 도착할 때까지 어닐링 공정을 종료하고, 도금대에서 도금 공정을 행하는 것이 바람직하다.

[0188] 상술한 바와 같이, 어닐링 공정 및 도금 공정에 연속 어닐링 도금 라인을 사용한 경우에는, 먼저, 예열 버너에 사용하는 공기와 연료 가스의 혼합 가스의 조건으로서, 공기비: 0.7 내지 1.2로 된 예열대에서, 400 내지 800℃의 강판 온도로 가열하면서 통판시킨다.

[0189] 이에 의해 강판 표층부에 산화물을 생성시킨다. 또한, 「공기비」란, 단위 체적의 혼합 가스에 포함되는 공기의 체적과, 단위 체적의 혼합 가스에 포함되는 연료 가스를 완전 연소시키기 위해 이론상 필요해지는 공기의 체적의 비이다.

[0190] 계속해서, H_2O와 H_2의 분압비 $P(H_2O)/P(H_2)$: 0.0001 내지 2.0이 된 환원대에서 750℃ 이상까지 가열함으로써, 예열대에서 생성시킨 산화물을 환원한 후에 냉각을 행하는 방법으로 할 수 있다. 그리고, 어닐링 공정 후의 도금 공정은, 도금욕 온도: 450 내지 470℃, 도금욕 진입 시의 강판 온도: 440 내지 480℃, 도금욕 내에서의 유효 Al량: 0.05 내지 0.18질량%의 조건에서 강판을 아연 도금 욕에 침지하는 조건에서, 용융 아연 도금을 실시하는 방법으로 할 수 있다.

[0191] 어닐링 공정에서의 가열 속도는, 예열대에서의 처리 시간을 통해, 강판 표층부에서의 탈탄의 진행과 관계한다. 가열 속도가 느리면, 산화 분위기 하에 장시간 노출되기 때문에, 표층에서의 탈탄이 진행된다. 특히, 600 내지 750℃에서의 가열 속도는 중요해서, 예열대에서의 처리 시간을 확보하고, ζ상의 생성을 촉진하기 위해서, 10℃/초 이하로 하는 것이 바람직하다. 한편, 600 내지 750℃에서의 가열 속도가 과도하게 느리면, 산화가 과도하게 진행되어 강판 내부에 조대한 산화물이 형성되는 경우가 있다. 강판 내부에서의 조대한 산화물의 형성을 피하기 위해서, 그 사이의 평균 가열 속도를 1.0℃/초 이상으로 한다.

[0192] 예열대에서는, 강판 표층부에 적당한 두께의 Fe 산화 피막을 형성하기 위한 산화 처리를 행한다. 이때, 예열 버너에 사용하는 공기와 연료 가스의 혼합 가스에 있어서, 이하에 나타내는 공기비가 0.7 이상이 된 예열대에 있어서, 400 내지 800℃의 강판 온도로 가열하면서 통판시킨다.

[0193] 「공기비」란, 단위 체적의 혼합 가스에 포함되는 공기의 체적과, 단위 체적의 혼합 가스에 포함되는 연료 가스를 완전 연소시키기 위해 이론상 필요해지는 공기의 체적의 비이며, 하기의 식으로 나타낸다.

[0194] 「공기비」=[단위 체적의 혼합 가스에 포함되는 공기의 체적(m^3)]/[단위 체적의 혼합 가스에 포함되는 연료 가스를 완전 연소시키기 위해 이론상 필요해지는 공기의 체적(m^3)]}

[0195] 본 실시 형태에서는, 예열대를 통과하는 모재 강판에 상기 조건에서 예열을 행함으로써, 모재 강판의 표층에 0.01 내지 5.0㎛의 Fe 산화 피막을 형성한다. 강판 표층부에 생성된 Fe 산화 피막(산화물)은, 환원대에서 환원되어, 도금 밀착성이 우수한 표면이 된다.

[0196] 강판 표층부에 상기 공기비가 1.2를 초과해서 너무 큰 경우에는, 강판 표층부에 과잉의 Fe 산화 피막이 생성되어, 환원 후의 탈탄층이 비대화한다.

[0197] 또한, 산화 피막은, 환원대에서 환원되어, 도금 밀착성이 우수한 표면으로 되지만, 상기 공기비가 0.7 미만으로 너무 작은 경우에는, 소정의 산화물을 얻을 수 없다. 또한, 예열대를 통과할 때의 강판 온도가 400℃ 미만이면, 충분한 산화 피막을 형성할 수 없다. 한편, 예열대를 통판시키는 강판 온도가 800℃를 초과하는 고

온에서는, 과도하게 산화 피막이 성장하기 때문에, 탈탄층의 두께를 소정의 범위로 하는 것이 곤란해진다. 따라서, 예열대를 통판시키는 강판 온도는 800℃ 이하로 하고, 750℃ 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0198] 어닐링 공정에서의 최고 가열 온도는, 강판의 성형성에 관계되는 마이크로 조직의 분율을 소정의 범위로 제어하기 위해서, 중요한 인자이다. 최고 가열 온도가 낮으면, 강 내에 조대한 철계 탄화물이 남아, 성형성이 열화된다. 철계 탄화물을 충분히 고용시켜, 성형성을 높이려면, 최고 가열 온도는 (Ac3-60)℃ 이상으로 하고, (Ac3-45)℃ 이상으로 하는 것이 바람직하고, (Ac3-35)℃ 이상으로 하는 것이 더욱 바람직하다. 최고 가열 온도의 상한은 특별히 정하지 않지만, 도금 밀착성의 관점에서는, 지철 표면의 산화물을 적게 하기 위해서, 최고 가열 온도는 낮은 쪽이 바람직하다. 이러한 관점에서 최고 가열 온도는 950℃ 이하로 하는 것이 바람직하고, 900℃ 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0199] 강판의 Ac3점은, 오스테나이트 역변태의 완료점이며, 구체적으로는, 열간 압연 후의 강판으로부터 소편을 잘라내어, 10℃/초로 1200℃까지 가열하여, 그동안의 체적 팽창을 측정함으로써 얻어진다.

[0200] 어닐링 공정에서의 최고 가열 온도(750℃ 이상)는, 환원대에 있어서 도달하는 것이 바람직하다. 이 환원대에서는, 예열대에서 생성된 강판 표면이 얇은 Fe 산화 피막을 환원하여, 도금 밀착성을 높인다. 이 때문에, 환원대의 분위기에 있어서, 수증기 분압 $P(H_2O)$과 수소 분압 $P(H_2)$의 비, $P(H_2O)/P(H_2)$는 0.0001 내지 2.00으로 한다. $P(H_2O)/P(H_2)$가 0.0001 미만이면, 도금 박리의 기점이 되는 Si 및/또는 Mn 산화물이 최표면층에 형성되어버린다. 한편, $P(H_2O)/P(H_2)$가 2.00을 초과하면, 강판 표층에서의 미세화가 과도하게 진행되어, 도금층의 합금화가 과도하게 진행되기 때문에, 도금 밀착성이 열화된다. 또한, $P(H_2O)/P(H_2)$가 3.00을 초과하면, 탈탄이 과도하게 진행되어, 모재 강판 표층의 경질상이 현저하게 감소한다. 이상의 관점에서, $P(H_2O)/P(H_2)$는 0.002 내지 1.50의 범위로 하는 것이 보다 바람직하고, 0.005 내지 1.20의 범위로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0201] 상기한 바와 같이, $P(H_2O)/P(H_2)$가 0.0001 내지 2.00이면, 환원 분위기에 수증기를 첨가하면 도금 박리의 기점이 되는 Si 및/또는 Mn 산화물이 최표면층에 형성되지 않게 되고, 그 대신에 Si 및 Mn은 모재 표층의 내부에 미세한 산화물을 형성한다. 미세한 산화물의 사이즈는, 상기 조건에서 0.01㎛ 이상, 0.4㎛ 이하이다. 또한, 환원 분위기 중의 수증기는 모재 표층을 탈탄시키기 때문에, 모재 표층은 페라이트가 된다. 이들의 Si-Mn 내부 산화물은 환원 어닐링 중의 Fe 재결정의 성장을 억제하기 때문에, 모재의 표층에는 평균 두께 0.1㎛ 이상, 5㎛ 이하, 페라이트상의 평균 입경이 0.1㎛ 이상, 3㎛ 이하인 미세화층이 형성된다.

[0202] 어닐링 공정 중, 최고 가열 온도에 도달 후부터 도금욕에 이르기까지의 도금 전의 냉각(도금 전 냉각 공정)에 있어서, 720℃에서 650℃까지의 온도 영역과, 650℃에서 500℃까지의 온도 영역의 2단계로 나누어서 강판의 온도를 제어함으로써, 소정의 마이크로 조직을 얻을 수 있다.

[0203] 먼저, 페라이트의 생성을 억제하기 위해서, 720℃부터 650℃까지의 동안의 평균 냉각 속도를 규정한다. 720℃에서 650℃까지의 평균 냉각 속도가 2.5℃/초 미만이면, 페라이트의 생성이 과도하게 진행되기 때문에, 720℃에서 650℃까지의 평균 냉각 속도를 2.5℃/초 이상으로 한다. 페라이트의 생성을 충분히 억제하기 위해서는, 720℃에서 650℃까지의 평균 냉각 속도를 3.5℃/초 이상으로 하는 것이 바람직하고, 4.5℃/초 이상으로 하는 것이 더욱 바람직하다. 720℃부터 650℃의 온도 영역에서의 평균 냉각 속도의 상한은 특별히 두지 않지만, 과도하게 큰 평균 냉각 속도를 얻기 위해서는, 특수한 냉각 설비나 도금 공정에 간섭하지 않는 냉매가 필요해지기 때문에, 바람직하지 않다. 이러한 관점에서, 상기 온도 영역에서의 평균 냉각 속도는 100℃/초 이하로 하는 것이 바람직하고, 70℃/초 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0204] 이어서, 과도한 펄라이트 및/또는 조대한 시멘타이트의 생성을 피하기 위해서, 650℃에서 500℃까지의 냉각 속도를 규정한다. 650℃에서 500℃까지의 평균 냉각 속도가 5.0℃/초 미만이면, 펄라이트 및/또는 조대한 시멘타이트가 다량으로 생성되기 때문에, 평균 냉각 속도를 5.0℃/초 이상으로 한다. 펄라이트 및/또는 조대한 시멘타이트는 강 내에 포함되지 않는 것이 바람직하기 때문에, 이들의 생성을 충분히 피하기 위해서는, 평균 냉각 속도는 7.5℃/초 이상으로 하는 것이 바람직하고, 10.0℃/초 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다. 650℃로부터 500℃의 온도 영역에서의 평균 냉각 속도의 상한은 특별히 두지 않지만, 과도하게 큰 평균 냉각 속도를 얻으려면, 특수한 냉각 설비나 도금 공정에 간섭하지 않는 냉매가 필요해지기 때문에, 바람직하지 않다. 이러한 관점에서, 상기 온도 영역에서의 평균 냉각 속도는 100℃/초 이하로 하는 것이 바람직하고, 70℃/초 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

[0205] 도금 전 냉각 공정에 이어서, 템퍼링 마르텐사이트를 얻기 위해, 강판 온도가 500℃에 도달하고 나서 도금욕에

이르기까지의 동안에, 마르텐사이트 변태 처리로서 강판을 소정의 온도 영역에 일정 시간 정류시켜도 상관없다. 마르텐사이트 변태 처리 온도는, 마르텐사이트 변태 개시 온도 Ms점을 상한으로 하고, 50℃를 하한으로 한다. 또한, 마르텐사이트 변태 처리 시간은, 1 내지 100초간으로 한다. 또한, 이 처리에서 얻어지는 마르텐사이트는, 도금 공정에서 고온의 도금욕에 침입함으로써 템퍼링 마르텐사이트로 변화한다.

[0206] 또한, Ms점은 다음 식에 의해 계산한다.

[0207] Ms점[℃]=541-474C/(1-VF)-15Si-35Mn-17Cr-17Ni+19Al

[0208] 상기 식에서, VF는 페라이트의 체적 분율을 나타내고, C, Si, Mn, Cr, Ni, Al은 각각의 원소의 첨가량[질량%]이다.

[0209] 또한, 제조 중에 페라이트의 체적 분율을 직접 측정하는 것은 곤란하다. 이 때문에, 본 실시 형태에서 Ms점을 결정함에 있어서는, 연속 어닐링 라인에 통판시키기 전의 냉연 강판의 소편을 잘라내고, 그 소편을 연속 어닐링 라인에 통판시킨 경우와 동일한 온도 이력으로 어닐링하여, 소편의 페라이트의 체적 변화를 측정하고, 그 결과를 사용해서 산출한 수치를 페라이트의 체적 분율(VF)로 하고 있다.

[0210] 또한, 베이나이트의 생성을 진행시키기 위해서, 강판 온도가 500℃에 도달하고 나서 도금욕에 이르기까지의 동안에, 베이나이트 변태 처리로서 강판을 소정의 온도 영역에 일정 시간 정류시켜도 상관없다. 베이나이트 변태 처리 온도가 500℃를 초과하면, 펄라이트 및/또는 조대한 시멘타이트의 생성이 진행되기 때문에, 베이나이트 변태 처리 온도는 500℃ 이하로 한다. 또한, 베이나이트 변태 처리 온도가 350℃를 하회하면, 변태가 충분히 진행되지 않기 때문에, 베이나이트 변태 처리 온도는 350℃ 이상으로 한다. 베이나이트 변태 처리 시간은, 변태를 충분히 진행시키기 위해서, 10초 이상으로 하고, 펄라이트 및/또는 조대한 시멘타이트의 생성을 억제하기 위해서, 500초 이하로 한다.

[0211] 또한, 도금 전 냉각 공정 후에, 베이나이트 변태 처리와 마르텐사이트 변태 처리의 양자를 행하는 경우, 시행 순에 대해서는 베이나이트 변태 처리와 마르텐사이트 변태 처리를 행하기로 한다.

[0212] 「도금 공정」

[0213] 이어서, 이와 같이 하여 얻어진 모재 강판을 도금욕에 침지한다. 도금욕은, 아연을 주체로 하고, 도금욕 내의 전체 Al량에서 전체 Fe량을 뺀 값인 유효 Al량이 0.050 내지 0.180질량%인 조성을 갖는다. 도금욕 내의 유효 Al량이 0.050%를 하회하면, 도금층 내로의 Fe의 침입이 과도하게 진행되어, 도금 밀착성이 손상되기 때문에, 0.050% 이상으로 할 필요가 있다. 이러한 관점에서, 도금욕 내의 유효 Al량은 0.065% 이상인 것이 바람직하고, 0.070% 이상인 것이 더욱 바람직하다. 한편, 욕 내의 유효 Al량이 0.180%를 초과하면, 모재 강판과 도금층의 경계에 Al계의 산화물이 생성하고, 동 경계에서의 Fe 및 Zn 원자의 이동이 저해되어, ζ상의 생성이 억제되고, 도금 밀착성이 현저하게 손상된다. 이러한 관점에서, 도금욕 내의 유효 Al량은 0.180% 이하로 할 필요가 있고, 0.150% 이하로 하는 것이 바람직하고, 0.135% 이하로 하는 것이 더욱 바람직하다.

[0214] 도금욕은, Ag, B, Be, Bi, Ca, Cd, Co, Cr, Cs, Cu, Ge, Hf, I, K, La, Li, Mg, Mn, Mo, Na, Nb, Ni, Pb, Rb, Sb, Si, Sn, Sr, Ta, Ti, V, W, Zr, REM의 1종 또는 2종 이상의 원소가 혼입되어 있는 것이면 된다. 도금욕의 각 원소의 함유량에 따라서는, 용융 아연 도금층의 내식성이나 가공성이 개선되는 등 바람직한 경우도 있다.

[0215] 또한, 도금욕의 온도는 450℃ 내지 470℃로 한다. 도금욕 온도가 450℃ 미만이면, 도금욕의 점도가 과대하게 높아져, 도금층의 두께를 제어하는 것이 곤란해지고, 용융 아연 도금 강판의 외관을 손상시킨다. 한편, 도금욕 온도가 470℃를 초과하면, 다량의 흄이 발생하여, 안전하게 제조하는 것이 곤란해지기 때문에, 도금욕 온도는 470℃ 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0216] 또한, 강판이 도금욕에 진입할 때의 강판 온도가 440℃를 하회하면, 도금욕 온도를 450℃ 이상으로 안정시키기 위해서 도금욕에 다량의 열량을 부여할 필요가 발생하기 때문에, 실용상 부적합하다. 한편, 강판이 도금욕에 진입할 때의 강판 온도가 480℃를 상회하면, 도금욕 온도를 470℃ 이하로 안정시키기 위해서 도금욕으로부터 다량의 열량을 히트 싱크하는 설비를 도입할 필요가 있어, 제조 비용의 점에서 부적합하다. 따라서, 도금욕의 욕 온도를 안정시키기 위해서, 모재 강판의 도금욕 진입 시의 온도를 440℃ 이상, 480℃ 이하로 한다. 또한, ζ상의 생성 거동을 적정하게 제어하기 위해서는, 모재 강판의 도금욕 진입 시의 온도는 450℃ 이상, 470℃ 이하로 제한하는 것이 더욱 바람직하다.

[0217] 도금욕의 욕 온도가 450 내지 470℃의 범위라면, 본 실시 형태의 실시는 가능하다. 그러나 욕 온도가 450 내지 470℃의 범위에서 안정되지 않는 경우, 도금층 내의 ζ상의 불균일을 초래하여, 도금층의 외관·밀착성의 불균

일을 초래한다. 이 때문에 실제 제조에 있어서 욕 온도는 450 내지 470의 임의의 값으로 일정 불변인 것이 바람직하다. 그러기 위해서는 침입재 온도는 도금욕 온도와 일치하고 있는 것이 바람직하다. 그러나, 실제 제조 설비의 제어성의 한계로, 침입재 온도는 도금욕 온도±4℃ 이내인 것이 바람직하다.

[0218] 용융 아연 도금 강판의 제조 라인에 따라서는, 후술하는 「도금 후 냉각 공정」의 실행에 필요한 장치를 구비하고 있지 않아, 본 실시 형태의 제조 조건을 실시할 수 없는 경우가 있다. 그 경우, 도금욕 침지 시간을 적절하게 제어함으로써, 본 실시 형태와 마찬가지의 제품을 제조하는 것이 가능하다. 즉, 강판의 도금욕에 대한 침지 시간을 연장하면, 「후 냉각 공정」을 실시했을 때와 마찬가지로, 도금층/모재 강판 계면에 ζ상을 생성시키는 것이 가능하다.

[0219] 필요한 침지 시간은 도금욕의 Al량에 따라 상이하지만, 3초 이상 필요하고, 바람직하게는 5초 이상, 보다 바람직하게는 10초 이상, 나아가 20초 이상이 바람직하다.

[0220] 또한, 도금욕 침지 후, 적정한 도금 부착량으로 하기 위해서, 강판 표면에 질소를 주체로 하는 고압 가스를 분사하여, 표층의 과잉 아연을 제거하는 것이 바람직하다.

[0221] 「도금 후 냉각 공정」

[0222] 강판을 도금욕에 침지한 후, 실온에 이르기까지의 도금 후 냉각 공정에서, 하기식 (2)를 만족하도록 냉각 처리를 제어함으로써, 도금층 내에 적량의 ζ상이 얻어진다. 또한, T(t)[℃]는 강판 온도이며, t[초]는 강판이 도금욕으로부터 나온 시점을 기점으로 하는 경과 시간이며, t4[초]는 강판이 도금욕으로부터 나온 시점을 기점으로 해서 강판 온도가 350℃에 이르기까지의 경과 시간이며, W_{Al}*[질량%]은 도금욕 내의 유효 Al량이다. 또한, ε, Θ 및 μ는 상수 항이며, 각각 2.62×10^{7}, 9.13×10^{3}, 1.0×10^{-1}이다.

$$0.40 \le \left[\int_{t0}^{t4} \varepsilon \cdot \exp\left\{ -\frac{\theta \cdot \left(\frac{W_{Al}^{*}}{\mu} \right)^{0.2}}{T(t)} \right\} \cdot tdt \right]^{0.5} \le 2.20 \qquad \cdots \quad 식\,(2)$$

[0223]

[0224] 상기 식 (2)는, ζ상의 생성 거동과 관계하는 식이며, 상기 식 (2)의 값이 클수록, 도금층 내의 ζ상의 생성이 진행되는 것을 나타낸다. 강판 온도가 높고, 처리 시간이 길수록 상기 식 (2)의 값은 커진다. 또한, 도금욕 내의 유효 Al량이 커지면, 상기 식 (2)의 값은 작아져, ζ상의 생성은 저해된다. 또한, 강판 온도가 350℃ 이하의 온도 범위에서는, 모재 강판으로부터 도금층에의 Fe 원자의 확산이 거의 진행되지 않아, ζ상의 생성이 거의 정지한다. 이 때문에, 상기 식 (2)는 강판 온도가 350℃ 이상의 범위에서 계산한다.

[0225] 도금욕에 침지한 후의 도금 후 냉각 공정에서, 상기 식 (2)의 값이 0.40을 하회하면 도금층 내에 충분한 ζ상이 얻어지지 않고, 도금 밀착성이 손상된다. 이 때문에, 상기 식 (2)의 값이 0.40 이상으로 되도록 냉각 처리를 제어할 필요가 있다.

[0226] 상기 식 (2)의 값이 0.40 이상이면 ζ상의 생성이 충분히 촉진되어, 용융 아연 도금층과 모재 강판의 전체 계면(A) 중 상기 ζ상과 모재 강판의 계면(A*)이 차지하는 비율((A*/A)×100)이 20% 이상으로 된다. 또한, 상기 식 (2)의 값이 0.40 이상이면, ζ상과 모재 강판의 계면(A*) 중 조대한 산화물이 존재하는 ζ 결정립과 모재 강판이 이루는 계면(A**)의 비율((A**/A*)×100)이 50% 이하로 된다.

[0227] 도금 밀착성을 더욱 높이려면, 상기 식 (2)의 값을 0.50 이상이 되도록 냉각 처리를 실시하는 것이 바람직하고, 0.60 이상으로 하는 것이 더욱 바람직하다. 한편, 냉각 처리에서의 상기 식 (2)의 값이 과도하게 커지면, 도금층의 합금화가 진행되어, 도금층 내의 Fe 함유량이 과도하게 커져서, 도금 밀착성이 손상된다. 이러한 관점에서, 상기 식 (2)의 값을 2.20 이하가 되도록 냉각 처리를 제어할 필요가 있다. 도금 밀착성을 높이기 위해서, 냉각 처리는 상기 식 (2)의 값을 2.00 이하가 되도록 제어하는 것이 바람직하고, 1.80 이하가 되도록 제어하는 것이 더욱 바람직하다.

[0228] 여기서, 도금욕으로부터 취출한 후, 강판의 온도를 상승시키면, 상기 식 (2)의 값이 현저하게 증대되어 도금 밀착성이 열화된다. 또한, 강판의 마이크로 조직이 변질되어, 소정의 경질 조직이 얻어지지 않아 강도가 저하된다. 또한, 조대한 탄화물이 생성해서 용융 아연 도금 강판의 성형성이 열화될 우려가 있다. 이 때문에, 도금

욕으로부터 취출한 후의 강판 온도는, 도금욕 침지 전의 강판 온도와 도금욕 온도 중, 높은 쪽의 온도를 상회해서는 안된다.

[0229] 한편, 일반적인 용융 아연 도금 강판의 제조 방법에 나타나는 바와 같이, 도금욕에 침지한 후에 급냉을 실시하면, 상기 식 (2)의 값이 현저하게 작아진다. 그 결과 충분한 ζ상이 얻어지지 않아, 도금 밀착성이 열화된다. 상기 식 (2)의 값을 소정의 범위에 머물게 하기 위해서는, 예를 들어 도금욕으로부터 취출한 후에 일정 시간의 등온 유지 처리를 행하고, 그 후에 급냉해도 상관없다.

[0230] 또한, 상기 식 (2)의 값이 소정의 범위에 머물면, 그 밖의 임의의 온도 제어를 행해도 상관없다. 즉, 상기 식 (2)의 값이 본 실시 형태의 범위 내가 되는 온도 제어라면, 어떠한 냉각 제어 형태를 채용해도 된다. 예를 들어, 상기 등온 유지 처리 후에 급냉하는 냉각 형태여도 되고, 또한 대략 일정 속도의 완냉을 행하는 냉각 형태여도 된다.

[0231] 이렇게 상기 식 (2)를 충족하는 냉각 처리에 의해, 도금층 내에 충분한 양의 ζ상이 얻어진 후, 경질 조직을 얻기 위해서, 1.0℃/초 이상의 평균 냉각 속도로 250℃ 이하까지 냉각해도 상관없다. 프레시 마르텐사이트 상 및/또는 템퍼링 마르텐사이트 상을 얻기 위해서는, 평균 냉각 속도를 3.0℃/초 이상으로 하는 것이 바람직하고, 5.0℃/초 이상으로 하는 것이 더욱 바람직하다.

[0232] 또한, 250℃ 이하까지 냉각한 후, 템퍼링 마르텐사이트를 얻기 위해서 재가열 처리를 실시해도 상관없다. 재가열 처리의 처리 온도 및 처리 시간은, 목표로 하는 특성에 따라서 적절히 설정해도 상관없다. 단, 재가열 처리 온도가 250℃ 미만이면 충분한 효과가 얻어지지 않고, 한편, 350℃를 상회하면, 도금층이 변질되어, 도금 밀착성이 열화될 우려가 있기 때문에, 재가열 처리 온도는 250℃ 이상 350℃ 이하로 하는 것이 바람직하다. 또한, 재가열 처리 시간이 1000초를 초과하면 처리 효과가 포화되기 때문에, 처리 시간은 1000초 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0233] 또한, 상기 식 (2)를 충족하는 냉각 처리에 의해 도금층 내에 충분한 양의 ζ상이 얻어진 후, 잔류 오스테나이트를 얻기 위해서, 250℃ 내지 350℃의 온도 범위에서 500초 이하의 정류를 실시하는 베이나이트 변태 처리를 행해도 상관없다. 처리 온도가 250℃ 미만이면, 마르텐사이트가 생성해서 잔류 오스테나이트는 충분히 얻어지지 않고, 한편 350℃를 초과하면, 과도하게 많은 잔류 오스테나이트가 얻어질 우려가 있다. 또한, 처리 시간이 500초를 초과하면, 잔류 오스테나이트로부터 조대한 탄화물이 생성되어, 성형성이 대폭 열화될 우려가 있다.

[0234] 또한, 잔류 오스테나이트를 더욱 안정화하기 위해서, 250℃ 이하까지 냉각한 후, 재가열 처리를 실시해도 상관없다. 재가열 처리의 처리 온도 및 처리 시간은, 목표로 하는 특성에 따라서 적절히 설정해도 상관없다. 단, 재가열 처리 온도가 250℃ 미만이면 충분한 효과가 얻어지지 않고, 350℃를 상회하면, 잔류 오스테나이트가 분해해서 탄화물이 되어, 특성이 대폭 열화될 우려가 있기 때문에, 처리 온도는 350℃ 이하로 하는 것이 바람직하다. 또한, 재가열 처리 시간이 1000초를 초과하면 처리 효과가 포화되기 때문에, 처리 시간은 1000초 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0235] 「가공 공정」

[0236] 이어서, 강판 온도를 100℃ 이하까지 냉각한 후, 모재 강판 표층의 잔류 오스테나이트를 감소시키기 위해서, 도금 강판에 굽힘-복귀 변형을 실시한다. 굽힘은, 직경이 50 내지 800㎜인 롤을 사용해서 실시할 수 있다. 롤 직경이 50㎜ 미만이면, 굽힘 변형에 의해 모재 강판 표층에 다량의 변형이 도입되기 때문에, 강판의 성형성이 손상된다. 또한, 롤 직경이 800㎜ 초과이면 모재 강판 표층에서의 변형량이 작아, 잔류 오스테나이트가 충분히 감소되지 않는다. 굽힘-복귀 변형은, 모재 강판의 표리 각 면에서의 잔류 오스테나이트를 감소시키기 위해서, 표리 각 면을 굽힘 외측으로 하는 변형을, 각각 1회 이상 실시할 필요가 있기 때문에, 합계 2회 이상의 굽힘-복귀 변형을 실시할 필요가 있다. 이에 의해, 모재 강판의 표리 양면에서의 잔류 오스테나이트를 소정의 범위로 억제할 수 있다.

[0237] 이상 설명한 제조 방법에 의해 본 실시 형태에 따른 용융 아연 도금 강판을 제조할 수 있지만, 본 발명은 상기 실시 형태에 한정되는 것은 아니다.

[0238] 예를 들어, 본 발명의 실시 형태에서는, 상술한 방법에 의해 얻어진 용융 아연 도금 강판의 아연 도금층의 표면에, 인 산화물 및/또는 인을 포함하는 복합 산화물을 포함하는 피막을 부여해도 상관없다.

[0239] 인 산화물 및/또는 인을 포함하는 복합 산화물을 포함하는 피막은, 강판을 가공할 때 윤활제로서 기능시킬 수 있어, 모재 강판의 표면에 형성한 아연 도금층을 보호할 수 있다.

[0240] 또한, 본 실시 형태에서는, 실온까지 냉각한 용융 아연 도금 강판에 대하여, 형상 교정을 위해서 압하율 3.00% 이하에서 냉간 압연을 실시해도 상관없다. 냉간 압연은, 굽힘-복귀 가공의 전후, 또는 굽힘-복귀 가공의 도중의 어느 단계에서 실시해도 상관없다.

[0241] 또한, 상술한 본 발명의 실시 형태에 따른 용융 아연 도금 강판의 제조 방법은, 모재 강판의 판 두께가 0.6mm 이상, 5.0mm 미만의 용융 아연 도금 강판의 제조에 적용되는 것이 바람직하다. 모재 강판의 판 두께가 0.6mm 미만이면, 모재 강판의 형상을 평탄하게 유지하는 것이 곤란해져, 적당하지 않은 경우가 있다. 또한, 모재 강판의 판 두께가 5.0mm 이상이면, 어닐링 공정 및 도금 공정에서의 냉각의 제어가 곤란해지는 경우가 있다.

[0242] [실시예]

[0243] 본 발명의 실시예에 대해서 설명한다. 또한, 본 실시예에서의 조건은, 본 발명의 실시 가능성 및 효과를 확인하기 위해서 채용한 일 조건 예이다. 본 발명은 이 일 조건 예에 한정되는 것은 아니다. 본 발명은 본 발명의 요지를 일탈하지 않고, 본 발명의 목적을 달성하는 한에 있어서, 다양한 조건을 채용할 수 있다.

[0244] 표 1 내지 표 4에 나타내는 A 내지 AK의 화학 성분(조성)을 갖는 슬래브를 주조하여, 표 5, 6에 나타내는 열연 공정 조건(슬래브 가열 온도, 압연 완료 온도)에서 열간 압연하였다. 이어서, 표 5, 6에 나타내는 열연 공정 조건(열연 완료부터 권취까지의 평균 냉각 속도, 권취 온도, 식 (1))에서 냉각하여, 열연 강판을 얻었다.

[0245] 그 후, 열연 강판에 산세를 실시하고, 표 5, 6에 나타내는 냉연 공정 조건(압하율)의 냉간 압연을 실시하여, 냉연 강판을 얻었다.

[0246] 계속해서, 얻어진 냉연 강판(모재 강판)을 표 7 내지 9에 나타내는 어닐링 공정에서의 가열 공정 조건(예열대에서의 공기비, 환원대 분위기 중의 H_2O와 H_2의 분압비($P(H_2O)/P(H_2)$), 600 내지 750℃의 온도 영역에서의 평균 가열 속도, 최고 가열 온도(Tm))에서 어닐링을 실시하였다. 계속해서, 표 7 내지 9에 나타내는 도금 전 냉각 공정 조건(냉각 속도 1(760 내지 700℃의 온도 영역에서의 평균 냉각 속도), 냉각 속도 2(650 내지 500℃의 온도 영역에서의 평균 냉각 속도), 마르텐사이트 변태 처리 조건(처리 온도, 처리 시간), 베이나이트 변태 처리 1 조건(처리 온도, 처리 시간))에서 냉각 처리를 실시하였다. 또한, 마르텐사이트 변태 처리, 베이나이트 변태 처리 1을 실시하지 않은 강판에 대해서는, 당해 처리의 조건 란은 공란으로 하였다.

[0247] 계속해서, 표 10 내지 12에 나타내는 도금 공정 조건(유효 Al량, 도금욕 온도(욕 온도), 강판의 침입 온도)에서 아연 도금욕에 침지하여 도금을 실시하였다.

[0248] 도금 공정 후, 표 10 내지 12에 나타내는 도금 후 냉각 공정 조건(식 (2), 냉각 속도 3(350 내지 250℃의 온도 영역에서의 평균 냉각 속도), 베이나이트 변태 처리 2 조건(처리 온도, 처리 시간), 재가열 처리 조건(처리 온도, 처리 시간))에서 냉각 처리를 실시하였다. 또한, 베이나이트 변태 처리 2를 실시하지 않은 강판에 대해서는, 당해 처리의 조건 란은 공란으로 하였다.

[0249] 계속해서, 표 10 내지 12에 나타내는 가공 공정 조건(롤 직경, 가공 횟수)에서 굽힘-복귀 가공을 실시하고, 또한 표 10 내지 12에 나타내는 조건(압하율)에서 냉간 압연을 실시하여, 실험예 1 내지 89의 도금 강판을 얻었다(단, 일부 실험예에서는, 실험을 중단한 것도 있음).

[0250] 얻어진 각 용융 아연 도금 강판(실험예 1 내지 89)에 있어서, 모재 강판의 마이크로 조직 및 도금층의 관찰을 행하였다. 표 13 내지 18에 모재 강판의 마이크로 조직 및 도금층의 관찰 결과를 나타낸다.

[0251] 먼저, 각 용융 아연 도금 강판으로부터 모재 강판의 압연 방향에 평행한 판 두께 단면을 관찰면으로 해서 시료를 채취하고, 전계 방사형 주사형 전자 현미경(FE-SEM)에 의한 조직 관찰 및 EBSD법에 의한 고분해능 결정 방위 해석을 행하여, 판 두께의 1/4을 중심으로 한 1/8 두께 내지 3/8 두께의 범위(표 중에서는 "1/4 두께"라 표기), 및 도금층과 모재 강판의 계면을 기점으로 하는 깊이 20㎛까지의 범위(모재 강판 표층)에서의 마이크로 조직의 체적 분율을 각각 측정하였다.

[0252] 또한, 표 중의 「α」는 페라이트, 「B」는 베이나이트, 「BF」는 베이나이틱 페라이트, 「템퍼링 M」은 템퍼링 마르텐사이트, 「잔류 γ」는 잔류 오스테나이트, 「기타」는, 펄라이트 및/또는 조대 시멘타이트를 나타낸다.

[0253] 또한, 모재 강판 표층에 있어서, Si 및/또는 Mn을 포함하는 미세한 산화물의 유무를 관찰하였다. 당해 산화물이 생성하고 있는지 여부는, 에너지 분산형 X선 분광법(ESD: Energy Dispersive X-ray Spectroscopy)에 의해 임의의 산화물의 성분을 분석함으로써 판단하였다.

[0254] 또한, 용융 아연 도금 강판으로부터 강판의 압연 방향에 평행한 판 두께 단면을 관찰면으로 해서 시료를 채취하고, 전계 방사형 주사형 전자 현미경(FE-SEM)에 의한 관찰을 행하여, 도금층과 모재 강판의 계면을 관찰하고, ζ상과 모재 강판의 계면이 도금층과 모재 강판의 계면 전체에서 차지하는 비율(경계면 점유율), 및 δ1상과 모재 강판의 계면이 도금층과 모재 강판의 계면 전체에서 차지하는 비율(경계면 점유율)을 측정하였다.

[0255] 또한, 마찬가지로 ζ상과 모재 강판의 계면을 관찰하여, ζ상과 모재 강판의 계면에 조대 산화물이 있는 ζ 결정립을 구하고, ζ상과 모재 강판의 모든 계면 중, ζ상과 모재 강판의 계면에 있어서 조대 산화물이 존재하는 ζ 결정립이 모재 강판과 이루는 계면의 비율(산화물이 존재하는 경계면의 비율)을 구하였다.

[0256] 또한, 제작한 용융 아연 도금 강판을 이온 밀링 가공하여, 도금층 및 모재 강판의 단면을 노출시키고, FE-SEM으로 가속 전압 5kV로 배율 5000배의 BSE상을 촬영하였다. BSE상의 휘도는 반사 전자의 발생량과 대응하고, 발생량은 원자 번호가 클수록 많아지는 성질이 있다. 즉, BSE상에서는 주위의 금속에 비해서 산화물 및 ζ상 입계가 검게 보이기 때문에, 이들을 식별할 수 있다.

[0257] 도금층/모재 강판 계면 길이 중, ζ상이 생성된 길이, 및 산화물을 포함하는 ζ상이 생성된 길이를, 사진으로부터 판독해서 산화물이 존재하는 ζ 결정립의 점유율로 하였다.

[0258] 도 2는, 실시예 No.1의 용융 아연 도금 강판에서의 단면 조직 사진을 나타낸다. 얻어진 용융 아연 도금 강판 시료의 단면을 이온 밀링 가공으로 연마하고, FE-SEM을 사용해서 가속도 전압 5kV로 BSE상을 촬영한 결과를 도 2에 도시한다.

[0259] 도 2에 도시하는 바와 같이 실시예 1의 모재 강판의 표층에는 결정립을 미세하게 한 미세화층이 형성되어 있었다. 또한, 미세화층의 도금층측의 계면에 Si-Mn 내부 산화물이 생성되어 있는 것을 확인할 수 있었다.

[0260] 도금의 부착량은, 인히비터를 넣은 염산을 사용해서 도금층을 용융하여, 용융 전후의 중량을 비교해서 구하였다.

[0261] 계속해서, 각 용융 아연 도금 강판의 특성을 조사하기 위해서, 인장 시험, 구멍 확장 시험, 굽힘 시험, 피로 시험, 밀착성 평가 시험, 스폿 용접 시험 및 부식 시험을 행하였다. 표 19 내지 표 22에, 각 실험예에서의 특성을 나타낸다.

[0262] 인장 시험은, 용융 아연 도금 강판으로부터 JIS Z 2201에 기재된 5호 시험편을 작성하고, JIS Z 2241에 기재된 방법으로 행하여, 항복 강도(YS), 인장 최대 강도(TS), 전체 신장(El)을 구하였다. 또한, 인장 특성은, 인장 최대 강도(TS) 및 항복비(YS/TS)에 의해 평가하고, 인장 최대 강도(TS)가 550MPa 이상, 항복비가 0.60 이상인 경우를 양호한 것으로서 평가하였다.

[0263] 구멍 확장 시험은, JIS Z 2256에 기재된 방법으로 행하였다. 성형성 중, 연성(전체 신장)(El) 및 구멍 확장성(λ)은, 인장 최대 강도(TS)에 따라 변화하는데, 하기식 (4)를 만족시키는 경우에, 강도, 연성 및 구멍 확장성을 양호하게 한다.

[0264] $TS^{1.5}\times El\times \lambda^{0.5}\geq 2.5\times 10^{6}\cdots$ (4)

[0265] 굽힘 시험은, 용융 아연 도금 강판으로부터 JIS Z 2201에 기재된 5호 시험편을 작성하고, JIS Z 2248에 기재된 V 블록법을 사용하여, 90° V 굽힘 시험을 행하였다. V 블록의 저부에서의 반경을 1.0mm에서 6.0mm까지 0.5mm 간격으로 변화시켜, 시험편에 깨짐이 발생하지 않은 가장 작은 반경을 최소 굽힘 반지름(r)[mm]으로 하였다. 굽힘성은, 최소 굽힘 반지름(r)을 판 두께(t)[mm]로 규격화한, r/t에 의해 평가하고, r/t가 2.0 이하인 경우를 양호한 굽힘성으로서 평가하였다.

[0266] 피로 시험은, 용융 아연 도금 강판으로부터 JIS Z 2275에 기재된 1호 시험편을 작성하고, JIS Z 2273에 따라서 편진동 평면 굽힘 피로 시험을 행하였다. 최대 반복수를 1000만회로 하고, 피로 한도(DL) 및 피로 한도비(DL/TS)를 평가하여, 피로 한도비가 0.35 이상인 경우를 양호한 내 피로 특성으로 하였다.

[0267] 도금 밀착성은, 5%의 단축 인장 변형을 부여한 용융 아연 도금 강판에 대하여 듀퐁 충격 시험을 실시하고, 충격 시험 후의 도금 강판에 점착 테이프를 붙이고, 그 후 박리, 도금이 박리되지 않은 경우를 합격(○)으로 하고, 도금이 박리된 경우를 불합격(×)으로 하였다. 듀퐁 충격 시험은, 선단의 곡률 반경을 1/2인치로 하는 격형(撃型)을 사용하고, 3kg의 추를 1m의 높이에서 낙하시켜 행하였다.

[0268] 스폿 용접성은 연속 타점 시험을 행해서 평가하였다. 용융부의 직경이 판 두께의 평방근의 5.3 내지 5.7배가

되는 용접 조건에 있어서, 1000회의 스폿 용접을 연속해서 행하고, 용융부의 직경을 1점째(d_1)와 1000점째(d_{1000})를 비교하여, d_{1000}/d_1이 0.90 이상인 경우를 합격(○), 0.90 미만인 경우를 불합격(×)으로 하였다.

[0269] 내식성의 평가에는, 용융 아연 도금 강판을 150×70㎜로 잘라낸 시험편을 사용하여, 인산 아연계의 딥형 화성 처리를 실시하고, 계속해서 양이온 전착 도장 20㎛를 실시하고, 또한 중도장 35㎛, 상도장 35㎛를 실시한 후, 이면과 단부를 절연 테이프로 시일하였다. 내식성 시험에는, SST 6hr→건조 4hr→습윤 4hr→냉동 4hr을 1 사이클로 하는 CCT를 사용하였다. 도장 후 내식성의 평가는, 도장면에 커터로 지철까지 달하는 크로스컷을 실시하여, CCT 60 사이클 후의 팽윤 폭을 측정하였다. 팽창 폭 3.0㎜ 이하인 경우를 합격(○)으로 하고, 3.0㎜ 초과인 경우를 불합격(×)으로 하였다.

[0270] 칩핑성은, 용융 아연 도금 강판을 70㎜×150㎜로 잘라내서 자동차용 탈지, 화성, 3 코트 도장을 행하여 시험 샘플로 하였다. 시험 샘플을 -20℃로 냉각 유지한 상태에서, 쇄석(0.3 내지 0.5g)을 에어 압 2kgf/cm^2로 시험 샘플에 대하여 수직으로 조사하였다. 1 샘플당 10개의 돌을 조사하였다. 각 수준 N5 실시하여, 합계 50개의 칩핑 자국을 관찰하고, 그 박리 계면의 위치에 따라 평가하였다. 박리 계면이 도금층보다 위(도금-화성 피막의 계면, 또는 전착 도장-중도 도장의 계면)인 것을 「○」, 도금-지철(모재 강판)에서의 계면 박리가 1개라도 있는 것을 「×」라고 평가하였다.

[0271] 파우더링성은, 도금층의 가공성을 평가하기 위해서, V 굽힘 가공(JIS Z 2248)을 사용하였다.

[0272] 용융 아연 도금 강판을 50×90㎜로 절단하고, 1R -90° V자 금형 프레스로 성형체를 사용하였다. 골부에 있어서 테이프 박리를 실시하였다. 굽힘 가공부 상에 폭 24㎜의 셀로판 테이프(등록 상표)를 눌러 붙였다 떼어내어, 셀로판 테이프의 길이 90㎜의 부분을 눈으로 판단하였다. 평가 기준은 이하와 같이 하였다.

[0273] ○ 박리가 가공부 면적에 대하여 5% 미만

[0274] × 박리가 가공부 면적에 대하여 5% 초과

표 1

	화학 성분 (질량%) 잔부: Fe 및 불가피적 불순물								비고
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	
A	0.118	0.61	2.34	0.018	0.0033	0.083	0.0022	0.0007	실시예
B	0.231	1.77	1.45	0.011	0.0014	0.026	0.0044	0.0005	실시예
C	0.091	0.45	1.78	0.019	0.0024	0.040	0.0058	0.0002	실시예
D	0.079	0.98	1.65	0.011	0.0029	0.033	0.0046	0.0014	실시예
E	0.171	0.14	1.80	0.015	0.0047	0.025	0.0009	0.0015	실시예
F	0.179	1.22	1.62	0.010	0.0009	0.067	0.0020	0.0022	실시예
G	0.122	1.92	2.97	0.019	0.0055	0.022	0.0041	0.0019	실시예
H	0.134	0.23	2.58	0.018	0.0045	0.041	0.0057	0.0016	실시예
I	0.131	1.68	0.96	0.020	0.0026	0.046	0.0046	0.0010	실시예
J	0.073	1.06	3.27	0.017	0.0057	0.070	0.0022	0.0022	실시예
K	0.084	0.62	2.53	0.004	0.0005	0.724	0.0026	0.0009	실시예
L	0.212	0.48	1.36	0.010	0.0021	0.060	0.0044	0.0013	실시예
M	0.122	0.22	1.57	0.017	0.0014	0.062	0.0067	0.0010	실시예
N	0.055	1.20	2.73	0.010	0.0011	0.025	0.0025	0.0016	실시예
O	0.180	1.58	1.97	0.007	0.0020	0.039	0.0060	0.0020	실시예
P	0.177	1.42	2.87	0.018	0.0030	0.046	0.0056	0.0018	실시예
Q	0.060	0.89	1.28	0.016	0.0040	0.048	0.0064	0.0018	실시예
R	0.086	0.32	2.28	0.006	0.0004	1.000	0.0037	0.0021	실시예
S	0.115	0.07	2.42	0.008	0.0052	0.198	0.0057	0.0006	실시예
T	0.135	0.67	2.36	0.022	0.0019	1.180	0.0011	0.0017	실시예
U	0.083	0.55	1.30	0.032	0.0044	0.057	0.0023	0.0015	실시예
V	0.130	0.45	1.21	0.018	0.0056	0.052	0.0012	0.0018	실시예
W	0.118	0.53	0.69	0.010	0.0050	0.054	0.0049	0.0019	실시예
X	0.207	0.65	1.76	0.014	0.0025	0.046	0.0044	0.0021	실시예
Y	0.116	0.11	1.74	0.011	0.0062	0.067	0.0042	0.0007	실시예
Z	0.081	0.33	1.27	0.008	0.0035	0.035	0.0017	0.0008	실시예

※밑줄은 본 발명 범위 밖임

[0275]

표 2

	화학 성분 (질량%) 잔부: Fe 및 불가피적 불순물								
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	비고
AA	0.016	1.20	2.50	0.020	0.0007	0.044	0.0021	0.0008	비교예
AB	0.336	1.06	2.45	0.018	0.0064	0.051	0.0035	0.0006	비교예
AC	0.133	0.00	2.83	0.012	0.0014	0.020	0.0014	0.0010	비교예
AD	0.127	2.30	2.56	0.022	0.0050	0.015	0.0037	0.0003	비교예
AE	0.181	0.15	0.36	0.009	0.0026	0.038	0.0058	0.0006	비교예
AF	0.172	0.22	5.00	0.014	0.0047	0.051	0.0035	0.0007	비교예
AG	0.113	0.61	3.24	0.140	0.0049	0.050	0.0011	0.0010	비교예
AH	0.123	1.69	1.95	0.011	0.0156	0.035	0.0022	0.0017	비교예
AI	0.124	1.51	2.06	0.011	0.0057	2.841	0.0025	0.0023	비교예
AJ	0.106	1.07	1.92	0.022	0.0026	0.044	0.0122	0.0012	비교예
AK	0.116	0.75	2.71	0.019	0.0017	0.056	0.0013	0.0132	비교예

※밑줄은 본 발명 범위 밖임

[0276]

표 3

	화학 성분 (질량%) 잔부: Fe 및 불가피적 불순물														비고
	Ti	Nb	V	Cr	Ni	Cu	Mo	B	W	Ca	Ce	Mg	Zr	La	REM	
A																실시예
B																실시예
C																실시예
D																실시예
E	0.049															실시예
F		0.036														실시예
G			0.107													실시예
H				0.56												실시예
I					0.73											실시예
J						0.70										실시예
K							0.15									실시예
L								0.0040								실시예
M									0.15							실시예
N										0.0025						실시예
O											0.0016					실시예
P												0.0030				실시예
Q													0.0012			실시예
R														0.0030		실시예
S															0.0014	실시예
T	0.015	0.024														실시예
U				0.14	0.16											실시예
V	0.024						0.0015									실시예
W	0.020	0.008		0.43			0.08	0.0008								실시예
X	0.074			0.15												실시예
Y		0.052								0.0028	0.0019					실시예
Z	0.008	0.007	0.032				0.08	0.0004		0.0012						실시예

※밑줄은 본 발명 범위 밖임

[0277]

표 4

	화학 성분 (질량%) 잔부: Fe 및 불가피적 불순물																			비고
	Ti	Nb	V	Cr	Ni	Cu	Mo	B	W	Ca	Ce	Mg	Zr	La	REM					
AA																				비교예
AB																				비교예
AC																				비교예
AD																				비교예
AE																				비교예
AF																				비교예
AG																				비교예
AH																				비교예
AI																				비교예
AJ																				비교예
AK																				비교예

※밑줄은 본 발명 범위 밖임

[0278]

표 5

실험예	화학 성분	열연 공정						냉연 공정	비고
		슬래브 가열 온도	압연 완료 온도	평균 냉각 속도	권취 온도	Ae3*	식 (1)	압하율	
		℃	℃	℃/초	℃	℃		%	
1	A	1185	921	27	560	846	5.4	41	실시예
2	A	1260	925	19	597	846	3.0	44	실시예
3	A	1220	913	17	596	846	3.0	5	실시예
4	B	1250	900	32	550	902	7.1	56	실시예
5	B	1215	894	29	614	902	2.3	68	실시예
6	B	1225	936	21	627	902	26.0	37	비교예
7	C	1205	942	15	615	852	4.1	33	실시예
8	C	1255	908	18	582	852	8.3	64	실시예
9	C	1170	957	33	592	852	7.2	38	비교예
10	D	1230	908	18	595	872	7.3	42	실시예
11	D	1165	888	17	620	872	7.7	44	실시예
12	D	1165	951	23	558	872	3.0	61	비교예
13	E	1255	927	21	621	840	7.3	64	실시예
14	E	1220	933	26	595	840	4.9	61	실시예
15	E	1170	941	16	585	840	7.3	63	비교예
16	F	1190	941	33	593	884	8.0	68	실시예
17	F	1255	928	17	617	884	4.1	69	실시예
18	F	1215	925	26	617	884	0.4	41	비교예
19	G	1205	948	23	590	862	6.7	40	실시예
20	G	1245	912	20	585	862	8.7	50	실시예
21	G	1225	869	14	614	862	5.8	35	비교예
22	H	1195	935	25	554	812	9.1	70	실시예
23	H	1255	925	18	603	812	2.2	71	실시예
24	H	1265	899	24	616	812	7.9	66	비교예
25	I	1225	871	20	645	887	5.5	33	실시예
26	I	1215	884	16	603	887	4.4	59	실시예
27	I	1225	925	23	616	887	9.7	68	비교예
28	J	1170	889	36	634	817	6.7	73	실시예
29	J	1190	935	27	609	817	1.4	38	실시예
30	J	1215	925	21	555	817	2.9	49	비교예
31	K	1195	923	14	612	922	4.8	65	실시예
32	K	1225	931	17	611	922	3.2	64	실시예
33	K	1225	911	32	590	922	8.6	57	비교예
34	L	1230	906	17	612	868	7.3	62	실시예
35	L	1190	931	29	581	868	6.1	43	실시예
36	L	1260	901	12	611	868	3.4	38	비교예
37	M	1250	917	16	644	854	2.8	69	실시예
38	M	1190	914	20	584	854	6.9	35	실시예
39	M	1175	928	26	565	854	5.4	3	실시예
40	N	1225	919	24	579	846	8.9	70	실시예
41	N	1190	890	18	612	846	9.9	33	실시예
42	N	1180	915	12	634	846	0.5	63	비교예
43	O	1205	912	35	630	882	2.6	63	실시예
44	O	1215	920	19	609	882	3.9	56	실시예
45	O	1260	956	25	593	882	5.1	72	비교예

※밑줄은 본 발명 범위 밖임

[0279]

표 6

실험예	화학 성분	열연 공정						냉연 공정	비고
		슬래브 가열 온도	압연 완료 온도	평균 냉각 속도	권취 온도	Ae3*	식 (1)	압하율	
		℃	℃	℃/초	℃	℃		%	
46	P	1255	931	17	582	852	3.3	36	실시예
47	P	1185	897	16	626	852	2.4	71	실시예
48	P	1220	904	30	649	852	3.7	69	비교예
49	Q	1190	909	19	633	882	2.4	33	실시예
50	Q	1185	922	20	574	882	12.3	66	실시예
51	Q	1255	886	13	581	882	8.0	62	비교예
52	R	1260	891	18	560	952	11.5	69	실시예
53	R	1255	917	19	599	952	4.9	36	실시예
54	R	1225	914	28	602	952	7.8	72	비교예
55	S	1255	928	19	599	841	6.2	43	실시예
56	S	1260	926	44	612	841	3.6	67	실시예
57	S	1235	919	20	611	841	3.1	41	비교예
58	T	1215	935	20	588	982	4.1	71	실시예
59	T	1265	905	27	619	982	2.4	57	실시예
60	T	1230	954	32	580	982	8.6	69	비교예
61	U	1235	926	24	609	862	8.5	69	실시예
62	U	1200	879	15	609	862	7.7	46	실시예
63	U	1245	878	15	639	862	7.4	42	비교예
64	V	1255	893	27	585	870	9.4	64	실시예
65	V	1170	876	28	590	870	0.9	52	실시예
66	V	1235	946	17	622	870	2.5	38	비교예
67	W	1205	912	26	548	881	5.3	51	실시예
68	W	1175	867	14	634	881	6.3	70	실시예
69	W	1200	939	24	594	881	3.6	50	비교예
70	X	1215	895	18	608	857	7.6	55	실시예
71	X	1190	948	18	607	857	4.8	43	실시예
72	X	1185	907	16	600	857	3.2	36	비교예
73	Y	1195	916	39	627	846	7.5	39	실시예
74	Y	1165	938	23	568	846	5.7	33	실시예
75	Y	1240	955	18	609	846	9.0	39	비교예
76	Z	1175	926	18	631	864	8.9	48	실시예
77	Z	1175	895	35	604	864	1.9	38	실시예
78	Z	1185	893	15	606	864	22.3	64	비교예
79	AA	1210	891	19	622	855	4.7	67	비교예
80	AB	1175	916	24	604	853	4.9	45	비교예
81	AC	1180	906	19	579	805	2.1	72	비교예
82	AD	열연 공정에서, 가열 중에 슬래브가 깨졌기 때문에 실험 중지.							비교예
83	AE	1225	875	18	646	884	3.4	41	비교예
84	AF	열연 공정에서, 압연 중에 슬래브가 깨졌기 때문에 실험 중지.							비교예
85	AG	주조 공정에서, 슬래브가 깨졌기 때문에 실험 중지.							비교예
86	AH	1210	918	17	605	886	5.4	65	비교예
87	AI	열연 공정에서, 압연 중에 슬래브가 깨졌기 때문에 실험 중지.							비교예
88	AJ	1170	908	15	610	868	4.9	40	비교예
89	AK	1175	956	25	574	836	7.8	52	비교예

※밑줄은 본 발명 범위 밖임

[0280]

표 7

실험예	화학성분	어닐링 공정															비고
		가열 공정						가열 공정		도금 전 냉각 공정							
		평균 가열 속도	최고 가열 온도 Tm	Ac3	Ac3 −Tm	Ac1	Tm −Ac1	예열대	환원대	냉각 속도 1	냉각 속도 2	마르텐사이트 변태 처리			베이나이트 변태 처리 1		
								공기비	P (H₂O) /P (H₂)			Ms점	처리 온도	처리 시간	처리 온도	처리 시간	
		℃/초	℃	℃	℃	℃	℃			℃/초	℃/초	℃	℃	초	℃	초	
1	A	3.5	828	839	11	696	132	0.8	1.54	5.0	29.1	381	345	13	415	32	실시예
2	A	10.5	832	839	7	696	136	1.1	0.03	4.2	13.3	383			471	138	실시예
3	A	3.5	909	839	-70	696	213	1.0	0.52	2.8	7.4	354					실시예
4	B	7.4	873	863	-10	735	138	1.0	0.06	10.5	13.0	351					실시예
5	B	2.2	845	863	18	735	110	1.2	0.16	6.0	28.4	306					실시예
6	B	2.7	826	863	37	735	91	0.8	0.31	4.4	11.5	298			459	24	비교예
7	C	1.9	823	848	25	703	120	0.8	0.35	5.1	104.0	403			491	17	실시예
8	C	3.2	825	848	23	703	122	1.0	0.38	6.0	29.3	407					실시예
9	C	1.6	841	848	7	703	138	1.0	0.60	4.8	28.2	420	392	18			비교예
10	D	2.3	878	876	-2	717	161	1.0	0.61	3.4	29.8	421	401	7			실시예
11	D	7.6	866	876	10	717	149	0.7	0.37	6.1	47.2	423			429	157	실시예
12	D	2.5	838	876	38	717	121	0.8	0.14	4.8	11.6	401			453	23	비교예
13	E	7.8	797	823	26	695	102	1.1	0.36	2.9	61.1	335			481	19	실시예
14	E	1.5	818	823	5	695	123	1.1	0.50	5.5	11.9	378	354	18	395	63	실시예
15	E	2.2	799	823	24	695	104	0.5	0.65	6.0	37.6	346			489	49	비교예
16	F	6.7	844	859	15	722	122	0.9	0.17	4.3	6.1	343	298	27			실시예
17	F	2.8	829	859	30	722	107	0.8	0.53	4.9	62.4	315			498	13	실시예
18	F	3.6	844	859	15	722	122	1.0	0.45	3.9	110.4	336					비교예
19	G	2.7	836	855	19	710	126	0.8	0.82	5.2	87.2	333			387	46	실시예
20	G	2.4	848	855	7	710	138	0.8	0.21	3.7	44.2	337			458	27	실시예
21	G	7.9	844	855	11	710	134	1.0	0.26	1.3	11.4	204			463	30	비교예
22	H	2.6	813	822	9	693	120	1.1	0.02	4.8	12.2	360					실시예
23	H	2.5	785	822	37	693	92	1.1	0.34	5.5	36.4	316			480	17	실시예
24	H	2.9	758	822	64	693	65	0.9	1.06	4.6	83.9	331			468	13	비교예
25	I	6.8	867	883	16	725	142	0.9	0.87	5.0	29.3	381	263	43	409	27	실시예
26	I	1.1	863	883	20	725	138	0.8	0.01	4.3	84.5	372			388	84	실시예
27	I	2.7	852	883	31	725	127	1.1	0.04	4.6	72.8	353			374	77	비교예
28	J	1.5	841	823	-18	680	161	1.1	0.39	16.0	106.4	377	346	9	431	56	실시예
29	J	3.1	796	823	27	680	116	0.7	0.71	3.8	8.3	356			392	183	실시예
30	J	2.9	790	823	33	680	110	1.1	0.42	5.6	11.3	359					비교예

※밑줄은 본 발명 범위 밖임

[0281]

표 8

실험예	화학성분	어닐링 공정															비고
		가열 공정						가열 공정		도금 전 냉각 공정							
		평균 가열 속도	최고 가열 온도 Tm	Ac3	Ac3 −Tm	Ac1	Tm −Ac1	예열대	환원대	냉각 속도 1	냉각 속도 2	마르텐사이트 변태 처리			베이나이트 변태 처리 1		
								공기비	P (H2O) /P (H2)			Ms점	처리 온도	처리 시간	처리 온도	처리 시간	
		℃/초	℃	℃	℃	℃	℃			℃/초	℃/초	℃	℃	초	℃	초	
31	K	3.4	915	924	9	721	194	0.9	0.43	25.5	21.9	414					실시예
32	K	1.5	895	924	29	721	174	1.1	0.35	5.2	96.0	404			473	36	실시예
33	K	7.2	911	924	13	721	190	1.1	0.23	3.7	2.8	385			457	16	비교예
34	L	1.8	814	843	29	716	98	1.0	0.16	4.9	11.5	306	304	8	416	17	실시예
35	L	7.3	818	843	25	716	102	1.0	0.001	5.6	66.3	325			483	45	실시예
36	L	8.2	834	843	9	716	118	0.8	0.07	3.3	25.5	298			465	22	비교예
37	M	8.3	850	850	0	704	146	0.8	0.02	4.5	11.5	415	405	18	445	19	실시예
38	M	1.8	899	850	-49	704	195	0.8	0.06	3.0	58.5	392	302	23			실시예
39	M	6.8	848	850	2	704	144	0.8	0.39	5.6	84.5	417			480	47	실시예
40	N	3.7	847	855	8	700	147	0.9	0.20	5.6	39.8	401			473	35	실시예
41	N	1.4	839	855	16	700	139	0.8	0.38	4.8	82.4	394	358	8			실시예
42	N	2.0	818	855	37	700	118	0.8	0.38	3.7	12.4	384	373	9	469	14	비교예
43	O	3.4	821	856	35	725	96	0.7	0.58	8.0	28.4	297					실시예
44	O	6.3	821	856	35	725	96	1.0	0.38	6.3	68.0	290					실시예
45	O	2.1	841	856	15	725	116	1.1	2.45	4.5	68.9	328			454	105	비교예
46	P	7.7	824	834	10	707	117	1.1	0.18	5.6	23.8	322			427	69	실시예
47	P	2.8	831	834	3	707	124	1.0	0.47	3.4	25.8	316			459	35	실시예
48	P	6.9	806	834	28	707	99	0.9	0.0000	5.8	68.5	292					비교예
49	Q	3.8	874	882	8	721	153	0.9	0.13	3.9	5.8	443			453	287	실시예
50	Q	1.2	876	882	6	721	155	1.1	0.004	4.8	72.0	448	426	6	448	22	실시예
51	Q	6.3	856	882	26	721	135	0.5	0.04	6.3	29.6	442					비교예
52	R	2.6	977	978	1	732	245	1.2	0.02	6.3	85.8	431			464	49	실시예
53	R	2.9	975	978	3	732	243	1.0	0.48	3.8	13.6	426			481	81	실시예
54	R	4.7	948	978	30	732	216	1.0	0.38	6.0	13.2	420	366	14			비교예
55	S	7.1	824	834	10	689	135	0.9	0.08	4.4	13.0	391			435	38	실시예
56	S	3.2	793	834	41	689	104	1.1	0.38	7.5	11.8	363			465	67	실시예
57	S	7.9	772	834	62	689	83	0.8	0.29	3.8	29.8	260					비교예
58	T	7.7	977	999	22	745	232	0.8	0.44	5.8	13.4	392	351	12			실시예
59	T	7.1	974	999	25	745	229	1.1	0.06	6.0	13.1	389			471	19	실시예
60	T	8.1	969	999	30	745	224	0.9	0.04	5.8	3.5	354			488	25	비교예

※밑줄은 본 발명 범위 밖임

[0282]

표 9

| 실험예 | 화학성분 | 어닐링 공정 | | |

표 10

실험예	용액 성분		도금 공정		도금 후 냉각 공정								가공 공정			냉간 압연	비고
			도금욕		식(2)	냉각 속도 3	베이나이트 변태 처리		재가열 처리		롤 직경	가공 횟수	굽힘-복귀 가공 공정	압하율		
		유효 Al량	욕 온도	강판의 진입 온도			처리 온도	처리 시간	처리 온도	처리 시간							
		질량%	℃	℃		℃/초	℃	초	℃	초	mm	회		%			
1	A	0.091	455	449	1.04	5.1					350	2		—		0.07	실시예
2	A	0.102	462	456	0.96	3.2					350	2		0.07		0.28	실시예
3	A	0.092	461	479	1.26	4.0					350	2		0.28		0.44	실시예
4	B	0.069	465	472	2.06	1.6	325	312			350	2		0.44		0.27	실시예
5	B	0.094	459	454	1.02	5.3			327	26	350	2		0.27		0.09	비교예
6	B	0.109	465	463	0.88	4.6			328	30	350	2		0.09		0.44	실시예
7	C	0.118	457	460	0.69	5.3					150	2		0.44		0.47	실시예
8	C	0.113	468	474	0.99	1.2			342	209	350	2		0.47		0.20	실시예
9	C	0.082	467	462	2.35	5.5					350	2		0.20		0.18	비교예
10	D	0.115	459	464	0.78	4.0					350	2		0.18		0.06	실시예
11	D	0.082	462	474	1.90	6.1					100	2		0.06		0.47	실시예
12	D	0.136	458	461	0.24	4.9					350	2		0.47		0.34	비교예
13	E	0.109	460	447	0.64	7.2			305	14	350	2		0.34		0.29	실시예
14	E	0.144	465	467	0.46	5.0			258	71	350	4		0.29		0.13	실시예
15	E	0.115	456	449	0.45	4.2			316	13	350	2		0.13		0.05	비교예
16	F	0.097	451	453	0.87	0.7					350	2		0.05		0.36	실시예
17	F	0.071	465	463	2.12	1.2	327	36	324	28	350	2		0.36		0.24	실시예
18	F	0.103	451	454	0.77	5.4			341	28	350	2		0.24		0.19	비교예
19	G	0.099	465	462	1.22	0.3	281	126			350	2		0.19		—	실시예
20	G	0.058	458	444	2.16	6.0			324	28	350	2		—		0.35	실시예
21	G	0.096	465	472	1.26	2.4					350	2		0.35		0.44	비교예
22	H	0.085	460	465	1.36	8.0			336	19	350	2		0.44		0.13	실시예
23	H	0.083	453	461	1.60	1.9	342	27			350	2		0.13		0.15	실시예
24	H	0.103	467	468	1.24	5.7			334	16	350	2		0.15		0.05	비교예
25	I	0.127	465	471	0.75	2.5					350	2		0.05		0.32	실시예
26	I	0.116	462	466	0.87	6.2					350	2		0.32		0.22	실시예
27	I	0.104	457	451	0.31	5.3					350	2		0.22		0.03	비교예
28	J	0.089	460	456	1.24	4.7					350	2		0.03		0.22	실시예
29	J	0.088	460	465	1.23	2.8					350	2		0.22		0.11	실시예
30	J	0.031	463	466	5.40	3.9	337	149	316	19	350	2		0.11			비교예

※밑줄은 본 발명 범위 밖임

[0284]

표 11

실험예	화학성분		도금 공정			도금 후 냉각 공정							가공 공정			냉간 압연	비고
			도금욕			식(2)	냉각 속도 3	베이나이트 변태 처리		재가열 처리			굽힘-복귀 가공 공정				
			유효 Al량	욕 온도	강판의 진입 온도			처리 온도	처리 시간	처리 온도	처리 시간		롤 직경	가공 횟수		압하율	
			질량%	℃	℃		℃/초	℃	초	℃	초		mm	회		%	
31	K	0.114	458	456	0.73		7.5			285	427		350	2		0.43	실시예
32	K	0.104	466	471	1.04		5.4	322	21				350	2		0.08	실시예
33	K	0.089	452	449	1.27		2.8						350	2		0.15	비교예
34	L	0.085	464	460	1.21		7.2						350	2		1.15	실시예
35	L	0.104	459	454	0.82		1.9						350	2		0.25	실시예
36	L	0.215	456	458	0.10		5.2						350	2		0.33	비교예
37	M	0.099	452	447	0.81		6.3			268	40		350	2		0.05	실시예
38	M	0.082	451	454	1.30		2.6						500	2		0.26	실시예
39	M	0.124	466	459	0.84		5.9			270	17		350	2		0.41	실시예
40	N	0.112	458	453	0.62		6.0			333	33		350	2		0.31	실시예
41	N	0.082	454	462	1.49		2.8	347	23				350	2		0.22	실시예
42	N	0.087	468	470	1.73		7.1			298	20		350	2		0.37	비교예
43	O	0.125	459	457	0.63		5.6			347	31		350	2		0.28	실시예
44	O	0.124	466	465	0.68		1.3	303	255				350	2		0.41	실시예
45	O	0.084	467	473	1.59		5.2						350	2		0.43	비교예
46	P	0.108	466	472	0.94		3.3						750	2		0.08	실시예
47	P	0.116	460	465	0.87		8.3			280	63		350	2		0.40	실시예
48	P	0.108	459	454	0.65		1.3	341	88				350	2		0.28	비교예
49	Q	0.109	467	465	0.91		6.1						350	2		—	실시예
50	Q	0.093	462	469	1.08		7.2						600	2		0.07	실시예
51	Q	0.112	467	469	0.95		1.6	327	233				350	2		0.21	비교예
52	R	0.089	468	461	1.54		5.3	296	83	291	72		350	2		0.74	실시예
53	R	0.098	457	463	1.01		3.9						350	2		0.41	실시예
54	R	0.078	465	463	3.36		6.4						350	2		0.38	비교예
55	S	0.095	452	445	0.81		8.4						350	2		0.16	실시예
56	S	0.159	464	474	0.43		0.9						500	8		0.38	실시예
57	S	0.112	458	463	0.75		5.5			310	17		350	2		0.23	비교예
58	T	0.088	463	457	1.34		5.8						350	2		—	실시예
59	T	0.110	466	459	0.89		2.1	287	28				350	2		0.34	실시예
60	T	0.082	461	467	1.54		6.3						350	2		0.24	비교예

※밑줄은 본 발명 범위 밖임

[0285]

표 12

실험예	화학성분	도금 공정 도금욕 유효 Al량 질량%	욕 온도 ℃	강판의 진입 온도 ℃	도금 후 냉각 공정 식(2)	냉각 속도 3 ℃/초	베이나이트 변태 처리 2 처리 온도 ℃	베이나이트 변태 처리 2 처리 시간 초	재가열 처리 처리 온도 ℃	재가열 처리 처리 시간 초	가공 공정 급합금-복귀 가공 공정 롤 직경 mm	가공 횟수 회	냉간 압연 압하율 %	비고
61	U	0.112	467	459	0.75	6.3					350	2	0.14	실시예
62	U	0.084	462	458	1.24	7.8					350	2	0.44	실시예
63	U	0.119	467	468	0.99	6.2					350	2	0.30	비교예
64	V	0.086	461	464	1.60	1.0	302	75	318	21	350	2	0.22	실시예
65	V	0.124	457	460	0.63	1.9	326	36			350	2	0.59	실시예
66	V	0.106	452	459	0.82	2.8	267	23			350	2	0.12	비교예
67	W	0.105	451	458	0.78	6.0					350	2	0.45	실시예
68	W	0.117	461	455	0.73	7.0					350	4	0.35	실시예
69	W	0.095	454	451	1.01	5.5					350	2	0.40	비교예
70	X	0.102	452	450	0.57	7.7					350	2	0.34	실시예
71	X	0.101	467	467	1.15	1.9	319	113			750	2	0.15	실시예
72	X	0.125	452	452	0.52	1.4	336	44	274	8	350	2	0.31	비교예
73	Y	0.138	461	443	0.42	1.4	345	67			350	2	0.43	실시예
74	Y	0.108	459	459	0.86	6.4			328	16	350	2	0.18	실시예
75	Y	0.088	463	459	1.24	6.3					350	2	0.15	비교예
76	Z	0.112	453	446	0.58	1.7	282	23			350	8	0.41	실시예
77	Z	0.122	465	468	0.98	1.5	306	29			350	2	0.44	실시예
78	Z	0.120	455	453	0.58	5.1					350	2	0.23	비교예
79	AA	0.104	452	445	0.71	6.2					350	2	0.26	비교예
80	AB	0.117	451	463	0.50	7.2			341	31	350	2	0.28	비교예
81	AC	0.093	451	451	1.03	9.1					350	2	0.47	비교예
82	AD													비교예
83	AE	0.098	460	461	1.00	5.7					350	2	0.20	비교예
84	AF													비교예
85	AG													비교예
86	AH	0.106	460	464	0.89	5.3			337	36	350	2	-	비교예
87	AI													비교예
88	AJ	0.092	465	465	1.23	5.6			321	33	350	2	-	비교예
89	AK	0.093	458	465	1.18	1.9					350	2	-	비교예

※밑줄은 본 발명 범위 밖임

[0286]

표 13

실험예	화학성분	마이크로 조직												비고
		1／4 두께								지철 표층				
		조직 분율								조직 분율			입계 및/또는 입자내 산화물	
		α	B	B F	M	템퍼링 M	잔류 γ	기타	경질 조직 V 2	잔류 γ	경질 조직 V 1	V 1／V 2		
		%	%	%	%	%	%	%	%	%	%			
1	A	21	43	6	5	23	0	2	77	1	13	0.17	유	실시예
2	A	18	46	26	6	0	4	0	78	0	51	0.66	무	실시예
3	A	43	24	4	13	15	0	1	56	0	30	0.54	무	실시예
4	B	3	16	56	0	16	5	4	88	3	66	0.75	무	실시예
5	B	31	2	15	8	42	0	2	67	0	56	0.84	무	실시예
6	B	34	1	42	11	8	3	1	62	0	5	0.08	무	비교예
7	C	38	26	18	18	0	0	0	62	0	50	0.80	무	실시예
8	C	34	12	3	0	47	2	2	62	0	36	0.58	무	실시예
9	C	19	0	0	6	75	0	0	81	1	32	0.39	무	비교예
10	D	22	19	5	13	38	1	2	75	0	28	0.38	무	실시예
11	D	18	38	23	20	0	1	0	81	0	59	0.73	무	실시예
12	D	45	16	14	18	3	2	2	51	0	44	0.86	무	비교예
13	E	43	21	2	9	24	0	1	56	0	32	0.57	무	실시예
14	E	17	30	2	27	22	0	2	81	2	50	0.62	무	실시예
15	E	38	39	2	5	16	0	0	62	0	50	0.80	무	비교예
16	F	32	20	4	5	37	2	0	66	0	56	0.85	무	실시예
17	F	41	2	47	3	0	7	0	52	0	37	0.72	무	실시예
18	F	35	4	4	9	45	0	3	62	1	63	1.02	무	비교예
19	G	24	20	53	0	0	3	0	73	0	36	0.49	무	실시예
20	G	19	0	23	1	57	0	0	81	0	59	0.73	무	실시예
21	G	72	6	15	3	0	4	0	24	0	16	0.67	무	비교예
22	H	19	2	0	2	75	1	1	79	0	64	0.81	무	실시예
23	H	43	29	19	5	0	4	0	53	0	40	0.76	무	실시예
24	H	63	16	0	3	17	0	1	36	0	15	0.41	무	비교예
25	I	31	17	11	0	40	0	1	68	0	19	0.28	무	실시예
26	I	37	32	12	19	0	0	0	63	0	37	0.58	무	실시예
27	I	47	19	28	2	2	0	2	51	0	44	0.87	무	비교예
28	J	0	28	12	4	55	0	1	99	0	20	0.20	유	실시예
29	J	38	37	22	3	0	0	0	62	0	51	0.82	무	실시예
30	J	35	26	16	5	12	4	2	59	0	38	0.65	무	비교예

※밑줄은 본 발명 범위 밖임

[0287]

표 14

실험예	화학성분	마이크로 조직												비고
		1／4 두께								지철 표층				
		조직 분율								조직 분율			입계 및/또는 입자내 산화물	
		α	B	B F	M	템퍼링 M	잔류 γ	기타	경질 조직 V 2	잔류 γ	경질 조직 V 1	V 1／V 2		
		%	%	%	%	%	%	%	%	%	%			
31	K	8	9	7	0	75	1	0	91	0	51	0.56	무	실시예
32	K	25	53	10	12	0	0	0	75	0	47	0.62	무	실시예
33	K	45	26	6	5	0	1	17	37	5	23	0.62	무	비교예
34	L	45	16	7	18	14	0	0	55	0	43	0.78	무	실시예
35	L	38	21	38	0	0	3	0	59	0	50	0.85	무	실시예
36	L	47	25	3	15	8	1	1	51	0	43	0.84	무	비교예
37	M	16	31	0	19	34	0	0	84	2	75	0.89	무	실시예
38	M	37	4	1	3	55	0	0	63	0	42	0.67	무	실시예
39	M	14	41	1	8	35	1	0	85	0	61	0.72	무	실시예
40	N	5	19	7	8	59	1	1	93	0	71	0.76	무	실시예
41	N	22	7	13	5	51	2	0	76	0	45	0.59	무	실시예
42	N	40	15	3	7	33	1	1	58	0	56	0.97	무	비교예
43	O	44	6	8	7	35	0	0	56	0	42	0.75	무	실시예
44	O	46	11	40	0	0	3	0	51	0	37	0.73	무	실시예
45	O	30	0	50	13	4	3	0	67	0	3	0.04	무	비교예
46	P	15	52	26	5	2	0	0	85	0	64	0.75	무	실시예
47	P	19	15	21	8	33	0	4	77	2	52	0.67	무	실시예
48	P	35	0	62	0	0	3	0	62	0	51	0.83	무	비교예
49	Q	31	29	29	9	0	1	1	67	0	59	0.88	무	실시예
50	Q	21	28	1	15	33	0	2	77	1	52	0.68	무	실시예
51	Q	32	38	25	3	0	2	0	66	0	59	0.89	무	비교예
52	R	9	24	18	14	30	4	1	86	0	76	0.88	무	실시예
53	R	18	62	16	4	0	0	0	82	0	38	0.47	무	실시예
54	R	26	12	14	15	29	4	0	70	0	39	0.55	무	비교예
55	S	20	70	1	6	3	0	0	80	0	27	0.34	무	실시예
56	S	43	56	0	1	0	0	0	57	0	38	0.67	무	실시예
57	S	73	14	0	0	11	0	2	25	0	21	0.83	무	비교예
58	T	19	14	20	15	28	4	0	77	2	42	0.55	무	실시예
59	T	22	22	44	6	1	4	1	73	0	56	0.77	무	실시예
60	T	40	21	9	10	0	0	20	40	0	35	0.87	무	비교예

※ 밑줄은 본 발명 범위 밖임

[0288]

표 15

실험예	화학성분	마이크로 조직												비고
		1／4 두께								지철 표층				
		조직 분율								조직 분율			입계 및/또는 입자내 산화물	
		α	B	B F	M	템퍼링 M	잔류 γ	기타	경질 조직 V 2	잔류 γ	경질 조직 V 1	V 1／V 2		
		%	%	%	%	%	%	%	%	%	%			
61	U	41	18	9	13	17	0	2	57	1	21	0.37	무	실시예
62	U	34	48	6	10	2	0	0	66	0	52	0.79	무	실시예
63	U	46	35	9	5	5	0	0	54	1	5	0.09	무	비교예
64	V	30	40	26	0	0	4	0	66	0	11	0.17	유	실시예
65	V	22	31	43	0	0	4	0	74	0	66	0.89	무	실시예
66	V	28	24	37	7	0	4	0	68	0	21	0.31	무	비교예
67	W	33	55	3	9	0	0	0	67	0	50	0.74	무	실시예
68	W	47	34	11	7	0	0	1	52	0	19	0.37	무	실시예
69	W	82	3	0	13	0	2	0	16	0	12	0.78	무	비교예
70	X	15	32	19	11	22	0	1	84	1	63	0.75	무	실시예
71	X	45	12	25	0	15	3	0	52	0	30	0.58	무	실시예
72	X	40	12	31	6	7	4	0	56	0	14	0.25	무	비교예
73	Y	30	40	26	0	0	4	0	66	0	16	0.25	무	실시예
74	Y	21	12	1	5	59	0	2	77	0	17	0.22	무	실시예
75	Y	10	68	5	11	3	0	3	87	0	6	0.07	무	비교예
76	Z	39	40	5	10	4	1	1	59	0	53	0.89	무	실시예
77	Z	25	18	1	14	39	2	1	72	0	9	0.13	무	실시예
78	Z	30	19	1	13	36	0	1	69	0	6	0.09	무	비교예
79	A A	99	0	0	0	0	0	1	0	0	0	0.50	무	비교예
80	A B	18	11	16	4	48	0	3	79	1	54	0.69	무	비교예
81	A C	23	56	0	10	0	0	11	66	1	52	0.79	무	비교예
82	A D	실험 중지												비교예
83	AE	68	23	0	0	0	0	9	23	0	14	0.61	무	비교예
84	AF	실험 중지												비교예
85	AG	실험 중지												비교예
86	AH	22	5	19	8	42	3	1	74	0	35	0.47	무	비교예
87	AI	실험 중지												비교예
88	AJ	13	38	7	4	38	0	0	87	0	65	0.74	무	비교예
89	AK	20	68	10	2	0	0	0	80	0	48	0.60	무	비교예

※ 밑줄은 본 발명 범위 밖임

[0289]

표 16

실험예	화학성분	도금층						모재 강재			비고
		함유량		ζ상		δ1상	도금 부착량	미세화층의 평균 두께	페라이트상의 평균 입경	산화물의 최대 직경	
		Fe	Al	경계면 점유율	산화물이 존재하는 경계면의 비율	경계면 점유율					
		%	%	%	%	%	g／m^2	μm	μm	μm	
1	A	1.5	0.12	42	0	0	81	3.3	0.4	0.1	실시예
2	A	2.5	0.26	60	0	0	55	0.9	1.1	0.04	실시예
3	A	2.7	0.27	63	0	0	54	2.9	0.8	0.1	실시예
4	B	2.8	0.14	83	0	0	79	0.9	0.9	0.1	실시예
5	B	1.8	0.24	48	0	0	77	1.3	0.8	0.1	실시예
6	B	2.9	0.36	41	5	0	70	1.4	0.4	0.2	비교예
7	C	2.2	0.43	36	11	0	89	2.5	0.7	0.3	실시예
8	C	2.3	0.31	53	0	0	90	2.5	1.5	0.03	실시예
9	C	6.3	0.22	65	0	35	84	3.4	0.9	0.03	비교예
10	D	1.8	0.29	32	0	0	34	2.4	0.6	0.1	실시예
11	D	4.0	0.20	78	0	0	64	2.0	0.7	0.1	실시예
12	D	0.4	0.22	8	0	0	53	1.0	0.6	0.1	비교예
13	E	2.9	0.35	30	8	0	72	3.8	0.7	0.2	실시예
14	E	0.9	0.39	42	7	0	67	3.5	0.3	0.4	실시예
15	E	1.7	0.33	42	0	0	51	3.5	1.4	0.04	비교예
16	F	3.4	0.34	60	0	0	61	1.3	0.6	0.1	실시예
17	F	4.7	0.19	90	0	0	71	2.0	1.7	0.02	실시예
18	F	1.7	0.23	28	0	0	73	2.2	0.4	0.1	비교예
19	G	2.8	0.35	50	0	0	52	2.1	0.4	0.1	실시예
20	G	3.2	0.11	82	0	0	80	1.3	1.0	0.1	실시예
21	G	2.7	0.33	64	0	0	85	1.4	0.7	0.1	비교예
22	H	2.3	0.19	52	0	0	33	0.5	0.9	0.1	실시예
23	H	4.0	0.20	85	0	0	73	2.8	0.5	0.04	실시예
24	H	3.2	0.36	71	0	0	72	4.2	0.3	0.03	비교예
25	I	1.8	0.30	32	0	0	40	2.5	0.6	0.1	실시예
26	I	1.1	0.27	24	0	0	49	0.3	2.3	0.02	실시예
27	I	0.3	0.23	13	8	0	33	0.5	0.5	0.3	비교예
28	J	2.5	0.20	65	0	0	66	2.1	0.5	0.1	실시예
29	J	3.2	0.26	57	11	0	69	2.3	1.4	0.4	실시예
30	J	7.1	0.11	33	0	62	31	2.3	0.5	0.1	비교예

※밑줄은 본 발명 범위 밖임

[0290]

표 17

실험예	화학성분	도금층						모재 강재			비고
		함유량		ζ상		δ1상	도금 부착량	미세화층의 평균 두께	페라이트상의 평균 입경	산화물의 최대 직경	
		Fe	Al	경계면 점유율	산화물이 존재하는 경계면의 비율	경계면 점유율					
		%	%	%	%	%	g／m^2	μm	μm	μm	
31	K	1.9	0.26	52	0	0	53	2.4	0.6	0.1	실시예
32	K	2.1	0.23	56	4	0	86	2.6	0.4	0.2	실시예
33	K	2.3	0.26	42	11	0	65	2.0	0.8	0.4	비교예
34	L	3.1	0.22	53	11	0	45	1.8	0.7	0.3	실시예
35	L	0.7	0.22	30	0	0	46	0.4	2.6	0.02	실시예
36	L	0.0	1.01	0	0	0	47	0.9	0.8	0.04	비교예
37	M	1.8	0.22	34	0	0	74	0.9	1.9	0.01	실시예
38	M	3.6	0.19	60	0	0	75	0.3	0.8	0.03	실시예
39	M	3.7	0.59	35	0	0	51	2.7	0.4	0.04	실시예
40	N	1.8	0.27	43	0	0	61	1.3	0.8	0.1	실시예
41	N	3.4	0.23	62	0	0	31	1.8	1.3	0.04	실시예
42	N	3.5	0.25	68	0	0	69	2.0	0.4	0.1	비교예
43	O	1.5	0.35	32	9	0	50	2.0	0.5	0.3	실시예
44	O	1.6	0.31	43	5	0	72	2.1	0.6	0.3	실시예
45	O	6.3	0.12	76	0	0	53	6.2	0.5	0.04	비교예
46	P	2.8	0.29	66	4	0	51	1.4	0.6	0.2	실시예
47	P	2.3	0.37	46	0	0	73	1.9	0.4	0.1	실시예
48	P	0.1	0.12	0	0	0	87	<0.1	(3.4)	(<0.01)	비교예
49	Q	2.2	0.31	61	0	0	57	1.2	0.7	0.1	실시예
50	Q	1.5	0.19	45	0	0	38	0.6	1.7	0.1	실시예
51	Q	1.0	0.24	42	0	0	68	0.8	1.0	0.04	비교예
52	R	3.3	0.30	76	0	0	70	0.9	1.1	0.02	실시예
53	R	2.1	0.19	45	11	0	68	3.0	0.8	0.3	실시예
54	R	6.7	0.44	77	0	0	64	2.8	0.5	0.1	비교예
55	S	2.9	0.26	55	6	0	84	0.7	0.9	0.3	실시예
56	S	2.1	0.79	27	0	0	36	4.2	0.5	0.1	실시예
57	S	3.1	0.42	35	0	0	48	2.6	0.7	0.04	비교예
58	T	3.4	0.31	51	0	0	65	2.1	0.7	0.1	실시예
59	T	2.5	0.35	51	0	0	71	0.8	0.9	0.1	실시예
60	T	2.3	0.20	54	0	0	75	0.9	1.0	0.1	비교예

※ 밑줄은 본 발명 범위 밖임

[0291]

표 18

실험예	화학성분	도금층						모재 강재			비고
		함유량		ζ상		δ1상	도금 부착량	미세화층의 평균 두께	페라이트상의 평균 입경	산화물의 최대 직경	
		Fe	Al	경계면 점유율	산화물이 존재하는 경계면의 비율	경계면 점유율					
		%	%	%	%	%	g／m^2	μm	μm	μm	
61	U	2.1	0.31	42	12	0	46	2.1	0.6	0.5	실시예
62	U	3.1	0.18	64	0	0	51	1.1	0.6	0.1	실시예
63	U	3.5	0.53	44	0	0	75	1.0	0.6	0.1	비교예
64	V	3.6	0.14	88	0	0	66	2.2	0.6	0.1	실시예
65	V	2.0	0.39	43	0	0	54	1.3	0.5	0.1	실시예
66	V	2.0	0.25	37	0	0	47	2.0	1.6	0.6	비교예
67	W	1.7	0.25	36	0	0	60	1.8	1.5	0.03	실시예
68	W	2.6	0.34	36	0	0	86	2.7	0.5	0.1	실시예
69	W	3.1	0.23	62	0	0	75	1.2	0.6	0.1	비교예
70	X	1.5	0.21	48	0	0	66	0.8	0.8	0.1	실시예
71	X	3.3	0.29	52	0	0	69	1.6	2.2	0.03	실시예
72	X	1.3	0.29	45	0	0	88	3.1	0.4	1.0	비교예
73	Y	0.8	0.21	22	8	0	76	4.4	0.5	0.3	실시예
74	Y	1.9	0.18	47	0	0	66	4.6	0.6	0.1	실시예
75	Y	7.3	0.08	17	0	45	32	9.3	0.4	0.1	비교예
76	Z	1.5	0.32	42	0	0	70	0.1	0.9	0.02	실시예
77	Z	3.5	0.56	43	0	0	52	4.2	0.4	0.03	실시예
78	Z	1.3	0.24	40	0	0	49	2.2	0.4	0.03	비교예
79	AA	2.7	0.28	40	0	0	86	1.2	0.5	0.1	비교예
80	AB	1.9	0.31	48	0	0	59	1.9	0.5	0.04	비교예
81	AC	4.5	0.24	67	0	4	74	4.6	0.6	0.1	비교예
82	AD	실험 중지									비교예
83	AE	3.4	..2	74	0	0	69	2.4	0.8	0.1	비교예
84	AF	실험 중지									비교예
85	AG	실험 중지									비교예
86	AH	2.8	0.13	49	0	0	67	3.0	0.5	0.0	비교예
87	AI	3.543									비교예
88	AJ	3.5	0.12	50	0	0	69	0.5	0.7	0.1	비교예
89	AK	1.2	0.15	35	1	0	62	0.5	0.6	0.2	비교예

※ 밑줄은 본 발명 범위 밖임

[0292]

표 19

실험예	화학성분	판두께 t	인장특성				구멍확장성 λ	$TS^{0.5} \times El \times \lambda^{0.5}$	굽힘성		내피로특성		도금밀착성	스폿용접성	내식성	웨덤성	1R90° V굽힘 파우더링	비고
			항복강도 YS	인장최대강도 TS	전체신장 El	항복비 YS/TS			최소굽힘반경 r	r/t	피로한도 DL	DL/TS						
		mm	MPa	MPa	%		%		mm		MPa							
1	A	1.3	657	881	17	0.75	65	3.58E+06	1.5	1.2	384	0.44	○	○	○	○	○	실시예
2	A	1.4	572	759	20	0.75	55	3.10E+06	2.0	1.4	400	0.53	○	○	○	○	○	실시예
3	A	1.9	603	851	18	0.71	44	2.96E+06	2.0	1.1	333	0.39	○	○	○	○	○	실시예
4	B	1.1	823	1037	14	0.79	59	3.59E+06	1.0	0.9	496	0.48	○	○	○	○	○	실시예
5	B	1.2	819	1110	12	0.74	57	3.35E+06	1.5	1.3	616	0.55	○	○	○	○	○	실시예
6	B	1.2	834	1136	11	0.73	49	2.95E+06	1.0	0.8	350	0.31	○	○	○	○	○	비교예
7	C	2.0	467	694	23	0.67	45	2.82E+06	3.0	1.5	330	0.48	○	○	○	○	○	실시예
8	C	1.8	622	790	19	0.79	60	3.27E+06	3.0	1.7	389	0.49	○	○	○	○	○	실시예
9	C	1.8	717	895	16	0.80	51	3.06E+06	2.0	1.1	389	0.43	×	○	○	×	×	비교예
10	D	2.5	603	794	19	0.76	63	3.37E+06	4.0	1.6	342	0.43	○	○	○	○	○	실시예
11	D	1.4	591	823	19	0.72	38	2.77E+06	2.0	1.4	411	0.50	○	○	○	○	○	실시예
12	D	1.2	496	729	26	0.68	39	3.20E+06	1.5	1.3	302	0.41	×	○	○	○	○	비교예
13	E	0.9	578	846	20	0.68	42	3.19E+06	1.0	1.1	365	0.43	○	○	○	○	○	실시예
14	E	1.6	796	1046	12	0.76	44	2.69E+06	1.5	0.9	400	0.38	○	○	○	○	○	실시예
15	E	1.0	537	772	19	0.70	93	3.93E+06	4.0	4.0	361	0.47	×	○	○	○	○	비교예
16	F	1.6	859	1123	13	0.76	49	3.42E+06	2.0	1.3	550	0.49	○	○	○	○	○	실시예
17	F	0.9	713	1013	14	0.70	52	3.25E+06	1.0	1.1	460	0.45	○	○	○	○	○	실시예
18	F	1.2	847	1118	10	0.76	74	3.22E+06	3.0	2.5	569	0.51	○	○	○	○	○	비교예
19	G	1.2	637	862	16	0.74	54	2.98E+06	2.0	1.7	422	0.49	○	○	○	○	○	실시예
20	G	1.2	991	1195	10	0.83	57	3.12E+06	2.0	1.7	671	0.56	○	○	○	○	○	실시예
21	G	1.3	507	939	15	0.54	34	2.52E+06	2.5	1.9	330	0.35	○	○	○	○	○	비교예
22	H	1.2	793	968	14	0.82	61	3.29E+06	2.0	1.7	604	0.62	○	○	○	○	○	실시예

※밑줄은 본 발명 범위 밖임

[0293]

표 20

실험예	화학성분	판두께 t	인장특성				구멍확장성 λ	TS^0.5×El×λ^0.5	굽힘성	내피로특성		도금밀착성	스폿용접성	내식성	칩평성	1R90° V굽힘 파우더링	비고
			항복강도 YS	인장최대강도 TS	전체신장 El	항복비 YS/TS			최소굽힘반경 r	r/t	피로한도 DL	DL/TS					
		mm	MPa	MPa	%		%		mm		MPa						
23	H	0.9	473	704	25	0.67	40	2.95E+06	1.5	1.7	313	0.44	○	○	○	○	실시예
24	H	1.6	373	663	29	0.56	42	3.21E+06	3.0	1.9	241	0.36	○	○	○	○	비교예
25	I	1.2	674	907	16	0.74	61	3.41E+06	2.0	1.7	449	0.50	○	○	○	○	실시예
26	I	1.6	586	886	18	0.66	33	2.73E+06	2.5	1.6	357	0.40	○	○	○	○	실시예
27	I	1.2	487	735	21	0.66	71	3.53E+06	2.0	1.7	323	0.44	×	○	○	○	비교예
28	J	1.0	791	935	17	0.85	60	3.76E+06	1.5	1.5	439	0.47	○	○	○	○	실시예
29	J	1.8	494	728	25	0.68	48	3.40E+06	2.5	1.4	380	0.52	○	○	○	○	실시예
30	J	2.2	562	758	21	0.74	64	3.51E+06	4.0	1.8	358	0.47	×	○	×	×	비교예
31	K	0.7	802	939	15	0.85	76	3.76E+06	1.0	1.4	535	0.57	○	○	○	○	실시예
32	K	0.9	573	799	18	0.72	60	3.15E+06	1.5	1.7	338	0.42	○	○	○	○	실시예
33	K	1.2	371	572	23	0.65	37	1.91E+06	2.0	1.7	229	0.40	○	○	○	○	비교예
34	L	1.9	670	981	15	0.68	44	3.06E+06	2.0	1.1	391	0.40	○	○	○	○	실시예
35	L	1.2	481	678	26	0.71	65	3.70E+06	1.5	1.3	320	0.47	○	○	○	○	실시예
36	L	3.1	608	936	14	0.65	49	2.81E+06	2.0	0.6	388	0.41	×	○	○	○	비교예
37	M	0.9	698	883	18	0.79	56	3.53E+06	1.0	1.1	421	0.48	○	○	○	○	실시예
38	M	1.3	700	942	18	0.74	51	3.72E+06	2.5	1.9	423	0.45	○	○	○	○	실시예
39	M	2.9	663	857	17	0.77	70	3.57E+06	5.0	1.7	482	0.56	○	○	○	○	실시예
40	N	1.8	756	923	17	0.82	45	3.20E+06	2.5	1.4	560	0.61	○	○	○	○	실시예
41	N	2.0	649	809	18	0.80	75	3.59E+06	3.5	1.8	419	0.52	○	○	○	○	실시예
42	N	1.0	527	710	22	0.74	61	3.25E+06	2.5	2.5	402	0.57	○	○	○	○	비교예
43	O	1.0	698	1012	15	0.69	39	3.02E+06	1.5	1.5	531	0.52	○	○	○	○	실시예
44	O	1.1	517	747	23	0.69	48	3.25E+06	2.0	1.8	394	0.53	○	○	○	○	실시예

※밑줄은 본 발명 범위 밖임

[0294]

표 21

실험예	화학성분	판두께 t	인장특성				구멍확장성 λ	TS^0.5×EL×λ^0.5	굽힘성		내피로특성		도금밀착성	스폿용접성	내식성	칩평성	1R90° V굽힘 파우더링	비고
			항복강도 YS	인장최대강도 TS	전체신장 EL	항복비 YS/TS			최소굽힘반경 r	r/t	피로한도 DL	DL/TS						
		mm	MPa	MPa	%		%		mm		MPa							
45	O	1.4	708	1018	13	0.70	51	3.02E+06	1.5	1.1	429	0.42	×	○	○	○	○	비교예
46	P	1.6	717	925	15	0.78	69	3.51E+06	2.5	1.6	486	0.53	○	○	○	○	○	실시예
47	P	0.9	881	1100	12	0.80	58	3.33E+06	1.0	1.1	451	0.41	○	○	○	○	○	실시예
48	P	0.9	644	906	18	0.71	36	2.95E+06	1.5	1.7	441	0.49	×	○	○	○	○	비교예
49	Q	0.7	505	711	23	0.71	53	3.17E+06	1.0	1.4	321	0.45	○	○	○	○	○	실시예
50	Q	1.7	593	757	21	0.78	75	3.79E+06	1.5	0.9	342	0.45	○	○	○	○	○	실시예
51	Q	1.2	464	633	28	0.73	57	3.37E+06	2.5	2.1	325	0.51	×	○	○	○	○	비교예
52	R	0.9	715	900	17	0.79	60	3.56E+06	1.5	1.7	470	0.52	○	○	○	○	○	실시예
53	R	1.6	521	676	24	0.77	67	3.45E+06	2.0	1.3	320	0.47	○	○	○	○	○	실시예
54	R	1.4	618	847	20	0.73	42	3.20E+06	1.5	1.1	370	0.44	×	○	○	×	×	비교예
55	S	1.6	495	642	24	0.77	79	3.47E+06	3.0	1.9	313	0.49	○	○	○	○	○	실시예
56	S	1.0	459	686	26	0.67	64	3.74E+06	2.0	2.0	323	0.47	○	○	○	○	○	실시예
57	S	1.2	279	547	28	0.51	53	2.61E+06	2.0	1.7	214	0.39	○	○	○	○	○	비교예
58	T	1.1	822	1062	15	0.77	32	2.94E+06	1.0	0.9	469	0.44	○	○	○	○	○	실시예
59	T	1.3	602	818	19	0.74	49	3.11E+06	1.5	1.2	418	0.51	○	○	○	○	○	실시예
60	T	0.9	366	678	19	0.54	27	1.74E+06	1.5	1.7	304	0.45	○	○	○	○	○	비교예
61	U	0.9	473	708	20	0.67	90	3.57E+06	1.5	1.7	274	0.39	○	○	○	○	○	실시예
62	U	1.3	454	644	28	0.70	58	3.48E+06	2.0	1.5	327	0.51	○	○	○	○	○	실시예
63	U	1.1	459	659	25	0.70	59	3.25E+06	1.0	0.9	213	0.32	○	○	○	○	○	비교예
64	V	0.9	435	612	23	0.71	110	3.65E+06	1.0	1.1	274	0.45	○	○	○	○	○	실시예
65	V	1.2	547	712	24	0.77	71	3.84E+06	2.0	1.7	351	0.49	○	○	○	○	○	실시예
66	V	1.3	496	701	23	0.71	66	3.47E+06	3.0	2.3	234	0.33	×	○	○	○	○	비교예

※밑줄은 본 발명 범위 밖임

[0295]

표 22

실험예	화학성분	판두께 t	인장특성				굽힘성	내피로특성		도금밀착성	스폿용접성	내식성	컬링성	IR90° V굽힘 표우더링	비고
			항복강도 YS	인장최대강도 TS	전체신장 El	항복비 YS/TS	구멍확장성 λ	$TS^{0.5} \times El \times \lambda^{0.5}$	최소굽힘반경 r	r/t	피로한도 DL	DL/TS					
		mm	MPa	MPa	%		%		mm		MPa						
67	W	2.4	461	658	22	0.70	81	3.34E+06	4.0	1.7	340	0.52	○	○	○	○	실시예
68	W	1.5	418	623	29	0.67	50	3.19E+06	3.0	2.0	243	0.39	○	○	○	○	실시예
69	W	1.7	429	798	19	0.54	44	2.84E+06	1.5	0.9	299	0.37	○	○	○	○	비교예
70	X	1.8	765	989	12	0.77	78	3.30E+06	1.5	0.8	522	0.53	○	○	○	○	실시예
71	X	1.6	670	928	16	0.72	53	3.29E+06	2.5	1.6	415	0.45	○	○	○	○	실시예
72	X	1.6	649	967	14	0.67	47	2.89E+06	3.5	2.2	288	0.30	×	○	○	○	비교예
73	Y	1.4	526	739	19	0.71	99	3.80E+06	2.5	1.8	294	0.40	○	○	○	○	실시예
74	Y	2.0	662	816	20	0.81	67	3.82E+06	3.0	1.5	385	0.47	○	○	○	○	실시예
75	Y	2.2	582	745	21	0.78	67	3.50E+06	2.0	0.9	237	0.32	○	○	○	○	비교예
76	Z	1.3	429	647	24	0.66	70	3.30E+06	2.0	1.5	318	0.49	○	○	○	○	실시예
77	Z	1.8	646	864	17	0.75	58	3.29E+06	3.5	1.9	338	0.39	○	○	○	○	실시예
78	Z	0.9	579	760	24	0.76	48	3.48E+06	1.0	1.1	254	0.33	×	○	○	○	비교예
79	AA	1.0	179	378	29	0.47	106	2.19E+06	< 1.0	-	150	0.40	○	○	○	○	비교예
80	AB	1.1	1112	1355	6	0.82	36	1.80E+06	3.0	2.7	670	0.49	○	×	○	○	비교예
81	AC	1.4	448	728	16	0.62	33	1.81E+06	3.0	2.1	308	0.42	○	○	○	○	비교예
82	AD	실험 중지															비교예
83	AE	1.8	274	508	24	0.54	45	1.84E+06	3.0	1.7	196	0.39	○	○	○	○	비교예
84	AF	실험 중지															비교예
85	AG	실험 중지															비교예
86	AH	1.4	810	1037	8	0.78	28	1.41E+06	4.5	3.2	323	0.31	○	×	○	○	비교예
87	AI	실험 중지															비교예
88	AJ	1.2	706	901	10	0.78	29	1.46E+06	5.0	4.2	278	0.31	○	○	○	○	비교예
89	AK	1.2	562	766	15	0.73	32	1.80E+06	4.0	3.3	242	0.32	○	○	○	○	비교예

※ 밑줄은 본 발명 범위 밖임

[0296]

[0297] 실험예 79는, C의 함유량이 작고, 판 두께의 1/4을 중심으로 한 1/8 두께 내지 3/8 두께의 범위의 경질 조직(V2)의 체적 분율이 작아져, 충분한 인장 강도가 얻어지지 않은 예이다.

[0298] 실험예 80은, C의 함유량이 커서, 스폿 용접성이 열화된 예이다.

[0299] 실험예 81은, Si의 함유량이 작고, 어닐링 공정 및 도금 공정에서 다량의 펄라이트 및 조대 시멘타이트가 생성되었기 때문에, 성형성이 열화된 예이다.

[0300] 실험예 82는, Si의 함유량이 크고, 열연 공정에서, 슬래브가 가열 중에 깨졌기 때문에, 실험을 중단한 예이다.

[0301] 실험예 83은, Mn의 함유량이 작고, 어닐링 공정 및 도금 공정에서 다량의 펄라이트 및 조대 시멘타이트가 생성되어, 강판의 인장 강도 및 성형성이 충분히 얻어지지 않은 예이다.

[0302] 실험예 84는, Mn의 함유량이 크고, 열연 공정에서, 슬래브가 압연 중에 깨졌기 때문에, 실험을 중단한 예이다.

[0303] 실험예 85는, P의 함유량이 크고, 주조 공정에서 슬래브가 깨졌기 때문에, 실험을 중단한 예이다.

[0304] 실험예 86은, S의 함유량이 커서, 다량의 조대 황화물이 생성되었기 때문에, 연성, 구멍 확장성, 굽힘성, 내 피로 특성 및 스폿 용접성이 열화된 예이다.

[0305] 실험예 87은, Al의 함유량이 크고, 열연 공정에서, 슬래브가 압연 중에 깨졌기 때문에, 실험을 중단한 예이다.

[0306] 실험예 88은, N의 함유량이 커서, 다량의 조대 질화물이 생성되었기 때문에, 연성, 구멍 확장성, 굽힘성 및 내 피로 특성이 열화된 예이다.

[0307] 실험예 89는, O의 함유량이 크고, 다량의 조대 산화물이 생성되었기 때문에, 연성, 구멍 확장성, 굽힘성 및 내 피로 특성이 열화된 예이다.

[0308] 실험예 6 및 78은, 열연 공정에서의 식 (1)의 값이 과대해서, 강판 표층부에서의 경질 조직의 분율이 과도하게 저하되어, 피로 한도 강도가 저하된 예이다.

[0309] 실험예 18 및 42는, 열연 공정에서의 식 (1)의 값이 과소해서, 강판 표층부에서의 경질 조직 분율이 과도하게 높아져, 굽힘성이 열화된 예이다.

[0310] 실험예 66 및 72는, 어닐링 공정에서, 600 내지 750℃의 사이의 온도 영역에서의 평균 가열 속도가 작고, 강판 내부에서의 산화물의 성장이 과도하게 진행되어, 파괴의 기점이 되는 조대한 산화물이 발생했기 때문에, 굽힘성, 내 피로 특성이 열화된 예이다.

[0311] 실험예 63은, 어닐링 공정의 가열 공정에서, 예열대의 공기비가 크고, 표층에서의 탈탄이 과도하게 진행되었기 때문에, 내 피로 특성이 열화된 예이다.

[0312] 실험예 15 및 51은, 어닐링 공정의 가열 공정에서, 예열대의 공기비가 작아, 도금 밀착성이 열화된 예이다. 또한, 도금 밀착성의 열화에 의해, 굽힘 변형 시에 도금 박리가 발생했기 때문에, 굽힘성도 열화되었다.

[0313] 실험예 45는, 어닐링 공정의 가열 공정에서, 환원대에서의 수증기 분압 $P(H_2O)$와 수소 분압 $P(H_2)$의 비, $P(H_2O)/P(H_2)$가 크고, 표층의 미세화층이 과도하게 두꺼워져, 도금층의 합금화가 과도하게 진행되었기 때문에, 도금 밀착성이 열화된 예이다. 또한, 실험예 75에서는 상기 분압비가 특히 크고, 미세화층의 표층에서의 탈탄이 과도하게 진행되었기 때문에, 내 피로 특성이 열화된 예이다.

[0314] 실험예 48은, 어닐링 공정의 가열 공정에서, 환원대에서의 수증기 분압 $P(H_2O)$와 수소 분압 $P(H_2)$의 비, $P(H_2O)/P(H_2)$가 작고, 표층이 미세화하지 않았기 때문에, 도금 밀착성이 열화된 예이다. 또한, 표면에서의 페라이트의 평균 입경은 3.4㎛이며, 표면으로부터 0.5㎛의 범위에서의 강판 내부의 산화물의 최대계는 0.01㎛ 미만이었다.

[0315] 실험예 24 및 57은, 어닐링 공정의 가열 공정에서, 최고 가열 온도가 낮고, 마이크로 조직에서 차지하는 페라이트의 분율이 과도하게 커지고, 또한 판 두께의 1/4을 중심으로 한 1/8 두께 내지 3/8 두께의 범위의 경질 조직(V2)의 체적 분율이 작아져, 항복비가 열화된 예이다.

[0316] 실험예 21 및 69는, 어닐링 공정의 제1 냉각 공정에서, 720 내지 650℃간에서의 냉각 속도(냉각 속도 1)가 작아, 마이크로 조직에서 차지하는 페라이트의 분율이 과도하게 커지고, 또한 판 두께의 1/4을 중심으로 한 1/8 두께 내지 3/8 두께의 범위의 경질 조직(V2)의 체적 분율이 작아져, 항복비가 열화된 예이다.

[0317] 실험예 33 및 60은, 어닐링 공정의 제1 냉각 공정에서, 650 내지 500℃간에서의 냉각 속도(냉각 속도 2)가 작아, 다량의 펄라이트가 생성하고, 또한 판 두께의 1/4을 중심으로 한 1/8 두께 내지 3/8 두께의 범위의 경질 조직(V2)의 체적 분율이 작아졌기 때문에, 인장 강도, 연성 및 항복비가 열화된 예이다.

[0318] 실험예 9 및 54는, 도금 공정에서의 식 (2)의 값이 과대해서, 도금층 내의 Fe%가 과도하게 높아져, 충분한 도금 밀착성이 얻어지지 않은 예이다.

[0319] 실험예 12 및 27은, 도금 공정에서의 식 (2)의 값이 과소해서, 도금층과 지철의 계면에 ζ상이 충분히 생성되지 않아, 충분한 도금 밀착성이 얻어지지 않은 예이다.

[0320] 실험예 30은, 도금 공정의 도금욕 내에서의 유효 Al량이 과도하게 작고, 식 (2)의 값이 과대해져, 도금층 내의

Fe%가 과도하게 높아져, 충분한 도금 밀착성이 얻어지지 않은 예이다.

[0321] 실험예 36은, 도금 공정의 도금욕 내에서의 유효 Al량이 과도하게 크고, 식 (2)의 값이 과소가 되어, 도금층과 지철의 계면에 δ상이 충분히 생성되지 않아, 충분한 도금 밀착성이 얻어지지 않은 예이다.

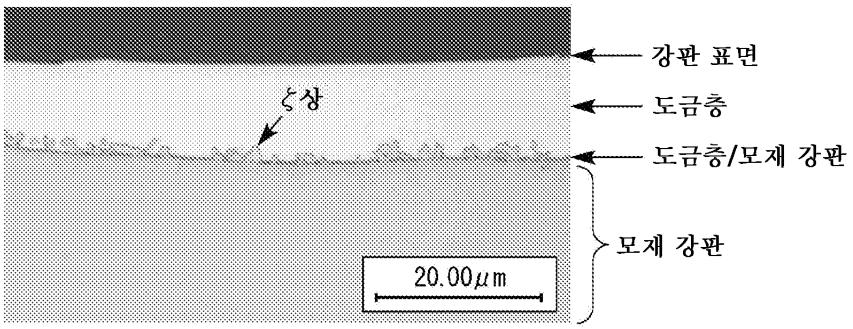
[0322] 이상, 본 발명의 각 실시 형태 및 실시예에 대해서 상세하게 설명했지만, 상기 실시 형태 및 실시예는, 모두 본 발명을 실시함에 있어서 구체화의 예를 나타낸 것에 지나지 않는다. 본 발명은 이들 실시 형태에 의해 기술적 범위가 한정적으로 해석되어서는 안되는 것이다. 즉, 본 발명은 그 기술 사상 또는 그 주요한 특징으로부터 일탈하지 않고, 다양한 형태로 실시할 수 있다.

[0323] [산업상 이용 가능성]

[0324] 본 발명은, 성형성, 내 피로 특성, 용접성, 내식성 및 도금 밀착성이 우수한 고강도 용융 아연 도금 강판 및 그 제조 방법에 유효한 기술이다. 그리고, 본 발명의 실시 형태에 따르면, 굽힘성 및 신장 플랜지 성형성이 우수하고, 또한 성형 후의 도금 밀착성이 우수하고, 높은 피로 한도를 갖는 고강도 용융 아연 도금 강판 및 그 제조 방법을 제공할 수 있다.

도면

도면1



도면2

