



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2024-0113837
(43) 공개일자 2024년07월23일

- (51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C23C 2/06 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
C22C 18/04 (2006.01) C22C 38/02 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
C23C 2/26 (2006.01)
- (52) CPC특허분류
C23C 2/06 (2013.01)
C21D 9/46 (2013.01)
- (21) 출원번호 10-2024-7021950
- (22) 출원일자(국제) 2022년12월21일
심사청구일자 2024년07월01일
- (85) 번역문제출일자 2024년07월01일
- (86) 국제출원번호 PCT/JP2022/047088
- (87) 국제공개번호 WO 2023/132237
국제공개일자 2023년07월13일
- (30) 우선권주장
JP-P-2022-001155 2022년01월06일 일본(JP)

- (71) 출원인
닛폰세이테츠 가부시카이가이사
일본 도쿄도 치요다꾸 마루노우찌 2쵸메 6방 1코
- (72) 발명자
미츠노부 다쿠야
일본 1008071 도쿄도 치요다꾸 마루노우찌 2쵸메 6방 1코 닛폰세이테츠 가부시카이가이사 내
다케바야시 히로시
일본 1008071 도쿄도 치요다꾸 마루노우찌 2쵸메 6방 1코 닛폰세이테츠 가부시카이가이사 내
- (74) 대리인
양영준, 최인호, 성재동

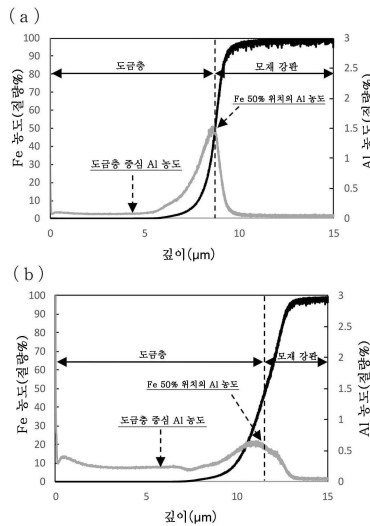
전체 청구항 수 : 총 5 항

(54) 발명의 명칭 도금 강판

(57) 요약

모재 강판과, 상기 모재 강판의 표면에 형성된 도금층을 구비하고, 상기 도금층이 소정의 화학 조성을 갖고, 상기 도금층을 글로우 방전 발광 분석법(GDS)으로 측정할 경우에, 「도금층 중심의 Al 농도」/「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비가 0.10 내지 1.50인 것을 특징으로 하는 도금 강판이 제공된다.

대표도 - 도1



(52) CPC특허분류

C22C 18/04 (2013.01)

C22C 38/02 (2013.01)

C22C 38/04 (2013.01)

C22C 38/60 (2013.01)

C23C 2/26 (2024.05)

명세서

청구범위

청구항 1

모재 강판과, 상기 모재 강판의 표면에 형성된 도금층을 구비하고,

상기 도금층이, 질량%로,

Al: 0.10 내지 1.50%, 및

Fe: 0.01 내지 2.00%

를 함유하고, 또한,

Mg: 0 내지 1.500%,

Si: 0 내지 1.000%,

Ni: 0 내지 1.000%,

Ca: 0 내지 4.000%,

Sb: 0 내지 0.500%,

Pb: 0 내지 0.500%,

Cu: 0 내지 1.000%,

Sn: 0 내지 1.000%,

Ti: 0 내지 1.000%,

Cr: 0 내지 1.000%,

Nb: 0 내지 1.000%,

Zr: 0 내지 1.000%,

Mn: 0 내지 1.000%,

Mo: 0 내지 1.000%,

Ag: 0 내지 1.000%,

Li: 0 내지 1.000%,

La: 0 내지 0.500%,

Ce: 0 내지 0.500%,

B: 0 내지 0.500%,

Y: 0 내지 0.500%,

P: 0 내지 0.500%, 및

Sr: 0 내지 0.500%

중 적어도 1종을 합계로 5.000% 이하 함유하고,

잔부가 Zn 및 불순물로 이루어지는 화학 조성을 갖고,

상기 도금층을 글로우 방전 발광 분석법(GDS)으로 측정할 경우에, 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비가 0.10 내지 1.50인 것을 특징으로 하는, 도금 강판.

청구항 2

제1항에 있어서,

상기 화학 조성이, 질량%로, Al: 0.30 내지 1.50%를 함유하고, 상기 도금층을 GDS로 측정할 경우에, 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비가 0.20 내지 1.50인 것을 특징으로 하는, 도금 강판.

청구항 3

제1항에 있어서,

상기 화학 조성이, 질량%로, Al: 0.30 내지 1.50%를 함유하고, 상기 도금층을 GDS로 측정할 경우에, 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비가 0.30 내지 1.50인 것을 특징으로 하는, 도금 강판.

청구항 4

제1항 내지 제3항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 도금층이 용융 아연 도금(GI)층인 것을 특징으로 하는, 도금 강판.

청구항 5

제1항 내지 제4항 중 어느 한 항에 있어서,

780MPa 이상의 인장 강도를 갖는 것을 특징으로 하는, 도금 강판.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은 도금 강판에 관한 것이다.

배경 기술

[0002] 자동차 등에서 사용되는 강판은 양호한 용접 시공성이 요구된다. 자동차 차체의 조립 및 부품의 설치 등의 공정에서는, 주로 스폿 용접이 이용되고 있는데, 특히 아연 도금 강판끼리의 스폿 용접 또는 아연 도금 강판과 비도금 강판의 스폿 용접에 있어서는, 액체 금속 취화(Liquid Metal Embrittle: LME) 갈라짐을 억제할 필요가 있다. 이 현상은, 용접 입열에 의해 액상화된 아연이 결정립계를 따라 강판 내부에 침입하여 취화된 부분에, 용접에 의해 발생하는 인장 응력이 작용함으로써 발생하는 갈라짐이다. 스폿 용접에 있어서, 이러한 LME 갈라짐이 발생하면, 용접 조인트의 강도를 확보할 수 없게 되기 때문에, 아연 도금 강판의 사용이 저해되는 경우가 있다.

[0003] 이것과 관련하여, 특허문헌 1에서는, 스폿 용접 방법을 개량함으로써 이러한 LME 갈라짐에 대처하는 것이 교시되어 있다. 보다 구체적으로는, 특허문헌 1에서는, 용접 전극 사이의 통전 종료 후에 용접 전극의 가압 유지를 계속(용접 후 유지 시간 Ht를 연장)하고, 당해 용접 후 유지 시간 Ht를 피용접 부재의 총 판 두께 t의 함수로서 조정함으로써, 전극 개방 전에 용융된 아연계 도금을 응고시켜, 그 결과로서 용융된 아연계 도금이 용접 잔류 응력이 높은 개소의 강판의 결정립계에 침입하지 않고, 갈라짐을 억제할 수 있는 것이 교시되어 있다.

[0004] 특허문헌 2에서는, 스폿 용접 후의 스폿 용접부 근방의 도금 조직을 제어함으로써 갈라짐을 억제하는 것이 교시되어 있다. 보다 구체적으로는, 특허문헌 2에서는, 복수매의 강판을 중첩한 판조를, 한 쌍의 전극에 의해 끼움 지지하여 스폿 용접하여 형성한 스폿 용접부를 갖는 스폿 용접 부재이며, 상기 복수매의 강판 중 적어도 1매는, 인장 강도 780MPa 이상의 고강도 아연계 도금 강판이고, 또한 해당 고강도 아연계 도금 강판의 도금 중의 Al 함유량은 0.5질량% 이상이고, 상기 스폿 용접부의 코로나 본드 단부의 외측의 열충격 영역은, 상기 고강도 아연계 도금 강판의 모재 강판과 상기 도금의 계면에, 평균 두께가 0.3 μ m 이상인 FeAl 합금층과, 해당 FeAl 합금층 위에 평균 두께가 2.0 μ m 이상인 아연계 도금층을 형성한 도금층을 갖는 스폿 용접 부재가 기재되어 있다.

또한, 특허문헌 2에서는, 모재 강판에의 Zn 침입을 억제하기 위해서는, 도금 중의 Al 함유량을 0.5질량% 이상으로 함으로써, 용접 시의 입열에 의해 강판과 해당 강판의 도금의 계면에 고용점의 FeAl 합금층을 형성하는 것이 중요하다고 교시되어 있다.

선행기술문헌

특허문헌

- [0005] (특허문헌 0001) 일본 특허 공개 제2017-047475호 공보
(특허문헌 0002) 국제 공개 제2020/130079호

발명의 내용

해결하려는 과제

- [0006] 특허문헌 1 및 2에서는, 스폿 용접 방법을 개량하거나, 스폿 용접 후의 스폿 용접부 근방의 도금 조직을 제어하거나 하는 관점에서 LME 갈라짐의 억제에 대하여 검토가 되어 있다. 그러나 특허문헌 1 및 2에서는, 스폿 용접 전의 도금 강판에 있어서의 도금 조직을 개량한다는 관점에서는 반드시 충분한 검토가 이루어져 있지 않다. 따라서, 이들 특허문헌에 기재된 발명에서는, 내LME성의 향상에 관하여 여전히 개선의 여지가 있었다.
- [0007] 그래서 본 발명은 신규의 구성에 의해, 스폿 용접 시의 LME 갈라짐의 발생을 억제 또는 저감할 수 있는 개선된 내LME성을 갖는 도금 강판을 제공하는 것을 목적으로 한다.

과제의 해결 수단

- [0008] 본 발명자들은, LME 갈라짐의 발생을 억제 또는 저감하기 위해, 특히 도금 강판에 있어서의 도금층의 조직에 착목하여 검토를 행하였다. 그 결과, 본 발명자들은, Al을 비교적 적은 양으로 함유하는 도금층에 있어서, 도금층 중심의 Al 농도를 모재 강판과 도금층의 계면 부근의 Al 농도에 대하여 소정의 범위 내로 제어함으로써, 도금 강판의 내LME성을 현저하게 개선할 수 있는 것을 알아내어, 본 발명을 완성시켰다.
- [0009] 상기 목적을 달성하여 얻은 본 발명은 하기와 같다.
- [0010] (1) 모재 강판과, 상기 모재 강판의 표면에 형성된 도금층을 구비하고,
- [0011] 상기 도금층이, 질량%로,
- [0012] Al: 0.10 내지 1.50%, 및
- [0013] Fe: 0.01 내지 2.00%
- [0014] 를 함유하고, 또한,
- [0015] Mg: 0 내지 1.500%,
- [0016] Si: 0 내지 1.000%,
- [0017] Ni: 0 내지 1.000%,
- [0018] Ca: 0 내지 4.000%,
- [0019] Sb: 0 내지 0.500%,
- [0020] Pb: 0 내지 0.500%,
- [0021] Cu: 0 내지 1.000%,
- [0022] Sn: 0 내지 1.000%,
- [0023] Ti: 0 내지 1.000%,
- [0024] Cr: 0 내지 1.000%,

- [0025] Nb: 0 내지 1.000%,
- [0026] Zr: 0 내지 1.000%,
- [0027] Mn: 0 내지 1.000%,
- [0028] Mo: 0 내지 1.000%,
- [0029] Ag: 0 내지 1.000%,
- [0030] Li: 0 내지 1.000%,
- [0031] La: 0 내지 0.500%,
- [0032] Ce: 0 내지 0.500%,
- [0033] B: 0 내지 0.500%,
- [0034] Y: 0 내지 0.500%,
- [0035] P: 0 내지 0.500%, 및
- [0036] Sr: 0 내지 0.500%
- [0037] 중 적어도 1종을 합계로 5.000% 이하 함유하고,
- [0038] 잔부가 Zn 및 불순물로 이루어지는 화학 조성을 갖고,
- [0039] 상기 도금층을 글로우 방전 발광 분석법(GDS)으로 측정할 경우에, 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비가 0.10 내지 1.50인 것을 특징으로 하는, 도금 강판.
- [0040] (2) 상기 화학 조성이, 질량%로, Al: 0.30 내지 1.50%를 함유하고, 상기 도금층을 GDS로 측정할 경우에, 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비가 0.20 내지 1.50인 것을 특징으로 하는, 상기 (1)에 기재된 도금 강판.
- [0041] (3) 상기 화학 조성이, 질량%로, Al: 0.30 내지 1.50%를 함유하고, 상기 도금층을 GDS로 측정할 경우에, 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비가 0.30 내지 1.50인 것을 특징으로 하는, 상기 (1)에 기재된 도금 강판.
- [0042] (4) 상기 도금층이 용융 아연 도금(GI)층인 것을 특징으로 하는, 상기 (1) 내지 (3) 중 어느 한 항에 기재된 도금 강판.
- [0043] (5) 780MPa 이상의 인장 강도를 갖는 것을 특징으로 하는, 상기 (1) 내지 (4) 중 어느 한 항에 기재된 도금 강판.

발명의 효과

- [0044] 본 발명에 따르면, 스폿 용접 시의 LME 갈라짐의 발생을 억제 또는 저감할 수 있는 개선된 내LME성을 갖는 도금 강판을 제공할 수 있다.

도면의 간단한 설명

- [0045] 도 1은 도금 강판의 GDS에 의한 분석 결과를 나타내는 도면으로, (a)는 통상의 방법으로 제조한 Al 함유 도금 강판의 GDS에 의한 분석 결과를 나타내고, (b)는 본 발명의 실시 형태에 관한 도금 강판의 GDS에 의한 분석 결과를 나타내고 있다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

- [0046] <도금 강판>
- [0047] 본 발명의 실시 형태에 관한 도금 강판은, 모재 강판과, 상기 모재 강판의 표면에 형성된 도금층을 구비하고,
- [0048] 상기 도금층이, 질량%로,
- [0049] Al: 0.10 내지 1.50%, 및

- [0050] Fe: 0.01 내지 2.00%
- [0051] 를 함유하고, 또한,
- [0052] Mg: 0 내지 1.500%,
- [0053] Si: 0 내지 1.000%,
- [0054] Ni: 0 내지 1.000%,
- [0055] Ca: 0 내지 4.000%,
- [0056] Sb: 0 내지 0.500%,
- [0057] Pb: 0 내지 0.500%,
- [0058] Cu: 0 내지 1.000%,
- [0059] Sn: 0 내지 1.000%,
- [0060] Ti: 0 내지 1.000%,
- [0061] Cr: 0 내지 1.000%,
- [0062] Nb: 0 내지 1.000%,
- [0063] Zr: 0 내지 1.000%,
- [0064] Mn: 0 내지 1.000%,
- [0065] Mo: 0 내지 1.000%,
- [0066] Ag: 0 내지 1.000%,
- [0067] Li: 0 내지 1.000%,
- [0068] La: 0 내지 0.500%,
- [0069] Ce: 0 내지 0.500%,
- [0070] B: 0 내지 0.500%,
- [0071] Y: 0 내지 0.500%,
- [0072] P: 0 내지 0.500%, 및
- [0073] Sr: 0 내지 0.500%
- [0074] 중 적어도 1종을 합계로 5.000% 이하 함유하고,
- [0075] 잔부가 Zn 및 불순물로 이루어지는 화학 조성을 갖고,
- [0076] 상기 도금층을 글로우 방전 발광 분석법(GDS)으로 측정한 경우에, 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모체 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비가 0.10 내지 1.50인 것을 특징으로 하고 있다.
- [0077] 앞서 설명한 바와 같이, 아연 도금 강판끼리의 스폿 용접 또는 아연 도금 강판과 비도금 강판의 스폿 용접에 있어서는, LME 갈라짐을 억제할 필요가 있다. 예를 들어, 아연 도금 강판을 적어도 1매 이상 포함하는 2매 이상의 강판을 겹쳐서 스폿 용접하여 조인트를 제작할 때, 용접 금속(너깃)의 외측에 형성되는 압접부의 내부 혹은 그 바로 외측 또는 전극측의 표면에서 LME 갈라짐이 발생하는 경우가 있다. LME 갈라짐은, 스폿 용접 시에 용접 입열에 의해 액상화된 아연이 결정립계를 따라 강판 내부에 침입하여 취화된 부분에, 용접에 의해 발생하는 인장 응력, 예를 들어 전극에 의한 가압력이나 용접부의 팽창 수축, 전극 해방 시의 스프링백 등 많은 요인에 의해 발생하는 인장 응력이 강판에 작용함으로써 발생한다. 그래서 본 발명자들은, 이러한 강판 내부에의 아연의 침입을 억제 또는 저감하기 위해, 도금 강판에 있어서의 도금층의 조직에 착목하여 당해 도금층의 조직을 보다 적절한 것으로 하는 관점에서 검토를 행하였다.
- [0078] 먼저, 본 발명자들은, 아연(Zn)을 주체로 하는 도금층에 있어서 알루미늄(Al)을 비교적 적은 양 즉 0.10 내지 1.50질량%의 양으로 첨가하는 것이 강판 내부에의 Zn의 침입을 억제 또는 저감하는 관점에서 유효한 것을 알아

났다. Al의 첨가량이 많아지면, Zn-Al 공정 조성에 도금층의 조성이 가까워지기 때문에, 도금층의 용점이 저하된다. 이 때문에, Al의 과잉의 첨가는, 용융 Zn의 강판 내부로의 침입을 억제 또는 저감하여 내LME성을 향상시킨다는 관점에서는 불리하게 작용할 가능성이 높고, 특히 1.50질량%를 크게 초과하여 Al을 첨가한 경우에는, Al의 과잉의 첨가에 기초하는 마이너스의 효과가 현저해져, Al 첨가에 의한 LME 갈라짐의 억제 효과를 충분히 발휘할 수 없게 되는 것으로 생각된다. 또한, 본 발명자들은, 도금층 중의 Al 농도 분포를, 도금층 중심의 Al 농도가 모재 강판과 도금층의 계면 부근의 Al 농도, 보다 구체적으로는 Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도에 대하여 0.10 내지 1.50의 비율이 되도록 제어함으로써, 도금 강판의 내LME성을 현저하게 개선할 수 있는 것을 알아냈다. 이하, 도면을 참조하여 보다 상세하게 설명한다.

[0079]

도 1은 도금 강판의 GDS에 의한 분석 결과를 나타내는 도면으로, 도 1의 (a)는 통상의 방법으로 제조한 Al 함유 도금 강판의 GDS에 의한 분석 결과를 나타내고, 도 1의 (b)는 본 발명의 실시 형태에 관한 도금 강판의 GDS에 의한 분석 결과를 나타내고 있다. 먼저, 도 1의 (a)를 참조하면, 통상의 방법으로 Zn을 주체로 하는 도금층에 Al을 0.20% 함유시킨 Al 함유 도금 강판에서는, 도금 표면에 상당하는 깊이 위치 0 μ m로부터의 깊이가 깊어짐에 따라, Al 농도가 점차 상승하고, 모재 강판과 도금층의 계면 부근, 즉 Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치 부근에 있어서 Al 농도가 비교적 높은 피크를 갖는 것을 알 수 있다. 이 Al 농도의 피크는, 모재 강판과 도금층의 계면에서 Fe와 Al의 합금을 포함하는 Fe-Al 배리어층이 형성되어 있는 것을 시사하는 것이다. Al 농도의 피크가 비교적 높은 것으로부터도 명백한 바와 같이, 통상의 방법으로 제조한 Al 함유 도금 강판에서는, 도금층 중의 보다 많은 Al이 Fe-Al 배리어층의 형성에 소비되어 비교적 두꺼운 Fe-Al 배리어층이 형성되어 있다. 그러므로, 도 1의 (a)에서는, 모재 강판과 도금층의 계면 부근으로부터 도금 표면측으로 진행됨에 따라 Al 농도가 크게 감소하고, 그 후 거의 일정한 매우 낮은 값이 되어, Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치와 도금 표면의 중간 위치에 상당하는 도금층 중심에서 Al 농도가 약 0.1% 정도의 낮은 값을 나타내고 있는 것을 알 수 있다.

[0080]

이것과는 대조적으로, 도 1의 (b)를 참조하면, 마찬가지로의 Al 함유량을 갖는 도금층을 구비한 본 발명의 실시 형태에 관한 도금 강판에서는, 모재 강판과 도금층의 계면 부근의 Al 농도가 도 1의 (a)의 경우와 비교하여 매우 낮은 것을 알 수 있다. 따라서, 본 발명의 실시 형태에 관한 도금 강판에서는, 도 1의 (a)의 경우와 비교하여 얇은 Fe-Al 배리어층이 형성되어 있다. 이것과 관련하여, 도 1의 (b)에서는, 모재 강판과 도금층의 계면 부근으로부터 도금 표면측으로 진행해도 도금층 중의 Al 농도는 크게 감소하는 일 없이 비교적 완만하게 감소하고, 그 후 거의 일정한 값이 되고, 도금층 중심에서 Al 농도가 약 0.2%를 초과하여, 도 1의 (a)의 경우와 비교하여 약 2배 이상의 매우 높은 값을 나타내고 있는 것을 알 수 있다. 도 1의 (a) 및 (b)의 GDS에 의한 분석 결과로부터, 본 발명의 실시 형태에 관한 도금 강판에서는, 도금층 중의 Al의 대부분은 Fe-Al 배리어층의 형성에 소비되지 않고, 당해 Fe-Al 배리어층 이외의 도금층 중에 Al상으로서, 예를 들어 고용 상태로 존재하고 있다고 생각된다. 본 발명자들은, 이들 도금 강판의 GDS에 의한 분석 결과와, 도 1의 (b)의 도금 강판이 도 1의 (a)의 도금 강판에 비하여 높은 내LME성을 실험적으로 나타낸 사실로부터, Fe-Al 배리어층 이외의 도금층 중에 존재하는 Al상이 용융 Zn의 강판 내부로의 침입을 억제 또는 저감함에 있어서 매우 중요한 역할을 하는 것이라고 생각하여 더 검토를 행하였다. 그 결과, 본 발명자들은, Al 전체의 첨가량을 1.50질량% 이하의 비교적 낮은 양으로 제어하여 도금층에 있어서의 용점의 저하에 기초하는 내LME성의 열화를 억제하면서, 도금층을 GDS로 측정된 경우의 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비율 0.10 내지 1.50의 범위 내로 제어함으로써, 도금층에 Al을 첨가한 것에 의한 효과를 충분히 발휘하여 용융 Zn의 강판 내부로의 침입을 억제 또는 저감하고, 이것과 관련하여 도금 강판의 내LME성을 현저하게 향상시킬 수 있는 것을 알아냈다.

[0081]

어떤 특정한 이론에 속박되는 것을 의도하는 것은 아니지만, 본 발명의 실시 형태에 관한 도금 강판에 있어서는, 도금층 중의 Al이 이하와 같이 작용하여, 스폿 용접 시에 용접 입열에 의해 액상화된 Zn이 결정립계를 따라 강판 내부에 침입하는 것을 억제 또는 저감하고 있는 것으로 생각된다. 보다 자세하게 설명하면, 먼저 도금 강판에 있어서 모재 강판과 도금층의 계면에 형성되는 Fe-Al 배리어층은 비교적 깨지기 쉽기 때문에, 스폿 용접 시에 전극에 의한 가압력 등에 기인하여 강판에 부하되는 응력에 의해 비교적 용이하게 파단되는 것으로 생각된다. 스폿 용접 시에 용융된 Zn은, 이러한 Fe-Al 배리어층의 파단에 의해 모재 강판과 직접적으로 접촉하게 되기 때문에, 용융된 Zn이 결정립계를 따라 강판 내부에 침입할 리스크가 높아진다. 그러나 본 발명의 실시 형태에 관한 도금 강판에 따르면, 도금층 중의 Fe-Al 배리어층 이외의 부분에 있어서 비교적 많이 존재하는 Al이 Fe-Al 배리어층의 파단에 의해 Zn과 함께 모재 강판과 직접적으로 접촉하게 된다. 이 경우, 스폿 용접 시의 입열에 의해 도금층 중의 Al이 모재 강판 중의 Fe와 반응하여, 새롭게 Fe-Al 배리어층을 형성하고, 결과적으로 파단된 Fe-Al 배리어층이 보수되게 된다고 생각된다. 즉, Fe-Al 배리어층 이외의 도금층 중에 Al이 많이 존재

함으로써, 스폿 용접 시에 Zn이 Fe-Al 배리어층의 파단 등에 의해 모재 강판과 직접적으로 접촉하게 되어도, 바로 가까이 존재하는 Al에 의해 즉시 파단부에 새로운 Fe-Al 배리어층이 형성되게 된다. 이 때문에, 본 발명의 실시 형태에 관한 도금 강판에 따르면, 스폿 용접 시에 있어서의 용융 Zn의 강판 내부로의 침입을 현저하게 억제 또는 저감할 수 있으므로, 도금 강판에 있어서의 LME 갈라짐의 발생을 확실하게 억제 또는 저감하는 것이 가능해지는 것으로 생각된다. 종래, Zn계 도금층에 Al을 첨가한 도금 강판은 알려져 있지만, 도금층의 용접 저하를 고려하여 도금층 전체의 Al양을 비교적 낮게 억제하면서, 한편으로 Fe-Al 배리어층 이외의 도금층 중의 Al 양을 증가시킴으로써 스폿 용접 시에 있어서의 용융 Zn의 강판 내부로의 침입을 억제 또는 저감할 수 있다는 사실은 종래 알려져 있지 않고, 금회, 본 발명자들에 의해 처음으로 밝혀진 것이다.

[0082] 이하, 본 발명의 실시 형태에 관한 도금 강판에 대하여 보다 자세하게 설명한다. 이하의 설명에 있어서, 각 원소의 함유량의 단위인 「%」는, 특별히 언급이 없는 한 「질량%」를 의미하는 것이다. 또한, 본 명세서에 있어서, 수치 범위를 나타내는 「내지」란, 특별히 언급이 없는 경우, 그 전후에 기재되는 수치를 하한값 및 상한값으로서 포함하는 의미로 사용된다.

[0083] [도금층]

[0084] 본 발명의 실시 형태에 따르면, 도금층은 모재 강판의 표면에 형성되고, 예를 들어 모재 강판 중의 적어도 한쪽, 바람직하게는 양쪽의 표면에 형성된다. 도금층은 하기의 화학 조성을 갖는다.

[0085] [Al: 0.10 내지 1.50%]

[0086] Al은, 용융된 Zn이 결정립계를 따라 강판 내부에 침입하는 것을 억제하는 데에 유효한 원소이다. 이러한 효과를 충분히 얻기 위해, Al 함유량은 0.10% 이상으로 한다. Al 함유량은 0.12% 이상, 0.15% 이상, 0.18% 이상, 0.20% 이상, 0.25% 이상, 0.30% 이상, 0.35% 이상, 0.40% 이상, 0.60% 초과, 0.62% 이상, 0.65% 이상 또는 0.70% 이상이어도 된다. 한편, Al을 과도하게 함유하면, Zn-Al 공정 조성에 도금층의 조성이 가까워지기 때문에, 도금층의 용점이 저하된다. 이 때문에, 스폿 용접 시에 도금층 중의 Zn이 용융되기 쉬워져, LME 갈라짐을 촉진시켜 버리는 경우가 있다. 따라서, Al 함유량은 1.50% 이하로 한다. Al 함유량은 1.45% 이하, 1.40% 이하, 1.30% 이하, 1.20% 이하, 1.10% 이하, 1.00% 이하, 0.90% 이하 또는 0.80% 이하여도 된다.

[0087] [Fe: 0.01 내지 2.00%]

[0088] Fe는, 예를 들어 모재 강판으로부터 도금욕 중에 녹아나오거나 도금 처리 시에 Al과 반응하여 모재 강판과 도금층의 계면에 Fe-Al 배리어층을 형성하거나 하여, 도금층 중에 불가피하게 포함되는 원소이다. 이 때문에, 본 발명의 실시 형태에 관한 도금 강판에서는, 도금층 중의 Fe 함유량은 0.01% 이상이 된다. Fe 함유량은 0.05% 이상, 0.10% 이상, 0.15% 이상, 0.20% 이상, 0.25% 이상, 0.30% 이상, 0.40% 이상 또는 0.50% 이상이어도 된다. 한편, 도금층 중의 Fe 함유량이 너무 높으면, 도금층 중의 Al이 Fe와 화합하거나, 혹은 Fe-Al 배리어층의 형성에 많은 Al이 소비되거나 하여, 그 결과로서, Al 첨가에 의한 LME 갈라짐의 억제 효과를 충분히 발휘할 수 없게 되는 경우가 있다. 따라서, Fe 함유량은 2.00% 이하로 한다. Fe 함유량은 1.80% 이하, 1.60% 이하, 1.50% 이하, 1.30% 이하, 1.20% 이하, 1.00% 이하, 0.90% 이하, 0.80% 이하, 0.70% 이하 또는 0.60% 이하여도 된다.

[0089] 도금층의 기본 화학 조성은 상기한 바와 같다. 또한, 도금층은, 임의 선택으로, Mg: 0 내지 1.500%, Si: 0 내지 1.000%, Ni: 0 내지 1.000%, Ca: 0 내지 4.000%, Sb: 0 내지 0.500%, Pb: 0 내지 0.500%, Cu: 0 내지 1.000%, Sn: 0 내지 1.000%, Ti: 0 내지 1.000%, Cr: 0 내지 1.000%, Nb: 0 내지 1.000%, Zr: 0 내지 1.000%, Mn: 0 내지 1.000%, Mo: 0 내지 1.000%, Ag: 0 내지 1.000%, Li: 0 내지 1.000%, La: 0 내지 0.500%, Ce: 0 내지 0.500%, B: 0 내지 0.500%, Y: 0 내지 0.500%, P: 0 내지 0.500%, 및 Sr: 0 내지 0.500% 중 적어도 1종을 함유해도 된다. 이들 임의 선택 원소는, 도금층을 구성하는 상기 기본 성분, 특히 Al의 작용 및 기능을 충분히 발휘시키는 관점에서, 합계로 5.000% 이하로 한다. 임의 선택 원소는, 합계로 4.500% 이하, 4.000% 이하, 3.500% 이하, 3.000% 이하, 2.500% 이하, 2.000% 이하, 1.500% 이하 또는 1.000% 이하여도 된다. 이하, 이들 임의 선택 원소에 대하여 상세하게 설명한다.

[0090] [Mg: 0 내지 1.500%]

[0091] Mg는, 도금층의 내식성을 향상시키는 데에 유효한 원소이다. Mg 함유량은 0%여도 되지만, 이러한 효과를 얻기 위해서는, Mg 함유량은 0.001% 이상인 것이 바람직하다. Mg 함유량은 0.010% 이상, 0.050% 이상 또는 0.100% 이상이어도 된다. 한편, Mg를 과도하게 함유하면, 도금층 중에 취성인 화합물인 MgZn계 화합물이 많이 생성

되는 경우가 있어, 가공성 저하의 원인이 될 수 있다. 따라서, Mg 함유량은 1.500% 이하인 것이 바람직하다. Mg 함유량은 1.200% 이하, 1.000% 이하, 0.800% 이하, 0.500% 이하, 0.240% 이하, 0.220% 이하 또는 0.200% 이하여도 된다.

[0092] [Si: 0 내지 1.000%]

Si는, 도금층의 내식성을 향상시키는 데에 유효한 원소이다. Si 함유량은 0%여도 되지만, 필요에 따라, Si는 0.0001% 이상 또는 0.001% 이상의 양으로 도금층 중에 함유되어 있어도 된다. 한편, Si를 과도하게 함유하면, 도금층의 도금 밀착성이 저하되는 경우가 있다. 따라서, Si 함유량은 1.000% 이하인 것이 바람직하다. Si 함유량은 0.800% 이하, 0.500% 이하, 0.100% 이하 또는 0.050% 이하여도 된다.

[0094] [Ni: 0 내지 1.000%]

Ni는, 도금층의 내식성을 향상시키는 데에 유효한 원소이다. Ni 함유량은 0%여도 되지만, 이러한 효과를 얻기 위해서는, Ni 함유량은 0.001% 이상인 것이 바람직하다. Ni 함유량은 0.005% 이상, 0.010% 이상 또는 0.020% 이상이어도 된다. 한편, Ni를 과도하게 함유하면, 금속간 화합물이 많이 형성되어, 내식성을 저하시키는 경우가 있다. 따라서, Ni 함유량은 1.000% 이하인 것이 바람직하다. Ni 함유량은 0.800% 이하, 0.600% 이하 또는 0.400% 이하여도 된다.

[0096] [Ca: 0 내지 4.000%]

Ca는, 도금층의 습윤성을 확보하는 데에 유효한 원소이다. Ca 함유량은 0%여도 되지만, 이러한 효과를 얻기 위해서는, Ca 함유량은 0.001% 이상인 것이 바람직하다. Ca 함유량은 0.010% 이상, 0.100% 이상 또는 1.000% 이상이어도 된다. 한편, Ca를 과도하게 함유하면, 도금층 중에 단단한 금속간 화합물을 다량으로 형성하여, 도금층이 깨지기 쉬워져, 강판과의 밀착성을 저하시키는 경우가 있다. 따라서, Ca 함유량은 4.000% 이하인 것이 바람직하다. Ca 함유량은 3.000% 이하, 2.000% 이하 또는 1.500% 이하여도 된다.

[0098] [Sb: 0 내지 0.500%, Pb: 0 내지 0.500%, Cu: 0 내지 1.000%, Sn: 0 내지 1.000%, Ti: 0 내지 1.000%, Cr: 0 내지 1.000%, Nb: 0 내지 1.000%, Zr: 0 내지 1.000%, Mn: 0 내지 1.000%, Mo: 0 내지 1.000%, Ag: 0 내지 1.000%, Li: 0 내지 1.000%, La: 0 내지 0.500%, Ce: 0 내지 0.500%, B: 0 내지 0.500%, Y: 0 내지 0.500%, P: 0 내지 0.500% 및 Sr: 0 내지 0.500%]

[0099] Sb, Pb, Cu, Sn, Ti, Cr, Nb, Zr, Mn, Mo, Ag, Li, La, Ce, B, Y, P 및 Sr은, 도금층 중에 포함되지 않아도 되지만, 0.0001% 이상 또는 0.001% 이상의 양에서 도금층 중에 존재할 수 있다. 이들 원소는, 소정의 함유량의 범위 내이면, 도금 강판으로서의 성능에 악영향은 미치지 않는다. 그러나 각 원소의 함유량이 과잉인 경우에는 내식성을 저하시키는 경우가 있다. 따라서, Sb, Pb, La, Ce, B, Y, P 및 Sr의 함유량은 0.500% 이하인 것이 바람직하고, 예를 들어 0.300% 이하, 0.100% 이하 또는 0.050% 이하여도 된다. 마찬가지로, Cu, Sn, Ti, Cr, Nb, Zr, Mn, Mo, Ag 및 Li의 함유량은 1.000% 이하인 것이 바람직하고, 예를 들어 0.800% 이하, 0.500% 이하 또는 0.100% 이하여도 된다.

[0100] 도금층에 있어서, 상기의 원소 이외의 잔부는 Zn 및 불순물로 이루어진다. 도금층에 있어서의 불순물이란, 도금층을 제조할 때에, 원료를 비롯하여 제조 공정의 다양한 요인에 의해 혼입되는 성분 등이다.

[0101] 도금층의 화학 조성은, 모재 강판의 부식을 억제하는 인히비터를 첨가한 산 용액에 도금층을 용해하고, 얻어진 용액을 ICP(고주파 유도 결합 플라즈마) 발광 분광법에 의해 측정함으로써 결정할 수 있다.

[0102] 도금층으로서, 상기의 화학 조성을 갖는 임의의 도금층이어도 되고 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 용융 아연 도금(GI)층인 것이 바람직하다. 예를 들어, 합금화 열처리를 실시한 경우에는, 도금층 중의 Fe 함유량이 높아져, 최종적인 도금층에 있어서 원하는 화학 조성 및 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비를 얻을 수 없는 경우가 있다. 또한, 도금층의 두께는, 예를 들어 3 내지 50 μ m여도 된다. 도금층의 부착량은, 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 편면당 10 내지 170g/m²여도 된다. 도금층의 부착량은, 편면당 45g/m² 이상 또는 50g/m² 이상이어도 된다. 마찬가지로, 도금층의 부착량은, 편면당 75g/m² 이하 또는 70g/m² 이하여도 된다. 도금층의 부착량은, 모재 강판의 부식을 억제하는 인히비터를 첨가한 산 용액에 도금층을 용해하고, 산세 전후의 중량 변화로부터 결정된다.

[0103] [「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비: 0.10 내지

1.50]

[0104] 본 발명의 실시 형태에서는, 도금층을 글로우 방전 발광 분석법(GDS)으로 측정할 경우, 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비는 0.10 내지 1.50이다. GDS로 측정할 경우의 「도금층 중심의 Al 농도」와 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비를 이러한 범위 내로 제어함으로써, 도금층에 Al을 첨가한 것에 의한 효과를 충분히 발휘하여 용융 Zn의 강판 내부로의 침입을 억제 또는 저감할 수 있고, 그 결과로서 도금 강판의 내LME성을 현저하게 향상시키는 것이 가능해진다. 내LME성을 향상시키는 관점에서는, 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비는 높을수록 좋고, 바람직하게는 0.15 이상, 보다 바람직하게는 0.20 이상, 가장 바람직하게는 0.30 이상이고, 예를 들어 0.40 이상, 0.42 이상, 0.45 이상, 0.50 이상, 0.55 이상 또는 0.60 이상이어도 된다. 이 비는, 도금층 전체의 Al 함유량을 증가시키면서, 이후에 상세하게 설명하는 도금 강판의 제조 방법을 적용함으로써 증가시키는 것이 가능하다. 예를 들어, 이 비를 0.20 이상 또는 0.30 이상으로 하기 위해서는, 도금층 전체의 Al 함유량은 0.30% 이상으로 하는 것이 바람직하다. 한편, 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비가 너무 높아지면, 그것과 관련된 도금층 전체의 Al 함유량의 증가에 수반하여 도금층의 용점이 저하되는 경우가 있다. 이 때문에, 스폿 용접 시에 도금층 중의 Zn이 용융되기 쉬워져, LME 갈라짐을 촉진시켜 버릴 우려가 있다. 따라서, 본 발명의 실시 형태에 있어서는, 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비는 1.50 이하로 하고, 예를 들어 1.40 이하, 1.30 이하, 1.20 이하, 1.10 이하 또는 1.00 이하여도 된다.

[0105] [「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비의 측정 방법]

[0106] 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비는, 이하와 같이 하여 결정된다. 먼저, 도금 강판으로부터 50mm×50mm의 크기로 절단한 도금 강판 시료를 얻고, 이어서 당해 도금 강판 시료를 글로우 방전 발광 분석(GDS)으로 측정함으로써, 도금층의 표면으로부터 깊이 방향 100 μ m까지의 Al 농도 분포를 얻는다. 다음으로, GDS 측정으로 Fe 강도가 모재 강판의 Fe 강도(시료의 도금층의 표면으로부터 깊이 100 μ m 위치에서의 Fe 강도)의 50%가 되는 깊이 위치에서의 Al 농도를 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」로서 결정하고, 이 깊이 위치로부터 표면까지의 거리를 도금층의 두께로 정의한다. 당해 도금층의 두께의 1/2 위치에 있어서의 GDS에 의한 Al 농도를 「도금층 중심의 Al 농도」로서 결정하고, 최종적으로 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비를 결정한다.

[0107] [모재 강판]

[0108] 본 발명의 실시 형태에 있어서, 상기의 도금층을 형성하기 위한 모재 강판은, 특별히 한정되지 않고 임의의 적절한 재료여도 된다. 예를 들어, 모재 강판은, 도금 강판의 인장 강도가 780MPa 이상이 되는 화학 조성을 갖는 재료여도 된다. 일반적으로, LME 갈라짐은, 비교적 높은 강도를 갖는 강판을 스폿 용접한 경우에 그 발생이 현저해지고, 강판을 고강도화할수록 LME 갈라짐의 감수성이 높아지는 경향이 있는 것이 알려져 있다. 따라서, 본 발명의 실시 형태에 관한 도금 강판이 780MPa 이상의 높은 인장 강도를 갖는 경우에는, 동일한 인장 강도를 갖는 종래의 도금 강판의 경우와 비교하여, LME 갈라짐의 억제 효과가 특히 현저한 것이 된다.

[0109] [모재 강판의 바람직한 화학 조성]

[0110] 본 발명은 상기한 바와 같이, 스폿 용접 시의 LME 갈라짐의 발생을 억제 또는 저감할 수 있는 개선된 내LME성을 갖는 도금 강판을 제공하는 것을 목적으로 하는 것이며, 소정의 화학 조성을 갖고, GDS로 측정할 경우, 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비가 0.10 내지 1.50인 도금층을 모재 강판의 표면에 형성함으로써 당해 목적을 달성하는 것이다. 따라서, 모재 강판의 화학 조성 자체는, 본 발명의 목적을 달성함에 있어서 필수적인 기술적 특징이 아닌 것은 명확하다. 이하, 본 발명의 실시 형태에 관한 도금 강판에 있어서 사용되는 모재 강판의 바람직한 화학 조성에 대하여 상세하게 설명하지만, 이들 설명은, 스폿 용접한 경우에 LME의 발생이 현저해지는 780MPa 이상의 인장 강도를 갖는 도금 강판이며, 즉, 본 발명에 따른 LME 갈라짐의 억제 효과가 특히 현저한 도금 강판에 관한 모재 강판의 바람직한 화학 조성의 단순한 예시를 의도하는 것이고, 본 발명을 이러한 특정한 화학 조성을 갖는 모재 강판을 사용한 것에 한정하는 것을 의도하는 것은 아니다.

[0111] 본 발명의 실시 형태에 있어서, 예를 들어 모재 강판은, 질량%로,

[0112] C: 0.01 내지 0.50%,

- [0113] Si: 0.01 내지 3.50%,
- [0114] Mn: 0.10 내지 5.00%,
- [0115] P: 0.100% 이하,
- [0116] S: 0.0300% 이하,
- [0117] N: 0.0100% 이하,
- [0118] O: 0 내지 0.020%,
- [0119] Al: 0 내지 1.000%,
- [0120] B: 0 내지 0.010%,
- [0121] Nb: 0 내지 0.150%,
- [0122] Ti: 0 내지 0.20%,
- [0123] Mo: 0 내지 3.00%,
- [0124] Cr: 0 내지 2.00%,
- [0125] V: 0 내지 1.00%,
- [0126] Ni: 0 내지 2.00%,
- [0127] W: 0 내지 1.00%,
- [0128] Ta: 0 내지 0.10%,
- [0129] Co: 0 내지 3.00%,
- [0130] Sn: 0 내지 1.00%,
- [0131] Sb: 0 내지 0.50%,
- [0132] Cu: 0 내지 2.00%,
- [0133] As: 0 내지 0.050%,
- [0134] Mg: 0 내지 0.100%,
- [0135] Ca: 0 내지 0.100%,
- [0136] Zr: 0 내지 0.100%,
- [0137] Hf: 0 내지 0.100%,
- [0138] REM: 0 내지 0.10, 그리고
- [0139] 잔부: Fe 및 불순물
- [0140] 로 이루어지는 화학 조성을 갖는 것이 바람직하다. 이하, 각 원소에 대하여 보다 자세하게 설명한다.
- [0141] [C: 0.01 내지 0.50%]
- [0142] C는, 저렴하게 인장 강도를 증가시키는 원소이며, 강의 강도를 제어하기 위해 중요한 원소이다. 이러한 효과를 충분히 얻기 위해, C 함유량은 0.01% 이상으로 하는 것이 바람직하다. C 함유량은 0.05% 이상, 0.08% 이상, 0.09% 이상, 0.10% 이상 또는 0.15% 이상이어도 된다. 한편, C를 과도하게 함유하면, 연신율의 저하를 초래하는 경우가 있다. 이 때문에, C 함유량은 0.50% 이하로 하는 것이 바람직하다. C 함유량은 0.40% 이하, 0.35% 이하 또는 0.30% 이하여도 된다.
- [0143] [Si: 0.01 내지 3.50%]
- [0144] Si는, 탈산제로서 작용하여, 냉연관 어닐링 중의 냉각 과정에 있어서의 탄화물의 석출을 억제하는 원소이다. 이러한 효과를 충분히 얻기 위해, Si 함유량은 0.01% 이상으로 하는 것이 바람직하다. Si 함유량은 0.05% 이상, 0.08% 이상, 0.10% 이상, 0.30% 이상 또는 0.80% 이상이어도 된다. 한편, Si를 과도하게 함유하면, 강

강도의 증가와 함께 연신율의 저하를 초래하는 경우가 있다. 이 때문에, Si 함유량은 3.50% 이하로 하는 것이 바람직하다. Si 함유량은 2.50% 이하, 2.00% 이하 또는 1.50% 이하여도 된다.

[0145] [Mn: 0.10 내지 5.00%]

[0146] Mn은, 강의 페라이트 변태에 영향을 미치는 원소이며, 강도 상승에 유효한 원소이다. 이러한 효과를 충분히 얻기 위해, Mn 함유량은 0.10% 이상으로 하는 것이 바람직하다. Mn 함유량은 0.50% 이상, 0.60% 이상, 0.80% 이상, 1.00% 이상 또는 1.50% 이상이어도 된다. 한편, Mn을 과도하게 함유하면, 강 강도의 증가와 함께 연신율의 저하를 초래하는 경우가 있다. 이 때문에, Mn 함유량은 5.00% 이하로 하는 것이 바람직하다. Mn 함유량은 4.00% 이하, 3.00% 이하 또는 2.50% 이하여도 된다.

[0147] [P: 0.100% 이하]

[0148] P는, 입계에 편석되어 강의 취화를 촉진하는 원소이다. P 함유량은 적을수록 바람직하기 때문에, 이상적으로는 0%이다. 그러나 P 함유량의 과도한 저감은 비용의 대폭적인 증가를 초래하는 경우가 있다. 이 때문에, P 함유량은 0.0001% 이상으로 해도 되고, 0.001% 이상 또는 0.005% 이상이어도 된다. 한편, P를 과도하게 함유하면, 상기한 바와 같이 입계 편석에 의해 강의 취화를 초래하는 경우가 있다. 따라서, P 함유량은 0.100% 이하로 하는 것이 바람직하다. P 함유량은 0.050% 이하, 0.030% 이하 또는 0.010% 이하여도 된다.

[0149] [S: 0.0300% 이하]

[0150] S는, 강 중에서 MnS 등의 비금속 개재물을 생성하여, 강재 부품의 연성의 저하를 초래하는 원소이다. S 함유량은 적을수록 바람직하기 때문에, 이상적으로는 0%이다. 그러나 S 함유량의 과도한 저감은 비용의 대폭적인 증가를 초래하는 경우가 있다. 이 때문에, S 함유량은 0.0001% 이상으로 해도 되고, 0.0002% 이상, 0.0010% 이상 또는 0.0050% 이상이어도 된다. 한편, S를 과도하게 함유하면, 냉간 성형 시에 비금속 개재물을 기점으로 한 갈라짐의 발생을 초래하는 경우가 있다. 따라서, S 함유량은 0.0300% 이하로 하는 것이 바람직하다. S 함유량은 0.0200% 이하, 0.0150% 이하 또는 0.0100% 이하여도 된다.

[0151] [N: 0.0100% 이하]

[0152] N은, 강관 중에서 조대한 질화물을 형성하여, 강관의 가공성을 저하시키는 원소이다. N 함유량은 적을수록 바람직하기 때문에, 이상적으로는 0%이다. 그러나 N 함유량의 과도한 저감은 제조 비용의 대폭적인 증가를 초래하는 경우가 있다. 이 때문에, N 함유량은 0.0001% 이상으로 해도 되고, 0.0005% 이상 또는 0.0010% 이상이어도 된다. 한편, N을 과도하게 함유하면, 상기한 바와 같이 조대한 질화물을 형성하여 강관의 가공성을 저하시키는 경우가 있다. 따라서, N 함유량은 0.0100% 이하로 하는 것이 바람직하다. N 함유량은 0.0080% 이하 또는 0.0050% 이하여도 된다.

[0153] 모재 강관의 바람직한 기본 화학 조성은 상기한 바와 같다. 또한, 모재 강관은, 필요에 따라서, 잔부의 Fe의 일부 대신에, O: 0 내지 0.020%, Al: 0 내지 1.000%, B: 0 내지 0.010%, Nb: 0 내지 0.150%, Ti: 0 내지 0.20%, Mo: 0 내지 3.00%, Cr: 0 내지 2.00%, V: 0 내지 1.00%, Ni: 0 내지 2.00%, W: 0 내지 1.00%, Ta: 0 내지 0.10%, Co: 0 내지 3.00%, Sn: 0 내지 1.00%, Sb: 0 내지 0.50%, Cu: 0 내지 2.00%, As: 0 내지 0.050%, Mg: 0 내지 0.100%, Ca: 0 내지 0.100%, Zr: 0 내지 0.100%, Hf: 0 내지 0.100%, 및 REM: 0 내지 0.100%로 이루어지는 군에서 선택되는 1종 또는 2종 이상을 함유해도 된다. 각 원소는 0.0001% 이상, 0.0005% 이상 또는 0.001% 이상이어도 된다.

[0154] 모재 강관에 있어서, 상기한 원소 이외의 잔부는 Fe 및 불순물로 이루어진다. 모재 강관에 있어서의 불순물이란, 모재 강관을 공업적으로 제조할 때에, 광석이나 스크랩 등과 같은 원료를 비롯하여, 제조 공정의 다양한 요인에 의해 혼입되는 성분 등이다.

[0155] 모재 강관의 화학 조성은, 일반적인 분석 방법에 의해 측정하면 된다. 예를 들어, 모재 강관의 화학 조성은, 먼저 기계 연삭에 의해 도금층을 제거하고, 이어서 유도 결합 플라즈마 발광 분광 분석(ICP-AES: Inductively Coupled Plasma-Atomic Emission Spectrometry)을 사용하여 측정하면 된다. C 및 S는 연소-적외선 흡수법을 사용하고, N은 불활성 가스 용해-열전도도법을 사용하고, O는 불활성 가스 용해-비분산형 적외선 흡수법을 사용하여 측정하면 된다.

[0156] [모재 강관의 판 두께]

[0157] 모재 강관의 판 두께는, 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 0.2mm 이상이고, 0.3mm 이상, 0.6mm 이상, 1.0mm

이상 또는 2.0mm 이상이어도 된다. 마찬가지로, 모재 강관의 판 두께는, 예를 들어 6.0mm 이하이고, 5.0mm 이하, 4.0mm 이하, 3.0mm 이하 또는 2.5mm 이하여도 된다.

[0158] [도금 강관의 기계 특성]

[0159] 본 발명의 실시 형태에 관한 도금 강관은, 임의의 적절한 인장 강도를 가질 수 있고, 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 780MPa 이상의 인장 강도를 갖는 것이 바람직하다. 상기한 바와 같이, LME 갈라짐은, 비교적 높은 강도를 갖는 강관을 스폿 용접한 경우에 그 발생이 현저해진다. 이 때문에, 본 발명의 실시 형태에 관한 도금 강관이 780MPa 이상의 높은 인장 강도를 갖는 경우에는, 동일한 인장 강도를 갖는 종래의 도금 강관의 경우와 비교하여, LME 갈라짐의 억제 효과가 특히 현저한 것이 된다. 예를 들어, 본 발명의 실시 형태에 있어서는, 도금 강관의 인장 강도는 980MPa 이상, 1080MPa 이상 또는 1180MPa 이상이어도 된다. 상한은 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 도금 강관의 인장 강도는 2300MPa 이하, 2000MPa 이하, 1800MPa 이하 또는 1500MPa 이하여도 된다. 인장 강도는, 시험편의 길이 방향이 도금 강관의 압연 직각 방향과 평행이 되는 방향으로부터 JIS 5호 시험편을 채취하고, JIS Z 2241:2011에 준거하여 인장 시험을 행함으로써 측정된다.

[0160] <도금 강관의 제조 방법>

[0161] 다음으로, 본 발명의 실시 형태에 관한 도금 강관의 바람직한 제조 방법에 대하여 설명한다. 이하의 설명은, 본 발명의 실시 형태에 관한 도금 강관을 제조하기 위한 특징적인 방법의 예시를 의도하는 것이며, 당해 도금 강관을 이하에 설명하는 제조 방법에 의해 제조되는 것에 한정하는 것을 의도하는 것은 아니다.

[0162] 본 발명에 관한 도금 강관은, 예를 들어 화학 조성을 조정한 용강을 주조하여 강편을 형성하는 주조 공정, 강편을 열간 압연하여 열연 강판을 얻는 열연 공정, 열연 강판을 권취하는 권취 공정, 권취한 열연 강판을 냉간 압연하여 냉연 강판을 얻는 냉연 공정, 전처리 공정, 전처리한 냉연 강판을 어닐링하는 어닐링 공정, 및 얻어진 모재 강관에 도금층을 형성하는 도금 공정을 행함으로써 제조할 수 있다. 대체적(代替的)으로, 열연 공정 후에 권취하지 않고, 산세하여 그대로 냉연 공정을 행해도 된다. 이하, 각 공정에 대하여 상세하게 설명한다.

[0163] [주조 공정]

[0164] 주조 공정의 조건은 특별히 한정되지 않는다. 예를 들어, 고로나 전기로 등에 의한 용체에 계속해서 각종 2차 제련을 행하고, 이어서, 통상의 연속 주조, 잉곳법에 의한 주조 등의 방법으로 주조하면 된다.

[0165] [열연 공정]

[0166] 주조한 강편을 열간 압연하여 열연 강판을 얻을 수 있다. 열연 공정은, 주조한 강편을 직접 또는 일단 냉각한 후에 재가열하여 열간 압연함으로써 행해진다. 재가열을 행하는 경우에는, 강편의 가열 온도는, 예를 들어 1100 내지 1250℃여도 된다. 열연 공정에 있어서는, 통상, 조압연과 마무리 압연이 행해진다. 각 압연의 온도나 압하율은, 원하는 금속 조직이나 판 두께에 따라서 적절히 결정할 수 있다. 예를 들어 마무리 압연의 종료 온도는 900 내지 1050℃여도 되고, 마무리 압연의 압하율은 10 내지 50%여도 된다.

[0167] [권취 공정]

[0168] 열연 강판은 소정의 온도에서 권취할 수 있다. 권취 온도는, 원하는 금속 조직 등에 따라서 적절히 결정할 수 있고, 예를 들어 500 내지 800℃여도 된다. 권취하기 전 또는 권취한 후에 되감아, 열연 강판에 소정의 열처리를 부여해도 된다. 대체적으로, 권취 공정은 행하지 않고 열연 공정 후에 산세하여 후술하는 냉연 공정을 행할 수도 있다.

[0169] [냉연 공정]

[0170] 열연 강판에 산세 등을 행한 후, 열연 강판을 냉간 압연하여 냉연 강판을 얻을 수 있다. 냉간 압연의 압하율은, 원하는 금속 조직이나 판 두께에 따라서 적절히 결정할 수 있고, 예를 들어 20 내지 80%여도 된다. 냉연 공정 후에는 예를 들어 공랭하여 실온까지 냉각해도 된다.

[0171] [전처리 공정]

[0172] 다음으로, 냉연 강판을 어닐링하기 전에 소정의 전처리 공정을 행하는 것이 유효하다. 이러한 전처리 공정으로서, 탈지 처리 및 임의 선택의 연삭 처리를 포함할 수 있다. 탈지 처리는, 예를 들어 pH8.0 이상의 용액 중에서 냉연 강판을 통전하는 것(전해 처리)을 포함하는 것이어도 된다. 통전 시의 전류 밀도는 1.0 내지 8.0A/dm²여도 되고, 통전 시간은 5 내지 10초간이어도 된다. 한편, 임의 선택의 연삭 처리는, 중연삭 브러시를

사용하여 실시하는 것이 바람직하다. 증연삭 브러시를 사용한 연삭에 의해 냉연 강판의 표면에 변형을 도입함으로써, 어닐링 공정 후의 도금 공정 시에 Fe-Al 배리어층의 핵생성이 촉진되어, Fe-Al 배리어층을 치밀화할 수 있고, 이것과 관련하여 Fe-Al 배리어층의 성장 속도가 느려지기 때문에, 두께를 얇게 할 수 있다. 그 결과로서, Fe-Al 배리어층의 형성에 소비되는 Al 양을 저감할 수 있다. 따라서, Fe-Al 배리어층 이외의 도금층 중의 Al 양을 증가시킬 수 있으므로, 최종적으로 얻어지는 도금 강판에 있어서, 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비를 높일 수 있어, 보다 높은 내LME성을 달성하는 것이 가능해진다. 연삭 처리는, 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 증연삭 브러시를 사용하여 연삭량 10 내지 200g/m²의 조건 하에서 냉연 강판의 표면을 연삭함으로써 실시할 수 있다. 증연삭 브러시에 의한 연삭량은, 당업자에게 공지된 임의의 적절한 방법에 의해 조정할 수 있고, 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 증연삭 브러시의 개수, 회전수, 브러시 압하량, 및 사용하는 도포액 등을 적절하게 선택함으로써 조정할 수 있다.

[0173] [어닐링 공정]

[0174] 전처리 공정을 행한 냉연 강판에 어닐링을 행한다. 어닐링 공정의 유지 온도는 700 내지 900℃인 것이 바람직하다. 어닐링 공정의 유지 온도가 900℃ 초과이면, 강판 표면에 외부 산화층이 생성되어, 도금성이 저하될 우려가 있다. 상기 유지 온도까지의 승온 속도는, 특별히 한정되지 않지만 1 내지 10℃/초여도 된다. 상기 유지 온도에서의 유지 시간은, 10 내지 300초인 것이 바람직하고, 80 내지 120초인 것이 보다 바람직하다. 유지 시간이 300초 초과이면, 외부 산화물이 과잉으로 성장하여, 도금성이 저하될 우려가 있다. 어닐링 공정에서의 분위기의 노점은, 바람직하게는 -20 내지 10℃이고, 보다 바람직하게는 -10 내지 5℃이다. 노점이 너무 낮으면, 강판의 표면 위에 외부 산화층이 형성되어, 도금성이 저하되는 경우가 있다. 한편, 노점이 너무 높아도, 마찬가지로 강판 표면에 외부 산화물로서 Fe 산화물이 생성되어, 도금성이 저하되는 경우가 있다. 또한, 어닐링 공정에서의 분위기는, 환원 분위기, 보다 구체적으로는 질소 및 수소를 포함하는 환원 분위기, 예를 들어 수소 1 내지 10%의 환원 분위기(예를 들어, 수소 4% 및 질소 밸런스)여도 된다.

[0175] [도금 공정]

[0176] 다음으로, 도금 공정에 있어서, 냉연 강판(모재 강판)의 적어도 한쪽, 바람직하게는 양쪽의 표면에, 위에서 설명한 화학 조성 및 조적을 갖는 도금층이 형성된다. 보다 구체적으로는, 도금 공정은, 예를 들어 도금층의 화학 조성이 위에서 설명한 범위 내가 되도록 성분 조정한 도금욕을 사용하여 용융 도금에 의해 행해진다. 도금 공정에서는, 먼저, 강판을 도금욕에 침지하고 나서 냉각 개시까지의 시간을 6초 이하로 제어하는 것, 이어서 욕온(예를 들어 420 내지 480℃)으로부터 370℃까지의 평균 냉각 속도를 20℃/초 이상으로 제어하는 것이 특히 중요하다. 이들 요건을 충족시킴으로써, Fe-Al 배리어층을 얇게 하여, 당해 Fe-Al 배리어층의 형성에 소비되는 Al 양을 저감할 수 있어, Fe-Al 배리어층 이외의 도금층 중에 존재하는 Al 양을 충분히 확보하는 것이 가능해진다. 그 결과로서, 최종적으로 얻어지는 도금 강판에 있어서, 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비를 0.10 이상으로 할 수 있어, 도금 강판의 내LME성을 확실하게 향상시키는 것이 가능해진다. 한편, 이들 요건 중 한쪽이라도 충족하지 않으면, 즉 도금욕에의 강판의 침지 개시로부터 냉각 개시까지의 시간이 6초를 초과하거나 및/또는 욕온으로부터 370℃까지의 평균 냉각 속도가 20℃/초 미만이면, Fe-Al 배리어층의 형성에 많은 Al이 소비되어 버려, Fe-Al 배리어층 이외의 도금층 중의 Al 양이 저하되어 버린다. 그 결과로서, 최종적으로 얻어지는 도금 강판에 있어서, 원하는 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비를 얻을 수 없게 되어, 도금 강판의 내LME성이 저하되어 버린다.

[0177] 도금 강판의 내LME성을 보다 향상시키는 관점에서는, 도금욕에의 강판의 침지 개시로부터 냉각 개시까지의 시간은 보다 짧고, 욕온으로부터 370℃까지의 평균 냉각 속도는 보다 빠른 것이 바람직하다. 예를 들어, 도금층 전체의 Al 함유량을 0.30% 이상으로 함과 함께, 도금욕에의 강판의 침지 개시로부터 냉각 개시까지의 시간을 4초 이하 및 욕온으로부터 370℃까지의 평균 냉각 속도를 40℃/초 이상으로 함으로써, 도금 강판의 내LME성을 보다 향상시키는 것이 가능하다. 앞서 설명한 전처리 공정으로서 증연삭 브러시에 의한 연삭 처리를 실시하는 경우에는, 도금욕에의 강판의 침지 개시로부터 냉각 개시까지의 시간이 6초 이하 및 욕온으로부터 370℃까지의 평균 냉각 속도가 20℃/초 이상의 조건이어도, 도금층 전체의 Al 함유량이 0.30% 이상인 조건과 조합함으로써, 마찬가지로 보다 높은 내LME성을 달성할 수 있다. 혹은 또한, 도금층 전체의 Al 함유량을 0.30% 이상으로 함과 함께, 앞서 설명한 전처리 공정으로서 증연삭 브러시에 의한 연삭 처리를 실시하고, 또한 도금욕에의 강판의 침지 개시로부터 냉각 개시까지의 시간을 4초 이하 및 욕온으로부터 370℃까지의 평균 냉각 속도를 40℃/초 이상으로 함으로써, 도금 강판의 내LME성을 보다 현저하게 향상시키는 것이 가능하다. 도금욕에의 강판의 침지 개시로부터

터 냉각 개시까지의 시간의 하한은 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 도금욕에의 강판의 침지 개시부터 냉각 개시까지의 시간은 2초 이상이어도 된다. 마찬가지로 욕온으로부터 370℃까지의 평균 냉각 속도의 상한은 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 욕온으로부터 370℃까지의 평균 냉각 속도는 80℃/초 이하여도 된다. 도금 공정의 다른 조건은, 도금층의 두께 및 부착량 등을 고려하여 적절히 설정하면 된다. 예를 들어, 냉연 강판을 도금욕에 침지한 후, 이것을 인상하여, 가스 와이핑법에 의해 즉시 N₂ 가스 또는 공기를 분사하고, 그 후 냉각하도록 함으로써 도금층의 부착량을 소정의 범위 내, 예를 들어 편면당 10 내지 170g/m²의 범위 내로 조정할 수 있다.

[0178] 본 제조 방법에 의해 제조된 도금 강판은, 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비가 0.10 내지 1.50의 범위 내로 제어되기 때문에, 도금층에 Al을 첨가한 것에 의한 효과를 충분히 발휘하여 스폿 용접 시의 용융 Zn의 강판 내부로의 침입을 억제 또는 저감하고, 이것과 관련하여 도금 강판의 내LME성을 현저하게 향상시키는 것이 가능해진다. 따라서, 이러한 도금 강판에 따르면, 마찬가지로의 화학 조성을 갖는 도금층, 보다 구체적으로는 마찬가지로의 Al 함유량을 갖는 Zn계 도금층을 구비한 종래의 도금 강판과 비교하여, 보다 우수한 내LME성을 실현하는 것이 가능해지고, 특히 자동차용 도금 강판으로서의 사용에 있어서 충돌 안전성의 향상과 장수명화를 통하여 산업의 발전에 공헌할 수 있다.

[0179] 이하, 실시예에 의해 본 발명을 보다 상세하게 설명하지만, 본 발명은 이들 실시예에 전혀 한정되는 것은 아니다.

[0180] **실시예**

[0181] 이하의 실시예에서는, 본 발명의 실시 형태에 관한 도금 강판을 다양한 조건 하에서 제조하고, 제조된 도금 강판의 내LME성에 대하여 조사하였다.

[0182] 먼저, 질량%로, C: 0.15%, Si: 1.00%, Mn: 2.60%, P: 0.010%, S: 0.0020%, N: 0.0100%, Al: 0.020 그리고 잔부: Fe 및 불순물로 이루어지는 화학 조성을 갖는 용강을 연속 주조법으로 주조하여 강편을 형성하고, 당해 강편을 일단 냉각한 후, 1200℃로 재가열하여 열간 압연하고, 이어서 600℃에서 권취하였다. 열간 압연은, 조압연과 마무리 압연을 행함으로써 실시하고, 마무리 압연의 종료 온도는 950℃, 마무리 압연의 압하율은 30%였다. 다음으로, 얻어진 열연 강판에 산세를 실시하고, 이어서 압하율 50%로 냉간 압연하여, 1.6mm의 판 두께를 갖는 냉연 강판을 얻었다. 다음으로, 얻어진 냉연 강판에 대해서, pH9.2의 용액 중에서 5.0A/dm²의 전류 밀도로 8초간 통전하는 전처리를 행하고, 이어서, 필요에 따라서 냉연 강판에 2.0%의 NaOH 수용액을 도포한 후, 중연삭 브러시(호타니사제 D-100)를 사용하여 10 내지 200g/m²의 연삭량, 브러시 압하량 2.0mm 및 회전수 600rpm으로 냉연 강판의 표면을 연삭하고, 당해 냉연 강판의 표면에 변형을 도입하였다. 각 냉연 강판에 관한 중연삭 브러시에 의한 연삭의 유무는 표 1에 나타내는 바와 같다.

[0183] 다음으로, 각 냉연 강판을 100mm×200mm의 크기로 절단하고, 이어서 노점 0℃, 유지 온도 870℃ 및 유지 시간 100초의 조건 하에서 어닐링 처리(어닐링 분위기: 수소 4% 및 질소 밸런스)를 행하였다. 모든 강판 시료에 있어서, 어닐링 시의 승온 속도는 5℃/초로 하였다. 다음으로, 절단한 강판 시료를 소정의 욕 조성으로 갖는 용융 아연 도금욕을 사용하여, 표 1에 나타내는 욕온, 도금욕 침지로부터 냉각 개시까지의 시간, 및 욕온으로부터 370℃의 평균 냉각 속도의 조건 하에서 도금 처리를 행함으로써, 강판 시료의 양쪽의 표면에 도금층이 형성된 도금 강판 시료를 얻었다. 도금 부착량은, 도금욕에의 침지 후, 강판 시료를 인상하여, 냉각 개시 전에 N₂ 가스 와이핑에 의해 편면당 50g/m²로 조정하였다. 비교예 28 및 29에서는, 용융 아연 도금 처리 후에 각각 520℃×10초 및 570℃×30초의 합금화 열처리를 행하였다.

[0184] [도금층의 화학 조성 분석]

[0185] 도금층의 화학 조성은, 30mm×30mm로 절단한 샘플을 인히비터(아사히 가가쿠 고교제 이비트)를 첨가한 10% HCl 수용액에 침지하고, 도금층을 산세 박리한 후, 수용액 중에 용해한 도금 성분을 ICP 발광 분광법에 의해 측정함으로써 결정하였다. 그 결과를 표 1에 나타낸다.

[0186] [도금 강판의 인장 강도]

[0187] 인장 강도는, 시험편의 길이 방향이 도금 강판 시료의 압연 직각 방향과 평행이 되는 방향으로부터 JIS 5호 시험편을 채취하고, JIS Z 2241:2011에 준거하여 인장 시험을 행함으로써 측정하였다. 그 결과, 모든 도금 강판

시료에 있어서 인장 강도는 780MPa 이상이였다.

- [0188] [도금층 중의 Al 농도 분포의 측정]
- [0189] 먼저, 도금 강판 시료를 50mm×50mm의 크기로 절단하고, 이어서 절단한 도금 강판 시료를 GDS 측정함으로써, 도금층의 표면으로부터 깊이 방향 100 μ m까지의 Al 농도 분포를 얻었다. 다음으로, GDS 측정으로 Fe 강도가 모재 강판의 Fe 강도(시료의 도금층의 표면으로부터 깊이 100 μ m 위치에서의 Fe 강도)의 50%가 되는 깊이 위치에서의 Al 농도를 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」로서 결정하고, 이 깊이 위치로부터 표면까지의 거리를 도금층의 두께로 정의하였다. 당해 도금층의 두께의 1/2 위치에 있어서의 GDS에 의한 Al 농도를 「도금층 중심의 Al 농도」로서 결정하고, 최종적으로 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비를 결정하였다.
- [0190] [스폿 용접에 의한 내LME성의 평가]
- [0191] 100×100mm의 크기의 도금 강판 시료를 스폿 용접에 제공하였다. 50mm×100mm의 크기로 절단한 것을 2매 준비하고, 이들 2매의 도금 강판 시료에 대하여 돔 반경형의 선단 직경 8mm의 용접 전극을 사용하여, 타각 5° , 가압력 4.0kN, 통전 시간 0.5초, 및 통전 전류 9kA로 스폿 용접을 행함으로써, 용접 조인트를 제작하였다. 다음으로, 제작한 용접 조인트의 용접부를 단면 연마한 후, 광학 현미경으로 관찰하여, 용접부의 단면에 발생한 LME 갈라짐의 길이를 측정하고, 이하와 같이 하여 내LME성을 평가하였다.
- [0192] AAA: LME 갈라짐 없음,
- [0193] AA: LME 갈라짐 길이 0 μ m 초과 내지 100 μ m,
- [0194] A: LME 갈라짐 길이 100 μ m 초과 내지 500 μ m,
- [0195] B: LME 갈라짐 길이 500 μ m 초과
- [0196] 내LME성의 평가가 AAA, AA 및 A인 경우를, 개선된 내LME성을 갖는 도금 강판으로서 평가하였다. 그 결과를 하기 표 1에 나타낸다.

표 1

No.	구분	도금층의 화학 조성(질량%)					제조 조건					내LME성	
		Zn	Al	Fe	기타 (질량%)		연삭 (중형사 브러시)	속온	합금화 열처리	도금욕 침지로부터 냉각 개시까지의 시간(초)	욕온으로부터 370℃까지의 평균 냉각 속도 (℃/초)		도금층 중심 Al 농도 / Fe 50% 도금층 위치의 Al 농도
1	실시예	전부	0.10	0.30	B	0.001						없음	
2	실시예	전부	0.20	0.40	Mg	0.200	없음	450	없음	6	20	0.19	A
3	실시예	전부	0.25	0.40	Y	0.001	없음	440	없음	6	20	0.19	A
4	실시예	전부	0.35	0.30	Si	0.0001	없음	440	없음	4	40	0.22	AA
5	실시예	전부	0.45	0.30	Pb	0.0002	없음	440	없음	4	40	0.24	AA
6	실시예	전부	0.50	0.20	Ni	0.001	없음	440	없음	4	40	0.32	AAA
7	실시예	전부	0.50	0.30	Sb	0.001	없음	440	없음	4	40	0.31	AAA
8	실시예	전부	0.50	0.30	Tl	0.010	없음	440	없음	4	40	0.31	AAA
9	실시예	전부	0.50	0.30	Ga	0.002	없음	440	없음	4	40	0.30	AAA
10	실시예	전부	0.55	0.50	Ce	0.0001	없음	440	없음	4	40	0.35	AAA
11	실시예	전부	0.55	0.70	Pb	0.002	없음	440	없음	6	20	0.28	AA
12	실시예	전부	0.60	0.40	Sn	0.001	없음	440	없음	4	40	0.31	AAA
13	실시예	전부	0.60	0.50	Nb	0.002	없음	440	없음	4	40	0.31	AAA
14	실시예	전부	0.60	0.50	P	0.0001	없음	440	없음	4	40	0.31	AAA
15	실시예	전부	0.60	0.40	Cu	0.0001	없음	440	없음	4	40	0.35	AAA
16	실시예	전부	0.80	0.50	Mn	0.010	없음	440	없음	4	40	0.49	AAA
17	실시예	전부	0.90	0.20	Cr	0.001	없음	430	없음	4	40	0.55	AAA
18	실시예	전부	1.00	0.40	Zr	0.002	없음	430	없음	6	20	0.29	AA
19	실시예	전부	1.10	0.20	Ag	0.0001	없음	430	없음	4	40	0.60	AAA
20	실시예	전부	1.20	0.50	Mg	0.001	없음	430	없음	4	40	0.89	AAA
21	실시예	전부	1.30	0.40	Sr	0.010	있음	430	없음	4	40	1.12	AAA
22	실시예	전부	1.40	0.50	Li	0.001	있음	430	없음	4	40	1.40	AAA
23	실시예	전부	1.50	0.60	La	0.002	있음	430	없음	4	40	1.50	AAA
24	실시예	전부	0.05	0.70			없음	450	없음	6	20	0.05	B
25	실시예	전부	1.60	0.50			없음	450	없음	6	20	1.60	B
26	실시예	전부	0.30	2.40			없음	450	A	6	20	0	B
27	실시예	전부	0.50	10.00			없음	450	B	6	20	0	B
28	실시예	전부	0.30	0.20			없음	450		8	20	0.01	B
29	실시예	전부	0.40	0.50			없음	450		6	10	0.02	B
30	실시예	전부	0.40	0.50			없음	450		6	10	0.02	B
31	실시예	전부	0.40	0.50			없음	450		6	10	0.02	B

밑줄은 본 발명의 범위 외이거나 또는 제조 조건이 바람직한 범위로부터 벗어난 것을 나타낸다.

[0197]

[0198]

표 1을 참조하면, 비교예 26에서는, 도금층 전체의 Al 함유량이 낮았기 때문에, Al 첨가에 의한 LME 갈라짐의 억제 효과를 충분히 발휘할 수 없어, 내LME성이 저하되었다. 비교예 27에서는, 도금층 전체의 Al 함유량이 높았기 때문에, 도금층의 용점이 저하된 것으로 생각된다. 그 결과로서, 스폿 용접 시에 도금층 중의 Zn이 용융되기 쉬워져, 내LME성이 저하되었다. 비교예 28 및 29에서는, 합금화 열처리에 의해 도금층 중의 Fe 함유량이 높아져, 원하는 도금 화학 조성 및 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비를 얻을 수 없어, 내LME성이 저하되었다. 비교예 30에서는, 도금욕 침지로부터 냉각 개시까지의 시간이 길었기 때문에, Fe-Al 배리어층의 형성에 많은 Al이 소비되어 버려, Fe-Al 배리어층 이외의 도금층 중의 Al양이 저하되어 버렸다고 생각된다. 그 결과로서, 원하는 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비를 얻을 수 없어, 내LME성이 저하되었다. 비교예 31에서는, 욕온으로부터 370℃의 평균 냉각 속도가 느렸기 때문에, Fe-Al 배리어층의 형성에 많은 Al이 소비되어 버려, Fe-Al 배리어층 이외의 도금층 중의 Al양이 저하되어 버렸다고 생각된다. 그 결과로서, 원하는 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비를 얻을 수 없어, 내LME성이 저하되었다.

[0199]

이것과는 대조적으로, 모든 실시예에 관한 도금 강판에 있어서 소정의 도금 화학 조성을 갖고, 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비를 0.10 내지 1.50의 범위 내로 제어함으로써, 도금층에 Al을 첨가한 것에 의한 효과를 충분히 발휘하여 LME 갈라짐을 확실하게 억제 또는 저감할 수 있었다. 특히, 도금층 전체의 Al 함유량을 0.30% 이상으로 함과 함께, 도금욕에의 강판의 침지 개시로부터 냉각 개시까지의 시간을 4초 및 옥온으로부터 370℃까지의 평균 냉각 속도를 40℃/초로 한 실시예 4 및 5(중연삭 브러시에 의한 연삭 없음) 그리고 도금층 전체의 Al 함유량을 0.30% 이상으로 함과 함께, 어닐링 공정의 전처리로서 중연삭 브러시에 의한 연삭을 실시한 실시예 12 및 19(단 도금욕에의 강판의 침지 개시로부터 냉각 개시까지의 시간은 6초 및 옥온으로부터 370℃까지의 평균 냉각 속도는 20℃/초)에서는, 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비가 0.20 이상이 되고, 그 결과로서 내LME성의 평가도 AA가 되어, 더욱 도금 강판의 내LME성이 향상되었다. 또한, 도금층 전체의 Al 함유량을 0.30% 이상으로 함과 함께, 어닐링 공정의 전처리로서 중연삭 브러시에 의한 연삭을 실시하고, 또한 도금욕에의 강판의 침지 개시로부터 냉각 개시까지의 시간을 4초 및 옥온으로부터 370℃까지의 평균 냉각 속도를 40℃/초로 한 실시예 6 내지 11, 13 내지 18 및 20 내지 25에서는, 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비가 0.30 이상이 되고, 그 결과로서 내LME성의 평가도 AAA가 되어, 도금 강판의 내LME성이 한층 더 향상되었다.

도면

도면1

