



**(19) 대한민국특허청(KR)**  
**(12) 공개특허공보(A)**

(11) 공개번호 10-2024-0121797  
(43) 공개일자 2024년08월09일

- (51) 국제특허분류(Int. Cl.)  
C22C 38/02 (2006.01) C21D 8/04 (2006.01)  
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/04 (2006.01)  
C22C 38/06 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)  
C22C 38/60 (2006.01) C23C 2/06 (2006.01)  
C23C 2/20 (2006.01) C23C 2/28 (2006.01)
- (52) CPC특허분류  
C22C 38/02 (2013.01)  
C21D 8/0426 (2013.01)
- (21) 출원번호 10-2024-7022544
- (22) 출원일자(국제) 2022년11월29일  
심사청구일자 2024년07월05일
- (85) 번역문제출일자 2024년07월05일
- (86) 국제출원번호 PCT/JP2022/043968
- (87) 국제공개번호 WO 2023/135962  
국제공개일자 2023년07월20일
- (30) 우선권주장  
JP-P-2022-003757 2022년01월13일 일본(JP)

- (71) 출원인  
닛폰세이테츠 가부시카이가이사  
일본 도쿄도 지요다쿠 마루노우찌 2쵸메 6방 1고
- (72) 발명자  
요코야마 다카후미  
일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2쵸메 6방 1고 닛폰세이테츠 가부시카이가이사 내
- 요시나가 치사토  
일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2쵸메 6방 1고 닛폰세이테츠 가부시카이가이사 내  
(뒷면에 계속)
- (74) 대리인  
양영준, 최인호, 성재동

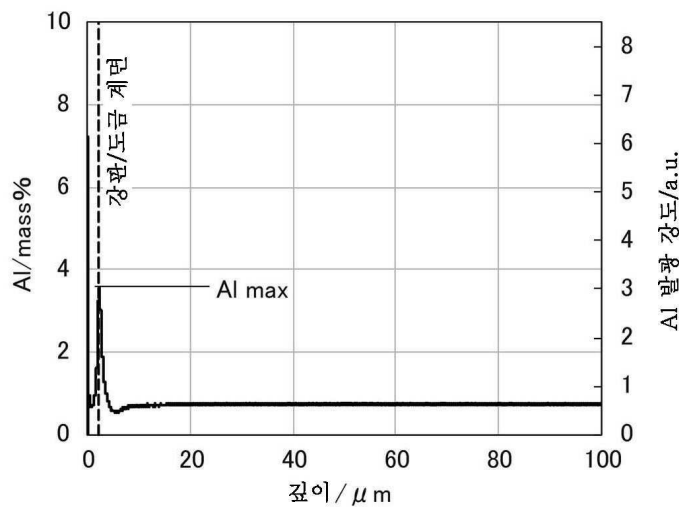
전체 청구항 수 : 총 3 항

(54) 발명의 명칭 **용융 아연 도금 강판 및 그 제조 방법**

(57) 요약

모재 강판이 소정의 화학 조성을 갖고, 강 조직이, 체적%로, 페라이트: 0 내지 50%, 템퍼링 마르텐사이트: 1% 이상, 잔류 오스테나이트: 5% 이상, 프레스 마르텐사이트: 0 내지 15%, 펄라이트 및 시멘타이트의 합계: 0 내지 5%, 및 잔부: 베이나이트이고, GDS에 의해 측정된 경우에, 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면에 존재하는 Al 농화층의 Al 농도의 최대값이 2.0mass% 이상이고, 또한 계면 바로 아래의 Si<sub>s</sub>/Si<sub>b</sub>가 0.90 이하이고, 계면에 있어서의 깊이가 2 $\mu$ m를 초과하는 오목부의 수밀도가 계면 길이당 2.0개/100 $\mu$ m 이하이고, 또한 인장 강도가 980MPa 이상인 용융 아연 도금 강판 및 그 제조 방법이 제공된다.

대표도 - 도3



(52) CPC특허분류

- C21D 8/0463* (2013.01)
- C21D 9/46* (2013.01)
- C22C 38/04* (2013.01)
- C22C 38/06* (2013.01)
- C22C 38/58* (2013.01)
- C22C 38/60* (2013.01)
- C23C 2/06* (2013.01)
- C23C 2/20* (2013.01)
- C23C 2/28* (2024.05)

(72) 발명자

**구와야마 다쿠야**

일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메  
6방 1고 닛폰세이테츠 가부시키키가이샤 내

**다케다 겐코**

일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메  
6방 1고 닛폰세이테츠 가부시키키가이샤 내

**미츠노부 다쿠야**

일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메  
6방 1고 닛폰세이테츠 가부시키키가이샤 내

**후루사코 세이지**

일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메  
6방 1고 닛폰세이테츠 가부시키키가이샤 내

**오부치 다츠야**

일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메  
6방 1고 닛폰세이테츠 가부시키키가이샤 내

## 명세서

### 청구범위

#### 청구항 1

모재 강판과, 상기 모재 강판의 적어도 한쪽의 표면에 형성된 용융 아연 도금층을 구비한 용융 아연 도금 강판이며,

상기 모재 강판이, 질량%로,

C: 0.15 내지 0.30%,

Si: 0.30 내지 2.50%,

Mn: 1.40 내지 3.49%,

P: 0.050% 이하,

S: 0.0100% 이하,

Al: 0.001 내지 1.50%,

N: 0.0100% 이하,

O: 0.0100% 이하,

Cr: 0 내지 1.00%,

Mo: 0 내지 1.00%,

Cu: 0 내지 1.00%,

Ni: 0 내지 1.00%,

Co: 0 내지 1.00%,

W: 0 내지 1.00%,

Sn: 0 내지 1.00%,

Sb: 0 내지 0.50%,

Nb: 0 내지 0.200%,

Ti: 0 내지 0.200%,

V: 0 내지 1.00%,

B: 0 내지 0.0050%,

Ca: 0 내지 0.0100%,

Mg: 0 내지 0.0100%,

Ce: 0 내지 0.0150%,

Zr: 0 내지 0.0100%,

La: 0 내지 0.0150%,

Hf: 0 내지 0.0100%,

Bi: 0 내지 0.0100%,

Ce, La 이외의 REM: 0 내지 0.0100%, 그리고

잔부: Fe 및 불순물로 이루어지는 화학 조성을 갖고,

상기 모재 강판의 표면으로부터 1/4 두께를 중심으로 한 1/8 두께 내지 3/8 두께의 범위에 있어서의 강 조직이, 체적%로,

페라이트: 0 내지 50%,

템퍼링 마르텐사이트: 1% 이상,

잔류 오스테나이트: 5% 이상,

프레스 마르텐사이트: 0 내지 15%,

필라이트 및 시멘타이트의 합계: 0 내지 5%, 및

잔부: 베이나이트이고,

상기 용융 아연 도금 강판을 고주파 글로우 방전 발광 분석 장치(GDS)에 의해 측정된 경우에, 상기 모재 강판과 상기 용융 아연 도금층의 계면에 존재하는 Al 농화층의 Al 농도의 최대값이 2.0mass% 이상이고, 또한 상기 모재 강판과 상기 용융 아연 도금층의 계면 바로 아래의 상기 모재 강판에 있어서의  $Si_s/Si_b$ 가 0.90 이하이고,

상기 모재 강판과 상기 용융 아연 도금층의 계면에 있어서의 깊이가  $2\mu m$ 를 초과하는 오목부의 수밀도가 계면 길이당 2.0개/ $100\mu m$  이하이고, 또한

인장 강도가 980MPa 이상인 것을 특징으로 하는, 용융 아연 도금 강판.

$Si_s$ : 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면 바로 아래의 모재 강판에 있어서의 Si 발광 강도의 극소값

$Si_b$ : 모재 강판에 있어서의 Si 발광 강도의 평균값

## 청구항 2

제1항에 있어서,

상기 화학 조성이, 질량%로,

Si: 0.30 내지 1.20%, 및

Al: 0.30 내지 1.50%

를 포함하는 것을 특징으로 하는, 용융 아연 도금 강판.

## 청구항 3

(A) 제1항 또는 제2항에 기재된 화학 조성을 갖는 슬래브를 열간 압연하고, 이어서 얻어진 열연 강판을 권취하고, 냉각하는 것을 포함하고, 상기 냉각이 하기 식 (1)을 충족하는 열간 압연 공정,

$$0.05 < \sqrt{2 \cdot \sum_{t=0}^{tf} \left( \frac{D_0 \cdot N_0}{N_x} \cdot \Delta t \right)} < 1.50 \quad \dots (1)$$

여기서,

$$D_0 = 2.9 \cdot 10^{-7} \cdot \exp\left(-\frac{90,000}{8.314 \cdot T(t)}\right) \quad \dots (2)$$

$$N_0 = 0.381 \cdot \exp\left(-\frac{104,000}{8.314 \cdot T(t)}\right) \quad \dots (3)$$

T(t): 권취 후 t초 경과했을 때의 강판 온도[K]

tf: 강관 온도가 673K에 도달하는 시간[초]

$N_x$ : 강 중의 Si, Mn 및 Al의 원자 분율[-]의 합계

(B) 상기 열연 강관에 적어도 1회의 굽히고 다시 펴는 변형을 가하고, 이어서 상기 열연 강관을 1.0 내지 5.0mol/L의 HCl, 3.0mol/L 미만의  $Fe^{2+}$  및 0.10mol/L 미만의  $Fe^{3+}$ 를 함유하는 온도 70 내지 90℃의 수용액 중에 평균 속도 10m/분 이상으로 통과시키는 산세 처리를, 30초 이상 실시하는 것을 포함하는 산세 공정,

(C) 산세 처리 후의 열연 강관을 압하율 30 내지 75%로 냉간 압연하는 냉간 압연 공정,

(D) 얻어진 냉연 강관에 열처리 및 도금을 실시하는 것을 포함하고, 하기 (D1) 내지 (D4)의 조건을 충족하는 열처리 및 도금 공정

(D1) 상기 냉연 강관을 600℃로부터  $Ac_1+30℃$  내지 950℃의 최고 가열 온도까지의 평균 가열 속도가 0.2 내지 20℃/초가 되도록 가열하고, 상기 냉연 강관의 주위의 분위기가 하기 식 (4)를 충족하는 것,

$$-1.0 < \log\left(\frac{pH_2O}{pH_2}\right) < -0.1 \quad \dots (4)$$

$pH_2O$ : 수증기 분압

$pH_2$ : 수소 분압

(D2) 상기 냉연 강관을 상기 최고 가열 온도에서 1 내지 1000초간 유지하는 것,

(D3) 도금액 침지 후, 가스 와이핑을 실시할 때까지의 시간이 0.1 내지 5초이고, 또한 가스 와이핑 후의 강관 온도가 440℃ 이하인 것,

(D4) 강관을  $M_s$  내지  $M_s-200℃$ 의 범위로 냉각하고, 이어서 300 내지 420℃의 온도역으로 재가열하고, 상기 온도역에서 100 내지 600초간 유지하는 것

을 포함하는 것을 특징으로 하는, 제1항 또는 제2항에 기재된 용융 아연 도금 강관의 제조 방법.

## 발명의 설명

### 기술 분야

[0001] 본 발명은 용융 아연 도금 강관 및 그 제조 방법에 관한 것이고, 주로 자동차용 강관으로서 사용되는 고강도의 용융 아연 도금 강관 및 그 제조 방법에 관한 것이다.

### 배경 기술

[0002] 근년, 지구 온난화 대책에 수반되는 온실 가스 배출량 규제의 관점에서 자동차의 연비 향상이 요구되고 있어, 차체의 경량화와 충돌 안전성 확보를 위해 고강도 강관의 적용이 점점 확대되고 있다. 특히 최근에는, 인장 강도가 980MPa 이상인 고강도 강관의 요구가 높아지고 있다. 또한, 차체 중에서도 방청성이 요구되는 부위에는 표면에 용융 아연 도금을 실시한 고강도 용융 아연 도금 강관이 요구된다.

[0003] 자동차용 부품에 제공되는 강관에는, 강도뿐만 아니라 프레스 성형성이나 용접성 등, 부품 성형을 위해 필요한 각종 시공성이 요구된다. 구체적으로는, 프레스 성형성의 관점에서, 강관에는 우수한 연신율(인장 시험에 있어서의 전연신율: E1) 및 신장 플랜지성(구멍 확장률:  $\lambda$ )이 요구된다.

[0004] 일반적으로, 강관의 고강도화에 수반하여, 프레스 성형성은 열화된다. 강의 고강도화와 프레스 성형성을 양립시키는 수단으로서, 잔류 오스테나이트의 변태 유기 소성을 이용한 TRIP 강관(Transformation Induced Plasticity)이 알려져 있다.

[0005] 특허문헌 1 내지 3에는, 조직 구성 분율을 소정의 범위로 제어하여, 연신율과 구멍 확장률을 개선한 고강도 TRIP 강관이 개시되어 있다. 또한, 특허문헌 4에는, 소정의 화학 조성을 갖고, 평균 결정 입경이  $2\mu m$  이하인 페라이트를 체적 분율로 15% 이하, 평균 결정 입경이  $2\mu m$  이하인 잔류 오스테나이트를 체적 분율로 2 내지 15

%, 평균 결정 입경이 3 $\mu$ m 이하인 마르텐사이트를 체적 분율로 10% 이하, 잔부는 평균 결정 입경이 6 $\mu$ m 이하인 베이나이트 및 템퍼링 마르텐사이트이며, 또한 베이나이트 및 템퍼링 마르텐사이트 입자 내에 입경 0.04 $\mu$ m 이상의 시멘타이트 입자가 평균으로 10개 이상 함유되는 고강도 강관이 기재되고, 당해 고강도 강관이 1180MPa 이상의 인장 강도를 가짐과 함께, 높은 연신율과 구멍 확장성과 그에 수반되는 우수한 굽힘 가공성을 갖는 것이 기재되어 있다.

- [0006] 특허문헌 5에는, 괴상(저에스펙티브)의 잔류 오스테나이트의 면적률을 제한함으로써 신장 플랜지 성형성을 개선한 TRIP 강관이 개시되어 있다.
- [0007] 특허문헌 6에는, 잔류 오스테나이트에 포함되는 고용 Si양 및 고용 Mn양을 소정의 값 이상이 되도록 제어함으로써, 성형 초기의 가공 경화량이 크고, 우수한 형상 동결성과 가공성을 갖는 고강도 TRIP 강관이 개시되어 있다.
- [0008] 또한, 자동차용 강관은 프레스 성형성에 더하여 우수한 용접 시공성이 요구된다. 특히, 용융 아연 도금 강관끼리의 용접, 혹은 용융 아연 도금 강관과 비도금 강관의 용접에 있어서는, 액체 금속 취화(Liquid Metal Embrittle: LME) 갈라짐을 억제할 필요가 있다. 이 현상은, 용접 입열에 의해 액상화된 아연이 입계를 따라 강관 내부에 침윤·취화한 곳에, 용접에 의해 발생하는 인장 응력이 작용함으로써 발생하는 갈라짐이다.
- [0009] 이러한 LME 갈라짐은, 강 중에 포함되는 Si가 많은 강일수록 발생하기 쉬운 것이 특허문헌 7에 개시되어 있다. 그래서 동 문헌에서는, TRIP 강에 있어서 잔류 오스테나이트를 얻기 위해 첨가하는 Si의 일부 대신에, 마찬가지로의 효과를 갖는 Al을 첨가한 TRIP 강관이 개시되어 있다. 또한, Si의 일부 대신에 Al을 첨가한 TRIP 강관은 특허문헌 8 및 9에도 개시되어 있다.
- [0010] 또한, 특허문헌 10에는, 용융 아연 도금 라인에 있어서의 가열 어닐링 시의 분위기를 제어하는 것을 특징으로 하는, 내LME 갈라짐성이 우수한 용융 아연 도금 강관의 제조 방법이 개시되어 있다.

**선행기술문헌**

**특허문헌**

- [0011] (특허문헌 0001) 국제 공개 제2013/051238호
- (특허문헌 0002) 일본 특허 공개 제2006-104532호 공보
- (특허문헌 0003) 일본 특허 공개 제2011-184757호 공보
- (특허문헌 0004) 국제 공개 제2017/179372호
- (특허문헌 0005) 국제 공개 제2018/190416호
- (특허문헌 0006) 국제 공개 제2013/018741호
- (특허문헌 0007) 국제 공개 제2018/202916호
- (특허문헌 0008) 일본 특허 공개 제2011-17046호 공보
- (특허문헌 0009) 국제 공개 제2013/144377호
- (특허문헌 0010) 국제 공개 제2018/234938호

**발명의 내용**

**해결하려는 과제**

- [0012] 해당 기술분야에 있어서는, 고강도화와 프레스 성형성을 양립시키면서, 내LME 갈라짐성이 우수한 용융 아연 도금 강관에 대한 계속된 요구가 있고, 종래 기술의 강관 또는 용융 아연 도금 강관에 있어서도 이것들의 관점에서 여전히 개선의 여지가 있다.
- [0013] 그래서, 본 발명의 목적은, 프레스 성형성 및 스폿 용접부의 내LME 갈라짐성이 우수한 용융 아연 도금 강관 및 그 제조 방법을 제공하는 것이다.

**과제의 해결 수단**

- [0014] 본 발명자는 상기 목적을 달성하기 위해 예의 검토를 거듭한 결과, 용융 아연 도금 강판에 있어서의 스폿 용접 부의 LME 갈라짐 감수성은, 이하의 경우에 현저하게 개선되는 것을 알아냈다.
- [0015] · 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면이 평활한 경우
- [0016] 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면(이하, 단순히 「강판/도금 계면」이라고도 함)에 존재하는 오목부는, 스폿 용접 시의 입열에 의해 용융된 Zn이 고이기 쉽고, 또한 응력 집중부가 되기 때문에, LME 갈라짐의 기점이 되기 쉽다고 생각된다. 또한, 본 발명에 있어서는, 용융 아연 도금 강판의 표면의 요철이 아닌, 어디까지나 강판/도금 계면의 오목부가 중요하고, 이 특징은 일반적으로 측정되는 강판 조도와는 본질적으로 다른 것이다. 구체적으로는, 강판/도금 계면에 있어서의 깊이가 2 $\mu$ m를 초과하는 오목부의 수밀도가 계면 길이당 2.0개/100 $\mu$ m 이하인 경우, 현저한 개선 효과가 얻어지는 것을 알아냈다.
- [0017] · 강판/도금 계면에 존재하는 Al 농화층의 Al 농도가 높은 경우
- [0018] 상세한 메커니즘은 불분명하지만, 강판/도금 계면에 존재하는 Al 농화층이, 용융 Zn의 모재 강판에의 침입을 억제하고 있을 가능성이 생각된다. 또한, 그 효과는 Al 농화층 중의 Al 농도가 높을수록 큰 것을 알아냈다. 구체적으로는, 고주파 글로우 방전 발광 분석 장치(GDS)에 의해 용융 아연 도금 강판의 표면으로부터 깊이 방향으로 Al 농도를 측정했을 때, 강판/도금 계면에 존재하는 Al 농화층의 Al 농도의 최대값이 2.0mass% 이상인 경우, 현저한 개선 효과가 얻어지는 것을 알아냈다.
- [0019] · 강판/도금 계면 바로 아래의 모재 강판에 저Si층(Si 희박층)이 존재하는 경우
- [0020] 이것은, Si는 LME 갈라짐 감수성을 열화시키는 원소라는 점에서, 특히 용융 Zn과 접하는 도금 계면 바로 아래의 모재 강판의 영역에서 Si 농도가 낮은 경우, LME 갈라짐 감수성이 개선된다고 생각된다. 구체적으로는, 고주파 글로우 방전 발광 분석 장치(GDS)에 의해 용융 아연 도금 강판의 표면으로부터 깊이 방향으로 Si의 발광 강도를 측정했을 때, 강판/도금 계면 바로 아래의 모재 강판에 있어서의 Si<sub>s</sub>/Si<sub>b</sub>가 0.90 이하인 경우, 현저한 개선 효과가 얻어지는 것을 알아냈다.
- [0021] 본 발명은 상기 지견에 기초하여 실현한 것이며, 구체적으로는 이하와 같다.
- [0022] (1) 모재 강판과, 상기 모재 강판의 적어도 한쪽의 표면에 형성된 용융 아연 도금층을 구비한 용융 아연 도금 강판이며,
- [0023] 상기 모재 강판이, 질량%로,
- [0024] C: 0.15 내지 0.30%,
- [0025] Si: 0.30 내지 2.50%,
- [0026] Mn: 1.40 내지 3.49%,
- [0027] P: 0.050% 이하,
- [0028] S: 0.0100% 이하,
- [0029] Al: 0.001 내지 1.50%,
- [0030] N: 0.0100% 이하,
- [0031] O: 0.0100% 이하,
- [0032] Cr: 0 내지 1.00%,
- [0033] Mo: 0 내지 1.00%,
- [0034] Cu: 0 내지 1.00%,
- [0035] Ni: 0 내지 1.00%,
- [0036] Co: 0 내지 1.00%,
- [0037] W: 0 내지 1.00%,

- [0038] Sn: 0 내지 1.00%,
- [0039] Sb: 0 내지 0.50%,
- [0040] Nb: 0 내지 0.200%,
- [0041] Ti: 0 내지 0.200%,
- [0042] V: 0 내지 1.00%,
- [0043] B: 0 내지 0.0050%,
- [0044] Ca: 0 내지 0.0100%,
- [0045] Mg: 0 내지 0.0100%,
- [0046] Ce: 0 내지 0.0150%,
- [0047] Zr: 0 내지 0.0100%,
- [0048] La: 0 내지 0.0150%,
- [0049] Hf: 0 내지 0.0100%,
- [0050] Bi: 0 내지 0.0100%,
- [0051] Ce, La 이외의 REM: 0 내지 0.0100%, 그리고
- [0052] 잔부: Fe 및 불순물로 이루어지는 화학 조성을 갖고,
- [0053] 상기 모재 강판의 표면으로부터 1/4 두께를 중심으로 한 1/8 두께 내지 3/8 두께의 범위에 있어서의 강 조직이, 체적%로,
- [0054] 페라이트: 0 내지 50%,
- [0055] 템퍼링 마르텐사이트: 1% 이상,
- [0056] 잔류 오스테나이트: 5% 이상,
- [0057] 프레스 마르텐사이트: 0 내지 15%,
- [0058] 펄라이트 및 시멘타이트의 합계: 0 내지 5%, 및
- [0059] 잔부: 베이나이트이고,
- [0060] 상기 용융 아연 도금 강판을 고주파 글로우 방전 발광 분석 장치(GDS)에 의해 측정된 경우에, 상기 모재 강판과 상기 용융 아연 도금층의 계면에 존재하는 Al 농화층의 Al 농도의 최대값이 2.0mass% 이상이고, 또한 상기 모재 강판과 상기 용융 아연 도금층의 계면 바로 아래의 상기 모재 강판에 있어서의  $Si_s/Si_b$ 가 0.90 이하이고,
- [0061] 상기 모재 강판과 상기 용융 아연 도금층의 계면에 있어서의 깊이가  $2\mu m$ 를 초과하는 오목부의 수밀도가 계면 길이당 2.0개/ $100\mu m$  이하이고, 또한
- [0062] 인장 강도가 980MPa 이상인 것을 특징으로 하는, 용융 아연 도금 강판.
- [0063]  $Si_s$ : 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면 바로 아래의 모재 강판에 있어서의 Si 발광 강도의 극소값
- [0064]  $Si_b$ : 모재 강판에 있어서의 Si 발광 강도의 평균값
- [0065] (2) 상기 화학 조성어, 질량%로,
- [0066] Si: 0.30 내지 1.20%, 및
- [0067] Al: 0.30 내지 1.50%
- [0068] 를 포함하는 것을 특징으로 하는, 상기 (1)에 기재된 용융 아연 도금 강판.
- [0069] (3) (A) 상기 (1) 또는 (2)에 기재된 화학 조성을 갖는 슬래브를 열간 압연하고, 이어서 얻어진 열연 강판을 권

취하고, 냉각하는 것을 포함하고, 상기 냉각이 하기 식 (1)을 충족하는 열간 압연 공정,

$$0.05 < \sqrt{2 \cdot \sum_{t=0}^{tf} \left( \frac{D_o \cdot N_o}{N_x} \cdot \Delta t \right)} < 1.50 \quad \dots (1)$$

여기서,

$$D_o = 2.9 \cdot 10^{-7} \cdot \exp\left(-\frac{90,000}{8.314 \cdot T(t)}\right) \quad \dots (2)$$

$$N_o = 0.381 \cdot \exp\left(-\frac{104,000}{8.314 \cdot T(t)}\right) \quad \dots (3)$$

T(t): 권취 후 t초 경과했을 때의 강판 온도[K]

tf: 강판 온도가 673K에 도달하는 시간[초]

N<sub>x</sub>: 강 중의 Si, Mn 및 Al의 원자 분율[-]의 합계

(B) 상기 열연 강판에 적어도 1회의 굽히고 다시 펴는 변형을 가하고, 이어서 상기 열연 강판을 1.0 내지 5.0mol/L의 HCl, 3.0mol/L 미만의 Fe<sup>2+</sup> 및 0.10mol/L 미만의 Fe<sup>3+</sup>를 함유하는 온도 70 내지 90℃의 수용액 중에 평균 속도 10m/분 이상으로 통과시키는 산세 처리를, 30초 이상 실시하는 것을 포함하는 산세 공정,

(C) 산세 처리 후의 열연 강판을 압하율 30 내지 75%로 냉간 압연하는 냉간 압연 공정,

(D) 얻어진 냉연 강판에 열처리 및 도금을 실시하는 것을 포함하고, 하기 (D1) 내지 (D4)의 조건을 충족하는 열처리 및 도금 공정

(D1) 상기 냉연 강판을 600℃로부터 Ac1+30℃ 내지 950℃의 최고 가열 온도까지의 평균 가열 속도가 0.2 내지 20℃/초가 되도록 가열하고, 상기 냉연 강판의 주위의 분위기가 하기 식 (4)를 충족하는 것,

$$-1.0 < \log\left(\frac{p_{H_2O}}{p_{H_2}}\right) < -0.1 \quad \dots (4)$$

p<sub>H<sub>2</sub>O</sub>: 수증기 분압

p<sub>H<sub>2</sub></sub>: 수소 분압

(D2) 상기 냉연 강판을 상기 최고 가열 온도에서 1 내지 1000초간 유지하는 것,

(D3) 도금욕 침지 후, 가스 와이핑을 실시할 때까지의 시간이 0.1 내지 5초이고, 또한 가스 와이핑 후의 강판 온도가 440℃ 이하인 것,

(D4) 강판을 Ms 내지 Ms-200℃의 범위로 냉각하고, 이어서 300 내지 420℃의 온도역으로 재가열하고, 상기 온도역에서 100 내지 600초간 유지하는 것

을 포함하는 것을 특징으로 하는, 상기 (1) 또는 (2)에 기재된 용융 아연 도금 강판의 제조 방법.

### 발명의 효과

본 발명에 의해, 프레스 성형성 및 스폿 용접부의 내LME 갈라짐성이 우수한 용융 아연 도금 강판을 얻을 수 있다.

### 도면의 간단한 설명

- [0089] 도 1은 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면에 있어서의 깊이가 2 $\mu$ m를 초과하는 오목부의 수밀도를 측정하는 방법을 설명하기 위한 도면이다.
- 도 2는 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면에 존재하는 Al 농화층의 Al 농도의 최대값을 측정하는 방법을 설명하기 위한 도면이다.
- 도 3은 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면에 존재하는 Al 농화층의 Al 농도의 최대값을 측정하는 방법을 설명하기 위한 도면이다.
- 도 4는 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면 바로 아래의 모재 강판에 있어서의 Si<sub>s</sub>/Si<sub>b</sub>를 측정하는 방법을 설명하기 위한 도면이다.

**발명을 실시하기 위한 구체적인 내용**

- [0090] 『모재 강판의 화학 조성』
- [0091] 먼저, 본 발명의 실시 형태에 관한 모재 강판(이하, 단순히 강판이라고도 칭함)의 화학 조성을 상술한 바와 같이 한정된 이유에 대하여 설명한다. 또한, 본 명세서에 있어서 화학 조성을 규정하는 「%」는 특별히 언급하지 않는 한 모두 「질량%」이다. 또한, 본 명세서에 있어서, 수치 범위를 나타내는 「내지」란, 특별히 언급이 없는 경우, 그 전후에 기재되는 수치를 하한값 및 상한값으로서 포함하는 의미로 사용된다.
- [0092] [C: 0.15 내지 0.30%]
- [0093] C(탄소)는 강판 강도 확보를 위하여 필수적인 원소이다. 이러한 효과를 충분히 얻기 위해, C 함유량은 0.15% 이상으로 한다. C 함유량은 0.16% 이상, 0.18% 이상 또는 0.20% 이상이어도 된다. 한편, C를 과도하게 함유하면, 프레스 성형성 등의 가공성이나 용접성이 저하되는 경우가 있다. 이 때문에, C 함유량은 0.30% 이하로 한다. C 함유량은 0.28% 이하, 0.27% 이하 또는 0.25% 이하여도 된다.
- [0094] [Si: 0.30 내지 2.50%]
- [0095] Si(규소)는 철 탄화물의 생성을 억제하여, 강도와 성형성의 향상에 기여하는 원소이다. 이들 효과를 충분히 얻기 위해, Si 함유량은 0.30% 이상으로 한다. Si 함유량은 0.40% 이상, 0.50% 이상, 0.51% 이상, 0.52% 이상, 0.55% 이상, 0.60% 이상 또는 0.70% 이상이어도 된다. 한편, 과도한 첨가는 용접 시의 LME 갈라짐을 조장하는 경우가 있다. 따라서, Si 함유량은 2.50% 이하로 한다. LME 갈라짐 억제의 관점에서는 Si 함유량은 보다 낮은 편이 바람직하고, 구체적으로는 2.00% 이하가 바람직하고, 1.50% 이하가 보다 바람직하다. 특히 Si 함유량을 1.20% 이하로 제한한 경우, 특히 우수한 내LME 갈라짐 감수성을 얻을 수 있다.
- [0096] [Mn: 1.40 내지 3.49%]
- [0097] Mn(망간)은 강력한 오스테나이트 안정화 원소이며, 강판의 고강도화에 유효한 원소이다. 이러한 효과를 충분히 얻기 위해서, Mn 함유량은 1.40% 이상으로 한다. Mn 함유량은 1.50% 이상, 1.70% 이상 또는 2.00% 이상이어도 된다. 한편, 과도한 첨가는 프레스 성형성 등의 가공성이나 용접성, 나아가 저온 인성을 열화시키는 경우가 있다. 따라서, Mn 함유량은 3.49% 이하로 한다. Mn 함유량은 3.20% 이하, 3.00% 이하 또는 2.90% 이하여도 된다.
- [0098] [P: 0.050% 이하]
- [0099] P(인)는 고용 강화 원소이며, 강판의 고강도화에 유효한 원소이지만, 과도한 첨가는 용접성 및 인성을 열화시킨다. 따라서, P 함유량은 0.050% 이하로 제한한다. P 함유량은, 바람직하게는 0.045% 이하, 0.035% 이하 또는 0.020% 이하이다. P 함유량은 0%여도 되지만, P 함유량을 극도로 저감시키기 위해서는, 탈P 비용이 높아지기 때문에, 경제성의 관점에서 하한을 0.001%로 하는 것이 바람직하다.
- [0100] [S: 0.0100% 이하]
- [0101] S(황)는 불순물로서 함유되는 원소이며, 강 중에서 MnS를 형성하여 인성이나 구멍 확장성을 열화시킨다. 따라서, 인성이나 구멍 확장성의 열화가 현저하지 않은 범위로서, S 함유량을 0.0100% 이하로 제한한다. S 함유량은, 바람직하게는 0.0050% 이하, 0.0040% 이하 또는 0.0030% 이하이다. S 함유량은 0%여도 되지만, S 함유량을 극도로 저감시키기 위해서는, 탈황 비용이 높아지기 때문에, 경제성의 관점에서 하한을 0.0001%로 하는 것이 바람직하다.

- [0102] [Al: 0.001 내지 1.50%]
- [0103] Al(알루미늄)은 강의 탈산을 위해 적어도 0.001%를 첨가한다. Al 함유량은 0.005% 이상, 0.01% 이상, 0.02% 이상, 0.05% 이상 또는 0.10% 이상이어도 된다. 한편, Al을 과잉으로 첨가해도 효과가 포화되어 공연히 비용 상승을 초래할 뿐만 아니라, 강의 변태 온도를 상승시켜 열간 압연 시의 부하를 증대시켜, 결과적으로 강관의 기계 특성을 저하시키는 경우가 있다. 따라서 Al 함유량은 1.50%를 상한으로 한다. Al 함유량은 1.40% 이하, 1.20% 이하 또는 1.00% 이하여도 된다. 또한, Al은 철 탄화물의 생성을 억제함으로써 잔류 오스테나이트를 증가시키는 효과도 갖는다. 이 효과를 얻고 싶은 경우, Al은 0.30% 이상 첨가할 필요가 있다. Al 함유량은 0.50% 이상 또는 0.70% 이상이어도 된다.
- [0104] [N: 0.0100% 이하]
- [0105] N(질소)은 불순물로서 함유되는 원소이며, 그 함유량이 많으면 강 중에 조대한 질화물을 형성하여 굽힘성이나 구멍 확장성을 열화시키는 경우가 있다. 따라서, N 함유량은 0.0100% 이하로 제한한다. N 함유량은, 바람직하게는 0.0080% 이하, 0.0060% 이하 또는 0.0050% 이하이다. N 함유량은 0%여도 되지만, N 함유량을 극도로 저감시키기 위해서는, 탈N 비용이 높아지기 때문에, 경제성의 관점에서 하한을 0.0001%로 하는 것이 바람직하다.
- [0106] [O: 0.0100% 이하]
- [0107] O(산소)는 불순물로서 함유되는 원소이며, 그 함유량이 많으면 강 중에 조대한 산화물을 형성하여 굽힘성이나 구멍 확장성을 열화시키는 경우가 있다. 따라서, O 함유량은 0.0100% 이하로 제한한다. O 함유량은, 바람직하게는 0.0080% 이하, 0.0060% 이하 또는 0.0050% 이하이다. O 함유량은 0%여도 되지만, 제조 비용의 관점에서, 하한을 0.0001%로 하는 것이 바람직하다.
- [0108] 본 발명의 실시 형태에 관한 모재 강관 및 그 제조에 사용하는 슬래브의 기본 화학 조성은 상기한 바와 같다. 또한, 당해 모재 강관 및 슬래브는, 필요에 따라 이하의 임의 원소를 함유해도 된다. 또한, 당해 임의 원소를 함유시키지 않는 경우의 함유량의 하한은 0%이다.
- [0109] [Cr: 0 내지 1.00%, Mo: 0 내지 1.00%, Cu: 0 내지 1.00%, Ni: 0 내지 1.00%, Co: 0 내지 1.00%, W: 0 내지 1.00%, Sn: 0 내지 1.00%, Sb: 0 내지 0.50%, Nb: 0 내지 0.200%, Ti: 0 내지 0.200%, V: 0 내지 1.00% 및 B: 0 내지 0.0050%]
- [0110] Cr(크롬), Mo(몰리브덴), Cu(구리), Ni(니켈), Co(코발트), W(텅스텐), Sn(주석), Sb(안티몬), Nb(니오븀), Ti(티타늄), V(바나듐) 및 B(붕소)는 모두 강관의 고강도화에 유효한 원소이다. 이 때문에, 필요에 따라 이들 원소 중 1종 또는 2종 이상을 첨가해도 된다. 그러나 이들 원소를 과도하게 첨가하면 효과가 포화되어 공연히 비용의 증대를 초래한다. 따라서, 그 함유량은 Cr: 0 내지 1.00%, Mo: 0 내지 1.00%, Cu: 0 내지 1.00%, Ni: 0 내지 1.00%, Co: 0 내지 1.00%, W: 0 내지 1.00%, Sn: 0 내지 1.00%, Sb: 0 내지 0.50%, Nb: 0 내지 0.200%, Ti: 0 내지 0.200%, V: 0 내지 1.00% 및 B: 0 내지 0.0050%로 한다. 각 원소는 0.001% 이상, 0.005% 이상 또는 0.010% 이상이어도 된다. 특히, B 함유량은 0.0001% 이상 또는 0.0002% 이상이어도 된다. 마찬가지로, B 함유량은 0.0030% 이하, 0.0010% 이하, 0.0005% 미만, 0.0004% 이하 또는 0.0003% 이하여도 된다.
- [0111] [Ca: 0 내지 0.0100%, Mg: 0 내지 0.0100%, Ce: 0 내지 0.0150%, Zr: 0 내지 0.0100%, La: 0 내지 0.0150%, Hf: 0 내지 0.0100%, Bi: 0 내지 0.0100% 및 Ce, La 이외의 REM: 0 내지 0.0100%]
- [0112] Ca(칼슘), Mg(마그네슘), Ce(세륨), Zr(지르코늄), La(란탄), Hf(하프늄) 및 Ce, La 이외의 REM(희토류 원소)은 강 중 개재물의 미세 분산화에 기여하는 원소이며, Bi(비스무트)는 강 중에 있어서의 Mn, Si 등의 치환형 합금 원소의 마이크로 편석을 경감하는 원소이다. 각각 강관의 가공성 향상에 기여한다는 점에서, 필요에 따라서 이들 원소 중 1종 또는 2종 이상을 첨가해도 된다. 단, 과도한 첨가는 연성의 열화를 야기한다. 따라서 그 함유량은 0.0150% 또는 0.0100%를 상한으로 한다. 또한, 각 원소는 0.0001% 이상, 0.0005% 이상 또는 0.0010% 이상이어도 된다.
- [0113] 본 발명의 실시 형태에 관한 모재 강관에 있어서, 상술한 원소 이외의 잔부는, Fe 및 불순물로 이루어진다. 불순물이란, 모재 강관을 공업적으로 제조할 때에, 광석이나 스크랩 등과 같은 원료를 비롯하여, 제조 공정의 다양한 요인에 의해 혼입되는 성분 등이다.

- [0114] 『모재 강관 내부의 강 조직』
- [0115] 다음으로, 본 발명의 실시 형태에 관한 모재 강관의 내부 조직의 한정 이유에 대하여 설명한다.
- [0116] [페라이트: 0 내지 50%]
- [0117] 페라이트는 연성이 우수하지만 연질인 조직이며, 필요에 따라서 함유시키는 것이 바람직하다. 그 경우의 함유량은, 체적%로 1% 이상, 5% 이상 또는 10% 이상이어도 된다. 한편, 페라이트를 과도하게 함유하면 원하는 강관 강도를 확보하는 것이 곤란해진다. 따라서, 그 함유량은 체적%로 50% 이하로 하고, 45% 이하, 40% 이하 또는 35% 이하여도 된다.
- [0118] [템퍼링 마르텐사이트: 1% 이상]
- [0119] 템퍼링 마르텐사이트는 고강도이면서도 강인한 조직이며, 본 발명의 실시 형태에 있어서 필수가 되는 금속 조직이다. 강도와 연신율을 높은 수준으로 밸런스를 잡기 위해서, 템퍼링 마르텐사이트 함유량은, 체적%로 1% 이상으로 한다. 템퍼링 마르텐사이트 함유량은, 바람직하게는 5% 이상이며, 10% 이상 또는 20% 이상이어도 된다. 상한은 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 템퍼링 마르텐사이트 함유량은, 체적%로 90% 이하, 80% 이하, 70% 이하 또는 50% 이하여도 된다.
- [0120] [잔류 오스테나이트: 5% 이상]
- [0121] 잔류 오스테나이트는, 강관의 변형 중에 가공 유기 변태에 의해 마르텐사이트로 변태하는 TRIP 효과에 의해 강관의 연성을 개선한다. 그 때문에, 잔류 오스테나이트 함유량은 체적%로 5% 이상으로 하고, 8% 이상, 9% 이상, 10% 이상 또는 11% 이상이어도 된다. 잔류 오스테나이트는 많을수록 연신율이 상승하기 때문에, 상한 값을 규정할 필요는 없다. 단 다량의 잔류 오스테나이트를 얻기 위해서는 C 등의 합금 원소를 다량으로 함유시킬 필요가 생긴다. 본 발명에서는 C 함유량에 상한을 설정하고 있기 때문에, 30% 이상의 잔류 오스테나이트를 얻는 것은 사실상 곤란하다. 따라서, 잔류 오스테나이트 함유량은 체적%로 30% 이하, 25% 이하 또는 20% 이하여도 된다.
- [0122] [프래시 마르텐사이트: 0 내지 15%]
- [0123] 본 발명의 실시 형태에 있어서, 프래시 마르텐사이트란, 템퍼링되어 있지 않은 마르텐사이트, 즉 탄화물을 포함하지 않는 마르텐사이트를 말하는 것이다. 이 프래시 마르텐사이트는 깨지기 쉬운 조직이기 때문에, 소성 변형 시에 파괴의 기점이 되어, 강관의 국부 연성을 열화시킨다. 따라서, 그 함유량은 체적%로 0 내지 15%로 한다. 프래시 마르텐사이트 함유량은, 바람직하게는 체적%로 0 내지 10% 또는 0 내지 5%이다. 프래시 마르텐사이트 함유량은 체적%로 1% 이상 또는 2% 이상이어도 된다.
- [0124] [펄라이트와 시멘타이트의 합계: 0 내지 5%]
- [0125] 펄라이트는 경질이면서도 조대한 시멘타이트를 포함하고, 소성 변형 시에 파괴의 기점이 되기 때문에, 강관의 국부 연성을 열화시킨다. 따라서, 그 함유량은 시멘타이트와 합하여 체적%로 0 내지 5%로 하고, 0 내지 3% 또는 0 내지 2%여도 된다.
- [0126] [베이나이트: 잔부]
- [0127] 본 발명의 실시 형태에 관한 모재 강관의 금속 조직의 잔부는 베이나이트에 의해 구성된다. 잔부 조직의 베이나이트는, 라스 사이에 탄화물을 갖는 상부 베이나이트, 라스 내에 탄화물을 갖는 하부 베이나이트, 탄화물을 갖지 않는 베이니틱 페라이트, 베이나이트의 라스 경계가 회복되어 선명하지 않게 된 그레놀라 베이니틱 페라이트 중 어느 것이어도 되고, 그 혼합 조직이어도 된다. 잔부의 베이나이트 함유량은 0%여도 된다. 예를 들어, 잔부의 베이나이트 함유량은, 체적%로 1% 이상, 5% 이상 또는 10% 이상이어도 된다. 상한은 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 잔부의 베이나이트 함유량은, 체적%로 70% 이하, 60% 이하, 57% 이하, 55% 이하, 50% 이하 또는 40% 이하여도 된다.
- [0128] 강 조직의 분율은, FE-SEM을 사용하여 촬영한 2차 전자 상과 X선 회절법에 의해 평가한다. 먼저, 강관의 압연 방향에 평행한 판 두께 단면이며, 폭 방향의 중앙 위치에 있어서의 판 두께 단면을 관찰면으로 하여 시료를 채취하고, 관찰면을 기계 연마하여 경면으로 마무리한 후, 나이탈액을 사용하여 에칭을 행한다. 이어서, 관찰면에 있어서의 모재 강관의 표면으로부터 1/4 두께를 중심으로 한 1/8 두께 내지 3/8 두께의 범위 중 하나 내지 복수의 관찰 시야에 있어서, 합계로  $2.0 \times 10^{-9} \text{ m}^2$  이상의 면적에 대하여 2차 전자 상을 촬영한다. 얻어진 2차 전

자 상에 의해, 페라이트, 잔류 오스테나이트, 베이나이트, 템퍼링 마르텐사이트, 프레스시 마르텐사이트, 펄라이트의 면적 분율을 각각 측정하고, 그것으로써 체적 분율로 간주한다. 입자 내에 하부 조직을 갖고, 또한 시멘타이트가 복수의 배리언트를 갖고 석출되어 있는 영역을 템퍼링 마르텐사이트라고 판단한다. 시멘타이트가 라멜라 형상으로 석출되어 있는 영역을 펄라이트(또는 펄라이트와 시멘타이트의 합계)라고 판단한다. 휘도가 작고, 또한 하부 조직이 확인되지 않는 영역을 페라이트라고 판단한다. 휘도가 크고, 또한 하부 조직이 에칭에 의해 현출되어 있지 않은 영역을 프레스시 마르텐사이트 및 잔류 오스테나이트라고 판단한다. 상기 영역 중 어느 것에도 해당되지 않는 영역을 베이나이트라고 판단한다. 각각의 체적률을, 포인트 카운팅법에 의해 산출함으로써, 각 조직의 체적률로 한다. 프레스시 마르텐사이트의 체적률에 대해서는, X선 회절법에 의해 구한 잔류 오스테나이트의 체적률을 뺀으로써 구할 수 있다.

[0129] 잔류 오스테나이트의 체적률은, X선 회절법에 의해 측정한다. 즉, 모재 강판의 판면으로부터 판 두께 방향으로 깊이 1/4 위치까지를 기계 연마 및 화학 연마에 의해 제거한다. 그리고 연마 후의 시료에 대하여 특성 X선으로서 MoK $\alpha$  1선을 사용하여 얻어진, bcc상의 (200), (211) 및 fcc상의 (200), (220), (311)의 회절 피크의 적분 강도비로부터, 잔류 오스테나이트의 조직 분율을 산출하고, 이것을, 잔류 오스테나이트의 체적률로 한다.

[0130] 『용융 아연 도금층』

[0131] 본 발명의 실시 형태에 관한 모재 강판은, 적어도 한쪽의 표면, 바람직하게는 양쪽의 표면에 용융 아연 도금층을 갖는다. 당해 도금층은, 당업자에게 공지된 임의의 조성을 갖는 용융 아연 도금(GI)층이어도 되고, Zn 이외에도 Al, Mg, Si, Fe 등의 첨가 원소를 포함하고 있어도 된다. 또한, 당해 도금층의 부착량은, 특별히 제한되지 않고 일반적인 부착량이어도 된다. 자동차 용도로 제공되는 경우의 일반적인 부착량은, 예를 들어 편면당 20 내지 100g/m<sup>2</sup>이다.

[0132] [모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면에 있어서의 깊이가 2 $\mu$ m를 초과하는 오목부의 수밀도: 계면 길이당 2.0개/100 $\mu$ m 이하]

[0133] 본 발명의 실시 형태에 관한 용융 아연 도금 강판에서는, 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면에 있어서의 깊이가 2 $\mu$ m를 초과하는 오목부의 수밀도가 계면 길이당 2.0개/100 $\mu$ m 이하이다. 깊이가 2 $\mu$ m를 초과하는 오목부는 스폿 용접 시의 입열에 의해 용융된 Zn이 고이기 쉽고, 또한 응력 집중부로서 작용하기 때문에 LME 갈라짐의 기점이 된다. 따라서, 이러한 오목부의 수밀도가 높아지면, 구체적으로는 당해 수밀도가 2.0개/100 $\mu$ m를 초과하면 LME 갈라짐 감수성이 현저하게 열화된다. 이 때문에, LME 갈라짐을 억제 또는 저감하는 관점에서는, 이러한 오목부의 수밀도를 작게 하여 보다 평탄한 계면 형상으로 하는 것이 바람직하고, 구체적으로는 당해 수밀도는 1.0개/100 $\mu$ m 이하가 보다 바람직하다. LME 갈라짐을 억제 또는 저감하는 관점에서는, 깊이가 2 $\mu$ m를 초과하는 오목부의 수밀도는 작을수록 바람직하고, 그러므로 당해 수밀도의 하한은 0.0개/100 $\mu$ m인 것이 바람직하고, 0.1개/100 $\mu$ m여도 된다.

[0134] 상기 오목부의 수밀도는 이하와 같이 측정한다. 도 1을 참조하여 상세하게 설명하면, 먼저, 용융 아연 도금 강판의 압연 방향에 평행한 판 두께 단면이며, 폭 방향의 중앙 위치에 있어서의 판 두께 단면을 관찰면으로 하여 시료를 채취하고, 관찰면을 기계 연마하여 경면으로 마무리한 후, FE-SEM을 사용하여 촬영 배율 500배로 도금/강판 계면의 반사 전자 상을 촬영한다(도 1의 (a)). 얻어진 반사 전자 상을 이치화하여, 용융 아연 도금층과 모재 강판의 계면을 명확화한다(도 1의 (b)). 변환된 이치화 화상을 수치 데이터로 변환하여, 계면의 높이 프로파일을 얻는다(도 1의 (c)). 이러한 조작이 가능한 화상 해석 소프트웨어로서는, 예를 들어 Image J 등이 있다. 높이 프로파일로부터 중심선을 최소 제곱법에 의해 구하여, 표면 높이가 중심선으로부터 2 $\mu$ m를 초과하여 마이너스측으로 해리되어 있는 영역을 「모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면에 있어서의 깊이가 2 $\mu$ m를 초과하는 오목부」로 한다. 마찬가지로의 해석을 X 방향(압연 방향)의 측정 범위가 합계 1mm를 초과하도록 행한다. 예를 들어, 1시야에 있어서의 X 방향(압연 방향)의 사이즈가 200 $\mu$ m인 경우, 시야를 바꾸어 상기의 해석을 적어도 5회 행한다. 각 시야에서 얻어진 「모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면에 있어서의 깊이가 2 $\mu$ m를 초과하는 오목부」의 수를 합계하고, 그것을 계면 길이 100 $\mu$ m당의 수밀도로 환산한 것을 「모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면에 있어서의 깊이가 2 $\mu$ m를 초과하는 오목부의 수밀도」로서 결정한다. 여기서, 계면 길이란, 도 1의 (c)에 나타낸 바와 같은 계면의 높이 프로파일을 따른 길이를 말하는 것이며, 화상 해석 소프트웨어를 사용하여 측정하는 것이 가능하다. 또한, 강판의 높이 프로파일을 측정하는 수단으로서의 접촉식 내지 레이저식의 조도계가 일반적이지만, 본 발명과 같이 도금과 모재 강판(지철)의 계면을 측정 대상으로 하는 경우, 먼저 도금을 산에 의해 용해·박리할 필요가 있다. 그러나 이 방법으로는 산 용해 시에 도금뿐만 아니라 지철 계면도 동시에 부식되어 본래의 요철로부터 변화되어 버릴 것이 우려되기 때문에, 이들 수단은 권장하지 않는다.

- [0135] [모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면에 존재하는 Al 농화층의 Al 농도의 최대값: 2.0mass% 이상]
- [0136] 본 발명의 실시 형태에 관한 용융 아연 도금 강판은, 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면에 Al 농화층을 갖는다. 여기서, Al 농화층이란, Al 농도가 용융 아연 도금층 중의 Al 농도보다도 10% 이상 높고, 또한 모재 강판 중의 Al 농도보다도 10% 이상 높은 영역을 말하는 것이다. 용융 아연 도금층 중의 Al 농도는, 용융 아연 도금층의 두께의 1/2 위치에 있어서의 고주파 글로우 방전 발광 분석 장치(GDS)에 의한 Al 농도를 말하는 것이다. 용융 아연 도금층의 두께의 1/2 위치는, 뒤에서 설명하는 GDS에 의한 측정에 있어서 특정되는 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면과, 용융 아연 도금 강판의 표면의 중간 위치에 대응한다. 또한, 모재 강판 중의 Al 농도는, 용융 아연 도금 강판의 표면으로부터 100 내지 150 $\mu$ m 깊이에 있어서의 GDS에 의한 Al 발광 강도의 평균값에 대응하는 Al 농도를 말하는 것이다. 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면에 Al 농화층이 존재함으로써 용융 Zn의 모재 강판에의 침입을 억제할 수 있다고 생각되고, 이것과 관련하여 LME 갈라짐 감수성을 개선하는 것이 가능해진다. LME 갈라짐 감수성을 확실하게 개선하는 관점에서, 당해 Al 농화층의 Al 농도의 최대값은 2.0mass% 이상이고, 바람직하게는 2.5mass% 이상이다. LME 갈라짐 감수성의 개선 효과는 Al 농화층 중의 Al 농도가 높을수록 크고, 그러므로 상한은 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 당해 Al 농화층의 Al 농도의 최대값은 8.0mass% 이하, 6.0mass% 이하, 5.0mass% 이하, 4.5mass% 이하 또는 4.1mass% 이하여도 된다.
- [0137] Al 농화층의 Al 농도의 최대값은 고주파 글로우 방전 발광 분석 장치(GDS)에 의해 측정한다. 구체적으로는, 용융 아연 도금 강판의 표면을 Ar 분위기로 하고, 전압을 걸어 글로우 플라즈마를 발생시킨 상태에서, 강판 표면을 스퍼터링시키면서 깊이 방향으로 분석하는 방법을 사용한다. 그리고 글로우 플라즈마 중에서 원자가 여기되어 발해지는 원소 특유의 발광 스펙트럼 파장으로부터, 재료(용융 아연 도금 강판)에 포함되는 원소를 동정하고, 동정한 원소의 발광 강도를 어림잡는다. 깊이 방향의 데이터는, 스퍼터 시간으로부터 어림잡을 수 있다. 구체적으로는, 미리 표준 샘플을 사용하여 스퍼터 시간과 스퍼터 깊이의 관계를 구해 둬으로써, 스퍼터 시간을 스퍼터 깊이로 변환할 수 있다. 따라서, 스퍼터 시간으로부터 변환한 스퍼터 깊이를, 재료의 표면으로부터의 깊이로 정의할 수 있다. 또한, 본 실시 형태에 있어서의 아연 도금 강판의 고주파 GDS 분석에서는, 시판되고 있는 분석 장치를 사용할 수 있다. 본 실시 형태에 있어서는, 호리바 세이사쿠쇼사제의 고주파 글로우 방전 발광 분석 장치 GD-Profiler 2를 사용한다. 얻어진 발광 강도는 이하와 같이 검량선을 제작함으로써 mass%로 환산한다. 발광 강도가 충분히 안정되어 있는 어느 깊이 범위에서 발광 강도의 평균값을 산출한다. 예를 들어 용융 아연 도금 강판의 표면으로부터 100 내지 150 $\mu$ m 깊이에 있어서의 발광 강도의 평균값이다. 이 평균값은 모재 강판의 Al 양[mass%]에 대응된다. 또한, 발광 강도가 0인 경우, mass%도 0으로 한다. 이 두 점에 의해 검량선을 제작한다. 또한, 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면의 위치는 Zn의 발광 강도로부터 판단할 수 있다.
- [0138] GDS에 의해 측정된 경우에 있어서의 Zn의 발광 강도의 일례를 도 2에 나타낸다. Zn의 발광 강도가 급준하게 저하되어 있는 위치가 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면에 상당한다. 마찬가지로, GDS에 의해 측정된 경우에 있어서의 Al 농도(발광 강도)의 일례를 도 3에 나타낸다. 도 2에서 Zn의 발광 강도가 급준하게 저하된 위치에 있어서 Al 농도의 피크가 나타나 있는 것을 알 수 있다. GDS에 의해 측정된 경우에 Zn의 발광 강도가 급준하게 저하된 위치 또는 그 근방에 나타나는 이러한 피크의 발광 강도로부터 산출되는 Al 농도(도 3 중의 Almax)를 「모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면에 존재하는 Al 농화층의 Al 농도의 최대값」으로서 결정한다.
- [0139] [모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면 바로 아래의 모재 강판에 있어서의 Si<sub>s</sub>/Si<sub>b</sub>: 0.90 이하]
- [0140] 본 발명의 실시 형태에 관한 용융 아연 도금 강판은, 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면 바로 아래의 모재 강판 중에 Si의 희박 영역을 갖는다. 여기서, 계면 바로 아래란, 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면으로부터 깊이 방향으로 10 $\mu$ m까지의 영역을 말하는 것이고, 보다 구체적으로는 GDS에 의한 측정으로 특정되는 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면으로부터 깊이 방향으로 10 $\mu$ m까지의 영역을 말하는 것이다. Si는 LME 갈라짐 감수성을 열화시키는 원소라는 점에서, 특히 용융 Zn과 접하는 도금 계면 바로 아래의 모재 강판 중에 이러한 Si 희박 영역이 존재함으로써, LME 갈라짐 감수성을 개선하는 것이 가능해진다. LME 갈라짐 감수성을 확실하게 개선하는 관점에서, Si<sub>s</sub>/Si<sub>b</sub>(식 중, Si<sub>s</sub>는 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면 바로 아래의 모재 강판에 있어서의 Si 발광 강도의 극소값이고, Si<sub>b</sub>는 모재 강판에 있어서의 Si 발광 강도의 평균값임)는 0.90 이하로 하고, 바람직하게는 0.85 이하이다. LME 갈라짐 감수성의 개선 효과는 Si<sub>s</sub>/Si<sub>b</sub>가 낮을수록 크고, 그러므로 하한은 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 Si<sub>s</sub>/Si<sub>b</sub>는 0.10 이상, 0.30 이상, 0.50 이상, 0.60 이상 또는 0.65 이상이어도 된다. Si<sub>s</sub> 및 Si<sub>b</sub>는, Al 농화층의 Al 농도의 최대값의 경우와 마찬가지로 고주파 글로우 방전 발광 분석 장치

(GDS)에 의해 측정한다. 측정 조건의 상세는 AI 농화층의 AI 농도의 최대값에 관련하여 기재한 바와 같다. Si<sub>b</sub>는 발광 강도가 충분히 안정되어 있는 어느 깊이 범위에서 평균값을 산출하면 되고, 예를 들어 용융 아연 도금 강판의 표면으로부터 100 내지 150 $\mu$ m 깊이 범위에 있어서의 발광 강도의 평균값이어도 된다. 도 4에 측정예를 나타낸다. 도 4를 참조하면, 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면 바로 아래의 모재 강판 중에 Si의 극소값(Si<sub>s</sub>)이 나타나 있는 것을 알 수 있다.

[0141] 『기계 특성』

[0142] 본 발명의 실시 형태에 관한 용융 아연 도금 강판에 따르면, 우수한 기계 특성, 예를 들어 고강도, 구체적으로는 980MPa 이상의 인장 강도(TS)를 달성할 수 있다. 인장 강도는, 바람직하게는 1080MPa 이상이고, 보다 바람직하게는 1180MPa 이상이다. 상한은 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 인장 강도는 2000MPa 이하, 1800MPa 이하, 1600MPa 이하 또는 1500MPa 이하여도 된다. 본 발명의 실시 형태에 관한 용융 아연 도금 강판에 따르면, 마찬가지로, 높은 연성을 달성할 수 있고, 보다 구체적으로는 8.0% 이상, 바람직하게는 10.0% 이상, 보다 바람직하게는 12.0% 이상 또는 15.0% 이상의 전연신율(E1)을 달성할 수 있다. 상한은 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 전연신율은 40.0% 이하 또는 35.0% 이하여도 된다. 인장 강도 및 전연신율은, 강판의 압연 방향에 직각인 방향으로부터 JIS 5호 인장 시험편을 채취하고, JIS Z2241:2011에 준거하여 인장 시험을 행함으로써 측정된다. 또한, 본 발명의 실시 형태에 관한 용융 아연 도금 강판에 따르면, 높은 구멍 확장성을 달성할 수 있고, 보다 구체적으로는 18% 이상, 바람직하게는 20% 이상, 보다 바람직하게는 25% 이상의 구멍 확장률( $\lambda$ )을 달성할 수 있다. 상한은 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 구멍 확장률은 80% 이하 또는 70% 이하여도 된다. 구멍 확장률은, 일본 철강 연맹 규격의 「JFS T 1001 구멍 확장 시험 방법」을 행함으로써 측정된다. 본 발명의 실시 형태에 관한 용융 아연 도금 강판에 따르면, 인장 강도(TS), 전연신율(E1) 및 구멍 확장률( $\lambda$ )의 밸런스를 높은 레벨로 향상시킬 수 있으므로, 자동차용 부재로서 사용하기에 바람직한 프레스 성형성을 달성하는 것이 가능하다.

[0143] [관 두께]

[0144] 본 발명의 실시 형태에 관한 용융 아연 도금 강판은, 예를 들어 0.6 내지 4.0mm의 관 두께를 갖는다. 특별히 한정되지 않지만, 관 두께는 0.8mm 이상, 1.0mm 이상 또는 1.2mm 이상이어도 된다. 마찬가지로, 관 두께는 3.0mm 이하, 2.5mm 이하 또는 2.0mm 이하여도 된다.

[0145] 『제조 방법』

[0146] 다음으로, 용융 아연 도금 강판의 제조 방법에 대하여 설명한다. 이하의 설명은, 본 발명의 실시 형태에 관한 용융 아연 도금 강판을 제조하기 위한 특징적인 방법의 예시를 의도하는 것이며, 당해 용융 아연 도금 강판을 이하에 설명하는 제조 방법에 의해 제조되는 것에 한정하는 것을 의도하는 것은 아니다.

[0147] 『(A) 열간 압연 공정』

[0148] 먼저, 열간 압연 공정에서는, 모재 강판에 관하여 위에서 설명한 화학 조성과 동일한 화학 조성을 갖는 슬래브가 열간 압연 전에 가열되고, 이어서 조압연 및 마무리 압연이 실시된다. 슬래브의 가열 온도는, 특별히 한정되지 않지만, 봉화물이나 탄화물 등을 충분히 용해하기 위해, 일반적으로는 1150℃ 이상으로 하는 것이 바람직하다. 또한 사용하는 강 슬래브는, 제조성의 관점에서 연속 주조법으로 주조하는 것이 바람직하지만, 조괴법, 박 슬래브 주조법으로 제조해도 된다.

[0149] [조압연]

[0150] 가열된 슬래브에 대하여 마무리 압연 전에 조압연을 행해도 된다. 조압연 조건은 특별히 한정되지 않지만, 완료 온도가 1050℃ 이상이고 총 압하율이 60% 이상이 되도록 실시하는 것이 바람직하다. 총 압하율이 60% 미만이면, 열간 압연 중의 재결정이 불충분해지기 때문에, 열연 강판 조직의 불균질화로 이어지는 경우가 있다. 상기의 총 압하율은, 예를 들어 90% 이하여도 된다.

[0151] [마무리 압연]

[0152] 임의 선택의 조압연 후, 마무리 압연을 행한다. 그 조건은 특별히 한정되지 않지만, 마무리 압연 입측 온도가 950 내지 1100℃, 마무리 압연 출측 온도가 850 내지 1000℃, 및 총 압하율이 80 내지 95%인 조건을 충족하는 범위에서 실시되는 것이 바람직하다. 마무리 압연 입측 온도가 950℃를 하회하거나, 마무리 압연 출측 온도가 850℃를 하회하거나, 또는 총 압하율이 95%를 상회한 경우, 열연 강판의 집합 조직이 발달하기 때문에, 최종

제품판에 있어서의 이방성이 현저화하는 경우가 있다. 한편, 마무리 압연 입측 온도가 1100℃를 상회하거나, 마무리 압연 출측 온도가 1000℃를 상회하거나, 또는 총 압하율이 80%를 하회한 경우, 열연 강판의 결정 입경이 조대화되어 최종 제품판 조직의 조대화를 야기하는 경우가 있다.

[0153] [권취 온도]

[0154] 마무리 압연 후의 열연 강판은, 예를 들어 700℃ 이하로 냉각한 후에 코일로 권취한다. 권취 온도는 450 내지 680℃가 바람직하다. 권취 온도는 450℃를 하회하면, 열연판 강도가 과대해져, 냉간 압연성을 손상시키는 경우가 있다. 한편, 권취 온도가 680℃를 상회하면, 시멘타이트에 Mn 등의 합금 원소가 농화되기 때문에, 최종 어닐링 공정에 있어서 시멘타이트의 용해가 지연되어 강도의 저하를 야기하는 경우가 있다. 권취 온도는 500℃ 이상이어도 되고, 및/또는 650℃ 이하 혹은 600℃ 이하여도 된다.

[0155] [권취 후의 열연 코일의 냉각]

[0156] 권취 후의 열연 코일(열연 강판)은 이하의 식 (1)을 충족하도록 냉각한다.

$$0.05 < \sqrt{2 \cdot \sum_{t=0}^{tf} \left( \frac{D_o \cdot N_o}{N_x} \cdot \Delta t \right)} < 1.50 \quad \dots (1)$$

[0157]

[0158] 여기서,

$$D_o = 2.9 \cdot 10^{-7} \cdot \exp\left(-\frac{90,000}{8.314 \cdot T(t)}\right) \quad \dots (2)$$

[0159]

$$N_o = 0.381 \cdot \exp\left(-\frac{104,000}{8.314 \cdot T(t)}\right) \quad \dots (3)$$

[0160]

[0161] T(t): 권취 후 t초 경과했을 때의 강판 온도[K]

[0162] tf: 강판 온도가 673K에 도달하는 시간[초]

[0163] N<sub>x</sub>: 강 중의 Si, Mn 및 Al의 원자 분율[-]의 합계

[0164] 식 (1)은  $\Sigma$ 값이 클수록 열연 강판 표면에서 내부 산화 반응이 진행되는 것을 나타내고 있다. 식 (1) 내의  $\Sigma$ 는 구분구적법에 의해 산출한다.  $\Delta t$ 는 유한한 값이고, 온도 T(t)의 측정 피치에 대응한다. 예를 들어 100sec이다. D<sub>o</sub>는 온도T(t)에 있어서의 산소 원자의 확산 계수, N<sub>o</sub>은 온도 T(t)에 있어서의 산소 원자의 강 중 고용량이며, N<sub>x</sub>는 강 중의 주된 피내부 산화 원소의 총량이다. N<sub>x</sub>는 각 원소(Si, Mn, Al)의 질량 분율을 원자 분율로 환산하고 합계함으로써 산출할 수 있다. 이것을 수식화하면 식 (5)와 같다.

$$N_x = \frac{[Si]/M_{Si} + [Mn]/M_{Mn} + [Al]/M_{Al}}{[Fe]/M_{Fe} + [C]/M_C + [Si]/M_{Si} + [Mn]/M_{Mn} + [P]/M_{Al} + [S]/M_{Al} + [Al]/M_{Al} + [N]/M_N} \quad \dots (5)$$

[0165]

[0166] 여기서, [X]는 원소 X의 질량 분율, M<sub>x</sub>는 원소 X의 원자량이다. 또한, 식 (5)의 분모는 대상의 강에 첨가되어 있는 모든 원소를 합계한다.

[0167] 즉, 식 (1)은 산소 원자의 확산 계수가 크고, 또한 산소 고용량이 클수록 내부 산화 반응은 진행되기 쉽고, 피내부 산화 원소의 양이 많을수록 진행되기 어려운 것을 의미하고 있다. 내부 산화 반응이 진행되면, 강 중에 고용되어 있는 Si가 내부 산화물의 형성으로 소비되기 때문에, 내부 산화층의 바로 아래에 Si의 희박층이 형성되게 된다. 여기서, Si, 특히 강 중에 고용되어 있는 Si는 LME 갈라짐 감수성을 열화시키는 원소이며, 한편 이 Si 희박층은 후술하는 바와 같이 산세 조건을 제한함으로써 최종 제품까지 잔존시킬 수 있고, 그에 의해 용융 Zn과 접하는 계면 바로 아래의 모재 강판 중의 고용 Si양을 저감할 수 있다. 이 때문에, 내LME성을 현저하게 개선하는 것이 가능해진다. 한편, 과도하게 내부 산화 반응을 진행시킨 경우, 산세 후에 강판의 요철이

커진다. 이 요철은 냉간 압연에 의해 일정 정도는 평활화되지만, 최종 제품까지 그 영향이 잔존한다. 그 결과, 최종 제품의 강판/도금 계면에 있어서의 깊이가 2 $\mu$ m를 초과하는 오목부의 수밀도가 증가하여, 내LME성이 열화된다. 이러한 사정에 의해 식 (1)의 값은 0.05 초과 내지 1.50 미만으로 한정된다. 바람직하게는 0.10 내지 1.00이고, 보다 바람직하게는 0.20 내지 0.70이다.

[0168] 『(B) 산세 공정』

[0169] 열간 압연 공정에 있어서 얻어진 열연 강판을, 1.0 내지 5.0mol/L의 HCl, 3.0mol/L 미만의 Fe<sup>2+</sup> 및 0.10mol/L 미만의 Fe<sup>3+</sup>를 함유하는 온도 70 내지 90℃의 수용액 중에 평균 속도 10m/분 이상으로 통과시키는 산세 처리를, 30초 이상 실시한다. 이때, Si 산화물 등을 포함하는 내부 산화층을 효율적으로 제거하기 위해, 산세 전의 열연 강판에 텐션 레벨러 등에 의해 적어도 1회의 굽히고 다시 펴는 변형을 부여한다. 산세액 중의 HCl 농도가 1.0mol/L를 하회하거나, Fe<sup>2+</sup> 농도가 3.0mol/L 이상이 되거나, 수용액의 온도가 70℃를 하회하거나, 열연 강판의 평균 속도가 10m/분을 하회하거나, 또는 산세 시간이 30초를 하회하면, 산세가 충분히 진행되지 않아, 내부 산화층의 제거가 불균일해진다. 그 결과, 최종 제품의 강판/도금 계면에 있어서의 깊이가 2 $\mu$ m를 초과하는 오목부의 수밀도가 증가한다. 한편, HCl 농도가 5.0mol/L를 상회하거나, 혹은 온도가 90℃를 상회하면, 산세가 과도하게 진행되어, 열연 강판에 형성되어 있던 Si 회박층까지 제거되어 버려, 최종 제품의 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면 바로 아래에 있어서의 Si 회박 영역의 형성이 불충분해진다. 또한, 산세액 중의 Fe<sup>3+</sup>는 인히비터의 효과를 억제함으로써 모재 강판의 용해를 촉진하는 것이 알려져 있고, Fe<sup>3+</sup> 함유량을 0.10mol/L 이상으로 하면 그 효과가 현저해진다. 그 결과, 역시 최종 제품의 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면 바로 아래에 있어서의 Si 회박 영역의 형성이 불충분해진다. 이상의 이유로부터, 산세 조건은 전술한 바와 같이 제한한다.

[0170] 『(C) 냉간 압연 공정』

[0171] 산세 후의 열연 강판은, 이어서 냉간 압연이 실시된다. 냉간 압연의 압하율은 재결정을 촉진하기 위해 및/또는 산세 후의 강판의 요철을 평활화하기 위해 30% 이상으로 한다. 압하율이 30% 미만이면, 강판 표면의 요철을 충분히 평활화할 수 없어, 최종 제품의 강판/도금 계면에 있어서의 깊이가 2 $\mu$ m를 초과하는 오목부의 수밀도가 증가한다. 압하율은 40% 이상이어도 된다. 한편, 과도한 압하는 압연 가중이 과대해져 냉연 밀의 부하 증대를 초래하기 때문에, 그 상한은 75% 또는 70%로 한다.

[0172] 『(D) 열처리 및 도금 공정』

[0173] [(D1) 600℃로부터 Ac1+30℃ 내지 950℃의 최고 가열 온도까지의 평균 가열 속도가 0.2 내지 20℃/초]

[0174] 다음으로, 얻어진 냉연 강판은 열처리 및 도금 공정에 있어서 소정의 열처리 및 도금이 실시된다. 구체적으로는, 먼저, 냉연 강판은, 600℃로부터 Ac1+30℃ 내지 950℃의 최고 가열 온도까지의 평균 가열 속도가 0.2 내지 20℃/초가 되도록 가열되고, 당해 냉연 강판의 주위의 분위기는 하기 식 (4)를 충족한다.

$$-1.0 < \log\left(\frac{pH_2O}{pH_2}\right) < -0.1 \quad \dots (4)$$

[0175] pH<sub>2</sub>O: 수증기 분압

[0177] pH<sub>2</sub>: 수소 분압

[0178] 열연 공정뿐만 아니라, 냉간 압연 후의 열처리 공정에 있어서도 내부 산화 반응을 진행시킴으로써, Si 회박부의 형성을 더 진행시킨다. 식 (4)의 log(pH<sub>2</sub>O/pH<sub>2</sub>)는 산소 포텐셜이라고도 불리고, 이 값이 클수록 강 중 표층부에 존재하는 Si, Mn, Al 등의 산화 용이 원소의 내부 산화가 진행되어 Si 회박 영역이 보다 성장한다. 그 효과를 얻기 위해서는 적어도 이 값이 -1.0을 상회할 필요가 있다. 한편, 이 값이 -0.1을 상회하면, Si, Mn, Al 등뿐만 아니라 Fe까지도 산화가 진행되어 버림으로써, 미도금 등의 문제가 발생한다. 보다 바람직한 범위는 -0.9 내지 -0.2, 보다 바람직하게는 -0.8 내지 -0.3이다. 600℃로부터 Ac1+30℃ 내지 950℃의 최고 가열 온도에 이르기까지의 평균 가열 속도는 0.2 내지 20℃/초로 제한한다. 20℃/초를 상회하면, 내부 산화 반응이 충분히 진행되지 않는다. 한편, 0.2℃/초를 하회하면 조직의 조대화나 탈탄 반응이 과도하게 진행됨으로써 강도가 저하된다. 바람직한 평균 가열 속도는 0.5 내지 10℃/초이고, 보다 바람직하게는 1 내지 7℃/초이다. Ac1(℃)은 다음의 식에 의해 계산한다. 하기 식에 있어서의 원소 기호에는, 모재 강판 중의 당해 원소의 질량%를 대입한

다. 함유하지 않는 원소에 대해서는 0질량%를 대입한다.

$$A c 1 ( ^\circ C ) = 7 2 3 - 1 0 . 7 \times M n - 1 6 . 9 \times N i + 2 9 . 1 \times S i + 1 6 . 9 \times C r$$

[0179]

[0180]

[0181]

[0182]

[0183]

[0184]

[0185]

[0186]

[(D2) Ac1+30℃ 내지 950℃의 최고 가열 온도에서 1초 내지 1000초 유지]

충분히 오스테나이트화를 진행시켜 그 후의 냉각 처리로 원하는 조직을 얻기 위해, 냉연 강판을 적어도 Ac1+30℃ 이상으로 가열하고, 당해 온도(최고 가열 온도)에서 균열(均熱) 처리를 행한다. 오스테나이트화가 충분하지 않으면, 최종적인 조직에서 페라이트가 많이 생성되어 버리는 경우가 있다. 단, 과잉으로 가열 온도를 높이면, 오스테나이트 입경의 조대화에 의한 인성의 열화를 초래할 뿐만 아니라, 어닐링 설비의 손상으로도 이어진다. 그 때문에 상한은 950℃, 바람직하게는 900℃로 한다. 균열 시간이 짧으면 오스테나이트화가 충분히 진행되지 않기 때문에, 적어도 1초 이상으로 한다. 균열 시간은 바람직하게는 30초 이상 또는 60초 이상이다. 한편, 균열 시간이 너무 길면 생산성을 저해한다는 점에서 상한은 1000초, 바람직하게는 600초로 한다. 균열 중에는 냉연 강판을 반드시 일정 온도로 유지할 필요는 없고, 상기 조건을 충족하는 범위에서 변동해도 상관없다.

[(D3) 도금욕 침지 후, 가스 와이핑을 실시할 때까지의 시간이 0.1 내지 5초이고, 또한 가스 와이핑 후의 강판 온도가 440℃ 이하인 것]

상기 가열 및 유지 후의 냉연 강판에 냉각을 행하고, 용융 아연 도금욕에 침지한다. 이때, 550 내지 700℃의 온도 범위의 평균 냉각 속도가 10 내지 100℃/초가 되도록 냉각하는 것이 바람직하다. 용융 아연 도금욕에 침지할 때의 강판 온도에 대해서는, 강판 온도와 도금욕 온도의 차가 너무 큰 경우, 도금욕 온도가 변화해 버려 조업에 지장을 초래하는 경우가 있다. 이 때문에, 강판 온도는 도금욕 온도-20℃ 내지 도금욕 온도+20℃로 하는 것이 바람직하다. 용융 아연 도금은 통상법에 따라서 행하면 된다. 예를 들어, 도금욕온은 440 내지 480℃, 침지 시간은 5초 이하여도 된다. 강판/도금 계면에 Al 농화층을 형성하기 위해, 도금욕은 Al을 0.1 내지 0.5mass% 함유하는 것이 바람직하다. 그 외에, 불순물로서 Fe, Si, Mg, Mn, Cr, Ti, Pb 등을 함유해도 된다. 도금의 단위 면적당 중량은 가스 와이핑에 의해 제어한다. 단위 면적당 중량은 요구되는 내식성에 따라 적절히 변화시키면 되는데, 예를 들어 편면당 20 내지 100g/m<sup>2</sup>가 바람직하다. 도금욕 침지 후, 가스 와이핑을 실시할 때까지의 시간은 0.1 내지 5초로 제한한다. 시간이 5초를 상회하거나, 혹은 가스 와이핑 후의 강판 온도가 440℃를 상회하면 Al 농화층의 붕괴가 시작되기 때문에, 강판/도금 계면에 존재하는 Al 농화층 중의 Al 농도의 최대값이 소정의 값을 하회한다. 하한은 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 가스 와이핑 후의 강판 온도는 300℃ 이상이어도 된다. 한편, 가스 와이핑을 실시할 때까지의 시간의 하한은 설비 구성에 따라 결정되지만, 통상의 용융 아연 도금 라인에서는 0.1초를 하회하는 것은 곤란하다.

[(D4) 강판을 Ms 내지 Ms-200℃의 범위로 냉각하고, 이어서 300 내지 420℃의 온도역으로 재가열하고, 당해 온도역에서 100 내지 600초간 유지하는 것]

미변태의 오스테나이트의 일부를 마르텐사이트로 변태시키기 위해, 강판을 마르텐사이트 변태 개시 온도(Ms) 내지 Ms-200℃의 범위로 냉각한다. 여기서 생성된 마르텐사이트는, 후의 재가열·유지 처리에 의해 템퍼링되어, 템퍼링 마르텐사이트가 된다. 냉각 정지 온도가 Ms를 초과하면, 템퍼링 마르텐사이트가 형성되지 않기 때문에, 원하는 금속 조직이 얻어지지 않는다. 한편, 냉각 정지 온도가 Ms-200℃를 하회하면, 미변태 오스테나이트가 과도하게 감소하기 때문에, 원하는 잔류 오스테나이트 함유량이 얻어지지 않는다. 냉각 정지 온도의 바람직한 범위는 Ms-20 내지 Ms-150℃이고, 보다 바람직하게는 Ms-40 내지 Ms-100℃이다. 또한, 마르텐사이트 변태는, 페라이트 변태 및/또는 베이나이트 변태의 후에 발생한다. 상기 변태에 수반하여 오스테나이트에 C가 분배된다. 그 때문에, 오스테나이트 단상으로 가열하고, 급랭했을 때의 Ms와는 일치하지 않는다. 본 발명의 실시 형태에 있어서의 Ms는, 열팽창 온도를 측정함으로써 구해진다. 예를 들어, Ms는, 포마스터 시험기 등의 연속 열처리 중의 열팽창량을 측정 가능한 장치를 사용하여, 열처리 개시(실온 상당)로부터 상기 Ms 이하로의 냉각에 이르기까지의 히트 사이클을 재현하고, 그 사이의 열팽창량을 측정함으로써 구할 수 있다. 히트 사이클을 열팽창 측정 장치로 모의했을 때의 온도-열팽창 곡선에서는, 강판은 냉각에 있어서 직선적으로 열수축하는데, 어느 온도에서 직선 관계로부터 이탈한다. 이때의 온도가 본 발명의 실시 형태에 있어서의 Ms이다.

Ms 내지 Ms-200℃의 범위로의 냉각 후에, 300℃ 내지 420℃의 범위로 재가열, 유지를 행한다. 이 처리에서는, 원하는 잔류 오스테나이트 함유량을 얻기 위해, 오스테나이트 중에 탄소를 농화시켜, 오스테나이트를 안정화시키는(오스 템퍼) 동시에 상기 냉각으로 생성된 마르텐사이트를 템퍼링한다. 재가열 온도가 300℃ 미만 또는 유

지 시간이 100초 미만인 경우, 오스테나이트로의 탄소의 농화가 불충분해지고, 그 후 실온으로 냉각하는 과정에서, 미변태 오스테나이트 중 실온까지 잔존하여 잔류 오스테나이트가 되는 비율이 감소하고, 프레스 마르텐사이트가 되는 비율이 증가한다. 그 결과, 잔류 오스테나이트의 함유량이 체적%로 5%의 하한을 하회하거나 및/또는 프레스 마르텐사이트의 함유량이 체적%로 15% 상한을 상회한다. 한편, 재가열 온도가 420℃를 초과하거나, 혹은 유지 시간이 600초를 초과하면, 오스테나이트의 시멘타이트로의 분해가 발생하기 때문에, 역시 원하는 잔류 오스테나이트 함유량이 얻어지지 않는다. 또한, 상기 (D3)과 (D4)의 순서는 묻지 않는다. 예를 들어, 도금욕에 침지한 후, Ms 내지 Ms-200℃의 범위로 냉각해도 되고, (D4)의 공정을 종료한 후에 도금욕에 침지해도 상관없다.

[0187] 최종적으로 실온까지 냉각하여, 최종 제품으로 한다. 강관의 평탄 교정, 표면 조도의 조정을 위해, 조절 압연을 행해도 된다. 이 경우, 연성의 열화를 피하기 위해, 연신율을 2% 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0188] **실시예**

[0189] 다음으로, 본 발명의 실시예에 대하여 설명한다. 실시예에서의 조건은, 본 발명의 실시 가능성 및 효과를 확인하기 위해 채용한 일 조건예이다. 본 발명은 이 일 조건예에 한정되는 것은 아니다. 본 발명은 본 발명의 요지를 일탈하지 않고, 본 발명의 목적을 달성하는 한에 있어서, 다양한 조건을 채용할 수 있다.

[0190] 표 1에 나타내는 화학 조성을 갖는 강을 주조하여, 슬래브를 제작하였다. 표 1에 나타내는 성분 이외의 잔부는 Fe 및 불순물이다. 이들 슬래브를 표 2에 나타내는 조건 하에서 조압연 및 마무리 압연을 포함하는 열간 압연을 행하여, 열연 강관을 제조하였다. 그 후, 표 2에 나타내는 조건 하에서 권취 및 냉각을 행하였다. 이어서, 텐션 레벨러에 의해 적어도 1회의 굽히고 다시 펴는 변형을 가한 후, 표 2에 나타내는 조건 하에서 열연 강관을 산세하여 내부 산화층을 제거하고, 그 후 냉간 압연하였다. 냉간 압연 후의 판 두께는 모두 1.6mm로 하였다. 얻어진 냉연 강관에 대하여, 또한 표 2에 나타내는 조건 하에서 열처리 및 용융 아연 도금(GI)을 실시하였다.

[0191] 이와 같이 하여 얻어진 용융 아연 도금 강관으로부터 압연 방향에 직각 방향으로부터 JIS 5호 인장 시험편을 채취하고, JIS Z2241:2011에 준거하여 인장 시험을 행하고, 인장 강도(TS) 및 전연신율(E1)을 측정하였다. 또한, 일본 철강 연맹 규격의 「JFS T 1001 구멍 확장 시험 방법」을 행하여, 구멍 확장률( $\lambda$ )을 측정하였다. TS가 980MPa 이상, 또한  $TS \times E1 \times \lambda^{0.5} / 1000$ 이 90 이상인 것을 기계 특성이 양호하며, 자동차용 부재로서 사용되는 데에 바람직한 프레스 성형성을 갖는다고 판단하였다.

[0192] 또한, 스폿 용접부의 내액체 금속 취화(LME) 갈라짐성을 평가하기 위해, 150mm 폭×50mm 길이의 시험편을 채취하고, 2매조의 스폿 용접 시험을 실시하였다. 판조는 표 3에 나타내는 강관끼리의 2매조로 하고, 타각을 3° 부여한 상태로 용접하였다. 시험기에는 서보 모터 구동식의 정치형 스폿 용접 시험기를 사용하였다. 전원은 단상 교류 50Hz, 가압력 400kgf, 통전 시간 20cycle, 홀드 시간은 5cycle로 하였다. 용접 전류값은 용융 너트의 직경이  $\sqrt{t}$ (t: 판 두께/mm)의 4.0배, 5.0배, 5.5배가 되는 전류값으로 하였다. 전극에는 선단 직경  $\phi 6$ mm, 선단의 곡률 반경 R40mm의 크롬 구리체의 전극을 사용하였다. 용접 후의 샘플에 대해서 너트부의 단면 관찰을 행하고, 어느 전류값에 있어서 0.2mm 이상의 균열(龜裂)이 확인된 것은 ×(불합격), 어느 전류값에 있어서 0.1mm 이상, 0.2mm 미만의 균열이 확인된 것은 ○(합격), 어느 전류값에 있어서도 균열이 0.1mm 미만이었는 것은 ◎(합격)로 판정하였다. 결과를 표 3에 나타낸다.

[표 1]

간종	회력 조성(단량체, 잔부: Pn 및 불순물)																	AuI					
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Cr	Mo	Cu	Rh	Co	W	Sn	Sb	Nb		Ti	V	B	기타	
A	0.22	0.80	2.52	0.013	0.0004	0.46	0.0027	0.0004															719
B	0.15	1.14	2.23	0.020	0.0027	0.11	0.0018	0.0011										0.025		0.0014			722
C	0.26	1.45	1.45	0.016	0.0027	0.02	0.0023	0.0009	0.29	0.07								0.013		0.0023			755
D	0.21	0.37	2.56	0.003	0.0006	1.35	0.0015	0.0010			0.30	0.15											704
E	0.22	0.53	2.50	0.011	0.0023	0.74	0.0034	0.0010										0.020		0.0018			717
F	0.18	1.02	2.01	0.018	0.0010	0.53	0.0025	0.0012	0.15						0.26		0.018	0.016					724
G	0.30	0.66	2.48	0.020	0.0023	0.05	0.0020	0.0006							0.22								718
H	0.22	1.81	2.14	0.005	0.0021	0.03	0.0018	0.0005															747
I	0.18	0.37	3.45	0.013	0.0013	0.56	0.0027	0.0007										0.021		0.0011			711
J	0.21	0.79	2.69	0.016	0.0019	1.10	0.0027	0.0017										0.052		0.0017			722
K	0.22	0.94	2.64	0.006	0.0030	0.06	0.0042	0.0009							0.12								730
L	0.24	1.17	2.55	0.018	0.0013	0.59	0.0020	0.0012							0.030								749
M	0.21	1.78	2.41	0.016	0.0028	0.01	0.0019	0.0008										0.018		0.0017			719
N	0.20	0.31	2.57	0.003	0.0024	0.80	0.0042	0.0003	0.15									0.024		0.0023			745
O	0.23	0.59	1.86	0.015	0.0012	0.48	0.0032	0.0005	0.81	0.10													721
P	0.16	1.03	2.97	0.015	0.0013	0.01	0.0041	0.0011										0.023		0.0020			727
Q	0.28	1.66	3.24	0.017	0.0028	0.07	0.0022	0.0005										0.023		0.0015			789
R	0.29	2.37	2.32	0.004	0.0025	0.05	0.0037	0.0010	0.78									0.053		0.0022			789
S	0.29	1.04	2.91	0.012	0.0000	0.02	0.0040	0.0012										0.027		0.0013			789
T	0.24	0.33	3.05	0.008	0.0026	0.02	0.0015	0.0004										0.021		0.0017			700
U	0.11	1.39	2.46	0.007	0.0015	0.05	0.0018	0.0004															735
V	0.35	1.06	2.60	0.004	0.0023	0.04	0.0028	0.0012															726
W	0.24	0.20	2.86	0.013	0.0017	0.08	0.0041	0.0003															780
X	0.28	2.89	2.36	0.018	0.0029	0.03	0.0020	0.0010															776
Y	0.28	1.15	1.30	0.010	0.0008	0.10	0.0021	0.0008															743
Z	0.17	0.77	3.66	0.011	0.0016	0.05	0.0023	0.0010															708
AA	0.21	0.38	2.50	0.005	0.0020	1.89	0.0033	0.0009															713

단량체는 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.

[0193]

[0194]

[표 2-1]

No.	경종	(A) 열간암면 공정						(B) 산세 공정								
		조입면		마무리 암면		권취 온도		[HCl]		[Fe <sup>2+</sup> ]		[Fe <sup>3+</sup> ]		산세부 온도	평균 속도	시간
		슬래브 가열 온도 °C	원료 온도 °C	총 압하함 %	입속 온도 °C	출속 온도 °C	총 압하함 %	°C	식 (1)의 값	mol/L	mol/L	mol/L	°C			
1	A	1270	1120	85	1070	970	91	570	0.29	2.4	1.3	0.02	80	70	50	
2	A	1280	1090	85	1040	910	91	620	0.25	2.3	1.2	0.03	80	70	50	
3	A	1280	1100	85	1050	920	91	550	0.20	2.7	1.0	0.01	80	70	50	
4	A	1240	1070	85	980	900	91	580	0.34	2.5	1.9	0.57	80	70	50	
5	A	1230	1100	85	1050	930	91	600	0.46	0.6	1.6	0.03	80	70	50	
6	A	1260	1090	85	1050	940	91	650	1.80	2.8	1.5	0.03	80	70	50	
7	A	1240	1090	85	1060	960	91	560	0.03	2.4	1.1	0.01	80	70	50	
8	A	1230	1060	85	1000	890	91	600	0.53	2.5	5.8	0.02	80	70	50	
9	A	1270	1140	92	1090	990	85	500	0.07	2.6	1.0	0.02	80	70	50	
10	A	1270	1130	85	1060	960	91	550	0.20	7.0	1.5	0.01	80	70	50	
11	B	1270	1080	85	1040	960	91	540	0.21	2.6	1.0	0.04	72	55	64	
12	C	1230	1100	85	1020	920	91	550	0.22	2.7	1.4	0.01	85	80	44	
13	D	1270	1120	85	1050	940	91	530	0.13	2.3	1.5	0.02	80	80	44	
14	E	1240	1100	85	1020	890	91	550	0.22	2.5	1.1	0.01	80	70	50	
15	E	1230	1130	85	1080	990	87	540	0.19	2.3	1.0	0.02	90	70	50	
16	E	1250	1100	85	1060	910	91	600	0.13	2.3	1.2	0.03	80	70	50	
17	E	1230	1090	85	1010	890	91	560	0.26	2.5	1.2	0.01	90	70	50	
18	E	1240	1100	85	1010	880	91	550	0.18	2.1	1.2	0.01	80	70	50	
19	E	1230	1080	85	1030	920	91	580	0.30	2.6	1.3	0.02	80	70	50	
20	E	1240	1090	85	1020	930	91	560	0.31	2.8	1.3	0.02	80	70	50	
21	E	1270	1150	85	1080	970	91	550	0.30	2.4	1.0	0.02	80	70	50	
22	E	1220	1070	85	1010	920	91	550	0.33	2.4	1.1	0.01	80	70	50	
23	F	1220	1060	85	990	870	91	590	0.41	1.8	2.3	0.06	80	70	50	
24	F	1250	1070	85	1000	900	91	570	1.03	2.4	0.9	0.02	80	70	50	
25	G	1270	1130	85	1060	970	91	590	0.76	2.0	1.3	0.02	80	70	50	
26	H	1230	1090	85	1000	920	91	550	0.19	2.7	0.6	0.03	80	70	50	
27	I	1260	1130	85	1070	940	91	600	0.48	3.2	1.5	0.02	80	70	50	

민중안, 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.

[0195]

[0196]

[표 2-2]

No.	경종	(A) 열간 압연 공정						(B) 산세 공정								
		조압연			미부리 압연			[HCl]			[F <sup>2+</sup> ]			산세속 온도	평균 속도	시간
		슬래브 가열 온도	원로 온도	축압하율	입속 온도	출속 온도	축압하율	권취 온도	식 (1)의 값	mol/L	mol/L	mol/L	°C			
28	J	1240	1090	85	1000	900	91	580	0.48	2.2	1.7	0.05	80	70	50	
29	K	1250	1120	85	1050	930	91	610	0.77	2.3	1.2	0.02	80	70	50	
30	L	1230	1110	85	1040	930	91	590	0.29	2.9	0.9	0.03	80	70	50	
31	M	1250	1100	85	1050	950	91	550	0.17	2.5	1.0	0.01	80	70	50	
32	N	1230	1090	85	1020	920	91	630	0.75	2.1	1.2	0.02	80	70	50	
33	N	1260	1100	85	1050	930	91	600	0.30	2.2	1.0	0.02	80	70	50	
34	N	1240	1080	85	1030	890	91	570	0.23	2.2	1.1	0.02	80	70	50	
35	N	1210	1070	85	1010	910	91	580	0.15	2.3	1.6	0.03	80	70	50	
36	N	1250	1100	90	1000	870	93	610	0.89	2.4	1.1	0.02	80	70	50	
37	N	1250	1120	85	1070	950	91	590	0.55	2.8	1.0	0.01	80	70	50	
38	N	1240	1120	85	1040	900	91	590	0.61	3.1	1.3	0.02	95	70	50	
39	N	1270	1150	85	1070	960	91	580	0.46	2.7	1.2	0.02	80	70	50	
40	O	1230	1080	85	1030	940	91	600	0.34	2.3	1.4	0.03	80	70	50	
41	P	1260	1100	85	1010	910	91	560	0.20	2.2	0.8	0.01	80	70	50	
42	Q	1220	1090	85	1010	890	91	620	0.44	2.6	0.9	0.02	80	70	50	
43	R	1270	1100	85	1040	980	91	610	0.40	2.8	1.3	0.04	80	70	50	
44	S	1250	1090	85	1020	890	91	600	0.32	2.4	0.8	0.01	80	70	50	
45	T	1230	1110	85	1050	950	91	540	0.11	3.6	1.1	0.03	80	70	50	
46	U	1250	1120	85	1030	920	91	580	0.43	3.0	1.5	0.01	80	70	50	
47	V	1250	1080	85	1000	870	91	560	0.28	1.6	1.2	0.02	80	70	50	
48	W	1370	1140	85	1060	950	91	550	0.14	2.5	1.0	0.01	80	70	50	
49	X	1220	1100	85	1040	920	91	630	0.90	2.8	1.2	0.02	80	70	50	
50	Y	1260	1130	85	1070	980	91	580	0.23	2.7	1.5	0.02	80	70	50	
51	Z	1250	1080	85	1010	920	91	600	0.42	2.6	1.3	0.02	80	70	50	
52	AA	1230	1070	85	980	860	91	590	0.51	3.0	1.1	0.03	80	70	50	
53	A	1260	1090	85	1040	920	91	590	0.32	2.4	1.1	0.02	80	70	29	
54	B	1240	1100	85	1040	910	91	560	0.38	2.6	1.3	0.02	80	70	24	

밑줄은, 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.

[0197]

[0198]

[표 2-3]

No.	안화율 %	(C) 냉간 압연 공정				(D) 열처리-도금 공정				Ms °C		
		(D1)		(D2)	(D3)		(D4)					
		800°C~ 최고 가열 온도의 평균 가열 속도 °C/초	최고 가열 온도 °C	식 (4)의 값	유지 시간 초	도금욕 침지~ 가스 와이핑 시간 초	가스 와이핑 후 강판 온도 °C	냉각 온도 °C	Ms- 냉각 온도 °C	재가열 온도 °C	유지 시간 초	
1	53	2.3	820	-0.6	80	3	420	50	153	370	180	203
2	53	2.2	820	-0.6	80	3	420	170	22	360	180	192
3	53	2.7	840	-1.0	20	3	420	120	186	370	180	286
4	53	2.1	810	-0.6	80	3	410	50	138	370	180	188
5	53	3.0	880	-0.6	80	3	420	130	148	360	180	298
6	53	2.8	850	-0.6	80	3	420	50	152	370	180	202
7	53	2.2	830	-0.7	80	3	420	90	135	400	180	225
8	53	2.4	810	-0.6	80	3	420	60	129	360	180	189
9	53	2.5	810	-0.6	80	3	420	100	185	370	180	265
10	53	2.5	820	-0.6	80	3	420	70	125	370	180	195
11	53	4.0	800	-0.8	50	2	430	180	167	340	120	247
12	53	3.1	850	-0.5	80	3	420	60	118	360	180	178
13	53	4.3	900	-0.5	80	3	420	50	113	370	180	163
14	53	2.2	810	-0.6	80	3	420	80	166	360	180	246
15	70	2.5	820	-0.5	60	3	430	80	150	360	180	230
16	53	1.3	700	-0.6	80	3	440	80	--	360	180	--
17	53	2.4	800	-0.6	80	7	410	70	182	350	180	232
18	53	2.2	810	-0.6	80	2	460	100	159	360	180	259
19	53	2.3	830	-1.3	80	3	430	70	163	360	180	233
20	53	2.3	820	-0.5	80	3	430	80	180	260	180	260
21	53	2.4	820	-0.6	80	3	430	290	-13	390	180	277
22	53	2.1	810	-0.5	80	3	420	100	173	360	75	273
23	53	2.6	830	-0.6	80	3	420	90	165	360	180	255
24	53	2.9	840	-0.6	80	3	430	70	178	370	180	248
25	53	1.7	790	-0.4	80	3	440	40	96	390	180	136
26	53	2.8	830	-0.3	80	3	410	50	188	410	180	218
27	53	3.0	840	-0.7	80	3	400	230	106	360	180	336

밑줄은, 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.

[0199]

[0200]

[표 2-4]

No.	압하율 %	(C) 냉간-압연 공정			(D) 열처리-도금 공정							
		600°C~ 최고 가열 온도의 평균 가열속도 °C/초	최고 가열 온도 °C	식 각 (4)의 값	유지 시간 초	도금속 칠지~ 가스 와이핑 시간 초	가스 후 와이핑 강판 온도 °C	냉각 온도 °C	Ms- 냉각 온도 °C	재가열 온도 °C	유지 시간 초	Ms °C
28	53	5.3	900	-0.5	80	3	420	220	117	400	180	337
29	53	2.2	820	-0.7	80	3	430	240	102	380	180	342
30	53	3.9	880	-0.6	80	2	430	260	90	420	180	350
31	53	3.3	850	-0.7	80	3	420	250	98	350	180	348
32	53	3.0	850	-0.4	80	3	430	220	131	400	180	351
33	53	3.6	860	-0.5	80	2	430	250	87	480	180	337
34	53	3.1	850	-0.5	80	2	430	240	101	390	180	341
35	53	3.1	850	-0.5	80	3	420	50	303	400	180	353
36	22	3.4	860	-0.6	80	3	420	230	126	400	180	356
37	53	2.9	840	0	80	2	430	250	91	400	180	341
38	53	4.6	880	-0.6	80	3	420	250	112	380	180	352
39	53	3.0	850	-0.6	80	3	420	260	88	390	180	348
40	53	3.7	860	-0.7	80	3	430	230	102	370	180	332
41	53	4.3	880	-0.6	80	3	420	200	165	340	180	365
42	53	3.5	870	-0.6	80	3	420	210	99	340	180	309
43	53	5.3	900	-0.6	80	3	420	220	96	350	180	316
44	53	4.2	880	-0.6	80	3	430	230	95	360	180	325
45	53	5.0	850	-0.7	80	3	420	220	124	310	180	344
46	53	3.2	840	-0.6	80	3	430	210	121	360	180	331
47	53	1.8	800	-0.6	80	3	420	200	63	380	180	263
48	53	1.7	800	-0.6	80	3	420	80	145	350	180	206
49	53	4.9	880	-0.7	80	3	420	180	163	410	180	343
50	53	3.2	830	-0.6	80	3	430	50	66	370	180	116
51	53	2.1	810	-0.5	80	3	430	230	109	400	180	339
52	53	6.0	910	-0.6	80	3	420	100	117	400	180	217
53	53	2.4	830	-0.6	80	3	420	130	163	370	180	293
54	53	8.1	780	-0.6	80	3	420	170	181	330	180	351

밀물은, 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.

[0201]

[0202]

[표 3-1]

No.	강종	미이크로 구조					표면			기계 특성			스프링 용접부의 용접률	비고		
		케라이트 %	잔류 오스테나이트 %	멜레링 마르텐 사이트 %	포레시 마르텐 사이트 %	켈라이트 + 시멘타이트 %	켄이사이트 %	2 $\mu$ m 이하의 오목부의 수밀도 /100 $\mu$ m	AI 농화층의 농도의 최대값 mass%	Si <sub>2</sub> /Si <sub>3</sub>	TS MPa	EI %			$\lambda$ %	TS × EI × $\lambda^{0.5}$ × 10 <sup>-3</sup>
1	A	37	12	20	3	0	28	0.2	3.5	0.77	1008	21.7	32	124	◎	실시예
2	A	33	15	5	12	0	35	0.2	3.3	0.75	996	22.0	20	98	◎	실시예
3	A	23	11	39	4	0	23	0.0	3.0	0.88	1057	19.3	40	129	○	실시예
4	A	40	13	15	5	0	27	0.2	3.6	0.95	994	22.3	28	117	×	비교예
5	A	15	11	43	3	0	28	4.7	3.0	0.71	1123	16.9	41	122	×	비교예
6	A	36	12	16	7	2	27	6.1	3.3	0.56	992	21.1	25	105	×	비교예
7	A	35	14	21	4	0	26	0.0	3.2	0.98	1002	22.2	24	109	×	비교예
8	A	39	13	14	6	0	28	2.8	3.5	0.70	1012	22.0	30	122	×	비교예
9	A	33	12	32	5	0	18	0.0	3.4	0.90	1051	19.8	29	112	○	실시예
10	A	35	13	17	3	0	32	0.4	3.2	0.98	1023	21.5	31	122	×	비교예
11	B	30	8	39	3	0	20	0.1	4.1	0.80	1035	15.2	40	99	◎	실시예
12	C	46	16	15	4	0	19	0.0	3.1	0.72	998	23.6	25	118	○	실시예
13	D	48	8	17	2	0	25	0.2	3.9	0.83	987	22.8	24	110	◎	실시예
14	E	38	11	25	4	0	22	0.2	3.5	0.75	1026	21.9	31	125	◎	실시예
15	E	36	11	23	2	0	28	0.0	3.3	0.72	1015	22.8	35	137	◎	실시예
16	E	79	0	0	0	21	0	0.4	3.1	0.86	793	23.1	27	95	◎	비교예
17	E	42	12	21	5	0	20	0.2	1.4	0.74	1009	23.0	27	121	×	비교예
18	E	37	12	28	3	0	20	0.2	1.5	0.77	1033	20.9	28	114	×	비교예
19	E	29	13	19	3	0	36	0.2	3.1	0.98	1017	22.5	33	131	×	비교예
20	E	35	3	24	16	0	22	0.1	3.3	0.74	1203	15.2	22	86	◎	비교예
21	E	32	6	0	41	0	21	0.2	3.3	0.75	1311	14.7	16	77	◎	비교예
22	E	36	8	20	19	0	17	0.1	3.8	0.79	1128	17.5	20	88	◎	비교예
23	F	28	10	16	5	0	41	0.4	3.5	0.74	1004	22.2	29	120	◎	실시예
24	F	30	9	22	3	0	36	1.4	3.0	0.68	995	22.7	25	113	○	실시예
25	G	31	10	20	5	0	34	0.5	2.8	0.80	1043	20.5	19	93	○	실시예
26	H	40	18	13	6	0	25	0.3	3.3	0.70	998	24.8	29	133	○	실시예
27	I	18	10	63	4	0	7	0.2	3.1	0.77	1279	14.8	34	110	◎	실시예

실시예, 본 발명의 범위 외인 것을 나타낸다.

[0204]

[표 3-2]

단, 표 3-2는 본 발명의 범위 외의 것을 나타낸다.

No.	강종	미이크론 조직					표면				기계 특성			스폿 용접부의 갈라짐	비고	
		페라이트 %	잔류 오스테나이트 %	펠러링 마르텐사이트 %	프레스 마르텐사이트 %	펠라이트 + 시멘타이트 %	2μm 이하의 오목부의 수밀도 /100μm	Al 농화층의 Si <sub>s</sub> /Si <sub>b</sub> 최대값	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	TS × EI × λ <sup>0.66</sup> × 10 <sup>-3</sup>				
28	J	20	14	54	2	0	10	0.2	3.5	0.65	1201	17.3	42	135	◎	실시예
29	K	13	7	65	3	0	12	0.4	3.2	0.76	1190	14.2	33	97	◎	실시예
30	L	0	13	70	6	0	11	0.3	3.7	0.73	1198	14.6	32	126	◎	실시예
31	M	12	11	57	3	0	17	0.0	3.2	0.75	1206	15.9	43	126	○	실시예
32	N	15	10	62	2	0	11	0.7	3.4	0.72	1213	16.0	45	130	◎	실시예
33	N	18	4	53	2	3	20	0.1	3.3	0.76	1117	10.9	36	73	◎	비교예
34	N	16	4	55	3	3	19	0.1	3.5	0.75	1198	11.6	37	85	◎	비교예
35	N	16	3	76	2	0	3	0.2	3.4	0.77	1202	9.7	51	87	◎	비교예
36	N	9	11	58	3	0	19	4.0	3.1	0.69	1235	15.2	33	108	x	비교예
37	N	20	11	51	2	0	16	0.4	3.3	0.63	1181	16.0	34	110	-	비교예
38	N	5	9	68	3	0	15	0.0	2.9	1.00	1211	15.7	42	123	x	비교예
39	N	17	12	59	2	0	10	3.1	2.8	0.65	1199	16.1	37	117	x	비교예
40	N	19	12	53	3	0	13	0.1	3.4	0.81	1235	15.7	38	120	◎	실시예
41	P	16	8	73	3	0	0	0.2	3.6	0.80	1196	12.0	50	101	◎	실시예
42	Q	0	14	78	8	0	0	0.5	3.0	0.82	1513	13.4	26	103	○	실시예
43	R	0	16	78	6	0	0	0.4	3.2	0.79	1482	14.8	24	107	○	실시예
44	S	0	11	75	6	0	8	0.2	3.1	0.77	1500	11.1	33	96	◎	실시예
45	T	0	5	88	5	0	4	0.1	3.3	0.84	1496	9.3	45	93	◎	실시예
46	U	33	4	22	4	0	37	0.2	3.8	0.83	915	17.3	36	96	◎	비교예
47	V	16	18	41	16	0	9	0.2	3.1	0.75	1298	16.7	16	88	○	비교예
48	W	35	3	31	3	0	28	0.1	2.7	0.80	996	16.0	29	88	◎	비교예
49	X	17	16	50	6	0	11	0.2	3.2	0.69	1223	19.5	26	122	x	비교예
50	Y	60	10	9	0	0	21	0.4	3.3	0.74	813	31.1	30	138	◎	비교예
51	Z	15	8	59	18	0	0	0.2	3.1	0.80	1235	14.0	10	55	◎	비교예
52	AA	58	12	15	1	0	11	0.3	2.8	0.81	937	23.6	27	115	◎	비교예
53	AA	33	10	36	1	0	20	3.2	3.4	0.72	1017	21.2	32	122	x	비교예
54	B	38	8	29	3	0	22	2.7	3.9	0.81	1029	15.4	42	103	x	비교예

[0206]

[0207]

비교예 4, 10 및 38은 산세 조건이 소정의 범위 내로 제어되어 있지 않았기 때문에, 산세가 과도하게 진행되어 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면 바로 아래의 Si 회박 영역의 형성이 불충분했다고 생각된다. 그 결과로서, Si<sub>s</sub>/Si<sub>b</sub>의 값이 높아져, 스폿 용접부에 갈라짐이 발생하였다. 비교예 5, 8 및 39는 산세 조건이 소정의 범위 내로 제어되어 있지 않았기 때문에, 산세가 충분히 진행되지 않아, 내부 산화층의 제거가 불균일해졌다고 생각된다. 그 결과로서, 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면에 있어서의 깊이가 2μm를 초과하는 오목부의 수밀도가 증가하여, 스폿 용접부에 갈라짐이 발생하였다. 비교예 6은 식 (1)의 값이 높고, 그러므로 과도하게 내부 산화가 진행되었기 때문에, 산세 후에 강판의 요철이 커졌다고 생각된다. 그 결과로서, 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면에 있어서의 깊이가 2μm를 초과하는 오목부의 수밀도가 증가하여, 스폿 용접부에 갈라짐이 발생하였다. 비교예 7은 식 (1)의 값이 낮고, 그러므로 내부 산화가 충분히 진행되지 않았기 때문에, 내부 산화층의 바로 아래에 Si 회박층을 충분히 형성할 수 없었다고 생각된다. 그 결과로서, Si<sub>s</sub>/Si<sub>b</sub>의 값이 높아져, 스폿 용접부에 갈라짐이 발생하였다. 비교예 16은 열처리 및 도금 공정의 최고 가열 온도가 낮았기 때문에, 오스테나이트화가 불충분해지고, 페라이트가 많이 생성되어 버려, 프레스 성형성이 떨어졌다. 비교예 16에서는, 최고 가열 온도가 Ac1(717°C)보다도 낮아, 마르텐사이트 변태할 수 있는 오스테나이트가 존재하지 않기 때문에, 표 2 중의 「Ms-냉각 온도」 및 「Ms」는 「-」라고 표시하고 있다. 비교예 17은 도금욕 침지 후 가스 와이핑을 실시할 때까지의 시간이 길었기 때문에, 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면에 존재하는 Al 농화층의 붕괴가 시작되어 버렸다고 생각되고, 결과적으로 당해 Al 농화층의 Al 농도의 최대값이 저하되어, 스폿 용접부에 갈라짐이 발생하였다. 비교예 18은 가스 와이핑 후의 강판 온도가 높았기 때문에, 마찬가지로 Al 농화층의 붕괴가

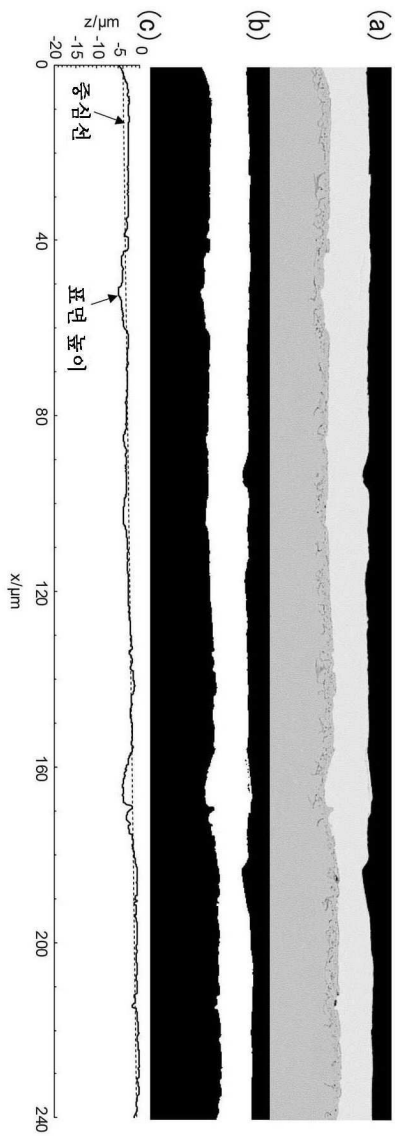
시작되어 버렸다고 생각되고, 결과적으로 당해 Al 농화층의 Al 농도의 최대값이 저하되어, 스폿 용접부에 갈라짐이 발생하였다. 비교예 19는 식 (4)의 값이 낮고, 그러므로 내부 산화가 충분히 진행되지 않았기 때문에, Si 회박층을 충분히 형성할 수 없었다고 생각된다. 그 결과로서,  $Si_s/Si_b$ 의 값이 높아져, 스폿 용접부에 갈라짐이 발생하였다.

[0208] 비교예 20은 열처리·도금 공정에 있어서의 재가열 온도가 낮았기 때문에, 원하는 잔류 오스테나이트 함유량을 얻을 수 없어, 프레스 성형성이 떨어졌다. 비교예 21은 열처리·도금 공정에 있어서의 냉각 온도가 높았기 때문에, 템퍼링 마르텐사이트가 형성되지 않아, 프레스 성형성이 떨어졌다. 비교예 22는 열처리·도금 공정에 있어서의 재가열 온도에서의 유지 시간이 짧았기 때문에, 프레스 마르텐사이트 함유량이 높아져, 프레스 성형성이 떨어졌다. 비교예 33은 열처리·도금 공정에 있어서의 재가열 온도가 높았기 때문에, 원하는 잔류 오스테나이트 함유량을 얻을 수 없어, 프레스 성형성이 떨어졌다. 비교예 34는 열처리·도금 공정에 있어서의 재가열 온도에서의 유지 시간이 길었기 때문에, 마찬가지로 원하는 잔류 오스테나이트 함유량을 얻을 수 없어, 프레스 성형성이 떨어졌다. 비교예 35는 열처리·도금 공정에 있어서의 냉각 온도가 너무 낮았기 때문에, 미변태 오스테나이트가 과도하게 감소하여 마찬가지로 원하는 잔류 오스테나이트 함유량을 얻을 수 없어, 프레스 성형성이 떨어졌다. 비교예 36은 냉간 압연의 압하율이 낮았기 때문에, 강판 표면을 충분히 평활화할 수 없어, 최종적으로 얻어진 용융 아연 도금 강판에서 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면에 있어서의 깊이가  $2\mu\text{m}$ 를 초과하는 오목부의 수밀도가 증가하여, 결과적으로 스폿 용접부에 갈라짐이 발생하였다. 비교예 37은 식 (4)의 값이 높고, 그러므로 Si 등의 내부 산화뿐만 아니라 Fe도 산화되어 버려, 미도금이 발생해 버렸다. 이 때문에, 비교예 37은 용융 아연 도금 강판으로서의 평가 대상으로부터 제외하였다. 비교예 46 내지 48 및 50 내지 52는 화학 조성이 소정의 범위 내로 제어되어 있지 않기 때문에, 프레스 성형성이 떨어졌다. 비교예 49는 Si 함유량이 높았기 때문에 스폿 용접부에 갈라짐이 발생하였다. 비교예 53 및 54는 산세 시간이 짧았기 때문에, 산세가 충분히 진행되지 않아, 내부 산화층의 제거가 불균일해졌다고 생각된다. 그 결과로서, 모재 강판과 용융 아연 도금층의 계면에 있어서의 깊이가  $2\mu\text{m}$ 를 초과하는 오목부의 수밀도가 증가하여, 스폿 용접부에 갈라짐이 발생하였다.

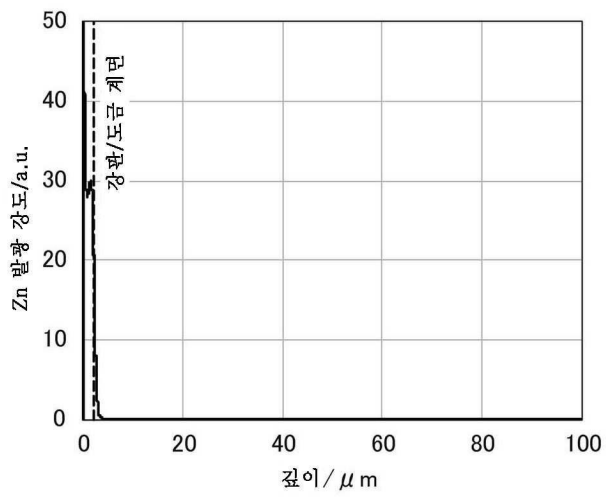
[0209] 이것과는 대조적으로, 실시예의 강판은, TS가 980MPa 이상이고 또한  $TS \times EI \times \lambda^{0.5} / 1000$ 이 90 이상이고, 나아가 스폿 용접부의 내LME 갈라짐성의 시험 결과가 양호했다는 점에서, 프레스 성형성 및 스폿 용접부의 내LME 갈라짐성이 우수한 것을 알 수 있다.

도면

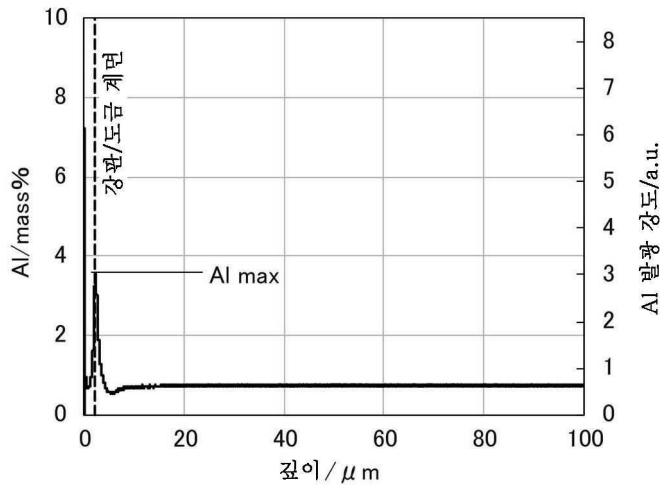
도면1



도면2



도면3



도면4

