



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

(11) 공개번호 10-2024-0108573  
(43) 공개일자 2024년07월09일

- (51) 국제특허분류(Int. Cl.)  
 B23K 11/11 (2006.01) B23K 11/16 (2006.01)  
 C21D 8/02 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)  
 C22C 18/02 (2006.01) C22C 18/04 (2006.01)  
 C22C 38/60 (2006.01) C22C 9/04 (2006.01)  
 C23C 2/06 (2006.01) C23C 2/26 (2006.01)
- (52) CPC특허분류  
 B23K 11/11 (2013.01)  
 B23K 11/16 (2013.01)
- (21) 출원번호 10-2024-7021949
- (22) 출원일자(국제) 2022년12월21일  
 심사청구일자 2024년07월01일
- (85) 번역문제출일자 2024년07월01일
- (86) 국제출원번호 PCT/JP2022/047117
- (87) 국제공개번호 WO 2023/132241  
 국제공개일자 2023년07월13일
- (30) 우선권주장  
 JP-P-2022-001149 2022년01월06일 일본(JP)

- (71) 출원인  
 닛폰세이테츠 가부시카이가이사  
 일본 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쥬메 6방 1고
- (72) 발명자  
 가와나미 히로키  
 일본 1008071 도쿄도 치요다꾸 마루노우치 2쥬메 6방 1고 닛폰세이테츠 가부시카이가이사 내  
 미즈노부 다쿠야  
 일본 1008071 도쿄도 치요다꾸 마루노우치 2쥬메 6방 1고 닛폰세이테츠 가부시카이가이사 내  
 (뒷면에 계속)
- (74) 대리인  
 양영준, 최인호, 성재동

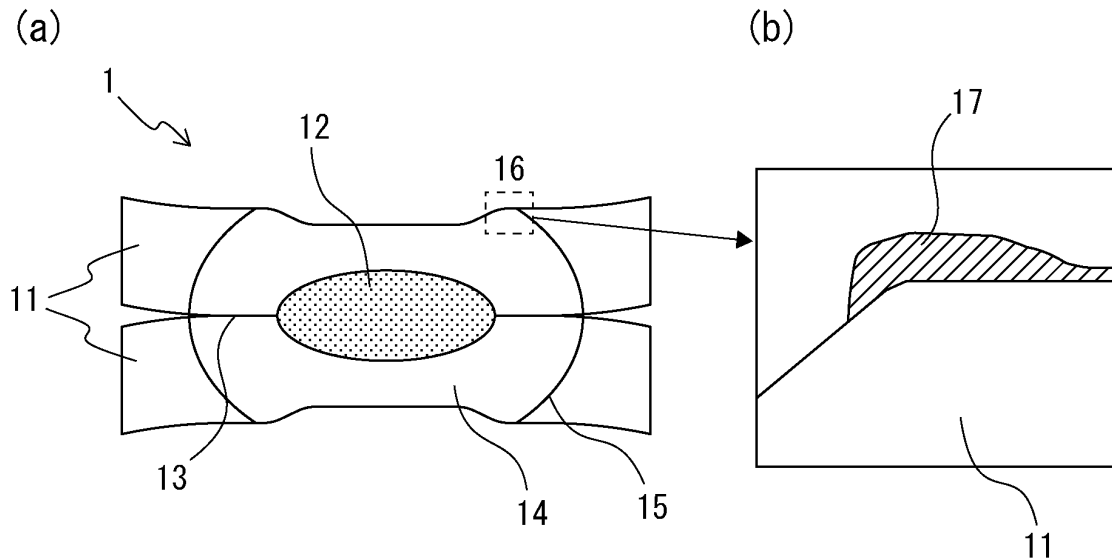
전체 청구항 수 : 총 5 항

(54) 발명의 명칭 용접 조인트

(57) 요약

중첩된 복수의 강판과, 복수의 강판을 접합하는 너깃, 그리고 너깃의 주위에 형성된 압접부 및 열영향부를 갖는 스폿 용접부를 구비하고, 복수의 강판 중 1매 이상이, 모재 강판과, 모재 강판의 표면 중 적어도 복수의 강판의 가장 외측의 표면에 상당하는 표면에 형성된 도금층을 구비하는 도금 강판이고, 열영향부의 외측의 영역에 있어서의 도금층이 소정의 화학 조성을 갖고, 당해 도금층을 GDS로 측정 한 경우에, 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비가 0.10 내지 1.50이고, 복수의 강판의 가장 외측의 표면에 있어서의 용접 건부의 도금층에 있어서, β-CuZn상의 면적률이 50% 이하인 것을 특징으로 하는 용접 조인트가 제공된다.

대표도 - 도1



(52) CPC특허분류

*C21D 8/02* (2023.08)  
*C21D 9/46* (2013.01)  
*C22C 18/02* (2013.01)  
*C22C 18/04* (2013.01)  
*C22C 38/60* (2013.01)  
*C22C 9/04* (2013.01)  
*C23C 2/06* (2013.01)  
*C23C 2/26* (2024.05)

(72) 발명자

**다케바야시 히로시**

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

**다카하시 다케히로**

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

## 명세서

### 청구범위

#### 청구항 1

중첩된 복수의 강판과,

상기 복수의 강판을 접합하는 너깃, 그리고 상기 너깃의 주위에 형성된 압접부 및 열영향부를 갖는 스폿 용접부를 구비하는 용접 조인트이며,

상기 복수의 강판 중 1매 이상이, 모재 강판과, 상기 모재 강판의 표면 중 적어도 상기 복수의 강판의 가장 외측의 표면에 상당하는 표면에 형성된 도금층을 구비하는 도금 강판이고,

상기 열영향부의 외측의 영역에 있어서의 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 열영향부의 외측의 영역에 있어서의 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 1.50이고,

상기 복수의 강판의 가장 외측의 표면에 있어서의 용접 건부의 상기 도금층에 있어서,  $\beta$ -CuZn상의 면적률이 50% 이하인 것을 특징으로 하는, 용접 조인트.

### 청구항 2

제1항에 있어서,

상기 복수의 강판의 가장 외측의 표면에 있어서의 용접 건부의 상기 도금층에 있어서,  $\beta$ -CuZn상의 면적률이 10% 이하인 것을 특징으로 하는, 용접 조인트.

### 청구항 3

제1항에 있어서,

상기 복수의 강판의 가장 외측의 표면에 있어서의 용접 건부의 상기 도금층에 있어서,  $\beta$ -CuZn상의 면적률이 10% 이하인 것을 특징으로 하는, 용접 조인트.

### 청구항 4

제1항 내지 제3항 중 어느 한 항에 있어서,

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

### 청구항 5

제1항 내지 제4항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 도금 강판이 780MPa 이상의 인장 강도를 갖는 것을 특징으로 하는, 용접 조인트.

## 발명의 설명

### 기술 분야

[0001] 본 발명은 용접 조인트에 관한 것이고, 보다 상세하게는 도금 강판을 스폿 용접하여 얻어지는 용접 조인트에 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 아연 등의 금속이 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  $H_t$ 를 연장)하고, 당해 용접 후 유지 시간  $H_t$ 를 피용접 부재의 총 판 두께  $t$ 의 함수로서 조정함으로써, 전극 개방 전에 용융된 아연계 도금을 응고시켜, 그 결과로서 용융된 아연계 도금이 용접 잔류 응력이 높은 개소의 강판의 결정립계에 침입하지 않고, 코로나 본드 바로 외측 또는 코로나 본드의 너깃 부근의 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 $\mu$ m 이상인 FeAl 합금층과, 해당 FeAl 합금층 위에 평균 두께가 2.0 $\mu$ 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] 예를 들어, 아연 도금 강판을 겹쳐서 스폿 용접하여 조인트를 제작할 때에는, 강판의 겹침면에 있어서의 압접부(코로나 본드)의 내부나 그 바로 외측의 부분뿐만 아니라, 전극측의 표면에 있어서도 LME 갈라짐이 발생하는 경우가 있다. 특허문헌 1 및 2에서는, 스폿 용접 방법을 개량하거나, 스폿 용접 후의 스폿 용접부 근방의 도금 조직을 제어하거나 하는 관점에서, 강판의 겹침면에 있어서의 압접부 주변의 LME 갈라짐의 억제에 대하여 검토가 되어 있기는 하지만, 전극측의 강판 표면에 있어서의 LME 갈라짐의 발생을 억제하는 것에 대해서는 반드시 충분한 검토가 이루어져 있지는 않다. 따라서, 이들 특허문헌에 기재된 발명에서는, 내LME성의 향상에 관하여 여전히 개선의 여지가 있었다.

[0007] 그래서 본 발명은 신규의 구성에 의해, 스폿 용접 시의 전극측 표면에 있어서의 LME 갈라짐의 발생을 억제 또는 저감할 수 있는 용접 조인트를 제공하는 것을 목적으로 한다.

**과제의 해결 수단**

[0008] 본 발명자들은, 스폿 용접에 의해 용접 조인트를 제조할 때의 전극측 표면에 있어서의 LME 갈라짐의 발생을 억제 또는 저감하기 위해, 특히 용접 조인트에 사용되는 도금 강판에 있어서의 도금층의 조직에 착목하여 검토를 행하였다. 그 결과, 본 발명자들은, Al을 비교적 적은 양으로 함유하면서, Al 농도 분포를 적절하게 제어한 도금층을 구비한 도금 강판을 사용함으로써, 스폿 용접 시의 고온 하에서 전극으로부터 Cu가 녹아나와 도금층 중에 혼입되는 것을 억제 또는 저감할 수 있고, 이것과 관련하여 용접 조인트의 전극측 표면에 있어서의 내LME성을 현저하게 개선할 수 있는 것을 알아내어, 본 발명을 완성시켰다.

[0009] 상기 목적을 달성하여 얻은 본 발명은 하기와 같다.

[0010] (1) 중첩된 복수의 강판과,

[0011] 상기 복수의 강판을 접합하는 너깃, 그리고 상기 너깃의 주위에 형성된 압접부 및 열영향부를 갖는 스폿 용접부

[0012] 를 구비하는 용접 조인트이며,

[0013] 상기 복수의 강판 중 1매 이상이, 모재 강판과, 상기 모재 강판의 표면 중 적어도 상기 복수의 강판의 가장 외측의 표면에 상당하는 표면에 형성된 도금층을 구비하는 도금 강판이고,

[0014] 상기 열영향부의 외측의 영역에 있어서의 상기 도금층이, 질량%로,

[0015] Al: 0.10 내지 1.50%, 및

- [0016] Fe: 0.01 내지 2.00%
- [0017] 를 함유하고, 또한,
- [0018] Mg: 0 내지 1.500%,
- [0019] Si: 0 내지 1.000%,
- [0020] Ni: 0 내지 1.000%,
- [0021] Ca: 0 내지 4.000%,
- [0022] Sb: 0 내지 0.500%,
- [0023] Pb: 0 내지 0.500%,
- [0024] Cu: 0 내지 1.000%,
- [0025] Sn: 0 내지 1.000%,
- [0026] Ti: 0 내지 1.000%,
- [0027] Cr: 0 내지 1.000%,
- [0028] Nb: 0 내지 1.000%,
- [0029] Zr: 0 내지 1.000%,
- [0030] Mn: 0 내지 1.000%,
- [0031] Mo: 0 내지 1.000%,
- [0032] Ag: 0 내지 1.000%,
- [0033] Li: 0 내지 1.000%,
- [0034] La: 0 내지 0.500%,
- [0035] Ce: 0 내지 0.500%,
- [0036] B: 0 내지 0.500%,
- [0037] Y: 0 내지 0.500%,
- [0038] P: 0 내지 0.500%, 및
- [0039] Sr: 0 내지 0.500%
- [0040] 중 적어도 1종을 합계로 5.000% 이하 함유하고,
- [0041] 잔부가 Zn 및 불순물로 이루어지는 화학 조성을 갖고,
- [0042] 상기 열영향부의 외측의 영역에 있어서의 상기 도금층을 글로우 방전 발광 분석법(GDS)으로 측정된 경우에, 「도금층 중심의 Al 농도」/「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비가 0.10 내지 1.50이고,
- [0043] 상기 복수의 강판의 가장 외측의 표면에 있어서의 용접 건부의 상기 도금층에 있어서,  $\beta$ -CuZn상의 면적률이 50% 이하인 것을 특징으로 하는, 용접 조인트.
- [0044] (2) 상기 복수의 강판의 가장 외측의 표면에 있어서의 용접 건부의 상기 도금층에 있어서,  $\beta$ -CuZn상의 면적률이 30% 이하인 것을 특징으로 하는, 상기 (1)에 기재된 용접 조인트.
- [0045] (3) 상기 복수의 강판의 가장 외측의 표면에 있어서의 용접 건부의 상기 도금층에 있어서,  $\beta$ -CuZn상의 면적률이 10% 이하인 것을 특징으로 하는, 상기 (1)에 기재된 용접 조인트.
- [0046] (4) 상기 도금층이 용융 아연 도금(GI)층인 것을 특징으로 하는, 상기 (1) 내지 (3) 중 어느 한 항에 기재된 용접 조인트.
- [0047] (5) 상기 도금 강판이 780MPa 이상의 인장 강도를 갖는 것을 특징으로 하는, 상기 (1) 내지 (4) 중 어느 한 항

에 기재된 용접 조인트.

**발명의 효과**

[0048] 본 발명에 따르면, 스폿 용접 시의 LME 갈라짐의 발생을 억제 또는 저감할 수 있는 용접 조인트를 제공할 수 있다.

**도면의 간단한 설명**

[0049] 도 1은 본 발명의 실시 형태에 관한 용접 조인트의 단면을 모식적으로 도시하는 도면으로, (a)는 용접 조인트의 전체도이고, (b)는 전극측 표면의 용접 건부의 확대도이다.

도 2는 도금 강판의 GDS에 의한 분석 결과를 나타내는 도면으로, (a)는 통상의 방법으로 제조한 AI 함유 도금 강판의 GDS에 의한 분석 결과를 나타내고, (b)는 본 발명의 실시 형태에 관한 용접 조인트에서 사용하는 데에 유용한 도금 강판의 GDS에 의한 분석 결과를 나타내고 있다.

**발명을 실시하기 위한 구체적인 내용**

[0050] <용접 조인트>

[0051] 본 발명의 실시 형태에 관한 용접 조인트는, 중첩된 복수의 강판과,

[0052] 상기 복수의 강판을 접합하는 너깃, 그리고 상기 너깃의 주위에 형성된 압접부 및 열영향부를 갖는 스폿 용접부

[0053] 를 구비하는 용접 조인트이며,

[0054] 상기 복수의 강판 중 1매 이상이, 모재 강판과, 상기 모재 강판의 표면 중 적어도 상기 복수의 강판의 가장 외측의 표면에 상당하는 표면에 형성된 도금층을 구비하는 도금 강판이고,

[0055] 상기 열영향부의 외측의 영역에 있어서의 상기 도금층이, 질량%로,

[0056] Al: 0.10 내지 1.50%, 및

[0057] Fe: 0.01 내지 2.00%

[0058] 를 함유하고, 또한,

[0059] Mg: 0 내지 1.500%,

[0060] Si: 0 내지 1.000%,

[0061] Ni: 0 내지 1.000%,

[0062] Ca: 0 내지 4.000%,

[0063] Sb: 0 내지 0.500%,

[0064] Pb: 0 내지 0.500%,

[0065] Cu: 0 내지 1.000%,

[0066] Sn: 0 내지 1.000%,

[0067] Ti: 0 내지 1.000%,

[0068] Cr: 0 내지 1.000%,

[0069] Nb: 0 내지 1.000%,

[0070] Zr: 0 내지 1.000%,

[0071] Mn: 0 내지 1.000%,

[0072] Mo: 0 내지 1.000%,

[0073] Ag: 0 내지 1.000%,

- [0074] Li: 0 내지 1.000%,
- [0075] La: 0 내지 0.500%,
- [0076] Ce: 0 내지 0.500%,
- [0077] B: 0 내지 0.500%,
- [0078] Y: 0 내지 0.500%,
- [0079] P: 0 내지 0.500%, 및
- [0080] Sr: 0 내지 0.500%
- [0081] 중 적어도 1종을 합계로 5.000% 이하 함유하고,
- [0082] 잔부가 Zn 및 불순물로 이루어지는 화학 조성을 갖고,
- [0083] 상기 열영향부의 외측의 영역에 있어서의 상기 도금층을 글로우 방전 발광 분석법(GDS)으로 측정된 경우에, 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비가 0.10 내지 1.50이고,
- [0084] 상기 복수의 강판의 가장 외측의 표면에 있어서의 용접 건부의 상기 도금층에 있어서,  $\beta$ -CuZn상의 면적률이 50% 이하인 것을 특징으로 하고 있다.
- [0085] 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 압접부(코로나 본드)의 내부 혹은 그 바로 외측 또는 전극측의 표면(예를 들어 전극에 의해 압박되어 강판 표면보다 오목하게 들어간 전극 압흔부의 외연에 대응하는 용접 건부 또는 그 주변)에서 LME 갈라짐이 발생하는 경우가 있다. LME 갈라짐은, 스폿 용접 시에 용접 입열에 의해 액상화된 아연 등의 금속이 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 아연 등의 금속의 침입을 억제 또는 저감하기 위해, 도금 강판에 있어서의 도금층의 조직에 착목하여, 당해 도금층의 조직을 보다 적절한 것으로 하는 관점에서 검토를 행하였다.
- [0086] 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 알아냈다. 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 제어한 도금 강판을 사용함으로써, 스폿 용접 시의 열영향 등에 의해 전극측의 용접 건부에 있어서의 도금 조직이 변화하여, 용접 건부 또는 그 주변에 있어서의 LME 갈라짐의 발생이 현저하게 억제 또는 저감되는 것을 알아냈다. 이하, 도면을 참조하여 보다 상세하게 설명한다.
- [0087] 도 1은 본 발명의 실시 형태에 관한 용접 조인트의 단면을 모식적으로 도시하는 도면으로, (a)는 용접 조인트의 전체도이고, (b)는 전극측 표면의 용접 건부의 확대도이다. 먼저, 도 1의 (a)를 참조하면, 본 발명의 실시 형태에 관한 용접 조인트(1)는, 중첩된 2매의 강판(11), 이들 강판(11)을 접합하는 너깃(12), 그리고 당해 너깃(12)의 주위에 형성된 압접부(13) 및 열영향부(14)를 갖는 스폿 용접부(15)를 구비하고, 용접 조인트(1)의 가장 외측, 즉 전극측의 표면에는, 전극 압흔부의 외연, 즉 전극에 의해 압박되어 강판 표면보다 오목하게 들어간 부위와 강판 평탄부의 경계 부분에 대응하는 용접 건부(16)가 형성되어 있다. 도 1에서는, 2매의 강판(11)으로서, 모재 강판의 양면에 Zn을 주체로 하고, Al 농도 분포가 소정의 범위 내로 제어된 도금층을 구비한 도금 강판이 사용되어 있다. 이것과 관련하여, 도 1의 (b)를 참조하면, 용접 건부(16)에서는, 스폿 용접 전의 강판(11) 위의 도금층에서 유래되는 도금층(17)이 전극(도시하지 않음)측으로부터 용접 건부(16)측으로 밀

려나오도록 하여 형성되어 있다. 본 발명의 실시 형태에 따르면, 열영향부(14) 내에 있는 용접 건부(16) 및 그 주변에 있어서는, 스폿 용접 시의 열영향 등에 의해 초기의 도금층의 조직이 변화되어, 보다 구체적으로는  $\beta$ -CuZn상을 50% 이하의 면적률로 포함하는 도금층(17)이 형성되어 있다. 본 발명에 있어서,  $\beta$ -CuZn상이란, 전자 프로브 마이크로애널라이저를 구비한 주사 전자 현미경(SEM-EPMA)에 의한 측정으로 Zn 농도가 40 내지 60원자%, Cu 농도가 40 내지 60원자%, Fe 농도가 0 내지 20원자%, 다른 원소가 3원자% 이하인 상을 말하는 것이다. 용접 조인트(1)의 전극측 표면은, 반대측의 접침면에 있어서의 압접부(13)와는 달리, 전극과 접촉하기 때문에, 스폿 용접 시의 고온 하에서 전극으로부터 Cu가 녹아나와 도금층 중에 혼입되는 경우가 있다. 스폿 용접 시의 열영향 등에 의한 도금층의 조직 변화는, 강판(11)의 전극측과 접침면측의 양쪽의 표면에 존재하는 도금층에서 발생하기는 하지만, 전극측의 특히 용접 건부(16)의 도금층에서는, Cu의 혼입에 기인하여 도금층의 조직 변화가 접침면측의 도금층과는 다른 것이 된다. 이러한 도금층의 조직 변화는, 스폿 용접 전의 초기의 도금층에 있어서의 화학 조성 및 조직에 의해 크게 영향을 받는다. 특히, Zn계 도금의 경우의 전극측 표면에서는, 용접의 입열에 의해 도금층 중의 Zn과 그것과 접촉하는 전극 중의 Cu 사이에서 합금화가 진행되는 경우가 있다. 이러한 합금화는 Cu의 용점을 낮추는 방향으로 작용하기 때문에, 전극으로부터 도금층 중으로의 Cu의 혼입을 촉진시켜 버린다. 금회, 본 발명자들은, Cu가 혼입되면, 도금층 중에  $\beta$ -CuZn상이 비교적 많은 양으로 형성됨과 함께, 이러한 Cu의 혼입에 기인하여 LME 갈라짐이 촉진되어 버리는 것을 확인하였다. 이러한 문제에 대처하기 위해, 검토를 거듭한 결과, 본 발명자들은, Al을 비교적 적은 양으로 함유하면서, Al 농도 분포를 적절하게 제어한 도금층을 구비한 도금 강판을 사용함으로써, 스폿 용접 시의 도금층 중의 Zn과 전극 중의 Cu의 합금화 반응을 억제하여, 용접 건부(16)의 도금층(17)에 있어서  $\beta$ -CuZn상을 면적률로 50% 이하로 확실하게 저감할 수 있음을 알아냈다. 따라서, 본 발명의 실시 형태에 따르면, 종래의 Zn계 도금 강판의 스폿 용접의 경우와 비교하여, 스폿 용접 시에 있어서의 용접 건부 또는 그 주변에 있어서의 LME 갈라짐의 발생을 현저하게 억제 또는 저감하는 것이 가능해진다.

[0088] 도 1에서는, 이해를 용이하게 하기 위해, 2매의 강판(11)만을 중첩하고, 게다가 양쪽의 강판(11)에 도금층을 형성한 용접 조인트의 경우에 대하여 설명했지만, 본 발명의 실시 형태에 관한 용접 조인트는, 반드시 이러한 용접 조인트에만 한정되지는 않고, 열영향부(14) 내의 용접 건부(16)에 있어서  $\beta$ -CuZn상의 면적률이 50% 이하로 제어된 도금층(17)이 형성된 다양한 용접 조인트를 포함할 수 있다. 예를 들어, 도 1에 기재되는 2매조의 강판(11)을 스폿 용접한 용접 조인트에 있어서는, 한쪽의 강판(11)만을 도금 강판으로 해도 된다. 이 경우, 당해 도금 강판의 2개의 표면 중 적어도 전극측의 표면(용접 조인트(1)의 가장 외측의 표면)의 용접 건부(16)에 도금층(17)이 존재하고 있으면 되고, 당연한 것이지만 반대측의 접침면에 도금층이 존재하고 있어도 된다. Al을 비교적 적은 양으로 함유하면서 Al 농도 분포를 적절하게 제어한 도금층(즉, 도 2와 관련하여 이후에 상세하게 설명하는 바와 같이 Al을 0.10 내지 1.50질량%의 양으로 함유하면서, Al 농도 분포를 Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도에 대하여 0.10 내지 1.50의 비율이 되도록 제어한 도금층)은, 전극과의 접촉에 관계 없이 용융 Zn의 강판 내부로의 침입을 억제 또는 저감하는 데에 유용하기 때문에, 예를 들어 강판의 접침면에 당해 도금층이 존재하는 경우에는, 열영향부 내의 압접부(13) 및 그 바로 외측의 영역에 있어서도 스폿 용접 시에 당해 도금층 중의 Al이 용융 Zn의 강판 내부로의 침입을 현저하게 억제 또는 저감할 수 있다. 이 때문에, 단순히 강판의 전극측의 표면에만 도금층(17)이 존재하는 경우와 비교하여 내LME성을 더욱 향상시키는 것이 가능해진다. 3매 이상의 강판에 의한 용접 조인트의 경우도 마찬가지로, 열영향부(14) 내의 용접 건부(16)에 있어서  $\beta$ -CuZn상의 면적률이 50% 이하로 제어된 도금층(17)이 형성된 다양한 용접 조인트를 포함할 수 있다. 예를 들어, 3매조의 강판(11)을 스폿 용접한 용접 조인트에 있어서는, 3매의 강판(11) 중 1매 이상의 강판(11)의 적어도 전극측의 표면(용접 조인트(1)의 가장 외측의 표면)의 용접 건부(16)에 도금층(17)이 존재하고 있으면 된다. 예를 들어, 중첩된 3매의 강판(11) 중 한쪽의 외측의 강판(11)만이 도금 강판인 경우에는, 당해 도금 강판의 2개의 표면 중 전극측의 표면의 용접 건부(16)에만 도금층(17)이 존재하고 있어도 되고, 그것에 더하여 반대측의 접침면에도 도금층이 존재하고 있어도 된다. 예를 들어, 한쪽의 외측의 강판(11)의 용접 건부(16)에만 도금층(17)이 존재하고, 다른 쪽의 외측 강판(11)의 용접 건부(16)에는 다른 Zn계 도금층이 존재하고 있어도 된다. 이러한 실시 형태도 본 발명에 포함된다. 이 경우, 양 외측의 강판(11)의 용접 건부(16)에 도금층(17)이 존재하는 용접 조인트의 경우와 비교하여, 다른 Zn계 도금층이 존재하는 표면에서 LME 갈라짐의 리스크 크기가 높아진다는 점에서, 조인트 강도가 다소 저하될 가능성은 있다. 그러나 용접 조인트에 있어서  $\beta$ -CuZn상의 면적률이 50% 이하로 제어된 도금층(17)이 형성되는 강판(11)의 구체적인 매수 및 배치는, 원하는 조인트 강도 등을 고려하여 적절히 결정하면 된다.

[0089] 다음으로, 본 발명의 실시 형태에 관한 용접 조인트에서 사용하는 데에 유용한 도금 강판에 대하여 보다 자세하게 설명한다. 도 2는 도금 강판의 GDS에 의한 분석 결과를 나타내는 도면으로, 도 2의 (a)는 통상의 방법으로

제조한 Al 함유 도금 강판의 GDS에 의한 분석 결과를 나타내고, 도 2의 (b)는 본 발명의 실시 형태에 관한 용접 조인트에 있어서 사용하는 데에 유용한 도금 강판의 GDS에 의한 분석 결과를 나타내고 있다. 먼저, 도 2의 (a)를 참조하면, 통상의 방법으로 Zn을 주체로 하는 도금층에 Al을 0.20% 함유시킨 Al 함유 도금 강판에서는, 도금 표면에 상당하는 깊이 위치 0 $\mu$ 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 2의 (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.

[0090]

이것과는 대조적으로, 도 2의 (b)를 참조하면, 도 2의 (b)의 도금 강판에서는, 도금층이 도 2의 (a)의 경우와 마찬가지로의 Al 함유량을 가짐에도 불구하고, 모재 강판과 도금층의 계면 부근의 Al 농도가 도 2의 (a)의 경우와 비교하여 매우 낮은 것을 알 수 있다. 따라서, 도 2의 (b)의 도금 강판에서는, 도 2의 (a)의 경우와 비교하여 얇은 Fe-Al 배리어층이 형성되어 있다. 이것과 관련하여, 도 2의 (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 2의 (a)의 경우와 비교하여 약 2배 이상의 매우 높은 값을 나타내고 있는 것을 알 수 있다. 도 2의 (a) 및 (b)의 GDS에 의한 분석 결과로부터, 도 2의 (b)의 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 2의 (b)의 도금 강판을 스폿 용접하여 얻어진 용접 조인트가 도 2의 (a)의 도금 강판을 스폿 용접하여 얻어진 용접 조인트에 비하여 높은 내LME성, 특히 겹침면의 압접부에 대하여 전극측 표면의 용접 견부에 있어서도 높은 내LME성을 실험적으로 나타낸 사실로부터, Fe-Al 배리어층 이외의 도금층 중에 존재하는 Al상이 스폿 용접 시에 있어서의 LME 갈라짐을 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 용접의 저하에 기초하는 내LME성의 열화를 억제하면서, 도금층을 GDS로 측정할 경우의 「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 발휘시킬 수 있는 것을 알아냈다. 또한, 본 발명자들은, 이러한 도금 강판을 사용함으로써, 스폿 용접 시에, 전극측 표면의 열영향부 내에 있는 용접 견부에 있어서 초기의 도금층의 조직이 변화되어,  $\beta$ -CuZn상의 면적률이 50% 이하인 도금층이 형성되고, 이것과 관련하여, 스폿 용접 시에 있어서의 용접 견부 및 그 주변의 LME 갈라짐의 발생을 현저하게 억제 또는 저감할 수 있는 것을 발견하였다.

[0091]

어떤 특정한 이론에 속박되는 것을 의도하는 것은 아니지만, 본 발명의 실시 형태에 관한 용접 조인트에 있어서는, 초기의 도금층 중의 Al이 이하와 같이 작용하여, 스폿 용접 시에 있어서의 LME 갈라짐의 발생, 특히 용접 견부 및 그 주변의 LME 갈라짐의 발생을 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 도 2에 나타내는 바와 같은 Al 농도 분포를 갖는 도금층을 구비한 도금 강판을 사용한 경우에는, 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 존재함으로써, 스폿 용접 시에 Zn이 Fe-Al 배리어층의 파단에 의해 모재 강판과 직접적으로 접촉하게 되어도, 바로 가까이에 존재하는 Al에 의해 즉시 파단부에 새로운 Fe-Al 배리어층이 형성되게 된다. 이 때문에, 스폿 용접 시에 있어서의 용융 Zn의 강판 내부로의 침입을 현저하게 억제 또는 저감할 수 있으므로, LME 갈라짐의 발생을 억제 또는 저감하는 것이 가능해지는 것으로 생각된다. 또한, 특히 용접 조인트의 전극측 표면에서는, 도금층 중에 비교적 많은 양으로 존재하는 Al이 스폿 용접 시의 고온 하에서 전극 중의 Cu와 반응하여 고용체의 Cu-Al계 금속 화합물이 전극 표면에 형성되는 것으로 생각

된다. 이러한 고용점의 Cu-Al계 금속 화합물이 장벽이 되어, 전극 중의 Cu와 도금층 중의 Zn의 합금화, 나아가 그것과 관련된 도금층에의 Cu의 혼입이 억제 또는 저감되고, 그 결과로서 용접 건부의 도금층에 있어서의  $\beta$ -CuZn상의 형성을 소정의 범위 내로 제어할 수 있어, Cu의 혼입에 기인하는 LME 갈라짐의 발생을 확실하게 억제 또는 저감하는 것이 가능해지는 것으로 생각된다. 종래, Zn계 도금층에 Al을 첨가한 도금 강판은 알려져 있다. 그러나 도금층의 용점의 저하를 고려하여 도금층 전체의 Al양을 비교적 낮게 억제하면서, 한편으로 Fe-Al 배리어층 이외의 도금층 중의 Al양을 증가시킴으로써, 스폿 용접 시에 있어서의 용융 Zn의 강판 내부로의 침입을 억제 또는 저감할 수 있고, 특히 전극측 표면의 용접 건부 및 그 주변에 있어서의 전극으로부터의 Cu의 혼입에 기인하는 LME 갈라짐의 발생을 억제 또는 저감할 수 있다는 사실은 종래 알려져 있지 않고, 금회, 본 발명자들에 의해 처음으로 밝혀진 것이다.

[0092] 이하, 본 발명의 실시 형태에 관한 용접 조인트의 각 구성 요소에 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.

[0093] [도금 강판]

[0094] 본 발명의 실시 형태에 관한 용접 조인트에 있어서는, 중첩된 복수의 강판 중 1매 이상인, 모재 강판과, 당해 모재 강판의 표면 중 적어도 상기 복수의 강판의 가장 외측의 표면에 상당하는 표면에 형성된 도금층을 구비하는 도금 강판이다. 이 도금 강판의 도금층은, 열영향부의 외측의 영역에 있어서, 스폿 용접 전의 초기의 화학 조성과 동일한 하기의 화학 조성을 갖는다.

[0095] [도금층의 화학 조성]

[0096] [Al: 0.10 내지 1.50%]

[0097] Al은, 용융된 Zn이 결정립계를 따라 강판 내부에 침입하는 것을 억제하고 및/또는 전극 중의 Cu와 전극 표면에서 반응하여 도금층 중으로의 Cu의 혼입을 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, 0.30% 초과, 0.31% 이상, 0.32% 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 조성에서 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.

[0098] [Fe: 0.01 내지 2.00%]

[0099] 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 형태에서는, 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 하는 경우가 있다. 그 결과로서, Al의 첨가 효과, 즉 도금층 중의 Al에 의해 스폿 용접 시에 용융 Zn의 강판 내부로의 침입을 억제하고 및/또는 전극 중의 Cu와 반응하여 도금층 중으로의 Cu의 혼입을 억제함으로써, LME 갈라짐의 발생을 억제 또는 저감한다는 Al의 첨가 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.

[0100] 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.

- [0101] [Mg: 0 내지 1.500%]
- [0102] 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 생성되는 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.
- [0103] [Si: 0 내지 1.000%]
- [0104] Si는, 도금층의 내식성을 향상시키는 데에 유효한 원소이다. Si 함유량은 0%여도 되지만, 필요에 따라서, 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.
- [0105] [Ni: 0 내지 1.000%]
- [0106] 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.
- [0107] [Ca: 0 내지 4.000%]
- [0108] 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.
- [0109] [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%]
- [0110] 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.
- [0111] 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.
- [0112] 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.
- [0113] 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 $\mu\text{m}$ 여도 된다. 도금층의 부착량은, 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 편면당 10 내지 170g/m<sup>2</sup>여도 된다. 도금층의 부착량은, 편면당 45g/m<sup>2</sup> 이상 또는 50g/m<sup>2</sup> 이상이어도 된다. 마찬가지로, 도금층의 부착량은, 편면당 75g/m<sup>2</sup> 이하 또는 70g/m<sup>2</sup> 이하여도 된다. 도금층의 부착량은, 모재 강판의 부식을 억제하는 인히비터를 첨가한 산 용액에 도금층을 용해하고, 산세 전후의 중량 변화로부터 결정된다.

[0114] [「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비: 0.10 내지 1.50]

[0115] 본 발명의 실시 형태에서는, 열영향부의 외측의 도금층을 글로우 방전 발광 분석법(GDS)으로 측정된 경우에, 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비가 0.10 내지 1.50이다. GDS로 측정된 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, 스폿 용접 시에, 용접 건부의 도금층에 있어서,  $\beta$ -CuZn상의 면적률이 50% 이하의 범위 내로 제어되는 것을 확실하게 할 수 있다. 용접 건부의 도금층에 있어서의  $\beta$ -CuZn상의 면적률을 저감하는 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. 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.

[0116] [「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비의 측정 방법]

[0117] 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비는, 이하와 같이 하여 결정된다. 먼저, 용접 조인트의 열영향부의 외측의 영역으로부터 50mm×50mm의 크기로 절단한 도금 강판 시료를 얻고, 이어서 당해 도금 강판 시료를 글로우 방전 발광 분석(GDS) 측정함으로써, 도금층의 표면으로부터 깊이 방향 100 $\mu\text{m}$ 까지의 Al 농도 분포를 얻는다. 다음으로, GDS 측정으로 Fe 강도가 모재 강판의 Fe 강도(시료의 도금층의 표면으로부터 깊이 100 $\mu\text{m}$  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 1/2의 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.

[0118] [용접 건부의 도금층에 있어서의  $\beta$ -CuZn상의 면적률: 50% 이하]

[0119] 본 발명의 실시 형태에서는, 복수의 강판의 가장 외측의 표면에 있어서의 용접 건부의 도금층에 있어서,  $\beta$ -CuZn상의 면적률은 50% 이하이다. 용접 건부는 전극과 접촉하기 때문에, 스폿 용접 시의 고온 하에서 전극으로부터 녹아나온 Cu가 당해 용접 건부의 도금층 중에 혼입되는 경우가 있다. 이러한 경우에는, 도금층 중의  $\beta$ -CuZn상의 비율이 높아져, 이와 같이 하여 도금층 중에 혼입된 Cu에 기인하여 LME 갈라짐이 촉진되게 된다. 그러나 본 발명의 실시 형태에 따르면, 도금층 중에 비교적 많은 양으로 존재하는 Al이 스폿 용접 시의 고온 하에서 전극 중의 Cu와 반응하여 고용점의 Cu-Al계 금속 화합물을 전극 표면에 형성함으로써, 도금층 중으로의 Cu의 혼입이 억제 또는 저감된다. 이것과 관련하여, 용접 건부의 도금층에 있어서의  $\beta$ -CuZn상의 면적률이 50% 이하의 범위 내로 제어되기 때문에, Cu의 혼입에 기인하는 LME 갈라짐의 발생을 확실하게 억제 또는 저감하는 것이 가능해진다. 따라서, Cu의 혼입에 기인하는 LME 갈라짐의 발생을 억제하는 관점에서는, 용접 건부의 도금층에 있어서의  $\beta$ -CuZn상의 면적률은 낮을수록 좋다. 예를 들어, 용접 건부의 도금층에 있어서의  $\beta$ -CuZn상의 면적률은, 바람직하게는 40% 이하, 보다 바람직하게는 30% 이하 또는 20% 이하, 가장 바람직하게는 10% 이하이다. 하한은 특별히 한정되지 않으며, 용접 건부의 도금층에 있어서의  $\beta$ -CuZn상의 면적률은 0%여도 되고, 예를 들어 1% 이상 또는 3% 이상이어도 된다.

[0120] [용접 건부의 도금층에 있어서의  $\beta$ -CuZn상의 면적률의 측정 방법]

[0121] 복수의 강판의 가장 외측의 표면에 있어서의 용접 건부의 도금층에 있어서의  $\beta$ -CuZn상의 면적률은, 이하와 같

이 하여 결정된다. 먼저, 스폿 용접부의 단면 시료를 제작하고, 이어서 전자 프로브 마이크로에널라이저를 구비한 주사 전자 현미경(SEM-EPMA)에 의해 용접 건부를 포함하는 반사 전자상(BSE상)을 얻어 원소 분석을 행하고, 당해 용접 건부에 있어서의  $\beta$ -CuZn상의 면적률을 측정한다. 구체적으로는,  $\beta$ -CuZn상은 Zn 농도가 40 내지 60원자%, Cu 농도가 40 내지 60원자%, Fe 농도가 0 내지 20원자%, 다른 원소가 3원자% 이하인 상으로 한다. SEM 화상의 시야는  $100\mu\text{m} \times 100\mu\text{m}$ 이고, 용접 건부의 다른 5개소에 대하여 마찬가지로의 원소 분석을 행하고, 각 시야에서 얻어진  $\beta$ -CuZn상의 면적률의 평균값을 용접 건부의 도금층에 있어서의  $\beta$ -CuZn상의 면적률로서 결정한다.

[0122] [모재 강판]

[0123] 본 발명의 실시 형태에 있어서, 상기의 도금층을 형성하기 위한 모재 강판은, 특별히 한정되지 않고 임의의 적절한 재료, 특히는 냉연 강판이어도 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 현저해져, 강판을 고강도화할수록 LME 갈라짐의 감수성이 높아지는 경향이 있는 것이 알려져 있다. 본 발명의 실시 형태에 따르면, 용접 조인트에 있어서 일반적으로 LME 갈라짐의 발생이 현저해지는 780MPa 이상의 높은 인장 강도를 갖는 도금 강판을 사용한 경우에도, LME 갈라짐의 발생을 확실하게 억제 또는 저감하는 것이 가능하다. 한편, 전극측 표면에 있어서의 Cu의 혼입에 기인하는 LME 갈라짐은, 780MPa보다도 낮거나 또는 충분히 낮은 인장 강도를 갖는 도금 강판을 사용한 경우에도 일어날 수 있는 것이다. 그러나 본 발명의 실시 형태에 따르면, 이러한 비교적 낮은 인장 강도를 갖는 도금 강판을 사용한 경우에도, 도금층 중에 비교적 많은 양으로 존재하는 Al이 스폿 용접 시의 고온 하에서 전극 중의 Cu와 반응하여 고용점의 Cu-Al계 금속 화합물을 전극 표면에 형성함으로써 도금층 중으로의 Cu의 혼입을 억제 또는 저감할 수 있기 때문에, 도금 강판의 인장 강도에 관계없이, Cu의 혼입에 기인하는 LME 갈라짐의 발생을 확실하게 억제 또는 저감하는 것이 가능하다.

[0124] [모재 강판의 바람직한 화학 조성]

[0125] 본 발명은 상기한 바와 같이, 스폿 용접 시의 전극측 표면에 있어서의 LME 갈라짐의 발생을 억제 또는 저감할 수 있는 용접 조인트를 제공하는 것을 목적으로 하는 것이며, 중첩된 복수의 강판 중 1매 이상을 적어도 당해 복수의 강판의 가장 외측의 표면에 상당하는 표면에 도금층을 구비한 도금 강판으로 하고, 당해 도금층이 열영향부의 외측의 영역에 있어서 소정의 화학 조성을 갖도록 제어함과 함께, 용접 건부의 도금층에 있어서,  $\beta$ -CuZn상의 면적률을 50% 이하의 범위 내로 제어함으로써 당해 목적을 달성하는 것이다. 따라서, 상기의 도금층을 구비한 모재 강판의 화학 조성 자체는, 본 발명의 목적을 달성함에 있어서 필수적인 기술적 특징이 아닌 것은 명확하다. 이하, 본 발명의 실시 형태에 관한 용접 조인트에서 사용하는 데에 유용한 도금 강판에 관한 모재 강판의 바람직한 화학 조성에 대하여 상세하게 설명하지만, 이들 설명은, 780MPa 이상의 인장 강도를 갖는 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.

[0126] 본 발명의 실시 형태에 있어서, 예를 들어 모재 강판은, 질량%로,

[0127] C: 0.01 내지 0.50%,

[0128] Si: 0.01 내지 3.50%,

[0129] Mn: 0.10 내지 5.00%,

[0130] P: 0.100% 이하,

[0131] S: 0.0300% 이하,

[0132] N: 0.0100% 이하,

[0133] O: 0 내지 0.020%,

[0134] Al: 0 내지 1.000%,

[0135] B: 0 내지 0.010%,

[0136] Nb: 0 내지 0.150%,

[0137] Ti: 0 내지 0.20%,

- [0138] Mo: 0 내지 3.00%,
- [0139] Cr: 0 내지 2.00%,
- [0140] V: 0 내지 1.00%,
- [0141] Ni: 0 내지 2.00%,
- [0142] W: 0 내지 1.00%,
- [0143] Ta: 0 내지 0.10%,
- [0144] Co: 0 내지 3.00%,
- [0145] Sn: 0 내지 1.00%,
- [0146] Sb: 0 내지 0.50%,
- [0147] Cu: 0 내지 2.00%,
- [0148] As: 0 내지 0.050%,
- [0149] Mg: 0 내지 0.100%,
- [0150] Ca: 0 내지 0.100%,
- [0151] Zr: 0 내지 0.100%,
- [0152] Hf: 0 내지 0.100%,
- [0153] REM: 0 내지 0.10, 그리고
- [0154] 잔부: Fe 및 불순물
- [0155] 로 이루어지는 화학 조성을 갖는 것이 바람직하다. 이하, 각 원소에 대하여 보다 자세하게 설명한다.
- [0156] [C: 0.01 내지 0.50%]
- [0157] 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, 0.11% 이상, 0.12% 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.
- [0158] [Si: 0.01 내지 3.50%]
- [0159] Si는, 탈산제로서 작용하여, 냉연판 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, 0.12% 이상, 0.15% 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.
- [0160] [Mn: 0.10 내지 5.00%]
- [0161] 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.
- [0162] [P: 0.100% 이하]
- [0163] 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 함

유량은 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.

[0164] [S: 0.0300% 이하]

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.

[0166] [N: 0.0100% 이하]

N은, 강판 중에서 조대한 질화물을 형성하여, 강판의 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 강판의 가공성을 저하시키는 경우가 있다. 따라서, N 함유량은 0.0100% 이하로 하는 것이 바람직하다. N 함유량은 0.0080% 이하 또는 0.0050% 이하여도 된다.

[0168] 모재 강판의 바람직한 기본 화학 조성은 상기한 바와 같다. 또한, 모재 강판은, 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.

[0169] 모재 강판에 있어서, 상기한 원소 이외의 잔부는 Fe 및 불순물로 이루어진다. 모재 강판에 있어서의 불순물이란, 모재 강판을 공업적으로 제조할 때에, 광석이나 스크랩 등과 같은 원료를 비롯하여, 제조 공정의 다양한 요인에 의해 혼입되는 성분 등이다.

[0170] 모재 강판의 화학 조성은, 일반적인 분석 방법에 의해 측정하면 된다. 예를 들어, 모재 강판의 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.

[0171] [모재 강판의 판 두께]

[0172] 모재 강판의 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 강판의 판 두께는, 예를 들어 6.0mm 이하이고, 5.0mm 이하, 4.0mm 이하, 3.0mm 이하 또는 2.5mm 이하여도 된다.

[0173] [도금 강판의 기계 특성]

[0174] 본 발명의 실시 형태에 관한 용접 조인트에서 사용하는 데에 유용한 도금 강판은, 임의의 적절한 인장 강도를 가질 수 있고, 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 780MPa 이상의 인장 강도를 갖는 것이어도 된다. 예를 들어, 본 발명의 실시 형태에 있어서는, 도금 강판의 인장 강도는 980MPa 이상, 1080MPa 이상 또는 1180MPa 이상이어도 된다. 상한은 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 도금 강판의 인장 강도는 2300MPa 이하, 2000MPa 이하, 1800MPa 이하 또는 1500MPa 이하여도 된다. 인장 강도는, 시험편의 길이 방향이 도금 강판의 압연 직각 방향과 평행이 되는 방향으로부터 JIS 5호 시험편을 채취하고, JIS Z 2241:2011에 준거하여 인장 시험을 행함으로써 측정된다.

[0175] <도금 강판의 제조 방법>

- [0176] 다음으로, 본 발명의 실시 형태에 관한 용접 조인트에서 사용하는 데에 유용한 도금 강판, 보다 구체적으로는, 글로우 방전 발광 분석법(GDS)으로 측정된 경우에, 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비가 0.10 내지 1.50인 도금층을 구비한 도금 강판의 바람직한 제조 방법에 대하여 설명한다. 이하의 설명은, 당해 도금 강판을 제조하기 위한 특징적인 방법의 예시를 의도하는 것이며, 당해 도금 강판을 이하에 설명하는 제조 방법에 의해 제조되는 것에 한정하는 것을 의도하는 것은 아니다.
- [0177] 도금 강판은, 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 강판에 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.
- [0178] [주조 공정]
- [0179] 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.
- [0180] [열연 공정]
- [0181] 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.
- [0182] [권취 공정]
- [0183] 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.
- [0184] [냉연 공정]
- [0185] 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.
- [0186] [전처리 공정]
- [0187] 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/dm<sup>2</sup>이어도 되고, 통전 시간은 5 내지 10초간이어도 된다. 한편, 임의 선택의 연삭 처리는, 중연삭 브러시를 사용하여 실시하는 것이 바람직하다. 중연삭 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 Al양을 저감할 수 있다. 따라서, Fe-Al 배리어층 이외의 도금층 중의 Al양을 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 있다. 연삭 처리는, 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 중연삭 브러시를 사용하여 연삭량 10 내지 200g/m<sup>2</sup>의 조건 하에서 냉연 강판의 표면을 연삭함으로써 실시할 수 있다. 중연삭 브러시에 의한 연삭량은, 당업자에게 공지된 임의의 적절한 방법에 의해 조정할 수 있고, 특별히 한정되지 않지만, 예를 들어 중연삭 브러시의 개수, 회전수, 브러시 압하량, 및 사용하는 도포액 등을 적절하게 선택함으로써 조정할 수 있다.
- [0188] [어닐링 공정]

[0189] 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.

[0190] [도금 공정]

[0191] 다음으로, 도금 공정에 있어서, 냉연 강판(모재 강판)의 적어도 한쪽, 바람직하게는 양쪽의 표면에, 위에서 설명한 화학 조성 및 조직을 갖는 도금층이 형성된다. 보다 구체적으로는, 도금 공정은, 예를 들어 도금층의 화학 조성이 위에서 설명한 범위 내가 되도록 성분 조정된 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 만족시킴으로써, Fe-Al 배리어층을 얇게 하여, 당해 Fe-Al 배리어층의 형성에 소비되는 Al양을 저감할 수 있어, Fe-Al 배리어층 이외의 도금층 중에 존재하는 Al양을 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 있다. 한편, 이들 요건 중 한 쪽이라도 충족하지 않으면, 즉 도금욕에의 강판의 침지 개시부터 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 Al양이 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 된다.

[0192] 용접 조인트의 특히 용접 견부에 있어서의 내LME성을 보다 향상시킨다는 관점에서는, 도금욕에의 강판의 침지 개시부터 냉각 개시까지의 시간은 보다 짧고, 욕온으로부터 370℃까지의 평균 냉각 속도는 보다 빠른 것이 바람직하다. 예를 들어, 도금욕에의 강판의 침지 개시부터 냉각 개시까지의 시간을 4초 이하 및 욕온으로부터 370℃까지의 평균 냉각 속도를 40℃/초 이상으로 함으로써 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비를 예를 들어 0.20 이상의 높은 값으로 하고, 이것과 관련하여 용접 견부의 도금층에 있어서의 β-CuZn상의 면적률을 예를 들어 30% 이하로 저감함으로써, 용접 조인트의 용접 견부에 있어서의 내LME성을 보다 향상시키는 것이 가능하다. 앞서 설명한 전처리 공정으로서 중연삭 브러시에 의한 연삭 처리를 실시하는 경우에는, 도금욕에의 강판의 침지 개시부터 냉각 개시까지의 시간이 6초 이하 및 욕온으로부터 370℃까지의 평균 냉각 속도가 20℃/초 이상의 조건이어도, 마찬가지로 용접 견부의 도금층에 있어서의 β-CuZn상의 면적률을 저감함으로써, 보다 높은 내LME성을 달성할 수 있다. 혹은 또한, 앞서 설명한 전처리 공정으로서 중연삭 브러시에 의한 연삭 처리를 실시하고, 또한 도금욕에의 강판의 침지 개시부터 냉각 개시까지의 시간을 4초 이하 및 욕온으로부터 370℃까지의 평균 냉각 속도를 40℃/초 이상으로 함으로써 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비를 예를 들어 0.30 이상의 높은 값으로 하고, 이것과 관련하여 용접 견부의 도금층에 있어서의 β-CuZn상의 면적률을 예를 들어 10% 이하로 저감함으로써, 용접 조인트의 용접 견부에 있어서의 내LME성을 보다 현저하게 향상시키는 것이 가능하다. 도금욕에의 강판의 침지 개시부터 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 N<sub>2</sub> 가스 또는 공기를 분사하고, 그 후 냉각하도록 함으로써 도금층의 부착량을 소정의 범위 내, 예를 들어 편면당 10 내지 170g/m<sup>2</sup>의 범위 내로 조절할 수 있다.

[0193] 본 제조 방법에 의해 제조된 도금 강판은, 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도

금층 위치의 AI 농도」의 비가 0.10 내지 1.50의 범위 내로 제어되기 때문에, 스폿 용접에 있어서 사용했을 때에, 전극측의 용접 견부에 있어서 초기의 도금층 조직이 변화되어,  $\beta$ -CuZn상의 면적률이 50% 이하의 도금층이 형성되고, 이것과 관련하여, 스폿 용접 시에 있어서의 용접 견부 및 그 주변의 LME 갈라짐의 발생을 현저하게 억제 또는 저감하는 것이 가능해진다.

[0194] [다른 강판]

[0195] 본 발명의 실시 형태에 관한 용접 조인트에 있어서 사용되는 복수의 강판 중 위에서 설명한 도금 강판 이외의 강판으로서, 임의의 적절한 강판 또는 도금 강판을 사용하는 것이 가능하다. 이러한 강판으로서, 예를 들어 도금 강판의 바람직한 실시 형태와 마찬가지로 780MPa 이상의 인장 강도를 갖고 있어도 되고 또는 780MPa 미만의 인장 강도를 갖고 있어도 된다. 따라서, 위에서 설명한 도금 강판 이외의 강판에 대해서는, 용접 조인트의 용도나 원하는 특성, 예를 들어 원하는 조인트 강도 등에 따라서, 적절한 강판 또는 도금 강판을 적절히 선택하면 된다.

[0196] <용접 조인트의 제조 방법>

[0197] 본 발명의 실시 형태에 관한 용접 조인트는, 모든 강판에 있어서 상기의 도금 강판을 사용하고, 그것들을 중첩한 복수의 강판, 또는 하나 이상의 강판에 있어서 상기의 도금 강판을 사용하고, 당해 도금 강판을 다른 강판 또는 다른 도금 강판과 중첩한 복수의 강판에 대하여, 당업자에게 공지된 임의의 적절한 스폿 용접 방법을 적용함으로써 제조하는 것이 가능하다. 예를 들어, 상기와 같이 하여 중첩된 복수의 강판을, 대향하는 한 쌍의 전극을 사용하여 가압하면서 통상의 조건 하에서 전극 사이에 통전함으로써 너깃 및 그 주위에 압접부를 형성함으로써 본 발명의 실시 형태에 관한 용접 조인트를 제조하는 것이 가능하다. 스폿 용접의 조건은, 당업자에게 공지된 임의의 적절한 조건이어도 된다. 예를 들어, 용접 전극은 둠 반경형의 선단 직경 6 내지 8mm의 용접 전극이어도 되고, 가압력은 1.5 내지 6.0kN, 통전 시간은 0.1 내지 1.0s(5 내지 50사이클, 전원 주파수 50Hz), 통전 전류는 4 내지 15kA, 타각(전극의 축방향과, 강판의 표면에 수직인 방향이 이루는 각도)은 0 내지 10° 여도 된다.

[0198] 상기와 같이 하여 제조된 용접 조인트에 따르면, 도금층에 AI를 첨가함에 따른 효과를 충분히 발휘하여, 용접 견부에 있어서의 도금층 중의  $\beta$ -CuZn상의 면적률을 원하는 범위 내로 제어할 수 있고, 이것과 관련하여 스폿 용접 시의 전극측 표면에 있어서의 LME 갈라짐의 발생을 억제 또는 저감하는 것이 가능해진다. 따라서, 이러한 용접 조인트에 따르면, 마찬가지로의 화학 조성을 갖는 도금층, 보다 구체적으로는 마찬가지로의 AI 함유량을 갖는 Zn계 도금층을 구비한 종래의 도금 강판을 사용한 경우와 비교하여, 보다 우수한 내LME성을 실현하는 것이 가능해져, 특히 자동차 분야의 사용에 있어서 충돌 안전성의 향상과 장수명화를 통하여, 산업의 발전에 공헌할 수 있다.

[0199] 이하, 실시예에 의해 본 발명을 보다 상세하게 설명하지만, 본 발명은 이들 실시예에 전혀 한정되는 것은 아니다.

[0200] 실시예

[0201] 이하의 실시예에서는, 도금 강판을 다양한 조건 하에서 제조하고, 제조된 도금 강판을 스폿 용접함으로써 제조된 용접 조인트의 내LME성에 대하여 조사하였다.

[0202] [도금 강판의 제조]

[0203] 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/dm<sup>2</sup>의 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/m<sup>2</sup>의 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.

- [0204] 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 조성을 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 N<sub>2</sub> 가스 와이핑에 의해 편면당 50g/m<sup>2</sup>로 조정하였다. 비교예 28에서는, 용융 아연 도금 처리 후에 520℃×10초의 합금화 열처리를 행하였다.
- [0205] [도금 강판의 인장 강도]
- [0206] 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.
- [0207] [도금층 중의 Al 농도 분포의 측정]
- [0208] 먼저, 도금 강판 시료를 50mm×50mm의 크기로 절단하고, 이어서 절단한 도금 강판 시료를 GDS 측정함으로써, 도금층의 표면으로부터 깊이 방향 100 $\mu$ m까지의 Al 농도 분포를 얻었다. 다음으로, GDS 측정으로 Fe 강도가 모재 강판의 Fe 강도(시료의 도금층의 표면으로부터 깊이 100 $\mu$ 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.
- [0209] [용접 조인트의 제조]
- [0210] 얻어진 도금 강판 시료 중, 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 11kA로 스폿 용접을 행함으로써, 용접 조인트를 제조하였다.
- [0211] [도금층의 화학 조성 분석]
- [0212] 도금층의 화학 조성은, 용접 조인트의 열영향부의 외측의 영역으로부터 채취한 30mm×30mm의 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.
- [0213] [용접 건부의 도금층에 있어서의  $\beta$ -CuZn상의 면적률의 측정]
- [0214] 용접 건부의 도금층에 있어서의  $\beta$ -CuZn상의 면적률은, 이하와 같이 하여 결정하였다. 먼저, 스폿 용접부의 단면 시료를 제작하고, 이어서 SEM-EPMA에 의해 용접 건부를 포함하는 BSE상을 얻어 원소 분석을 행하고, 당해 용접 건부에 있어서의  $\beta$ -CuZn상의 면적률을 측정하였다. 구체적으로는,  $\beta$ -CuZn상은 Zn 농도가 40 내지 60원자%, Cu 농도가 40 내지 60원자%, Fe 농도가 0 내지 20 원자%, 다른 원소가 3원자% 이하인 상으로 하였다. SEM 화상의 시야는 100 $\mu$ m×100 $\mu$ m이고, 용접 건부의 다른 5개소에 대하여 마찬가지로의 원소 분석을 행하고, 각 시야에 있어서 얻어진  $\beta$ -CuZn상의 면적률의 평균값을 용접 건부의 도금층에 있어서의  $\beta$ -CuZn상의 면적률로서 결정하였다.
- [0215] [내LME성의 평가]
- [0216] 제조한 용접 조인트의 용접부를 단면 연마한 후, 광학 현미경으로 관찰하고, 용접 건부의 단면에 발생한 LME 갈라짐의 길이를 측정하고, 이하와 같이 하여 내LME성을 평가하였다.
- [0217] AAA: LME 갈라짐 없음,
- [0218] AA: LME 갈라짐 길이 0 $\mu$ m 초과 내지 100 $\mu$ m,
- [0219] A: LME 갈라짐 길이 100 $\mu$ m 초과 내지 500 $\mu$ m,

[0220] B: LME 갈라짐 길이 500 $\mu$ m 초과

[0221] 내LME성의 평가가 AAA, AA 및 A인 경우를, 스폿 용접 시의 전극측 표면에 있어서의 LME 갈라짐의 발생을 억제 또는 저감할 수 있는 용접 조인트로서 평가하였다. 그 결과를 하기 표 1에 나타낸다.

표 1

No.	구분	열영향부 외측의 도금층의 화학 조성(질량%)			기타		연차 (중면차 브러시)	육은	도금 강판의 제조 조건		도금층 중심 Al 농도 /Fe 50% 도금층 위치의 Al 농도	용접 건부의 $\beta$ -CuZn상의 면적률 (%)	내LME성
		Zn	Al	Fe	원소	(질량%)			도금속 침지로부터 영각 개시까지의 시간(초)	육은으로부터 370℃까지의 평균 냉각 속도 (℃/초)			
1	실시예	전부	0.10	0.30	Li	0.002	없음	450	6	20	0.15	50	A
2	실시예	전부	0.35	0.40	Mg	0.010	없음	450	4	40	0.21	30	AA
3	실시예	전부	0.40	0.40			없음	440	4	40	0.22	28	AA
4	실시예	전부	0.45	1.50	Si	0.020	없음	440	6	20	0.11	47	A
5	실시예	전부	0.50	0.30	Pb	0.010	없음	440	4	40	0.24	23	AA
6	실시예	전부	0.50	0.20	Ni	0.020	없음	440	4	40	0.30	10	AAA
7	실시예	전부	0.50	0.30	Cr	0.010	없음	440	4	40	0.31	9	AAA
8	실시예	전부	0.50	0.30	Ag	0.0001	없음	440	4	40	0.33	8	AAA
9	실시예	전부	0.55	0.50	Sb	0.002	없음	440	4	40	0.31	8	AAA
10	실시예	전부	0.55	0.50	Ca	0.001	없음	440	4	40	0.31	8	AAA
11	실시예	전부	0.55	0.70	Ce	0.002	없음	440	4	40	0.32	1	AAA
12	실시예	전부	0.60	0.40	Pb	0.002	없음	440	4	40	0.30	0	AAA
13	실시예	전부	0.60	0.50	Sn	0.010	없음	440	4	40	0.31	0	AAA
14	실시예	전부	0.60	0.40	Y	0.002	없음	440	6	20	0.31	13	AA
15	실시예	전부	0.60	0.40	P	0.001	없음	440	4	40	0.31	0	AAA
16	실시예	전부	0.70	0.40	Cu	0.001	없음	440	4	40	0.35	0	AAA
17	실시예	전부	0.80	0.50	Ti	0.050	없음	440	4	40	0.49	5	AAA
18	실시예	전부	0.10	2.00	B	0.003	없음	460	6	10	0.10	48	A
19	실시예	전부	1.30	0.10	Nb	0.0001	없음	430	4	40	0.34	2	AAA
20	실시예	전부	1.00	0.40	Zr	0.002	없음	430	4	40	0.60	1	AAA
21	실시예	전부	1.10	0.20	Mn	0.001	없음	430	4	40	0.75	4	AAA
22	실시예	전부	1.20	0.50	Mo	0.002	없음	430	4	40	0.89	4	AAA
23	실시예	전부	1.30	0.40	Sr	0.010	없음	430	4	40	1.12	3	AAA
24	실시예	전부	1.40	0.50			없음	430	4	40	1.40	2	AAA
25	실시예	전부	1.50	0.60	La	0.010	없음	430	4	40	1.50	1	AAA
26	비교예	전부	0.07	0.70			없음	450	6	20	0.05	95	B
27	비교예	전부	1.60	0.50			없음	450	6	20	1.70	49	B
28	비교예	전부	0.50	2.50			없음	450	6	20	0.01	55	B
29	비교예	전부	0.30	0.20			없음	450	6	20	0.01	71	B
30	비교예	전부	0.40	0.50			없음	450	8	10	0	65	B

밀봉은 본 발명의 범위 외이거나 또는 제조 조건이 바람직할 범위로부터 벗어난 것을 나타낸다.

[0222]

[0223] 표 1을 참조하면, 비교예 26에서는, 도금층 전체의 Al 함유량이 낮았기 때문에, Al 첨가에 의한 LME 갈라짐의 억제 효과를 충분히 발휘할 수 없어, 전극으로부터 녹아나온 다량의 Cu에 기인하여 용접 건부의 도금층에 있어서의  $\beta$ -CuZn상의 면적률이 극히 높아졌다. 그 결과로서 내LME성이 저하되었다. 비교예 27에서는, 도금층 전체의 Al 함유량이 높았기 때문에, 도금층의 용접이 저하된 것으로 생각된다. 그 결과로서, 스폿 용접 시에 도금층 중의 Zn이 용융되기 쉬워져, 내LME성이 저하되었다. 비교예 28에서는, 합금화 열처리에 의해 도금층 중의 Fe 함유량이 높아져, 원하는 도금 화학 조성이 얻어지지 않고, 또한 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비도 0.10 미만이었다. 이것과 관련하여, 용접 건부의 도금층에 있어서의  $\beta$ -CuZn상의 면적률이 높아졌다. 비교예 29에서는, 원하는 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비가 얻어지지 않았기 때문에, 도금층 중의 Al과 전극 중의 Cu의 반응에 의해 전극 표면에 고용점의 Cu-Al계 금속 화합물을 충분히 형성할 수 없어, 도금층 중의

로의 Cu의 혼입이 촉진된 것으로 생각된다. 또한, 그 결과로서 내LME성이 저하되었다. 비교예 29에서는, 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, 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비가 0.10 미만이 되고, 비교예 28의 경우와 마찬가지로의 이유로부터, 용접 건부의 도금층에 있어서의  $\beta$ -CuZn상의 면적률이 높아져, 내LME성이 저하되었다. 비교예 30에서는, 욕온으로부터 370℃까지의 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, 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비가 0.10 미만이 되고, 비교예 28 및 29의 경우와 마찬가지로의 이유로부터, 용접 건부의 도금층에 있어서의  $\beta$ -CuZn상의 면적률이 높아져, 내LME성이 저하되었다.

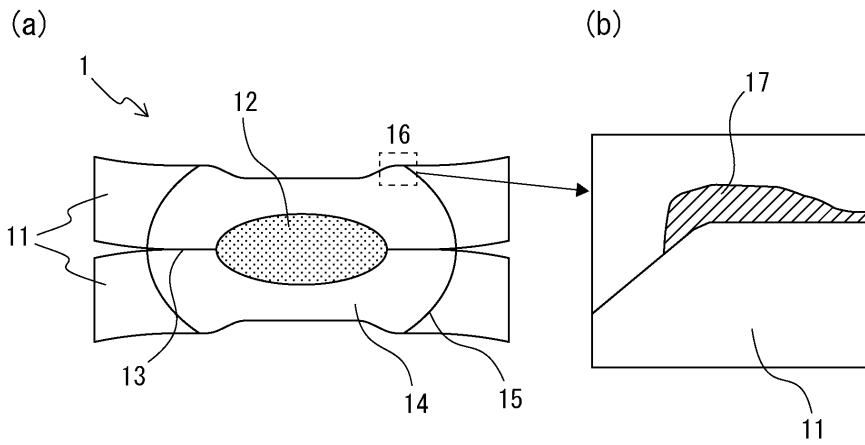
[0224] 이것과는 대조적으로, 모든 실시예에 관한 용접 조인트에 있어서 소정의 도금 화학 조성을 갖고, 열영향부의 외측의 도금층을 GDS로 측정된 경우에 「도금층 중심의 Al 농도」 / 「Fe 농도가 모재 강판의 50%가 되는 도금층 위치의 Al 농도」의 비를 0.10 내지 1.50의 범위 내로 제어하고, 또한 용접 건부의 도금층에 있어서의  $\beta$ -CuZn상의 면적률을 50% 이하의 범위 내로 제어함으로써, 도금층에 Al을 첨가한 것에 의한 효과를 충분히 발휘하여 LME 갈라짐을 확실하게 억제 또는 저감할 수 있었다. 특히, 도금욕에의 강판의 침지 개시로부터 냉각 개시까지의 시간을 4초 및 욕온으로부터 370℃까지의 평균 냉각 속도를 40℃/초로 한 실시예 2, 3 및 5(중연삭 브러시에 의한 연삭 없음) 그리고 어닐링 공정의 전처리로서 중연삭 브러시에 의한 연삭을 실시한 실시예 14(단 도금욕에의 강판의 침지 개시로부터 냉각 개시까지의 시간은 6초 및 욕온으로부터 370℃까지의 평균 냉각 속도는 20℃/초)에서는, 용접 건부의 도금층에 있어서의  $\beta$ -CuZn상의 면적률이 30% 이하가 되고, 그 결과로서 내LME성의 평가도 AA가 되어, 더욱 내LME성이 향상되었다. 또한, 어닐링 공정의 전처리로서 중연삭 브러시에 의한 연삭을 실시하고, 또한 도금욕에의 강판의 침지 개시로부터 냉각 개시까지의 시간을 4초 및 욕온으로부터 370℃까지의 평균 냉각 속도를 40℃/초로 한 실시예 6 내지 13, 15 내지 17 및 19 내지 25에서는, 용접 건부의 도금층에 있어서의  $\beta$ -CuZn상의 면적률이 10% 이상이 되고, 그 결과로서 내LME성의 평가도 AAA가 되어, 내LME성이 한층 더 향상되었다.

**부호의 설명**

- [0225]
- 1: 용접 조인트
  - 11: 강판
  - 12: 너트
  - 13: 압접부
  - 14: 열영향부
  - 15: 스폿 용접부
  - 16: 용접 건부
  - 17: 도금층

도면

도면1



도면2

