



(19) 대한민국특허청(KR)  
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2022-0064621  
(43) 공개일자 2022년05월19일

- |  |   |
|--|---|
| <p>(51) 국제특허분류(Int. Cl.)<br/>C22C 38/00 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)<br/>C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/02 (2006.01)<br/>C22C 38/04 (2006.01) C22C 38/14 (2006.01)<br/>C23C 2/06 (2006.01)</p> <p>(52) CPC특허분류<br/>C22C 38/004 (2013.01)<br/>C21D 8/0221 (2013.01)</p> <p>(21) 출원번호 10-2020-0150899<br/>(22) 출원일자 2020년11월12일<br/>심사청구일자 2020년11월12일</p> | <p>(71) 출원인<br/>주식회사 포스코<br/>경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동)</p> <p>(72) 발명자<br/>하유미<br/>전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소<br/>염준성<br/>전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소</p> <p>(74) 대리인<br/>특허법인씨엔에스</p> |
|--|---|

전체 청구항 수 : 총 4 항

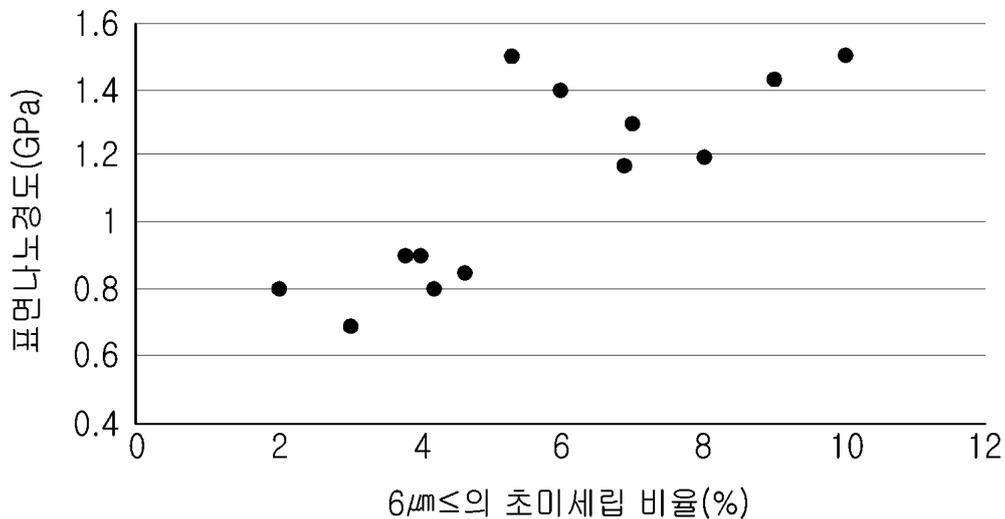
(54) 발명의 명칭 **성형성이 우수한 고강도 아연계 도금강판 및 그 제조방법**

(57) 요약

성형성이 우수한 고강도 아연계 도금강판 및 그 제조방법이 제공된다.

본 발명의 고강도 아연계 도금강판은, 질량%로, C: 0.005~0.009%, Si: 0.05% 이하, Mn: 0.3~0.8%, P: 0.06~0.09%, S: 0.01% 이하, N: 0.005% 이하, S, Al: 0.1% 이하, Mo: 0.05~0.08%, Ti: 0.01~0.03%, Nb: 0.03~0.045%, Cu: 0.06~0.1%, B: 0.0015%이하, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, C, Ti 및 Nb가 관계식 1을 만족하는 강판으로서, 합금 미세조직은, 면적 분율로 페라이트가 95% 이상이며, 상기 페라이트의 결정립 평균 크기가 15 $\mu$ m이하이며 6 $\mu$ m이하의 초미세립이 1mm $\times$ 1mm 면적 내에서 5~10%의 비율을 가지고, 표면 나도경도 값이 1~1.5GPa이다.

대표도 - 도1



(52) CPC특허분류

*C21D 9/46* (2013.01)  
*C22C 38/02* (2013.01)  
*C22C 38/04* (2013.01)  
*C22C 38/14* (2013.01)  
*C23C 2/06* (2013.01)  
*C21D 2211/005* (2013.01)

---

## 명세서

### 청구범위

#### 청구항 1

질량%로, C: 0.005~0.009%, Si: 0.05% 이하, Mn: 0.3~0.8%, P: 0.06~0.09%, S: 0.01% 이하, N: 0.005% 이하, S. Al: 0.1% 이하, Mo: 0.05~0.08%, Ti: 0.01~0.03%, Nb: 0.03~0.045%, Cu: 0.06~0.1%, B: 0.0015%이하, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, C, Ti 및 Nb가 하기 관계식 1을 만족하는 강판으로서,

합금 미세조직은, 면적 분율로 페라이트가 95% 이상이며, 상기 페라이트의 결정립 평균 크기가 15 $\mu\text{m}$ 이하이며 6  $\mu\text{m}$ 이하의 초미세립이 1mm $\times$ 1mm 면적 내에서 5~10%의 비율을 가지고, 표면 나도경도 값이 1~1.5GPa인 성형이 우수한 고강도 용융아연도금강판.

[관계식 1]

$$0.05 \leq [(Nb(48/93)) + (Ti(93/48)) + (C(12/48))] \leq 0.065$$

#### 청구항 2

제 1항에 있어서, 상기 용융아연 도금강판은 인장강도가 440MPa 이상이고 r값이 1.4 이상인 것을 특징으로 하는 성형이 우수한 고강도 용융아연도금강판.

#### 청구항 3

질량%로, C: 0.005~0.009%, Si: 0.05% 이하, Mn: 0.3~0.8%, P: 0.06~0.09%, S: 0.01% 이하, N: 0.005% 이하, S. Al: 0.1% 이하, Mo: 0.05~0.08%, Ti: 0.01~0.03%, Nb: 0.03~0.045%, Cu: 0.06~0.1%, B: 0.0015%이하, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, C, Ti 및 Nb가 하기 관계식 1을 만족하는 강 슬라브를 1100~1300 $^{\circ}\text{C}$ 로 가열하는 공정;

상기 가열된 강 슬라브를 마무리 압연온도가 920~970 $^{\circ}\text{C}$ 가 되도록 열간압연한 후, 600~650 $^{\circ}\text{C}$ 의 온도에서 권취하여 열연강판을 제조하는 공정;

상기 권취된 열연강판을 산세후 70~83% 압하율로 냉간압연함으로써 냉연강판을 얻는 공정;

상기 냉연 강판을 760~830 $^{\circ}\text{C}$ 의 온도범위내에 어닐링한 후, 용융아연도금을 실시하는 공정; 및

상기 용융아연도금된 강판을 500~560 $^{\circ}\text{C}$ 의 온도범위에서 합금화열처리하는 공정;을 포함하는 성형성이 우수한 고강도 용융아연도금강판 제조방법.

#### 청구항 4

제 3항에 있어서, 상기 합금화 열처리된 용융아연 도금강판에 대하여 1.0~1.6 $\mu\text{m}$  거칠기(Ra)를 가지는 스킨패스 롤을 이용하여 0.6~1.2% 조질압연 처리하는 것을 특징으로 하는 성형성이 우수한 고강도 용융아연도금강판의 제조방법.

### 발명의 설명

#### 기술 분야

본 발명은 성형성이 우수하고 자동차 경량화를 위한 초고강도 극저탄소강 도금강판 제조에 관한 것으로 보다 상세하게는, 자동차 외관재 소재로 바람직하게 적용될 수 있는 고강도 아연계 도금 강판 및 그 제조방법에 관한 것이다.

[0001]

**배경 기술**

- [0003] 자동차의 외관재로서 프레스 가공 등에 의해 가공된 냉연강판이 사용되며, 일반적으로 높은 성형성이 요구된다. 또한, 지구의 온난화를 방지하는 관점에서 이산화탄소 배출 규제책으로서 새로운 자동차 연료비 개선 목표가 설정되고 저 연비 자동차 우대 세제가 도입되는 등, 자동차의 연비 향상이 요구되고 있다. 자동차의 연비 향상에는 자동차 차체의 경량화가 유효한 수단이며 이러한 경량화의 관점에서 자동차 차체용 강판의 슬립화가 요구되고 있다. 한편, 자동차 차체의 안전성 확보의 관점에서 자동차 차체용 강판의 고강도화가 요구되고 있다. 이와 같은 강판의 슬립화 및 고강도화의 요건을 충족하고, 복잡한 형상에 프레스 되는 자동차 차체용 강판으로서, 표면 외관이 우수한 프레스 성형성이 좋은 아연계 도금 고장력 강판이 요구 되고 있다.
- [0004] 자동차용 강판의 성형성을 향상시키기 위하여, 극저탄소 냉연강판에 Ti 나 Nb를 단독 혹은 복합으로 첨가하여 고용 C, N, S 등의 고용원소를 탄화물 및 질화물 형태로 석출시켜 연신율 및 소성변형비를 높임으로써 성형성을 향상시키는 소위 IF 강(Interstitial Free Steel)이 있다. 따라서, 기존에는 제강 단계에서 고청정화를 달성함과 아울러 티타늄 등과 같은 탄질화물 형성원소를 첨가하여 고용원소를 석출시키는 방법으로 고용원소에 의한 시효 현상을 제한하고 있다. 또한 고장력 강판에 있어서는 강판의 강도를 향상시키기 위해, 강 중에 Si, Mn, P 등의 고용 강화 원소를 함유시키는 것이 수행되고 있다.
- [0005] 특히, 강판을 고강도화하기 위해 강에 P이 첨가되지만, P은 매우 편석되기 쉬운 원소로, 슬래브 표면에 편석된 P이, 열간 압연, 냉간 압연에 의해 강판의 길이 방향으로 연신되어 코일 표면에 P의 농화층이 형성된다. 이 P의 농화층에서는 도금 시에 합금화가 지연되기 때문에, 이것이 합금화 용융아연 도금강판에 선형의 결함을 발생시키는 원인으로 된다. 이 문제에 대해 P 함유량이 0.03% 이상인 강판을 기재로 하는 합금화 용융아연 도금강판의 제조 방법으로서, 강판 표면의 불균일성을 해소하기 위해 강판 중 P량에 따른 연삭량으로 강판 표면 연삭을 행하고, 합금화처리를 유도가열방식의 합금화로에서 행하는 방법도 제안되고 있다(특허문헌 1).
- [0006] 이들 종래 기술에서는, 합금화 용융아연 도금 강판의 선형의 결함을 방지하기 위해, 예를 들어 P 함유량이 0.03% 이상인 극저탄소 Ti 첨가 강판을 사용하는 경우에는, 연속 주조 단계에서 표면을 3mm 이상 스킨핑(용삭) 처리하고, 또한 도금 전의 강판 단계에서 표면을 5 $\mu$ m 이상 연삭하였다. 이에 의해, 도금 후의 모양 형상 결함 발생을 방지하여 표면 품질을 확보하였으나, 이는 실수율 저하의 원인으로 되어 있다. 따라서 실수율을 확보하면서 표면 외관이 우수한, 동시에 고성형 고강도를 제조할 수 있는 방법에 대한 개발요구가 대두되고 있다.

**선행기술문헌**

**특허문헌**

- [0008] (특허문헌 0001) 일본 특허공개 JP2004-169160호

**발명의 내용**

**해결하려는 과제**

- [0009] 본 발명은, 성형성이 요구되는 자동차 외관에 적용되는 극저탄소강에 P, Nb 및 Ti를 첨가하여 grain size 분포를 제어하면 성형성 및 선형성이 우수한 고강도 용융아연 도금 강판 및 그 제조방법을 제공함을 목적으로 한다.
- [0010] 한편, 본 발명의 과제는 상술한 내용에 한정하지 않는다. 본 발명의 과제는 본 명세서의 내용 전반으로부터 이해될 수 있을 것이며, 본 발명이 속하는 기술분야에서 통상의 지식을 가지는 자라면 본 발명의 부가적인 과제를 이해하는데 아무런 어려움이 없을 것이다.

**과제의 해결 수단**

- [0012] 본 발명의 일측면은,

- [0013] 질량%로, C: 0.005~0.009%, Si: 0.05% 이하, Mn: 0.3~0.8%, P: 0.06~0.09%, S: 0.01% 이하, N: 0.005% 이하, S, Al: 0.1% 이하, Mo: 0.05~0.08%, Ti: 0.01~0.03%, Nb: 0.03~0.045%, Cu: 0.06~0.1%, B: 0.0015%이하, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, C, Ti 및 Nb가 하기 관계식 1을 만족하는 강관으로서,
- [0014] 합금 미세조직은, 면적 분율로 페라이트가 95% 이상이며, 상기 페라이트의 결정립 평균 크기가 15 $\mu$ m이하이며 6  $\mu$ m이하의 초미세립이 1mm $\times$ 1mm 면적 내에서 5~10%의 비율을 가지고, 표면 나도경도 값이 1~1.5GPa인 성형이 우수한 고강도 용융아연도금강관에 관한 것이다.
- [0015] [관계식 1]
- [0016]  $0.05 \leq [(Nb(48/93)) + (Ti(93/48)) + (C(12/48))] \leq 0.065$
- [0018] 상기 용융아연 도금강관은 인장강도가 440MPa 이상이고 r값이 1.4 이상일 수 있다.
- [0020] 또한 본 발명의 다른 측면은,
- [0021] 상기 조성성분을 만족하는 강 슬라브를 1100~1300 $^{\circ}$ C로 가열하는 공정;
- [0022] 상기 가열된 강 슬라브를 마무리 압연온도가 920~970 $^{\circ}$ C가 되도록 열간압연한 후, 600~650 $^{\circ}$ C의 온도에서 권취하여 열연강관을 제조하는 공정;
- [0023] 상기 권취된 열연강관을 산세후 70~83% 압하율로 냉간압연함으로써 냉연강관을 얻는 공정;
- [0024] 상기 냉연 강관을 760~830 $^{\circ}$ C의 온도범위내에 어닐링한 후, 용융아연도금을 실시하는 공정; 및
- [0025] 상기 용융아연도금된 강관을 500~560 $^{\circ}$ C의 온도범위에서 합금화열처리하는 공정;을 포함하는 표면 선형성이 우수한 고강도 용융아연 도금강관 제조방법에 관한 것이다.
- [0027] 상기 합금화 열처리된 용융아연 도금강관에 대하여 1.0~1.6 $\mu$ m 거칠기(Ra)를 가지는 스킨패스를 이용하여 0.6~1.2% 조절압연할 수 있다.

### 발명의 효과

- [0029] 상술한 바와 같은 구성을 가진 본 발명의 용융아연 도금강관은 우수한 성형성과 고강도를 가지기 때문에 자동차 외관용 강관으로서 안정적으로 이용할 수 있다. 따라서 P를 함유된 고강도 냉연 강관의 자동차 차체로의 적용 범위를 지금까지 없는 예를 들면 side outer등에 대해서도 확대하는 것이 가능해져, 결과적으로 자동차 차체의 경량화를 보다 도모할 수 있다.

### 도면의 간단한 설명

- [0031] 도 1은 본 발명의 실시예에서 평균결정립 크기 6 $\mu$ m이하의 초미세립비율과 표면 나도경도와의 상관관계를 나타낸 그래프이다

### 발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

- [0032] 이하, 본 발명을 설명한다.
- [0033] 본 발명자들은 상술한 종래기술의 문제점을 해결하기 위해 깊이 연구한 결과, 강중 강력한 탄질화물 형성원소인 티타늄(Ti) 및/또는 나오븀(Nb) 등을 첨가하여 탄소(C), 질소(N), 황(S) 등의 고용원소 최소화를 통해 성형성을 확보하는 동시에, P 및 Mo 등을 첨가하여, 인장강도 440MPa이상급의 표면품질이 우수한 차외관용 고성형 고강도 강관을 제조할 수 있음을 확인하고, 본 발명을 완성하기에 이르렀다. 일반적으로, 자동차 외관용 강관으로서, 고장력화와 함께, 딥 드로잉성 등의 프레스 성형성을 만족하는 것이어야만 한다. 따라서 본 발명의 합금화 용융 아연 도금 강관의 기재로는 가공성을 향상시키기 위해, 극저탄소강을 기본 성분으로 하고, 강화

원소인 Mn, P 등을 첨가한 고장력 강판을 사용하였다.

- [0035] 따라서 이러한 관점에서 마련된 본 발명의 성형성이 우수한 고강도 용융아연도금강판은, 질량%로, C: 0.005~0.009%, Si: 0.05% 이하, Mn: 0.3~0.8%, P: 0.06~0.09%, S: 0.01% 이하, N: 0.005% 이하, S, Al: 0.1% 이하, Mo: 0.05~0.08%, Ti: 0.01~0.03%, Nb: 0.03~0.045%, Cu: 0.06~0.1%, B: 0.0015%이하, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, C, Ti 및 Nb가 하기 관계식 1을 만족하는 강판으로서, 합금 미세조직은, 면적 분율로 페라이트가 95% 이상이며, 상기 페라이트의 결정립 평균 크기가 15 $\mu$ m이하이며 6 $\mu$ m이하의 초미세립이 1mm $\times$ 1mm 면적 내에서 5~10%의 비율을 가지고, 표면 나도경도 값이 1~1.5GPa이다.
- [0036] 먼저, 본 발명의 용융아연 도금강판의 소지를 이루는 냉연강판의 합금성분 및 그 함량 제한사유를 설명한다. 한편 여기에서 "%"는 달리 규정한 바가 없다면 "중량%"를 의미한다.
- [0038] · 탄소(C): 0.005~0.009%
- [0039] C는 침입형 고용원소로써 냉연 및 소둔 과정에서 강판의 집합조직 형성에 큰 영향을 미치며, 이를 위하여 적어도 0.005%이상의 첨가를 필요로 한다. 그런데 강중 고용 탄소량이 많아지면, 드로잉 가공에 유리한 {111} 감마( $\gamma$ )-파이버 집합조직을 가진 결정립의 성장이 억제되고, {110} 및 {100} 집합조직을 가진 결정립의 성장이 촉진되어 소둔판의 드로잉성이 저하된다. 나아가, 상기 C의 함량이 0.009%를 초과하게 되면 이를 탄화물로 석출시키기 위해 필요한 Ti 및 Nb의 함량이 커져 경제성 측면에서 불리할 뿐만 아니라, 펄라이트등이 생성되어 성형성을 저하시킬 수 있다. 따라서 본 발명에서는 상기 C의 함량은 0.005~0.009% 범위로 제한함이 바람직하다.
- [0041] · 실리콘(Si): 0.05% 이하(0%는 제외)
- [0042] Si는 고용강화에 의한 강도 상승에 기여하는 원소이다. 상기 Si 함량이 0.1%를 초과하면 표면 스케일 결함을 유발하여 도금 표면 특성이 저하되는 문제가 있으므로, 본 발명에서는 상기 Si 함량을 0.05% 이하로 관리함이 바람직하다.
- [0044] · 망간(Mn): 0.3~0.8%
- [0045] Mn은 고용강화 원소로 강도 상승에 기여할 뿐만 아니라 강중 S를 MnS로 석출시키는 역할을 한다. 상기 Mn의 함량이 0.3% 미만일 경우, 강도 저하가 우려되며 반면, 0.8%를 초과할 경우, 산화물에 의한 표면문제가 생길수 있으므로, 상기 Mn의 함량은 0.3~0.8%로 제한함이 바람직하다.
- [0047] · 인(P): 0.06~0.09%
- [0048] P은 고용 효과가 가장 우수하고, 드로잉성을 크게 해치지 않으면서, 강의 강도를 확보하는데 가장 효과적인 원소이다. 상기 P의 함량이 0.06% 미만일 경우, 목적하는 강도 확보가 불가능하며 반면, 0.09%를 초과할 경우, P 편석에 의한 2차 취성 및 표면 줄무늬 결함이 생길 수 있기 때문에, 상기 P의 함량을 0.06~0.09% 범위로 제한함이 바람직하다.
- [0050] · 몰리브덴(Mo): 0.05~0.08%
- [0051] Mo은 P(인)와 친화력이 높은 원소로 P 편석을 억제해 주는 역할을 한다. 극저탄소강에서 고강도를 확보하기 위해서는 P를 불가피하게 활용 해야하는데 Mo를 적정량 첨가하여 P 편석에 따른 표면 결함 개선 하는데 일부 기여할 수 있다. 상기 Mo의 함량이 0.05% 미만일 경우, 목적하는 표면 개선에 크게 효과가 없으며, 0.08%를 초과할 경우, 가격이 비싸져 원가경쟁력이 떨어지므로 상기 Mo의 함량은 0.05~0.08% 범위로 로 제한함이 바람직하다.
- [0053] · 황(S): 0.01% 이하, 질소(N): 0.005% 이하

- [0054] S 및 N는 강 중에 존재하는 불순물로서 불가피하게 첨가되는데, 우수한 용접특성을 확보하기 위해서는 그 함량을 가능한 한 낮게 제어하는 것이 바람직하다. 본 발명에서는 상기 S의 함량은 0.01% 이하로 제어하며, 상기 N의 함량은 0.005% 이하로 관리함이 바람직하다.
- [0056] · 알루미늄(Al): 0.1% 이하(0%는 제외)
- [0057] Al은 AlN을 석출시켜 강의 드로잉성 및 연성 향상에 기여한다. 다만, 상기 Al의 함량이 0.1%를 초과할 경우, 제강 조업 시 Al 개재물 과다 형성에 의한 강판 내부 결함이 발생하는 문제가 있으므로, 상기 Al의 함량은 0.1% 이하로 제어함이 바람직하다.
- [0059] · 티타늄(Ti): 0.01~0.03%
- [0060] Ti은 열간압연중 고용 탄소 및 고용 질소와 반응하여 Ti계 탄질화물을 석출시킴으로써 강판의 드로잉성 향상에 크게 기여하는 원소이다. 상기 Ti 함량이 0.01% 미만일 경우, 탄질화물을 충분히 석출시키지 못해 드로잉성이 열위해지며, 반면, 0.03%를 초과할 경우, 제강 조업시 개재물 관리가 어려워 개재물성 결함이 발생할 수 있기 때문에, 상기 Ti의 함량은 0.01~0.03% 범위로 제한함이 바람직하다.
- [0062] · 니오븀(Nb): 0.03~0.045%
- [0063] Nb는 열간압연 solute drag 및 석출물 pinning 효과에 따른 오스테나이트역 미세결정영역이 고온으로 넓어지면 압연 및 냉각하는 과정을 통해 매우 미세한 grain을 만들 수 있는 가장 효과적인 원소이다. 상기 Nb 함량이 0.03% 미만일 경우, 강중 오스테나이트 미세결정온도 영역 범위가 좁아지면서 grain size 미세화 효과가 미미하다. 반면, 0.045%를 초과할 경우, 고온강도가 높아지면서 열간압연의 어려움을 가져오는 문제가 있으므로, 상기 Nb의 함량은 0.03~0.045% 범위로 제한함이 바람직하다.
- [0065] · 보론 (B): 0.003% 이하 (0%는 제외)
- [0066] B는 강중 P 첨가에 의한 2차 가공취성을 방지하기 위해 첨가하는 원소이나, 그 함량이 0.003%를 초과할 경우, 강판의 연성 저하를 수반하므로 상기 B의 함량은 0.003% 이하로 제한함이 바람직하다.
- [0068] · 구리(Cu): 0.04~0.1%
- [0069] Cu는 강 조성을 제강에 의해 조정할 때, 제거하기 어려운 원소로, 미량(예를 들어 0.001% 이상) 함유되지만, 0.1%를 초과하면 용융아연 도금강판에서 모양이 발생하기 쉬워지고, 또한 입계 취화나 비용 상승으로도 이어지기 때문에, 0.04~0.1% 범위로 제한함이 바람직하다.
- [0071] · 관계식 1
- [0072] 본 발명에서는 하기 관계식 1에 의해 정의되는 값이 0.05~0.065를 만족하도록 C, Ti 및 Nb 함량을 제어할 것이 요구된다. 본 발명에서 이러한 관계식 1을 설정한 이유는 grain size 미세화에 가장 효과적인 원소가 Ti, Nb이며 이 둘 원소는 고용상태 및/또는 C와 결합하여 석출물상태로 재결정 거동에 영향을 주기 때문이다. 따라서 본 발명에서 추구하는 목적을 달성하기 위해서는 C, Ti 및 Nb함량 제어가 중요하다.
- [0073] 만일 하기 관계식 1에서 정의된 값이 0.05 미만이면 grain size 미세화를 충분히 하지 못해서 원하는 강도를 확보하지 못하거나 고용 C이 많아지면서 항복점 현상으로 표면 줄무늬 결함이 발생할 수 있으며, 반면에 0.065를 초과하면 상대적으로 Ti, Nb 원소의 첨가량이 많아지면서 원가측면에서 경쟁력이 없어지는 문제가 있다.
- [0074] [관계식 1]
- [0075]  $0.05 \leq [(Nb(48/93)) + (Ti(93/48)) + (C(12/48))] \leq 0.065$

- [0076] 이외에 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함한다. 상기 조성 이외에 유효한 성분의 첨가가 배제되는 것은 아니다.
- [0078] 본 발명은 C의 함량이 0.009 %이하인 극저탄소강 소지의 용융아연 도금강판이므로 미세조직은 페라이트 단상조직으로 이루어진다. 그런데 상기 페라이트 단상 조직은 불가피적으로 생성된 다른 조직을 포함할 수도 있으므로, 본 발명의 합금 미세조직은, 면적 분율로 페라이트가 95% 이상이며, 잔여성분으로 펄라이트 등이 미소량 잔존할 수도 있다.
- [0079] 또한 본 발명의 용융아연 강판의 소지인 냉연강판의 미세조직 결정립의 평균입도가 15 $\mu$ m 이하인 것이 바람직하다. 만일 상기 평균 입도가 15 $\mu$ m 이하를 초과하면 본 발명이 목적하고자 하는 강도를 충분히 확보할 수 가 없다.
- [0080] 나아가, 본 발명의 소지 냉연강판은 6 $\mu$ m이하의 초미세립이 1mm $\times$ 1mm 면적 내에서 5~10%의 비율을 가지는 것이 바람직하다. 이러한 비율을 가짐으로써 성형성이 우수한 용융아연 도금강판을 얻을 수 있다. 만일 상기 비율이 5% 미만이면, 본 발명이 목적하고자 하는 강도를 충분히 확보 할 수가 없으며, 10%를 초과하면 너무 강도가 높아지면서 연신율이 감소하여 성형성이 열위해지는 문제가 있다.
- [0082] 다음으로, 본 발명의 성형성이 우수한 고강도 용융아연 도금강판 제조방법에 대하여 설명한다.
- [0083] 본 발명의 고강도 용융아연 도금강판 제조방법은, 상기 조성성분을 만족하는 강 슬라브를 1100~1300 $^{\circ}$ C로 가열하는 공정; 상기 가열된 강 슬라브를 마무리 압연온도가 920~970 $^{\circ}$ C가 되도록 열간압연한 후, 600~650 $^{\circ}$ C의 온도에서 권취하여 열연강판을 제조하는 공정; 상기 권취된 열연강판을 산세후 70~83% 압하율로 냉간압연함으로써 냉연강판을 얻는 공정; 상기 냉연 강판을 760~830 $^{\circ}$ C의 온도범위내에 어닐링한 후, 용융아연도금을 실시하는 공정; 및 상기 용융아연도금된 강판을 500~560 $^{\circ}$ C의 온도범위에서 합금화열처리하는 공정;을 포함한다.
- [0085] 먼저, 본 발명에서는 상기와 같은 조성성분을 갖는 강슬라브를 1100~1300 $^{\circ}$ C 온도범위에서 가열한다. 상기 가열 온도가 1100 $^{\circ}$ C 미만이면, FM구간 압연부하로 인해 생산에 문제가 생길 수 있고, 1300 $^{\circ}$ C 초과하면 표면 스케일 결함이 생길 문제가 생길 수 있다.
- [0087] 이어, 본 발명에서는 상기 가열된 강 슬라브를 마무리 압연온도가 920~970 $^{\circ}$ C가 되도록 열간압연한 후, 600~650 $^{\circ}$ C의 온도에서 권취하여 열연강판을 제조한다.
- [0088] 본 발명에서는 상기 마무리압연온도를 920~970 $^{\circ}$ C로 제한함이 바람직하다. 만일 상기 마무리압연온도가 920 $^{\circ}$ C 미만이면, 표면부 조대립이 생성되어 재질 불균일한 문제가 생길 수 있고, 970 $^{\circ}$ C 초과하면 grain size가 충분히 미세하지 못해서 최종적으로는 재질 부족한 문제가 생길 수 있다.
- [0089] 또한 본 발명에서는 상기 권취온도를 600~650 $^{\circ}$ C 범위로 관리함이 바람직하다. 만일 상기 권취온도가 600 $^{\circ}$ C 미만이면, Ti(Nb)C등의 석출물이 생성되지 않고 고용 Ti, Nb가 많아지면서 소둔 공정의 가열시에 TiC, Ti(Nb)C로 미세 석출하거나, 또는 Ti, Nb 고용상태로 존재하여 재결정 및 입장 성장 억제 영향을 주어 발명하고자 하는 강도 및 연신율을 확보하는데 문제가 생길 수 있다. 반면에 630 $^{\circ}$ C를 초과하면 2차 스케일 생성으로 인해 표면 열위한 문제가 생길 수 있다.
- [0091] 그리고, 본 발명에서는 상기 권취된 열연강판의 표면 스케일 제거를 위한 산세공정을 거친 후, 70~83% 압하율로 냉간압연하여 냉연강판을 제조한다. 만일 상기 냉간압하율이 70% 미만일 경우, {111} 집합조직이 충분히 성장하지 않아 성형성이 열위해지는 문제가 있으며, 반면, 83%를 초과할 경우, 현장 제조시 압연 롤 부하가 매우 심해 형상이 나빠지므로 문제가 있다. 따라서, 상기 압하율은 70~83%로 제한함이 바람직하며, 74~80%로 제한함이 보다 바람직하다.

- [0093] 후속하여, 상기와 제조된 냉연 강판에는 어닐링 공정을 거쳐 용융아연도금 또는 합금화 용융아연도금을 실시한다.
- [0094] 냉연강판을 소둔할 경우에는 760~830℃ 온도범위 내로 재결정 온도 이상의 온도에서 어닐링을 행해야 한다. 재결정 온도 이상의 온도에서 어닐링 함으로써 압연에 의해 발생한 변형이 제거되고, 연질화 되어 가공성을 향상시킬 수 있다.
- [0095] 상기 어닐링된 냉연강판은 연속하는 용융아연도금 라인에서 그대로 용융아연도금된다.
- [0096] 그리고 본 발명에서는 상기 제조된 용융아연도금강판에 대하여 합금화열처리를 행할 수 있다. 합금화 열처리는 용융아연도금을 실시한 후, 500~560℃의 범위 내에서 수행한다. 만일 상기 합금화열처리온도가 500℃ 미만이면 합금화가 충분히 진행하지 않고, 반면에 560℃를 초과하면 과도하게 합금화가 진행하고 도금층이 취화하기 때문에, 프레스 등의 가공에 의해 도금이 박리하는 등의 문제를 유발할 수 있다.
- [0098] 이때, 본 발명에서는 필요에 따라, 상기 합금화 열처리된 용융아연 도금강판에 대하여 1.0~1.6 $\mu$ m 거칠기(Ra)를 가지는 스킨페이스를 이용하여 0.6~1.2% 조질압연할 수 있다.
- [0100] 이하, 실시예를 통하여 본 발명을 상세히 설명한다.
- [0101] (실시예)
- [0102] 하기 표 1에 기재된 합금조성을 갖는 두께 250mm의 강 슬라브를 1250℃으로 재가열한 후, 하기 표 2와 같은 조건으로, 열간압연, 냉간압연, 연속소둔 및 합금화 용융아연도금을 진행하여 용융아연 도금강판을 제조하였다.
- [0103] 그리고 제조된 각각의 용융아연도금강판에 대하여 인장특성, 딥드로잉 가공의 지표인 r값(랭크포드값), Grain size 및 분포비, 그리고 표면 나노경도를 측정하였다. 이하 그 측정방법에 대해 설명한다
- [0104] 인장시험으로는 YS, TS, T-EI을 측정하였다. 여기에서, YS, TS, T-EI은 각각 항복강도, 인장강도, 파괴연신율을 의미하며, 인장시험은 JIS5호 규격에 의거하여 채취된 시험편으로 하였다. 이러한 측정결과, 인장 강도가 440MPa이상인 경우를 합격으로 하였다.
- [0105] 한편, 딥 드로잉 가공의 지표인 r값의 평가는, 합금화 용융아연 도금강판으로부터 압연 방향으로 평행 방향, 45° 방향, 직각 방향의 3방향에 대해, JIS5호 인장 시험편을 채취하고, 각 시험편의 r값을 측정하였다. 예를 들어, r값의 측정은, 상기한 인장 시험에서 15% 정도의 인장 변형을 행한 시점에서의 판 두께의 변화값과 판 폭의 변화값을 측정하고, 판 두께에 대한 판 폭의 변화값의 비율을 구하면 된다. 그리고, 압연 방향으로 평행한 r값을 r<sub>0</sub>, 45° 방향의 r값을 r<sub>45</sub>, 직각 방향의 r값을 r<sub>90</sub>으로 하였을 때, 각 방향의 r값을 수학적 식 A에 의해 산출하였다.
- [0106] [수학적 식 A]
- [0107]  $A = r_0 + 2 * r_{45} + r_{90} / 4$
- [0108] 그리고 Grain size 및 그 분포는 EBSD 측정을 통해서 TSL OIM 분석 소프트웨어를 이용하여 평가하였다. 또한 표면 나노경도는 표면 전해연마를 통해 전처리를 한 후, 500nm의 깊이 압흔으로 측정된 값이다. 총 5군데 관찰을 하여 평균 값이 1~1.5GPa 이어야 바람직하다.

**표 1**

[0110]

강종	합금 조성성분(중량%)										관계식1
	C	Si	P	Mo	Mn	Cu	S	Ti	Nb	B	
발명강1	0.0056	0.025	0.08	0.05	0.6	0.08	0.0023	0.02	0.039	0.0008	0.060
발명강2	0.0062	0.03	0.078	0.053	0.51	0.07	0.0034	0.018	0.041	0.0005	0.058
발명강3	0.007	0.031	0.081	0.0576	0.8	0.08	0.0021	0.019	0.04	0.0006	0.059
발명강4	0.0058	0.034	0.075	0.062	0.72	0.069	0.003	0.017	0.042	0.0007	0.056
발명강5	0.0066	0.028	0.077	0.054	0.59	0.078	0.0028	0.021	0.042	0.0006	0.064

발명강6	0.0084	0.024	0.081	0.08	0.5	0.1	0.0015	0.019	0.038	0.0009	0.059
비교강1	0.003	0.05	0.059	0.06	0.8	0.13	0.0054	0.032	0.035	0.002	0.081
비교강2	0.002	0.1	0.04	0.01	0.5	0.02	0.0022	0.05	0.021	0.001	0.108
비교강3	0.0056	0.03	0.08	0.04	0.72	0.05	0.0028	0.01	0.046	0.008	0.042
비교강4	0.008	0.045	0.078	0.056	0.7	0.09	0.0034	0.005	0.032	0.006	0.042

[0111] \*표 1에서 모든 강종에서 Al과 N은 각각 0.02%와 0.0005% 범위로 함유되었으며, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물이다.

표 2

[0113]

강종	FDT(℃)	CT(℃)	냉간압하율 (%)	소둔온도 (℃)	GA합금화온도 (℃)	비고
발명강1	925	622	77	770	540	발명예1
	930	680	72	845	530	비교예1
	890	631	77	800	545	비교예2
발명강2	932	620	77	779	535	발명예2
	925	625	76	835	535	비교예3
	880	650	65	780	540	비교예4
발명강3	940	618	77	782	535	발명예3
발명강4	830	615	81	768	540	발명예4
발명강5	920	620	81	780	535	발명예5
발명강6	933	622	71	790	535	발명예6
비교강1	842	710	72	791	550	비교예5
비교강2	923	690	70	720	580	비교예6
비교강3	911	618	70	820	610	비교예7
비교강4	935	620	77	780	535	비교예8

표 3

[0114]

강종	YS(MPa)	TS(MPa)	T-E1(%)	r값	평균 grain 크기(μm)	미세립(≤6μm)비율 (%)	표면 나노 경도 (GPa)	비고
발명강1	310	445	32	1.7	7.2	8	1.2	발명예1
	268	425	36	2	13	2	0.8	비교예1
	295	440	33	1.7	9	3.8	0.9	비교예2
발명강2	305	460	30	1.6	7	6	1.4	발명예2
	285	430	33	1.7	10	4.2	0.8	비교예3
	305	441	33	1.7	11	4	0.9	비교예4
발명강3	311	454	32	1.6	8	5.3	1.5	발명예3
발명강4	299	480	29	1.5	4.5	7	1.3	발명예4
발명강5	289	442	33	1.4	4	6.9	1.17	발명예5
발명강6	310	456	32	1.7	8	9	1.43	발명예6
비교강1	275	420	31	1.6	18	3	0.69	비교예5
비교강2	620	694	25	0.9	26	4.5	0.78	비교예6
비교강3	301	435	31	1.9	14	4	0.9	비교예7
비교강4	288	433	33	1.8	12	4.6	0.85	비교예8

[0116] 상기 표 1-3에 나타난 바와 같이, 강 조성성분 뿐만아니라 도금강판 제조공정 조건도 본 발명의 범위를 만족하는 발명예 1-6은 우수한 인장특성, r값, 초미세립비율 및 표면 나노경도를 나타냄을 확인할 수 있다.

- [0118] 이에 반하여, 비교예 1-4는 강조성성분의 본 발명의 범위를 만족하나 도금강관 제조공정이 본 발명의 범위를 벗어나는 경우이다.
- [0119] 구체적으로, 비교예 1 및 비교예 3은 소둔온도가 830℃ 이상으로 높게 작업이 되면서 grain size가 충분히 미세하지 못하여 추구하고자 하는 인장강도 및 표면 나노경도 값을 확보하지 못하였다. 그리고 비교예 2 및 비교예 4는 열연공정에서의 FDT(Finish MillDelivery Temperature)가 Ar3온도 이하에 작업이 되면서 표층의 grain size가 커지는 결과로 인해 최종 소둔 조직에서 미세립 비율이 낮아 원하는 표면 나노경도를 확보하지 못하였다.
- [0120] 또한 강 조성성분 뿐만 아니라 도금강관 제조공정 조건 모두가 본 발명범위를 벗어난 비교예 5-7은 초미세립비율이 만족되지 않으면서 표면 나노경도 값도 미달하여 원하는 강도를 확보할 수 없었다. 특히, 비교예 6은 소둔온도가 너무 낮아서 충분한 재결정이 일어나지 않아, 초미세립 분율 및 강도는 만족하지만 연신율 및 성형성r 값은 만족하지 않음을 알 수 있다.
- [0121] 아울러, 비교예 8은 강 조성성분에서 관계식 1이 본 발명의 범위를 벗어난 경우로서, 비록 본 발명의 도금강관 제조공정으로 도금강관을 제조한 경우라도 충분한 미세립 분율을 확보하지 못하여 목적하는 표면나노경도 값을 확보하지 못함을 확인 할 수 있다.
- [0123] 한편 도 1은 본 발명의 실시예에서 평균결정입 크기 6 $\mu$ m이하의 초미세립비율과 표면 나노경도와의 상관관계를 나타낸 그래프이다
- [0125] 이상에서 설명한 바와 같이, 본 발명의 상세한 설명에서는 본 발명의 바람직한 실시 예에 관하여 설명하였으나, 본 발명이 속하는 기술분야에서 통상의 지식을 가진 자라면 본 발명의 범주에서 벗어나지 않는 한도 내에서 여러 가지 변형이 가능함은 물론이다. 따라서 본 발명의 권리 범위는 설명된 실시 예에 국한되어 정해져서는 안 되며, 후술하는 청구범위뿐만 아니라, 이와 균등한 것들에 의해 정해져야 한다.

**도면**

**도면1**

