



(19) 대한민국특허청(KR)  
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2024-0032894  
(43) 공개일자 2024년03월12일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)

C22C 38/58 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)  
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/00 (2006.01)  
C22C 38/44 (2006.01) C22C 38/46 (2006.01)  
C22C 38/48 (2006.01) C22C 38/50 (2006.01)  
C22C 38/54 (2006.01) C23C 2/06 (2006.01)  
C23C 2/12 (2006.01)

(52) CPC특허분류

C22C 38/58 (2013.01)  
C21D 8/0226 (2013.01)

(21) 출원번호 10-2024-7003598

(22) 출원일자(국제) 2022년07월07일

심사청구일자 없음

(85) 번역문제출일자 2024년01월30일

(86) 국제출원번호 PCT/EP2022/069016

(87) 국제공개번호 WO 2023/281035

국제공개일자 2023년01월12일

(30) 우선권주장

21184350.3 2021년07월07일  
유럽특허청(EPO)(EP)

(71) 출원인

타타 스틸 이즈무이텐 베.뷔.

네덜란드 이즈무이텐 (1970 씨에이) 피. 오. 박스  
10,000

(72) 발명자

반 크레벨 요스트 빌렘 헨드릭

네덜란드 1970 씨에이 이즈무이텐, 타타 스틸 네  
덜란드 테크놀로지 베.뷔., 그룹 인텔렉추얼 프로  
퍼티 서비스즈 -(3지.37 - 씨드 플로어)

(74) 대리인

특허법인명신

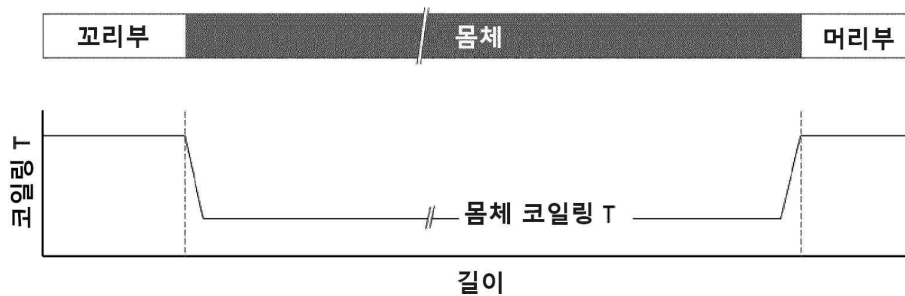
전체 청구항 수 : 총 16 항

(54) 발명의 명칭 코팅된 고강도 2상 강 스트립 및 그 제조 방법

(57) 요약

본 발명은 580-720MPa의 인장 강도(Rm) 및 310-430MPa의 항복 강도(Rp)와 향상된 성형성을 갖는, 코팅되고 선택적으로 조질-압연된 2상 강 스트립에 관한 것이다. 본 발명은 또한 이러한 강 스트립을 제조하는 방법 및 이러한 강 스트립의 용도에 관한 것이다.

대표도 - 도9



(52) CPC특허분류

*C21D 8/0236* (2013.01)

*C21D 8/0263* (2013.01)

*C21D 9/46* (2013.01)

*C22C 38/001* (2013.01)

*C22C 38/44* (2013.01)

*C22C 38/46* (2013.01)

*C22C 38/48* (2013.01)

*C22C 38/50* (2013.01)

*C22C 38/54* (2013.01)

---

## 명세서

### 청구범위

#### 청구항 1

2상 강 스트립으로서, 중량% 단위로,

C: 0.090-0.140

Mn: 1.200-1.900

Si: 0.200-0.800

Al: 0.200-0.800

B: 0.0010-0.0050

S: 최대 0.050

P: 최대 0.050

N: 최대 0.015, 그리고

선택적으로 다음 중에서 선택되는 원소들 중 하나 이상:

Cr: 최대 0.500

Mo: 최대 0.400

V: 최대 0.200

Nb: 최대 0.060

Ti: 최대 0.060

Ca: 최대 0.0050, 그리고

나머지는 철과 불가피한 불순물로 이루어지고,

여기서, 상기 강은 580-720MPa의 인장 강도(Rm)와 310-430MPa의 항복 강도(Rp)를 가지며, 상기 강 스트립은 선택적으로 i) 용융(hot-dip) 아연도금, ii) 전기 아연도금, iii) 전기도금 되는, 2상 강 스트립.

#### 청구항 2

제1항에 있어서,

중량% 단위로,

C: 0.090-0.130

Mn: 1.400-1.800

Si: 0.250-0.750

Al: 0.200-0.750

B: 0.0010-0.0040

S: 최대 0.004

P: 최대 0.040

N: 최대 0.012, 그리고

선택적으로 다음 중에서 선택된 원소들 중 하나 이상:

Cr: 최대 0.400

Mo: 최대 0.300

V: 최대 0.150

Nb: 최대 0.050

Ti: 최대 0.050

Ca: 최대 0.0050, 그리고

나머지는 철과 불가피한 불순물인, 2상 강 스트립.

### 청구항 3

제1항 또는 제2항에 있어서,

중량% 단위로,

C: 0.090-0.130

Mn: 1.400-1.750

Si: 0.250-0.700

Al: 0.200-0.650

B: 0.0010-0.0030

S: 최대 0.003

P: 최대 0.015

N: 최대 0.006, 그리고

선택적으로 다음 중에서 선택된 원소들 중 하나 이상:

Cr: 최대 0.120

Mo: 최대 0.015

V: 최대 0.010

Nb: 최대 0.010

Ti: 최대 0.010

Ca: 최대 0.0050, 그리고

나머지는 철과 불가피한 불순물인, 2상 강 스트립.

### 청구항 4

제1항 내지 제3항 중 어느 한 항에 있어서,

중량% 단위로,

C: 0.110-0.130

Mn: 1.400-1.750

Si: 0.500-0.700

Al: 0.200-0.400

B: 0.0012-0.0028

S: 최대 0.003

P: 최대 0.015

N: 최대 0.006, 그리고

선택적으로 다음 중에서 선택된 원소들 중 하나 이상:

Cr: 최대 0.040

Mo: 최대 0.015

V: 최대 0.010

Nb: 최대 0.010

Ti: 최대 0.010

Ca: 최대 0.0050, 그리고

나머지는 철과 불가피한 불순물인, 2상 강 스트립.

#### 청구항 5

제1항 내지 제4항 중 어느 한 항에 있어서,

중량% 단위로,

C: 0.110-0.130

Mn: 1.400-1.750

Si: 0.500-0.700

Al: 0.200-0.400

Cr: 0.020-0.150

B: 0.0012-0.0028

S: 최대 0.003

P: 최대 0.015

N: 최대 0.006, 그리고

선택적으로 다음 중에서 선택된 원소들 중 하나 이상:

Mo: 최대 0.015

V: 최대 0.010

Nb: 최대 0.010

Ti: 최대 0.010

Ca: 최대 0.0050, 그리고

나머지는 철과 불가피한 불순물인, 2상 강 스트립.

#### 청구항 6

제1항 내지 제3항 중 어느 한 항에 있어서,

중량% 단위로,

C: 0.090-0.130

Mn: 1.300-1.800

Si: 0.250-0.750

A1: 0.200-0.650

B: 0.0010-0.0035

S: 최대 0.003

P: 최대 0.030

N: 최대 0.010, 그리고

선택적으로 다음 중에서 선택된 원소들 중 하나 이상:

Cr: 최대 0.150

Mo: 최대 0.205

V: 최대 0.100

Nb: 최대 0.040

Ti: 최대 0.040

Ca: 최대 0.0050, 그리고

나머지는 철과 불가피한 불순물인, 2상 강 스트립.

#### 청구항 7

제1항 내지 제6항 중 어느 한 항에 있어서,

Cr, Mo, V, Nb 및 Ti 중 하나 이상이 불순물로서만 존재하며, 불순물로서 존존재하는 경우, Cr은 0.020 중량% 미만, Ti는 0.010 중량% 미만, V은 0.010 중량% 미만, Mo은 0.015 중량% 미만, 그리고 Nb은 0.010 중량% 미만 인, 2상 강 스트립.

#### 청구항 8

제1항 내지 제7항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 강은 590 내지 720MPa의 인장 강도(Rm) 및/또는 320 내지 430MPa의 항복 강도(Rp)를 갖는, 2상 강 스트립.

#### 청구항 9

제1항 내지 제8항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 강은 균일 연신율(Ag)이 최소 18%, 바람직하게는 최소 19%, 더욱 바람직하게는 최소 20%, 더욱더 바람직하게는 최소 22%, 가장 바람직하게는 최소 24%이고, 및/또는 총 연신율(A80)이 최소 26%, 바람직하게는 최소 28%, 더욱 바람직하게는 최소 29%, 가장 바람직하게는 최소 30%인, 2상 강 스트립.

#### 청구항 10

제1항 내지 제9항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 강의 구멍 확장 능력(hole expansion capacity, HEC)이 최소 35%인, 2상 강 스트립.

#### 청구항 11

제1항 내지 제10항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 강의 평균 변형 경화 지수(average strain hardening exponent,  $n$ -값)는 최소 0.16, 바람직하게는 최소 0.18, 더욱 바람직하게는 0.20, 더욱더 바람직하게는 0.22, 가장 바람직하게는 최소 0.24인, 2상 강 스트립.

#### 청구항 12

제1항 내지 제11항 중 어느 한 항에 있어서,

연속 어닐링 직후의 용융 코팅을 통해, 또는 연속 어닐링 된 스트립을 주위 온도까지 냉각한 후 상기 스트립의 전착을 통해, 금속 코팅이 제공되는, 2상 강 스트립.

### 청구항 13

제1항 내지 제12항 중 어느 한 항에 따른, 580-720MPa의 인장 강도(Rm)와 310-430MPa의 항복 강도를 갖는, 코팅되고 선택적으로 조질 압연된 2상 강 스트립을 제조하는 방법으로서,

- 중량% 단위로 다음으로 이루어진 구성을 갖는 연속 주조 슬라브를 열간 압연함으로써 열간 압연된 강 스트립을 제공하는 단계:

C: 0.090-0.140

Mn: 1.200-1.900

Si: 0.200-0.800

Al: 0.200-0.800

B: 0.0010-0.0050

S: 최대 0.050

P: 최대 0.050

N: 최대 0.015, 그리고

선택적으로 다음 중에서 선택된 하나 이상의 원소:

Cr: 최대 0.500

Mo: 최대 0.400

V: 최대 0.200

Nb: 최대 0.060

Ti: 최대 0.060

Ca: 최대 0.0050, 그리고

나머지는 철 및 불가피한 불순물;

여기서 상기 열간압연 스트립은 두께가 2.0-4.5mm이고, 마무리 압연은 상기 스트립이 오스테나이트 미세구조를 가지는 동안 수행되며;

- 마무리 압연 후 상기 열간 압연된 스트립을 최소 30°C/s의 냉각 속도로 냉각시키는 단계;

- 상기 냉각된 스트립을, 오스테나이트의 양이 60%를 초과하는 500 내지 650°C 범위의 코일링 온도(CT)에서 코일링하고, 이어서 상기 코일링 된 스트립을 주위 온도까지 냉각시키는 단계;

- 상기 코일링 된 열간압연 스트립을 풀고, 이어서 산세척 및 40-80%의 감소율로 냉간 압연하는 단계;

- 다음 과정에 의해 상기 냉간 압연된 스트립을 연속 어닐링하는 단계:

i. 오스테나이트 형성 시작 이전에 상기 냉간 압연 스트립의 재결정화가 최소 60% 진행될 수 있도록 하기 위해, 상기 스트립을 최소 3°C/s의 가열 속도(HR1)로 550-710°C 범위의 온도(T1)까지 가열하는 과정,

ii. 부분적으로 오스테나이트 미세구조를 형성하도록 (Ac1+50°C) 내지 (Ac3-30°C) 범위의 온도(T2)까지 평균 가열 속도(HR2)로(바람직하게 HR2는 2-20°C/s 범위) 상기 스트립을 추가 가열하는 과정,

iii. 다음 a) 및 b) 중 어느 하나가 수행되는 과정,

a) 상기 스트립을 T2에서 300초까지의 시간(t2) 동안 유지하고, 이후, 16-30%의 오스테나이트가 서냉된(slow cooled) 스트립에 존재하도록, 상기 스트립을 0.5-12°C/s 범위의 냉각 속도(CR1)으로 600-790°C 범위, 바람직하게는 620-790°C 범위의 온도(T3)까지 서냉, 또는

b) 16-30%의 오스테나이트가 서냉된 스트립에 존재하도록, 상기 스트립을 0.5-12℃/s 범위의 냉각 속도(CR1)로 T2로부터 600-790℃, 바람직하게는 620-790℃ 범위의 온도(T3)까지 바로 서냉

iv. 16-30%의 오스테나이트를 포함하는 서냉된 스트립을 5-70℃/s 범위의 평균 냉각 속도(CR2)로 다음 a) 및 b) 중 하나의 온도까지 급랭하는 과정,

a) 330-470℃ 범위의 온도(T4)까지, 또는

b) 5 내지 100초 범위의 시간(t<sub>oa</sub>) 동안 과시효(overaging) 온도(T<sub>oa</sub>)까지(T<sub>oa</sub>는 390 내지 465℃ 사이);

v. 상기 강 스트립을 최소 4℃/s의 냉각 속도(CR3)로 300℃ 미만의 온도까지 냉각시키는 과정,

여기서 상기 스트립에는, (a) 단계 iv와 단계 v 사이에서 용융 코팅에 의해 금속 코팅이 제공되고 선택적으로 상기 용융 코팅된 스트립을 갈바어닐링(galvannealing)이 이어지거나, 또는 (b) 단계 v 이후 전착(electrodeposition)에 의해 금속 코팅이 제공되며;

- 선택적으로, 상기 코팅된 강 스트립을 최대 0.70%의 감소율로 조절 압연하거나 인장 레벨링(tension levelling)하는 단계;

- 상기 코팅된 강 스트립을 코일링 하거나 상기 코팅된 강 스트립을 시트 또는 블랭크로 자르는 단계;

- 선택적으로, 스탬핑(stamping), 벤딩(bending), 딥 드로잉(deep drawing)과 같은 냉간 성형 작업들을 통해, 또는 온간 프레스 성형 또는 열간 프레스 성형을 통해 상기 코팅된 강 스트립을 성형하는 단계를 포함하는, 강 스트립 제조 방법.

#### 청구항 14

제13항에 있어서,

다음 공정 매개변수들 중 하나 이상이 적용되는, 강 스트립 제조 방법:

- 코일링 온도가 630℃ 미만, 바람직하게는 610℃ 미만, 더욱 바람직하게는 600℃ 미만;

- 코일링 온도가 520℃ 초과, 바람직하게는 530℃ 초과;

- 냉간 압연 감소율이 최소 44%, 바람직하게는 최소 45%, 그리고 최대 70%, 바람직하게는 최대 67%;

- T3이 400 내지 470℃ 사이.

#### 청구항 15

제13항 또는 제14항에 있어서,

다음 특성들 중 하나 이상을 갖는 코팅된 강 스트립, 시트 또는 블랭크를 생산하기 위한, 강 스트립 제조 방법:

- 최소 18%의 균일 연신율(Ag);

- 최소 26%의 총 연신율(A80) 또는 JIS;

- 최소 35%의 구멍 확장 능력(HEC);

- 총 연신율에서 균일 연신율을 뺀 값이 최소 7.0%, 바람직하게는 최소 7.5%.

#### 청구항 16

자동차 새시 또는 안전 부품, B-필러, 보강(충돌) 부품, 전방 충돌 빔, 좌석 부재, 범퍼 부품, 도어 부품, 화이트 바디의 부품, 프레임 또는 서브프레임의 부품, 전기 배터리 홀더 또는 컨테이너 부품과 같은 자동차 또는 트럭 부품으로서, 제1항 내지 제12항 중 어느 한 항에 따른 강으로 제조된, 자동차 또는 트럭 부품.

### 발명의 설명

### 기술 분야

본 발명은, 자동차 산업에서 사용되는 것과 같은, 향상된 성형성을 갖는 코팅된 고강도 2상 강 스트립(high strength coated dual phase steel strip)에 관한 것이다. 본 발명은 또한 이러한 강 스트립 제조 방법에 관한

[0001]

것이다.

## 배경 기술

- [0002] 최근, (초) 고강도 강 시트, AHSS가 무게 및 연료 소비를 감소시키기 위해서 자동차 부품들에 점점 더 많이 사용되고 있다. 신장-플랜지성(SF), 복합상(CP), 변태-유기 소성(TRIP), 열간-성형, 쌍정-유기 소성(TWIP)을 포함하는 HSLA, 2상(DP), 페라이트-베이나이트(ferrite-bainite, FB)와 같은 일련의 (초) 고강도 강들이 증가하는 조건들을 충족시키기 위해 개발되어 왔다.
- [0003] 그러나 AHSS 강 시트는 성형성이 상대적으로 빈약하기 때문에, 다양한 자동차 부품들에 쉽게 적용될 수 없다. 제품은 바람직하게 최종 소비자에게 코일로 공급되며, 최종 소비자는 블랭크(blank)들을 자르고 이들을 최종 부품들로 성형한다.
- [0004] 강들이 점점 더 강해짐에 따라, 이들은 동시에 점점 더 자동차 부품들로 성형하기 어려워졌다. 사실, AHSS 강들(DP, CP 및 TRIP)을 자동차 부품들에 실제 적용하는 것은 이들의 성형성으로 인해 여전히 제한된다. 따라서, 성형성(formability) 및 제조성(manufacturability)을 향상시키는 것은 AHSS 적용에 있어 중요한 사안이 되었다. 다른 한편으로, 가격 적절성(affordability) 또한 중요한 사안이다. 이는, 강들이 만족시켜야하는 종종 모순되는 조건들을 얻기 위해, 값비싼 합금 원소들을 사용할 능력을 제한한다: 부식 방지, 다양한 기계적 특성들, 용접성(weldability), 광학적 특성들, 가공성(processability) 및 비용.
- [0005] 2상 강들은, 그 내부에 경성 마르텐사이트(martensite) 및/또는 베이나이트 상 (혼합물)의 주요 구성 성분들이 연성 페라이트 매트릭스(ductile ferritic matrix) 안에 분산되어 있는 미세구조의 결과로, 강도와 스탬프성(stampability)(또는 프레스성(pressability))의 양호한 조합을 제공한다. 소량의 잔류 오스테나이트(retained austenite)(1-3%)와 시멘타이트(cementite)가 존재할 수 있다. 이 강들은 높은 변형 경화성(strain hardenability)을 갖는다. 가공 경화성은 강들에 양호한 가공 재분배 능력을 부여하여 스탬프성을 부여할 뿐만 아니라, 평판 금속의 특성보다 훨씬 우수한, 항복 강도(yield strength)를 포함하는, 완성 부품의 기계적 특성들 또한 부여한다. 2상 강들의 항복 강도는 (소부 경화(Bake Hardening, BH)로도 불리는) 도로 베이킹(paint baking) 공정에 의해 더욱 증가한다. 이러한 2상 강들은 VDA 239-100에서 CR330Y590T-DP 또는 DH로 지칭된다. 여기서, 330은 MPa로 최소 항복(Y) 강도(본 발명에서  $R_p = R_{p0.2}$ )를 지칭하며, 590은 MPa로 최소 인장(T) 강도( $R_m$ )를 지칭한다. DP는 2상을 나타내고, DH는 더 높은 성형성을 갖는 DP를 나타낸다(DH = Dehnung Hoch).

표1: VDA-239-100에 따른 기계적 특성들

| VDA 239-100    |    | $R_{p0.2}$<br>(MPa) | $R_m$<br>(MPa) | A50<br>유형1<br>(%) | A80<br>유형2<br>(%) | A50<br>유형3<br>(%) | $n_{4-6}$<br>(-) | $n_{10-20}$<br>(-) | BH2<br>(MPa) |
|----------------|----|---------------------|----------------|-------------------|-------------------|-------------------|------------------|--------------------|--------------|
| CR330Y590-T-DP | RD | 330-430             | 590-700        | $\geq 21$         | $\geq 20$         | $\geq 22$         | $\geq 0.19$      | $\geq 0.15$        | $\geq 30$    |
| CR330Y590-T-DH | RD | 330-430             | 590-700        | $\geq 28$         | $\geq 26$         | $\geq 28$         | $\geq 0.21$      | $\geq 0.16$        | $\geq 30$    |

- [0006]
- [0007] A80mm(%): 길이  $L_0 = 80\text{mm}$ (ISO 6892-1 유형 2 (EN 20×80))의 치수를 갖는 표본을 이용한 파단(fracture) 후 연신율(elongation).
- [0008] A50mm(%): 길이  $L_0 = 50\text{mm}$ (ISO 6892-1 유형 1 (ASTM 12.5×50) 또는 유형 3 (JIS 25×50))의 치수를 갖는 표본을 이용한 파단 후 연신율.
- [0009] A(%):  $L_0 = 5.65\sqrt{S_0}$ 의 치수를 갖는 비율 표본을 이용한 파단 후 연신율. 여기서,  $S_0$ 는  $\text{mm}^2$ 으로 상기 표본의 시작 단면임.
- [0010] Ag(%): 균일 연신율(uniform elongation) (최대 힘에서의 소성 연신율(plastic elongation))
- [0011] BH2(MPa): 2% 소성 사전-변형 후 기준 조건과 열처리(170℃-20분) 후 얻어진 조건 사이 항복 강도 증가.
- [0012]  $n_{10-20}(-)$ : 10% 내지 20%의 소성 변형 사이에서 결정된 변형 경화 지수 또는,  $Ag < 20\%$ 인 경우 Ag.
- [0013]  $n_{4-6}(-)$ : 4% 내지 6%의 소성 변형 사이에서 결정된 변형 경화 지수

[0014] Rm(MPa): 인장 강도

[0015] Rp<sub>0.2</sub>(MPa): 0.2% 소성 신장(plastic extension)에서의 항복 강도(MPa). 조질 압연 후 얻어짐.

## 발명의 내용

### 해결하려는 과제

[0016] 스트립의 성형성(formability), 균질성(homogeneity) 및 가공성 간 균형을 이루는 고강도 용융 아연도금(hot-dip galvanised) 강 스트립의 구성을 발견하는 것이 본 발명의 목적이다.

[0017] 용융 아연도금에 의한 양호한 도금성(coatability)을 갖는 고강도 용융 아연도금 강 스트립을 제공하는 것이 본 발명의 추가 목적이다.

[0018] 양호한 용접성을 갖는 고강도 용융 아연도금 강 스트립을 제공하는 것이 본 발명의 또 다른 추가 목적이다.

[0019] 양호한 표면 품질을 갖는 고강도 용융 아연도금 강 스트립을 제공하는 것이 본 발명의 다른 목적이다.

[0020] 가능한 한 낮은 비용을 갖는 고강도 용융 아연도금 강 스트립을 제공하는 것이 본 발명의 또 다른 목적이다.

[0021] 코일 전체의 또는 전체 코일 폭 및 길이에 걸쳐 그리고 코일 간에 CR330Y590T 특성들이 얻어지는 것이 본 발명의 또 다른 목적이다.

### 과제의 해결 수단

[0022] 상기 목적들 하나 이상이, 중량%로, 다음으로 구성된 2상 강 스트립을 통해 달성된다:

[0023] C: 0.090-0.140

[0024] B: 0.0010-0.0050

[0025] Mn: 1.200-1.900

[0026] S: 최대 0.050

[0027] Si: 0.200-0.800

[0028] P: 최대 0.050

[0029] Al: 0.200-0.800

[0030] N: 최대 0.015

[0031] 및 선택적으로 다음에서 선택되는 원소들 중 하나 이상:

[0032] Cr: 최대 0.500

[0033] Nb: 최대 0.060

[0034] Mo: 최대 0.400

[0035] Ti: 최대 0.060

[0036] V: 최대 0.200

[0037] Ca: 최대 0.0050

[0038] 나머지는 철과 불가피한 불순물들,

[0039] 여기서, 상기 강은 580-720 MPa의 인장 강도(Rm)와 310-430 MPa의 항복 강도(Rp)를 갖는다. 상기 강 스트립은 선택적으로 용융 아연도금(hot-dip galvanised), 전기 아연도금(electrogalvanized), 또는 전기도금(electroplated) 된다.

[0040] 바람직한 실시예들은 종속항들을 통해 제공된다.

[0041] 2상 강(DP: Dual-phase steels)은 다상(multi-phase) 미세구조를 갖는다. 마르텐사이트 섬(martensite island)들이 페라이트 매트릭스 안에 내포되며, 그 비율이 각 단계의 강도를 조절하는 데 이용된다. 향상된 성형성을

갖는 2상 강(DH)들의 경우, 미세구조는 주로 페라이트 및 마르텐자이트와 소량의 베이나이트 및 잔류 오스테나이트로 구성된다. 미세구조와 원하는 기계적 특성들은 화학적 구성과, 선택적으로 용융 아연도금과 결합되는 어닐링 공정(annealing process)에 의해 조절된다. 2상 강들은 높은 인장 강도와 강한 가공 경화 능력(work hardening capacity)과 결합되는, 인장 강도에 대한 아주 낮은 항복 강도 비율( $R_p/R_m$ )을 보여준다. 따라서, 이러한 2상 강들은 높은 신장 요건들을 갖는 성형 작업들에 매우 적합하다. 시멘타이트는 바람직하게 상기 미세구조에 부재한다.

[0042] 본 발명의 맥락에서, 용융 아연도금(아연 또는 아연 합금을 이용한 용융 코팅)은 용융 알루미늄 도금(상업적 순수 알루미늄 또는 알루미늄 합금을 이용한 용융 코팅)을 포함한다. 대안적으로, 어닐링 스트립(annealed strip)이 전착(electrodeposition)에 의한 금속 코팅을 제공받을 수 있다. 본 발명의 내용에서, 전기도금과 전착은 동의어이며, 금속 코팅이 다른 금속에 적층되는 전해 공정(electrolytic process)들이다. 전기 아연도금은 일반적으로 아연 또는 아연 합금 코팅을 다른 금속에 전착시키는 것과 관련된 전착의 일종이다.

[0043] 선택적 원소들의 선택적 추가와 함께 주요 합금 원소들 C-Mn-Si-Al-B를 사용하는 것은 유럽 표준 VDA 239-100에 규정된 바와 같은 등급 CR330Y590T-DH를 얻기 위한 비용 효율적인 해결책이다. VDA 239-100에 따른 이 등급을 위한 몇 가지 요건들이 표1에 제시된다. 본 발명에 따른 강은 VDA 239-100를 준수한다. 종래의 2상 등급들과 동등한 용접 성능을 유지하면서, 도면에서와 같이 냉각 성형 작업들 동안 중요한 부품들을 성형할 때, 향상된 성형성은 강에 추가 가치를 부여한다. 그들의 기계적 특성들 덕분에, 이 등급들은 내충격성(crash resistance)을 위한 자동차의 안전 부품들에 적합하다. (Mn과 같은) 대체 원소들의 양을 제한함으로써, 양호한 구멍 확장 계수(Hole Expansion Coefficient, HEC) 값을 얻을 수 있었다. 이러한 Mn의 제한은 또한 추후 균일 연신율의 양에 유리한 영향을 미친다. 강의 강화는 붕소 및 실리콘의 추가를 통해 더 얻어진다. 실리콘 사용의 단점은, 예를 들어, 액체 금속 취화(liquid metal embrittlement, LME) 또는 열 수축 압력(thermal shrink pressure)에 의한 것과 같은 스폿 용접(spot weld)들에서의 균열들의 위험이며, 따라서, 스폿 용접 동안 균열을 억제하기 위해 알루미늄의 추가가 필요하다. 전반적으로 알루미늄이 LME에 기여한다고 여겨지지만, 이 신중하게 균형 잡힌 화학적 상태에서, 상 변태에서 페라이트 형성자(former)로서 알루미늄의 유익한 효과가 우세하다는 점은 상당히 놀랍다.

[0044] 발명자들은, 강의 주요 구성 원소들(탄소, 망간, 실리콘, 알루미늄, 크롬 및 붕소)의 양들을 신중하게 선택함으로써, 요구되는 성형성, 균질성, 가공성, 강도 및 연신율을 가지며, 동시에 충분한 용접성, 도금성 및 표면 품질을 제공하는 고강도 용융 아연도금 강 스트립을 생산할 수 있다는 것을 발견했다.

[0045] 본 발명에 따른 강 내 주요 구성 원소들의 양들에 대한 이유는 아래에 설명되는 바와 같다(모든 구성요소들은, 달리 언급되지 않은 경우, 전체적으로 중량 퍼센트(중량%)로 제시된다). 아래 제시된 합금 원소들은 원하는 결과들을 얻기 위해 반드시 균형 잡히게 적용되어야 하지만, 상기 원소들은 아래에 개별 원소들에 대해 기술된 바와 같은 경계들 내에서 서로에 대해 독립적으로 달라질 수 있다는 점에 유의해야 한다.

[0046] C: 0.090-0.140 중량%. 탄소는 종래의 연속 어닐링/아연도금 라인에서 강도 수준들을 얻기 위해 상기 강 등급에서 필수적인 비용 효율적 합금 원소이다. 탄소는 필요한 강도와 연신율을 보장하는 양만큼 존재해야 한다. 종래의 어닐링/아연도금 라인에서 이용 가능한 냉각 속도들에서 경화성과 마르텐자이트의 결과적 형성을 보장하기 위해, 최소 0.090 중량%를 요구한다는 것이 발견되었다. 충분한 용접성 및 연신율을 확보하기 위해서, 0.140 중량%의 최대 수준이 필수적이라는 것이 발견되었다. 바람직하게, C는 0.094 중량%, 더욱 바람직하게는 0.098 중량%, 더욱 바람직하게는 0.104 중량%, 그리고 더욱더 바람직하게는 최소 0.110 중량%이다. 탄소 함량은 바람직하게 최대 0.130 중량%, 더욱 바람직하게는 최대 0.125 중량%이다. 바람직한 일 실시예에서는, C가 0.090 중량% 내지 0.130 중량%이다.

[0047] Mn: 1.200-1.900 중량%. 망간은 베이나이트 및 마르텐자이트의 형성을 촉진시키도록 강의 경화성을 향상시킨다. 망간은 고체 용해 강화(solid solution strengthening)를 통해 페라이트 매트릭스를 강화시키며, 강의 변태 온도 범위를 낮춰서, 요구되는 어닐링 온도를 낮춘다. 오스테나이트 안정화 원소로서, 망간은 잔류 오스테나이트 형성을 촉진시킨다. Mn은 HEC 값들 뿐만 아니라, 코일 연성 변화(coil ductility variation)를 통해 열간 및 냉간 압연 동안 압연력들에도 부정적인 영향을 미치는 것으로 알려져 있다. 따라서, Mn 값들은 1.900 중량% 미만이어야 하며, 바람직하게는 1.800 중량% 미만이어야 한다. Mn에 있어서 적합한 최대 값은 1.750 중량%이다. 1.700 중량% 미만 또는 심지어 1.600 중량% 미만의 Mn 값들은 HEC 값들 및 연성을 더욱 향상시킨다. 이러한 최대 수준들은 또한, 주조 동안의 더욱 강력한 분리 및 더 높은 값에서 스트립 내 중앙 라인 분리의 관점에서, 주어진다. RTF 가열 및 더 빠른 화염 가열(flame heating)을 모두 포함하는 연속 어닐링 라인들에서 제품은 더욱

가공 가능해야 한다. 1.7 중량%를 초과하면, 특히 직화 퍼니스(DFF: direct firing furnace) 또는 비산화 퍼니스(NOF: non-oxidising furnace)에서와 같은 더 빠른 화염 가열 또는 유도 가열과 같은 다른 고속 가열 방법의 경우, 연속 어닐링 동안 냉간 압연 재결정화 및 후속 페라이트 입자 성장을 심각하게 지연시킨다. 코일 폭 및 길이 전체에 대한 가열에서의 불가피한 변화들을 고려할 때, 이는 전체 코일 폭 및 길이에 걸친 연성에 부정적인 영향을 끼칠 수 있다. 최소 Mn 값은 1.200 중량%이고, 바람직하게는 최소 1.300 중량%, 더욱 바람직하게는 최소 1.400 중량%, 그리고 가장 바람직하게는 최소 1.450 중량%이다. 만일 Mn 수준이 너무 낮으면, 요구되는 강도 수준이 달성되지 않으며, 낮은 Rp/Rm 비율을 갖는 DP 특성들도 더 낮은 값들에서는 달성되지 않는다. 이러한 하한은 붕소와 같은 다른 원소들의 추가로 가능하다. 이러한 값들은 더 높은 Mn 값들에서 더 쉽게 도달할 수 있지만, 비용 및 연신을 값들은 저하되기 때문에, 적절한 균형 상태를 선택해야 한다. 바람직한 일 실시예에서, Mn은 1.400 중량% 내지 1.750 중량%이다.

[0048] Si: 0.200-0.800 중량%. 실리콘은 최종 제품에서 시멘타이트의 형성을 억제하며 잔류 오스테나이트 형성을 안정화시켜, 제품의 연성을 향상시킨다. 실리콘은 고용체로 강 매트릭스를 효과적으로 강화시켜 요구되는 강도 수준을 얻으며, 페라이트 요소의 가공 경화율을 증가시키며, 이는 국부 성형성(HEC) 및 높은 총 연신율을 향상시킨다. 본 발명에 따른 강 내 최대 Si 함량은 0.800 중량%이다. 그러나 Si는 점-용접성에 부정적인 영향을 미치며 코팅된 스트립의 액체 금속 취화 경향이 있을 수 있다는 것이 관찰되었다. 따라서, 최대 함량은 바람직하게 0.750 또는 심지어 0.700 중량%로 제한되며, 더욱 바람직하게는 0.650 중량%까지 제한된다. 또한, 과도한 실리콘은 코일 냉각 동안 너무 높은 정도의 내부 및 입자 경계 산화로 이어질 수 있다. 이는 매우 낮은 코일링 온도 및 일괄 어닐링(batch annealing)을 이용해 방지될 수 있지만, 이는 공정 단계 측면에서 비용 효율적인 해결책의 범위에서 벗어난다.

[0049] 최소 강화 효과를 얻기 위해서는, 최소 0.200 중량%, 바람직하게는 최소 0.250 중량%가 필요하다. 예를 들어 Al과 같은 다른 원소들과 Si의 균형을 유지하여, 최소 0.400 중량% 및 더욱더 바람직하게는 최소 0.450 중량%의 최소 Si 수준이 바람직하다. 바람직한 일 실시예에서, Si는 0.500 중량% 내지 0.700 중량%이다.

[0050] Al: 0.200-0.800 중량%. 알루미늄은 주로 탈산화를 목적으로 상대적으로 적은 양으로 액체 강에 추가된다. 초과 Al 또한 질소와 반응하여 AlN 석출물들을 형성하여, 붕소가 질소와 반응하는 것을 방해한다. 그 결과, B가 입자 경계들에서 분리되며, 따라서, 경화성 원소로 작용한다. 적어도 유리 산소 및 질소의 결합을 획득하기 위해서, 최소 0.060 중량%의 더 낮은 수준의 Al이 제안된다.

[0051] 더 높은 함량들에서 Al은 베이나이트 변태를 둔화시키고, 따라서, 연속 어닐링/아연도금 라인의 어닐링 구역에 의해 부과된 시간 제한들 내에서 최적의 베이나이트 형성을 결정한다. Al은 총 알루미늄 함량으로 제시된다. 알루미늄은 또한 탄화물들의 형성을 지체시켜 탄소를 액체 상태로 유지시키며, 이는 결국 과시효 동안 오스테나이트로의 탄소 구획화(partitioning)를 야기하여, 오스테나이트의 안정성을 촉진시킨다. 실리콘과 달리, Al은 연속 어닐링 라인 과시효 구역에서 오스테나이트 탄소 부유화(enrichment)를 위한 구획화 시간을 거의 증가시키지 않는다. 이는 연신율 값들과 경화성을 향상시키며, 또한, 필요한 것을 획득하면서도 연속 어닐링 라인에서 과시효 시간이 최소일 수 있게 하거나 아예 과시효 시간이 없도록 만든다. 높은 알루미늄 함량들은 주조 금형 슬래그의 오염으로 이어져, 결과적으로 금형 슬래그 점도 증가로 이어지며, 이는 주조 동안 적절치 않은 열 전이 및 윤활로 이어지기 때문에, 주조성(castability)을 위해 최대 수준 0.800 중량%이 부과된다.

[0052] 주조 동안, 알루미늄은 분리되며, 그 결과, 중간적 더 낮은 Mn 고 알루미늄 강화 분리 대역들을 포함하는, 탄소, 실리콘 및 망간의 강화 분리 밴드(enriched segregation band)들을 초래한다. 두 효과들 모두, 항복 응력(yield stress)을 낮게 유지하면서도, 연신율 및 경화성 값(n4-6, 4 내지 6%의 변형 범위 내 변형-경화 지수임) 그리고 n-값들(변형 경화 계수임)을 증가시킨다. 또한, Al은 Mn 및 Si의 분리를 야기하기 때문에, 강도 또한 증가시킨다. 알루미늄의 추가적인 이로인 효과는 알루미늄은 아연(합금) 코팅된 스트립 등의 용접 동안 균열 형성에 덜 민감하여 액체 금속 취화에 대한 민감도를 감소시킨다는 것이다. 따라서, 알루미늄은 제한된 정도로 Si를 대체할 수 있다.

[0053] 알루미늄의 양은 임계간 어닐링(intercritical annealing)에 영향을 미치며 임계간 어닐링 동안 입상 분포(phase distribution)에 영향을 미친다. 이는 알루미늄이 페라이트 형성자라는 사실에 의해 이해될 수 있다. 상기 이유로, Al은 바람직하게 0.200 중량% 초과이며, 더욱 바람직하게, 최소 Al 함량은 0.25 중량%이다. 바람직하게, 알루미늄 함량은 최대 0.750 중량%, 더욱 바람직하게는 최대 0.650 중량%, 그리고 더더욱 바람직하게는 최대 0.400 중량%이다. 바람직한 일 실시예에서는, Al이 0.200 중량% 내지 0.400 중량%이다.

[0054] 알루미늄과 실리콘의 합은 바람직하게 Al+Si = 0.350-1.200 중량%이고 더욱 바람직하게는 0.600-1.200 중량%이

다. 두 원소의 조합은 최종 제품 내 탄화물 형성과 충분한 오스테나이트 안정화를 억제한다. 실리콘은 과시효 구역에서 잔류 오스테나이트 형성을 위한 최적의 시간을 증가시키는 것으로 알려졌으나, 알루미늄은 잔류 오스테나이트를 위한 구획화 시간에 거의 영향을 미치지 않는다. 적절한 구성들을 이용하면, Al과 Si의 함이 원하는 만큼 확대된 성형성을 얻게 해준다. 열간 압연 비재결정화 온도(TNR)도 결정하기 때문에, 그 사용은 균형을 유지해야 한다. 실리콘은 TNR을 감소시키는 반면, Al은 TNR을 증가시킨다. 향상된 r 값들을 통해 성형성의 추가적 바람직한 확대를 보장하기 위한 열-가공 압연(thermo-mechanical rolling)을 허용하도록 TNR은 가능한 한 낮은 것이 바람직하다. 바람직하게 Al+Si는 0.650 내지 1.100 사이이고, 더욱 바람직하게는 0.700 내지 1.100 사이, 더욱 바람직하게는 0.750 내지 1.050 중량% 사이, 가장 바람직하게는 0.800 내지 0.950 중량% 사이이다.

[0055] B: 0.0010-0.0050 중량% (5-50중량ppm). 붕소는 요구되는 강도 수준을 얻기 위해 경화성 원소로 추가된다. 붕소의 추가는 더 비싼 합금 원소들의 사용을 덜어준다. 더 비싼 고용체 합금 원소들과 비교하여, 붕소는 재결정화 능력에 훨씬 적게 영향을 미친다. 이는 열간 압연 라인에서 정적 또는 동적 재결정화의 추가를 허용하며, 이는 평균 흐름 응력 증가(mean flow stress build up)를 감소시킨다. 붕소는 연속 어닐링의 가열 구간 동안 냉간 압연 재결정 능력 또한 증가시켜서, 충분한 입자 성장을 가능하게 하며, 직화 및 완속 관 가열(slow tube heating) 어닐링 라인 모두에서 DH600 특성들을 얻게 한다. 붕소는 최종 제품의 특성들에는 영향을 미치지 않지만 압연력에는 영향을 미치지 않기 때문에, Mn 및 Si와 같은 고용체 경화 원소들 대신 붕소를 사용하면, 강 스트립을 위한 치수 창(dimensional window)이 향상시킨다. 즉, 스트립의 폭 전체에 걸쳐 강의 기계적 특성들이 적절하게 남아있으면서도, 두께에 대한 폭의 비율이 더 높아진다. 붕소는 잔류 오스테나이트를 정제하여, 형성된 잔류 오스테나이트를 안정화 시킨다. 붕소는 입자 경계들로 분리되고 부분적으로 인을 대체하기 때문에 용접성을 향상시키며, 이는 용접성을 희생시키지 않고 강 내 다소 높은 P 용량을 가능하게 한다.

[0056] 붕소의 양은 0.0010-0.0050 중량%(10-50ppm)이다. 적절한 하한 경계 수준은 0.0012 중량% 또는 심지어 0.0015 중량%이다. 일정 붕소 수준을 초과하면, 경화성이 감소하며 아연 코팅이 부정적 영향을 받게 된다. 적절한 상한 경계 수준은 0.0040 중량%이며, 바람직하게는 0.0035 중량%, 더욱 바람직하게는 0.0030 또는 심지어 0.0025 중량%이다. 바람직한 일 실시예에서, B는 0.0015 내지 0.0025 중량%이다.

[0057] N: 최대 0.015 중량% (150ppm). 질소는 주조 동안 존재한다. 강 내 유리 질소는 심각한 노화로 이어질 수 있으며 붕소가 경화성 원소로 기능하는 능력에 영향을 미치기 때문에, 방지되어야 한다. 그러나 본 발명에 다른 강의 화학적 구성에서는, 초과량의 알루미늄과 붕소가 존재하며, 따라서, 모든 질소가 AlN 또는 BN으로 Al 또는 B에 결합된다. N 함량은, BOS 제강 및 연속 주조 시설들에서 통상적인, 0.015 중량%로 제한된다. 그러나 최대 0.012 중량%의 값까지, 바람직하게는 최대 0.010 중량%까지 질소를 감소시키는 것이 바람직하다. 더욱 바람직한 최대 수준은 0.008 중량% 또는 심지어 0.006 중량%이다. 강에서 모든 질소를 제거하는 것은 경제적이지 않으며, 따라서, 바람직한 일 실시예에서 N는 0.0001 중량% 내지 0.006 중량%(10 내지 60ppm)이다.

[0058] P: 최대 0.050. 인은 탄화물들의 형성을 방해하므로, 강 내 약간의 인은 유리할 수 있다. 또한, 인은 산세성(picklability)에 긍정적인 영향을 주며 강을 강화시킨다. 최대 0.050 중량%가 허용 가능하다. 그러나 인은 용접 시 강이 잘 부서지게 만들 수 있으므로, 스폿 용접 조립물들에 대해 수행되는 인장-전단 시험들 동안 충분한 고온 연성을 유지하고 박피(peel)로 인한 실패를 피하기 위해, 인의 양은 바람직하게 0.040 중량%로 제한된다. 더욱 바람직하게, P의 최대 수준은 0.030 중량%이며, 더욱 바람직하게는 0.020 중량%이다. 바람직한 일 실시예에서 P는 최대 0.015 중량%이다.

[0059] S: 최대 0.050 중량%. 황(S)은 0.050 중량%의 값에서 최대한 활용되며, 바람직하게는 0.020 중량%의 값에서, 심지어는 0.010 중량%의 값에서 최대한 활용된다. 황은 산세성을 어느 정도 향상시킬 수 있음에도 불구하고, 황은 완전히 방지하는 것이 바람직하다. 하지만, 제강 공정 및 공정에 사용되는 원재료들의 결과로 불가피하게 존재한다. 황은 성형성을 크게 감소시키는 망간 황화물 및/또는 황화 칼슘 형태로 석출된다. 바람직하게, 황의 양은 0.0001-0.005 중량%이며, 더욱 바람직하게는 최대 0.003 중량% 또는 더욱 바람직하게 최대 0.002 중량%이다. 적절한 최소 양은 0.0002 중량%이다. 바람직한 일 실시예에서 S는 0.0001 중량% 내지 0.002 중량%이다.

[0060] 선택적으로, Ti, V, Cr, Mo, Nb, Ni, Cu, Ca 중에서 선택된 하나 이상의 원소들이 강 구성에 추가되거나 불순물로 존재할 수 있다.

[0061] 칼슘(Ca) 첨가는 망간 황화물 개재물(inclusion)들의 형태를 변경시킨다. 칼슘이 첨가되면, 상기 개재물들은 세장 형태보다는 구형이 된다. 스트링거(stringer)들이라고도 불리는 세장형 개재물들은 취약 평면들로 작용할 수 있는데, 이 평면들을 따라 라멜라 테어링(lamellar tearing) 및 적층 분리 파열(delamination fracture)이 발생할 수 있다. 스트링거들을 방지하면 구멍 확장 또는 플랜지 신장을 수반하는 강 시트의 성형 공정들에 유리하

며 등방성 성형 특성(isotropic forming behaviour)를 촉진한다. 칼슘 처리는 또한 알루미늄 탈산화 강 유형들에서 단단하고, 각지고, 마모성인 알루미늄 재재물들의 형성을 방지하며, 대신에 압연 온도들에서 더 무르고 구형인 알루미늄산 칼슘 재재물들을 형성하여, 재료의 가공 특성들을 향상시킨다. 연속 주조 기계들에서, 용융 강에 발생하는 일부 재재물들은 노즐을 차단하는 경향이 있으며, 이는 생산량 손실 및 비용 증가를 초래한다. 칼슘 처리는 주조기 노즐들을 막지 않을 저 용융점 종류들(low melting point species)의 형성을 촉진하여 폐색 경향을 감소시킨다. 황 함량이 매우 낮은 경우 칼슘을 첨가하지 않을 수도 있다. Ca 원소들에 대한 최대 함량은 0.0050 중량%(= 50ppm)로, 바람직하게는 0.0030 중량%로, 더욱 바람직하게는 0.0020 중량%로 또는 심지어 0.0010 중량%로 설정된다. 바람직한 일 실시예에서, Ca은 최대 0.0010 중량%이다. 마그네슘 또는 희토류 금속들(Rare Earth Metals, REM)이 Ca과 유사한 이유로 첨가될 수 있다. 이 원소들의 최대 함량은 Mg의 경우 500ppm 그리고 REM의 경우 50ppm으로 설정된다.

[0062] 크롬(Cr)은 경화성을 증가시키기 위해 첨가된다. 크롬은 페라이트 형성을 촉진시킨다. 잔류 오스테나이트를 회생시키며 너무 많은 마르텐사이트가 형성되지 않도록 보장하기 위해, 최대 수준으로 0.500 중량%가 부과된다. Cr을 첨가하지 않는 것도 가능하며, 이 경우, 크롬은 완전히 부재하거나 최대, 잔여 원소 또는 불순물 수준으로 존재한다. Cr은 상당히 비싸다. 이러한 관점에서, Cr의 양은 바람직하게 최대 0.300 중량%, 더욱 바람직하게는 최대 0.250 중량%, 그리고 더욱 바람직하게는 최대 0.200 중량%이다. 기계적 특성의 관점에서, Cr이 합금 원소로 첨가되는 경우, 바람직한 범위는 0.020 내지 0.400 중량% 사이이다. 원하는 미세구조, 원하는 기계적 특성들을 얻는 것과 비용 사이 양호한 균형은 Cr이 0.020 내지 0.150 중량% 사이일 때, 바람직하게는 0.020 내지 0.120 중량% 사이일 때 얻어진다. 합금 원소로 첨가될 경우, Cr의 적절한 최소 양은 0.030 중량% 또는 심지어 0.040 중량%이다. 0.020 미만의 값들은 잔여 원소 수준으로 간주된다. 원소가 잔여 원소 수준일 경우, 원소들은 강의 특성들 또는 가공성에 상당한 영향을 주지 않는 것으로 간주되며, 이러한 경우들에서는, 그 수준을 더욱 감소시키는 것이 기술적으로 실현 가능한 것이라 할지라도, 이 원소들을 제거하는 비용이 추가 감소에서 기대되는 이점들을 더욱 넘어선다.

[0063] 티타늄(Ti)은 주로 강을 강화시키기 위해 첨가되며, 허용 가능한 수준은 최대 0.060 중량%이다. Ti를 첨가하지 않는 것도 가능하며, 이 경우, 티타늄은 완전히 부재하거나 최대, 잔여 원소 또는 불순물 수준으로 존재한다. 첨가되는 경우, Ti의 양은 바람직하게 0.010 내지 0.060 중량% 사이, 더욱 바람직하게는 0.02 내지 0.050 중량% 사이이다. 0.010 중량% 미만의 값들은 잔여 원소 수준으로 간주된다.

[0064] 바나듐은 0.200 중량%까지 첨가될 수 있다. 첨가되는 경우, 바람직한 범위는 0.005-0.200 중량%이다. 바나듐 함량이 0.005 중량% 미만이면, 바나듐 석출 강화가 불충분하다. 바나듐 함량이 0.200 중량%를 초과하면, 석출이 미세 석출물들 형태로 열간 압연 동안 또는 열간 압연 후 초기에 발생하며, 이는, 석출 강화를 감소시키는, 연속 어닐링 동안 치수 창(dimensional window)을 감소시키거나 거칠게 만든다. 바나듐의 양은 0.005-0.200 중량%이며, 바람직하게는 0.010-0.200 중량%, 더욱 바람직하게는 0.030-0.200 중량%, 가장 바람직하게는 0.040-0.150 중량%이다. V를 첨가하지 않는 것도 가능하며, 이 경우, V은 완전히 부재하거나 최대, 잔여 원소 또는 불순물 수준으로 존재한다. 0.010 중량% 미만의 값들은 잔여 원소 수준으로 간주된다.

[0065] 선택적으로, 베이나이트 변태를 지연시키고 고용체 경화를 촉진시키는 몰리브덴과 같은 원소들이 0.40 중량%를 초과하지 않는 양으로 첨가될 수 있다. 강의 비용을 제한하고 치수 창을 가능한 한 크게 유지하도록, Mo의 양은 바람직하게 0.005-0.20 중량%, 더욱 바람직하게는 0.005-0.10 중량%이다. Mo은 강도를 향상시키기 위해 첨가될 수 있으며, 아연계 코팅의 품질을 향상시킨다. Mo은 또한 석출물 형성을 통해 강을 강화시킨다. 그러나 Mo을 첨가하지 않는 것도 가능하며, 이 경우, Mo은 완전히 부재하거나 최대, 잔여 원소 또는 불순물 수준으로 존재한다. 0.015 중량% 미만의 값들은 잔여 원소 수준으로 간주된다.

[0066] 니오븀(Nb)은 바람직하게 0.001-0.060 중량%, 더욱 바람직하게는 0.001-0.050 중량%, 그리고 가장 바람직하게는 0.001-0.030 중량%의 양으로 첨가될 수 있다. Nb의 첨가는 상호 보완적 탄질화물 석출에 의해 강도를 증가시키지만, 치수 창을 감소시키는 열간 압연력들을 증가시킨다. 첨가되는 경우, 바람직하게 Nb의 양은 0.010 내지 0.060 중량% 사이, 더욱 바람직하게는 최대 0.050, 또는 최대 0.030 중량%이다. 0.010 중량% 미만의 값들은 잔여 원소 수준으로 간주된다.

[0067] 따라서, 선행 청구항들 중 어느 한 항에 따른 2상 강 스트립의 일 실시예에서는, Cr, Mo, V, Nb 및 Ti 중 하나 또는 그 이상 또는 모두가 불순물로서만 존재하며, 이는, 해당하는 경우, 각각 Cr은 0.020 중량% 미만, Ti는 0.010 중량% 미만, V은 0.010 중량% 미만, Mo은 0.015 중량% 미만, 그리고 Nb은 0.010 중량% 미만의 수준들 중 하나 또는 그 이상 또는 모두를 의미한다.

- [0068] 니켈 및 구리는 본 발명에 따른 강에 첨가되지 않으며, 이 원소들은 완전히 부재하거나 최대, 잔여 원소 또는 불순물 수준으로 존재한다. 0.060 중량% 미만의 값들은 잔여 원소 수준으로 간주된다.
- [0069] 일 실시예에서, 본 발명에 따른 2상 강 스트립은 590 내지 720MPa의 인장 강도(Rm) 및/또는 320 내지 430MPa의 항복 강도(Rp)를 갖는다. 바람직하게, 본 발명에 따른 강은 최소 330MPa의 항복 강도(Rp)를 갖는다. 바람직하게, 본 발명에 따른 강은 최대 700MPa의 인장 강도(Rm)와 최대 430MPa의 항복 강도(Rp)를 갖는다.
- [0070] 본 발명의 제2 측면에 따르면, 제1항 내지 제11항 중 어느 한 항에 따라, 580-720MPa의 인장 강도(Rm)와 310-430MPa의 항복 강도를 갖는, 코팅되고 선택적으로 조질 압연된 2상 강 스트립을 제조하는 방법이 제공되며, 상기 방법은 다음 단계들을 포함한다:
- [0071] - 중량%로 다음으로 이루어진 구성을 갖는 연속 주조 슬라브를 열간 압연함으로써 열간 압연된 강 스트립을 제공하는 단계로서, 열간 압연 스트립은 2.0-4.5mm의 두께를 가지며, 마무리 압연은 상기 스트립이 오스테나이트 미세구조를 가지는 동안 수행되는, 단계:
- [0072] C: 0.090-0.140
- [0073] B: 0.0010-0.0050
- [0074] Mn: 1.200-1.900
- [0075] S: 최대 0.050
- [0076] Si: 0.200-0.800
- [0077] P: 최대 0.050
- [0078] Al: 0.200-0.800
- [0079] N: 최대 0.015
- [0080] 그리고 선택적으로 다음 중에서 선택된 하나 이상의 원소들:
- [0081] Cr: 최대 0.500
- [0082] Nb: 최대 0.060
- [0083] Mo: 최대 0.400
- [0084] Ti: 최대 0.060
- [0085] V: 최대 0.200
- [0086] Ca: 최대 0.0050
- [0087] 나머지는 철 및 불가피한 불순물들;
- [0088] - 마무리 압연 후 상기 열간 압연된 스트립을 최소 30℃/s의 냉각 속도로 냉각시키는 단계;
- [0089] - 상기 냉각된 스트립을, 오스테나이트의 양이 60%를 초과하는 500 내지 650℃ 범위의 코일링 온도(CT)에서 코일링하고, 이어서 상기 코일링 된 스트립을 주위 온도까지 냉각시키는 단계;
- [0090] - 상기 코일링 된 열간압연 스트립을 풀고, 이어서 산세척 및 40-80%의 감소율로 냉간 압연하는 단계;
- [0091] - 상기 냉간 압연된 스트립을 하기 과정들에 의해 연속 어닐링하는 단계:
- [0092] i. 오스테나이트 형성 시작 이전에 상기 냉간 압연 스트립의 재결정화가 최소 60% 진행될 수 있도록 하기 위해, 상기 스트립을 최소 3℃/s의 가열 속도(HR1)로 550-710℃ 범위의 온도(T1)까지 가열하는 과정;
- [0093] ii. 부분적으로 오스테나이트 미세구조를 형성하도록 (Ac1+50℃) 내지 (Ac3-30℃) 범위의 온도(T2)까지 평균 가열 속도(HR2)로(바람직하게 HR2는 2-20℃/s 범위) 상기 스트립을 추가 가열하는 과정;
- [0094] iii. 후속적으로 다음 a) 또는 b)의 어느 하나가 수행되는 과정:
- [0095] a) 상기 스트립을 T2에서 최대 90초의 시간(t2) 동안 유지하고, 이후, 16-30%의 오스테나이트가 서냉된(slow cooled) 스트립에 존재하도록, 상기 스트립을 0.5-12℃/s 범위의 냉각 속도(CR1)로 600-790℃ 범위, 바람직하게

는 620-790℃ 범위의 온도(T3)까지 서냉하거나, 또는

- [0096] b) 16-30%의 오스테나이트가 서냉된 스트립에 존재하도록, 상기 스트립을 0.5-12℃/s 범위의 냉각 속도(CR1)로 T2로부터 600-790℃, 바람직하게는 620-790℃ 범위의 온도(T3)까지 바로 서냉함;
- [0097] iv. 16-30%의 오스테나이트를 포함하는 서냉된 스트립을 5-70℃/s 범위의 평균 냉각 속도(CR2)로 다음 a) 또는 b)의 어느 하나의 온도까지 급랭하는 과정:
- [0098] a) 330-470℃ 범위의 온도(T4)까지, 또는
- [0099] b) 5 내지 100초 범위의 시간(t<sub>oa</sub>) 동안 과시효(overaging) 온도(T<sub>oa</sub>)까지(T<sub>oa</sub>는 390 내지 465℃ 사이);
- [0100] v. 상기 강 스트립을 최소 4℃/s의 냉각 속도(CR3)로 300℃ 미만의 온도까지 냉각시키는 과정;
- [0101] - 여기서, 상기 스트립에는, (a): 단계 iv와 단계 v 사이에서 용융 코팅에 의해 금속 코팅이 제공되고 선택적으로 상기 용융 코팅 스트립을 갈바어닐링(galvannealing)이 이어지거나, 또는 (b): 단계 v 이후 전착(electrodeposition)에 의해 금속 코팅이 제공되며;
- [0102] - 선택적으로, 상기 코팅된 강 스트립을 최대 0.70%의 감소율로 조질 압연하거나 인장 레벨링(tension levelling)을 수행하는 단계;
- [0103] - 여기서 상기 코팅되고 선택적으로 조질 압연된 강 스트립은 580-720MPa의 인장 강도(R<sub>m</sub>) 및 310-430MPa의 항복 강도를 가지며;
- [0104] - 상기 코팅된 강 스트립을 코일링 하거나 상기 코팅된 강 스트립을 시트 또는 블랭크로 자르는 단계;
- [0105] - 선택적으로, 스탬핑(stamping), 벤딩(bending), 딥 드로잉(deep drawing)과 같은 냉간 성형 작업들을 통해, 또는 온간 프레스 성형(warm press forming) 또는 열간 프레스 성형(hot press forming)을 통해 상기 코팅된 강 스트립을 성형하는 단계.
- [0106] 바람직한 실시예들은 종속항들을 통해 제공된다.

#### [0107] 제강 및 주조

- [0108] 강 용해물(steel melt)은 바람직하게 BOS 공정(기본 산소 제강(Basic Oxygen Steelmaking) 공정)으로 제조된다. 화학 반응을 제어하는 능력과 전기 아크(electric arc(EA) 공정)와 비교할 때, BOS 공정에서 도달될 수 있는 불가피한 불순물들의 낮은 수준들 때문에, EA 공정에 비해 이 공정이 선호된다. 불가피한 불순물들의 수준과 잔여 원소들의 수준이, 한 원소의 수준을 이 수준들 미만으로 낮추는 것이 기술적 또는 경제적 불가능하다는 이유로 결정된다는 점에서, 본 발명에서는 불가피한 불순물들과 잔여 원소들은 동일하다.
- [0109] 강 용해물은 종래의 주조기(caster)에서 슬라브(slab)들로 연속 주조된다. 주조 후, 스트립은 연속 주조기에서 냉각된다. 냉각 동안, 연속 주조 슬라브는 굽혀지면서, 강의 연성이 감소되는, 특정 온도 범위로 이동되며, 이는 온도 연성 저점(temperatuer ductility trough)으로 알려져 있다. 이 온도 범위에서, 석출물들이 형성될 수 있다. 석출물 형성 원소 중 하나는 Al이며, 이는 입자 경계(grain boundary)들에서 AlN을 형성한다. 이는 공정에서 추후에 슬리버(slivier) 형성으로 이어질 수 있기 때문에 부분적으로 억제되어야 한다. B를 첨가함으로써, BN이 우선적으로 형성되면서 AlN은 부분적으로 억제된다.
- [0110] 주조 슬라브는 두꺼운 슬라브(150-350mm의 두께) 또는 얇은 슬라브(50-150mm)일 수 있다. 비균질한 과도한 입자 성장은 BN 및/또는 AlN (혼합) 석출물들의 형성으로 인해 억제될 수 있다. AlN 석출물들이 형성되는 동안 BN 석출물들의 일부가 용해된다.

#### [0111] 열간 압연

- [0112] 이후, 상기 슬라브는 열간 압연된다. 상기 두꺼운 슬라브들은 종래의 열간 압연기(hot-strip-mill, HSM)에서 열간 압연된다. 상기 얇은 슬라브들은 보통, 박슬라브 주조기(thin slab caster) 및 (직접) 압연 설비((direct) rolling facility, TSCR)에서 주조 후 바로 압연된다. HSM에서 상기 두꺼운 주조 슬라브들을 열간 압연하기 전에, 상기 슬라브들은 1150℃ 이상의 온도까지 재가열해야 한다. TSCR에서 상기 얇은 주조 슬라브들을 열간 압연하기 전에, 상기 슬라브들은 약 50℃의 온도에서 온도 균질화되어야 한다. 두 유형의 열간 압연 공정 모두는 본 발명에 따른 강을 열간 압연하는 데 동일하게 적용 가능하다.
- [0113] 필수적이지는 않지만, 발명자들은, 주조 슬라브로부터 출발하는 열간 압연 감소의 대다수는 TNR를 초과하여 적

용되는 것이 바람직하다는 것을 발견했다.

[0114] 두꺼운 주조 슬라브(150-350mm)에서 시작할 때에는, 최소 50%, 더욱 바람직하게는 최소 75%, 더더욱 바람직하게는 최소 80% 또는 심지어 85%의 (슬라브 두께에서 열간 압연 스트립 두께까지의) 총 열간 압연 감소율이 비재결정화 온도(TNR)를 초과하여 수행되는 것이 바람직하다. 얇은 주조 슬라브(50-150mm)에서 시작할 때에는, 최소 50%, 더욱 바람직하게는 최소 60%, 더더욱 바람직하게는 최소 70% 또는 심지어 75%의 총 열간 압연 감소율이 비재결정화 온도(TNR)를 초과하여 수행되는 것이 바람직하며, 마무리 압연기(finishing mill)의 제1 스탠드(stand)에서 완전 재결정화가 일어나는 것이 바람직하다. 탠덤 마무리 압연기(tandem finishing mill)에서, 바람직하게 최소 40%, 더욱 바람직하게는 50%의 (이송 바(bar) 두께에서 열간 압연 스트립 두께까지의) 열간 압연 감소율이 TNR를 초과하여 수행된다. 반복되는 정적 또는 동적 재결정화로 인해 TNR 초과 시의 더 높은 감소율은 더 미세한 오스테나이트 구조로 이어지며, 따라서, 페라이트 매트릭스에서 더 균일하게 분산된 잔류 오스테나이트 분율을 갖는 열간 압연 코일의 더 미세한 최종 구조로 이어진다. 본 발명의 합금을 위해 사용된 수식은 다음과 같다( 중량%의 구성 요소들):

[0115]  $TNR(^{\circ}C) = 887 + 464 * [C] + 363 * [Al] - 357 * [Si]$

[0116] TNR은 바람직하게 1050℃보다 낮으며, 마무리 압연 온도(finish rolling temperature, FRT)는 바람직하게 최소 880℃이다. 최종 페라이트 결정 입자 방향을 최적화함으로써 r 값을 촉진하여 국부 연성을 촉진하기 위해, 최종 열간 압연 감소 단계 동안 강은 반드시 오스테나이트 상태(즉, Ac3 초과)에 있어야 한다.

[0117] 열간 압연을 완료한 후, 스트립은 런아웃 테이블(run-out table)에서, 바람직하게 50℃/s를 초과하는, 평균 냉각 속도로 코일링 온도까지 냉각된다. 본 발명에서 특정되는 코일링 온도는 스트립 몸체의 목표 코일링 온도와 관련된다. 코일링된 열간 압연 스트립의 냉각 효과들로 인해, 스트립의 머리부(head)와 꼬리부(tail)가 코일에서 스트립의 몸체보다 더 빠르게 냉각된다. 상기 머리부와 꼬리부는 코일의 내부 및 외부 랩(wrap)을 형성한다. 열간 압연 스트립의 머리부와 꼬리부의 더 빠른 냉각을 보상하기 위해, 소위 U-유형 냉각 패턴을 채용하여 머리부 및 꼬리부의 더 높은 코일링 온도를 겨냥하는 것이 바람직할 수 있다.

[0118] 열간 압연 이후 몸체 코일링 온도는, 표면 입자 경계 산화를 방지하기 위해, 바람직하게 610℃ 미만이며, 바람직하게 600℃ 미만, 또는 심지어 590℃ 또는 580℃ 미만이다. 코일링 온도가 낮을수록 표면 입자 경계 산화 위험이 낮아진다. 또한, 펄라이트(pearlite)/시멘타이트가 밴드 유사 형태로 형성되기 시작하며, 이 또한 방지되는 것이 바람직하다. 또한, 중간 코일 강도가 상당한 급락을 보여주며, 합금 구성이 중간 코일 위치에서 적절한 강도를 얻지 못할 위험을 가질 수 있다. 다른 한편으로는, 코일링 온도가 너무 낮으면 단단한 에지(edge)들로 이어지며, 코일의 머리 및 꼬리 에지들에서 신장률의 감소로 이어진다. 따라서, 몸체 코일링 온도는 500℃ 이상, 바람직하게는 520℃ 이상이다. 모든 부정적인 꼬리부 및 머리부 효과들은 적절하게 선택된 더 높은 머리부 및/또는 꼬리부 코일링 온도에 의해 보상될 수 있다.

#### [0119] 냉간 압연

[0120] 스트립은 산세척되고 이후 냉간 압연된다. 고용체 상태의 합금 원소들로 인해, 압연력들이 상당하다. 따라서, 냉간 압연 감소율은 최대 80%, 바람직하게는 최대 75%, 더욱 바람직하게는 최대 70%, 그리고 더더욱 바람직하게는 최대 65%이다. 더 높은 감소율들은 높은 압연력들로 이어지며, 따라서, 더 높은 위험의 형상 결함들 및 더 작은 치수 창으로 이어진다. 더 작은 치수 창은, 스트립 폭 전체에 걸친 강의 기계적 특징들이 적절하게 남아있음에도 불구하고, 두께에 대한 폭 비율이 더 낮아지는 것을 의미한다. 냉간 압연 감소율은 어닐링 이후 최종 미세구조에도 영향을 미친다. 냉간 압연 감소율이 (구성에 좌우되는) 일정 한계값을 초과하는 경우에는, 미세구조가 어닐링 처리 동안 잔류 오스테나이트를 형성하는 가능성을 상실할 정도로 변형된다. 이 작은 양의 잔류 오스테나이트는 원하는 성형성을 얻기 위해 결정적이므로, 냉간 압연 감소율은 중요하다. 또한, 높은 냉간 압연 감소율들은 더 작은 페라이트 입자들을 초래하며, 이는 n4-6 값들에 부정적인 영향을 미친다.

#### [0121] 연속 어닐링

[0122] 모든 선행 공정 단계들이 강의 최종 특성들에 기여하지만, 연속 어닐링 단계는 원하는 최종 특성들을 얻는 데 있어 최종의 그리고 결정적인 단계이다.

[0123] 냉간 압연 스트립은 비산화 퍼니스(NOF), 직화 퍼니스(DFF), 유도 퍼니스(induction furnace), 복사관 퍼니스(RTF: radiation tube furnace), 또는 고온 가스 가열에서 3-30℃의 평균 가열 속도로 가열된다. 가열 동안, 냉간 압연 미세구조의 재결정화와 오스테나이트 형성 사이 겹침이 낮은 것이 중요하다. 변형된 미세구조의 최소 상당 부분 및 바람직하게는 모든 부분이 오스테나이트로의 변태가 시작되기 전에 재결정화 된다. 이는, 비재결

정화 페라이트 입자들이 재결정화 이전에 회복되며, 이 회복된 입자들 내 탄소가 회복된 입자들 내 낮은 각 입자 경계들로 확산되는 경향이 있기 때문이다. 재결정화 입자들은 탄소에 "달라붙지" 않으며, 상기 탄소는 형성된 오스테나이트로 확산되며, 페라이트의 더 낮은 탄소 함량으로 인해 재결정화 입자들이 비재결정화 입자들보다 먼저 변태하는 경향이 있다. 어닐링 사이클(annealing cycle)이 임계간(intercritical) 어닐링 사이클이므로, 이는 최종의 남은 페라이트가 더 높은 탄소 함량을 갖는 비재결정화 페라이트라는 것을 의미한다. 이 탄소는 어닐링 이후 냉각 동안 마르텐사이트 형성에 기여하지 않고, 상기 탄소는 또한 잔류 오스테나이트 안정화를 돕지 않으며, 이는 성형성에 필수적인 것으로 간주된다. 게다가, 비결정화 페라이트는 성형성에 부정적인 영향을 미친다.

[0124] 스트립 표면은, 표면에 아연도금에 적합한 충분한 접착력을 갖는 산화물 층의 형성이 가능하도록, 퍼니스의 구간에서 미리 산화된다. 본 발명에 따른 강들의 구성은 용융 아연도금 동안 용융 금속의 빈약한 습윤성 문제를 겪는다. 예를 들어, 증기, HNX, 수증기로 또는 제어된 이슬점을 이용해 표면을 산화시킴으로써, 철 산화물 박막 또한 약간의 망간 산화물을 함유한다. 철/망간 산화물들에서 용해 가능하지 않은 Si 및 Al와 같은 합금 원소들로부터 생성된 다른 산화물들은 강/산화물 경계(interface)에서 거부된다. 그러면, 환원 대기 감소를 갖는 퍼니스 구간에서의 산화물 감소에 따라, 산화된 합금 원소들은 표면을 완전히 덮는 것이 아니라 결절(nodule)들에 위치하며, 이는 더 양호한 습윤성 및 코팅 접착력을 가능하게 한다.

[0125] 최대 어닐링 온도( $T_{top}(T2)$ )는 ( $Ac1+50^{\circ}C$ ) 내지 ( $Ac3-30^{\circ}C$ ) 사이에서 선택된다. 재가열( $Ac1$  및  $Ac3$ ) 동안 그리고 냉각 동안의 상 변태 온도들(예를 들어, 베이나이트 및 마르텐사이트 변태 온도들)은, 도 5 내지 도 8에 개략적으로 도시된 바와 같이, 팽창계에서 열 프로파일(thermal profile)을 시뮬레이션 함으로써 간단하게 결정될 수 있다.  $T_{top}(T2)$ 의 바람직한 온도 범위는  $790^{\circ}C$  내지  $880^{\circ}C$  사이이다. 스트립은 300초까지의 침지 기간(soaking period) 동안  $T_{top}(T2)$ 에서 유지될 수 있다. 바람직하게, 침지 기간은 최대 90초이다. 그렇지 않으면,  $T_{top}(T2)$ 는 침투 온도(peak temperature)일 수 있으며, 여기서 온도는 300초까지의 침지 기간 동안  $790^{\circ}C$ 를 초과한 상태로 유지되며,  $T_{top}$ 까지 천천히 상승되고  $T_{top}(T2)$ 로부터 천천히 감소한다. 침지 기간 이후, 스트립은 최고 온도보다 낮은  $9^{\circ}C$  내지  $100^{\circ}C$  사이의  $T_{slow}(T3)$ 까지 천천히 냉각된다. 냉각 동안, 에피택셜(epitaxial) 페라이트가 형성되며, 잔류 오스테나이트에는 탄소가 풍부해진다.  $T_{slow}(T3)$ ( $T2$ 에서  $T3$ 까지의 냉각이 서랭 구간이다)가  $650^{\circ}C$ 보다 높아서 충분한 오스테나이트가 잔류하여, 베이나이트, 마르텐사이트로 변태되거나 또는 잔류 오스테나이트가 더욱 풍부해질 수 있는 것이 중요하다. 최소 15-20%의 최소 오스테나이트 양은 요구되는 590MPa 획득을 보장한다. 서랭 구간(CR2) 이후 냉각 속도는, 오스테나이트가 탄화물들을 형성하는 것을 방지하도록, 5 내지  $70^{\circ}C/s$  사이이며, 바람직하게 최소  $30^{\circ}C/s$ 이다.

[0126] 본 발명에서, 특성들은 과시효(overaging) 과정이 있거나 없거나 획득 가능하다.  $T_{slow}(T3)$ 으로부터 용융 금속조(molten metal bath)까지 직접 냉각이 사용될 수 있으며(도 8 참고), 이후, 용융 아연도금, 가스 분사 와이퍼(gas jet wiper) 및 주위 온도까지 냉각이 이어질 수 있다. 용융 아연도금 스트립은 선택적으로 주위 온도까지 냉각 이전에 어닐링 될 수 있다(갈바어닐링). 상기 아연도금 이후에 갈바어닐링으로 알려진 어닐링 처리가 진행될 수 있다.

[0127] 과시효는 추가 베이나이트가 형성되고 기존 미세구조가 조질되는(tempered) 이점을 가질 수 있다. 잔류 오스테나이트 형성을 위해 탄소 구획화(partitioning)가 일어날 수 있다. 또한, 스트립에 용해된 수소가 적어도 부분적으로 방출될 수 있으며, 스트립 장력들 또한 부분적으로 완화될 수 있다.

[0128] 그렇지 않으면, (도 5, 6 및 7에 도시된 바와 같이) 스트립은, 최소  $15^{\circ}C/s$ 의 냉각 속도(CR2)로  $T_{slow}(T3)$ 으로부터 370 내지  $470^{\circ}C$  사이 과시효 온도( $T_{oa}$ )까지 냉각되고 과시효 온도에서 50초까지의 과시효 기간 동안 유지되며, 이후 선택적으로 용융 금속조 온도까지 가열되거나 냉각되며, 스트립을 용융 금속조 안에 침지시키는 것으로 용융 아연도금 된다. 침지 이후, 아연도금 스트립은 주위 온도까지 냉각되거나, 선택적으로 어닐링 되고 주위 온도까지 냉각된다.

[0129] 용융 금속조는 용융 아연, 용융 아연 합금, 용융 알루미늄 또는 용융 알루미늄 합금을 함유할 수 있다. 상기 아연 합금은 0.3-4.0 중량%의 Mg과 0.3-6.0 중량%의 Al; 선택적으로 최대 0.2 중량%의 하나 이상의 추가 원소들, 불가피한 불순물들; 잔류물로 아연을 포함할 수 있다. 바람직하게, 아연 합금 코팅 층 내 합금 원소 함량은 1.0-2.0%의 Mg과 1.0-3.0%의 Al, 선택적으로 최대 0.2%의 하나 이상의 추가 원소들, 불가피한 불순물들 및 잔류물로 아연일 수 있다. 더더욱 바람직한 실시예에서, 상기 아연 합금 코팅은 최대 1.6%의 Mg과 1.6 내지 2.5%의 Al, 선택적으로 최대 0.2%의 하나 이상의 추가 원소들, 불가피한 불순물들 및 잔류물로 아연을 포함한다.

[0130] 다른 일 실시예에서는, 강 스트립, 시트 또는 블랭크가 (상업적으로 순수한) 알루미늄 층 또는 알루미늄 합금 층들을 구비한다. 알루미늄 층과 같은 용융 코팅을 위한 전형적인 금속 조는 실리콘과 합금된 알루미늄, 예를 들어, 8 내지 11 중량%의 실리콘과 합금된 알루미늄과, 최대 4 중량%의 철, 선택적으로 최대 0.2%의 하나 이상의, 칼슘과 같은, 추가 원소들, 불가피한 불순물들 및 잔류물로 아연을 포함한다. 실리콘은 접착력과 성형성을 감소시키는 두꺼운 철-금속간(iron-intermetallic) 층의 형성을 방지하기 위해 존재한다. 철은 바람직하게 1 내지 4 중량%, 더욱 바람직하게는 최소 2 중량%의 양으로 존재한다.

[0131] 어닐링된 스트립은 용융 아연도금 대신 아연 또는 아연 합금 층으로 전기 아연도금 될 수 있다. 선택적으로, 어닐링된 스트립은 니켈, 코발트 또는 크롬 및 이들의 조합들로 전기도금 될 수 있다.

[0132] 코팅된 강 스트립은 선택적으로, 최대 0.70%의 코팅된 강 스트립 두께의 감소율로, 조질 압연 또는 인장 레벨링을 거칠 수 있다. 바람직하게, 상기 감소율은 최대 0.45%이다. 바람직하게, 감소율은 최소 0.05%이다. 최대 감소율은 충분히 높은 n4-6 값 확보의 필요에 의해 좌우된다. 최소 감소율은 코팅된 스트립의 표면 질감을 향상시키기 위해 및/또는 재료의 항복점 연신율(yield point elongation, YPE)를 억제하기 위해 및/또는 항복 강도(Rp)를 증가시키기 위해 이용될 수 있다.

### 도면의 간단한 설명

[0133] 본 발명은 이제 다음의 비제한적 도면들을 이용해 설명될 것이다.

도 1은 용융 금속(이 경우 아연)을 담기 위한 포트(pot)를 갖추고 있는 연속 어닐링 및 용융 코팅 라인의 개략도를 보여준다.

도 2는 상기 아연 포트와 상부의 회전 롤 사이에 위치하는 갈바어닐링 구역의 개략도를 보여준다.

도 3은 표본이 스트립 압연 방향에 대해 0° 미만(즉, 세로), 90° 미만(가로), 45° 미만으로 채취된 인장 테스트 결과들의 비교를 보여준다.

도 4는 1/4t에서의 합금 4(L)의 미세구조를 보여준다.

도 5 내지 8은 본 발명에 따른 강들을 어닐링하는 다양한 (비제한적) 선택지들을 보여준다.

도 9는 코일링 이전 열간 압연 스트립의 U-유형 코일링 온도 프로파일의 개략적 묘사를 보여준다.

### 발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0134] 예시들

[0135] 표2에서는, 비교(C) 및 본 발명(I) 강들의 비교를 보여준다. 표3 내지 표5는 실험들을 위한 공정 설정들을 제공한다. 표4는 산업 규모 시험들에 관한 것이며, 표5는 실험실 규모 시험들임을 유의해야 한다.

표2: 비교(C) 및 본 발명(I) 예시들 (m%로, B 및 N은 ppm으로)

|   | 합금 | C         | Mn          | Mn/C | P  | Si        | S  | Al zo | Si + Al | B  | N  | Ca | Cr  | *  |
|---|----|-----------|-------------|------|----|-----------|----|-------|---------|----|----|----|-----|----|
| C | a  | 92        | 1555        | 16.9 | 14 | <b>69</b> | 1  | 606   | 675     | 21 | 21 |    |     | LT |
| I | b  | 95        | 1558        | 16.4 | 12 | 397       | 0  | 599   | 996     | 21 | 27 |    |     | LT |
| C | c  | <b>80</b> | 1763        | 22.0 | 12 | 300       | 4  | 508   | 808     | 22 | 20 |    | 204 | LT |
| C | d  | <b>50</b> | <b>2250</b> | 45.0 | 10 | 300       | 0  | 250   | 550     | 22 | 28 |    |     | LT |
| I | e  | 105       | 1736        | 16.5 | 12 | 309       | 0  | 511   | 820     | 22 | 28 |    |     | LT |
| I | f  | 102       | 1726        | 16.9 | 12 | 413       | 0  | 577   | 990     | 23 | 31 |    |     | LT |
| I | g  | 99        | 1661        | 16.8 | 11 | 308       | 0  | 518   | 826     | 21 | 19 |    |     | LT |
| I | h  | 104       | 1633        | 15.7 | 13 | 406       | 13 | 541   | 947     | 22 | 26 |    |     | LT |
| I | i  | 104       | 1642        | 15.8 | 13 | 306       | 5  | 83    | 389     | 20 | 28 |    |     | LT |
| I | j  | 99        | 1639        | 16.6 | 13 | 306       | 0  | 297   | 603     | 19 | 22 |    |     | LT |
| I | k  | 117       | 1501        | 12.8 | 0  | 595       | 0  | 570   | 1165    | 15 | 13 |    |     | LT |
| I | l  | 121       | 1514        | 12.5 | 0  | 606       | 0  | 302   | 908     | 16 | 12 |    |     | LT |
| I | 1  | 105       | 1704        | 16.2 | 10 | 317       | 1  | 487   | 804     | 21 | 25 | 8  |     | IT |
| I | 2  | 106       | 1708        | 16.1 | 8  | 299       | 0  | 491   | 790     | 21 | 29 | 5  |     | IT |
| I | 3  | 110       | 1691        | 15.4 | 10 | 404       | 0  | 486   | 890     | 20 | 26 | 9  |     | IT |
| I | 4  | 121       | 1491        | 12.3 | 11 | 605       | 1  | 284   | 889     | 20 | 55 | 5  |     | IT |
| I | 5  | 124       | 1529        | 12.3 | 8  | 609       | 0  | 329   | 938     | 20 | 29 | 12 | 101 | IT |

\*LT: 실험실 규모 시험들, IT: 산업 규모 시험들

[0136]

표3a: 실험실 주조 합금들의 열간 압연 및 냉간 압연 공정 설정

| 합금 | 공정 | T 마무리 | 냉각 속도 (°C/s) | T 코일 | 냉간 압연 감소율(%) |
|----|----|-------|--------------|------|--------------|
| a  | 1  | >900  | ~30          | 550  | 60           |
| a  | 2  | >900  | ~30          | 550  | 75           |
| b  | 3  | >900  | ~30          | 570  | 75           |
| b  | 4  | >900  | ~30          | 570  | 60           |
| c  | 5  | >900  | ~30          | 570  | 70           |
| d  | 6  | >900  | ~30          | 570  | 70           |
| d  | 7  | >900  | ~30          | 570  | 75           |
| e  | 8  | >900  | ~30          | 570  | 75           |
| f  | 9  | >900  | ~30          | 570  | 75           |
| f  | 10 | >900  | ~30          | 570  | 75           |
| g  | 11 | >900  | ~30          | 550  | 73           |
| h  | 12 | >900  | ~30          | 550  | 73           |
| i  | 13 | >900  | ~30          | 570  | 73           |
| j  | 14 | >900  | ~30          | 570  | 73           |
| k  | 15 | >900  | ~30          | 610  | 70           |
| l  | 16 | >900  | ~30          | 600  | 70           |

[0137]

표3b: 라인 시험된 합금들의 열간 압연 및 냉간 압연 공정 설정

| 합금 | 공정  | T 마무리 | 냉각 속도 (°C/s) | T 코일 | 냉간 압연 감소율 (%) |
|----|-----|-------|--------------|------|---------------|
| 2  | p-a | >890  | >90          | 530  | 55            |
| 1  | p-b | >890  | >90          | 530  | 55            |
| 2  | p-c | >890  | >90          | 570  | 55            |
| 1  | p-d | >890  | >90          | 570  | 55            |
| 1  | p-e | >890  | >90          | 630  | 55            |
| 2  | p-f | >890  | >90          | 630  | 54            |
| 2  | p-g | >890  | >90          | 530  | 54            |
| 2  | p-h | >890  | >90          | 560  | 54            |
| 3  | p-i | >890  | >90          | 540  | 54            |
| 3  | p-j | >890  | >90          | 570  | 54            |
| 4  | p-k | >890  | >90          | 540  | 54            |
| 4  | p-l | >890  | >90          | 570  | 54            |
| 5  | p-m | >900  | >90          | 5    | 50            |

[0138]

표4: 라인 시험된 합금들의 공정 조건들 (% CR = 55%, % TR = 0.45%)

| 합금 | 공정  | 라인 | T1 (°C/s) | HR1 (°C/s) | T2 (°C) | CR1 (°C/s) | T3 (°C) | 오스테나이트 (%) | CR2 (°C/s) | T_oa (°C) | t_oa (s) | Zn |
|----|-----|----|-----------|------------|---------|------------|---------|------------|------------|-----------|----------|----|
| 2  | p-a | 2  | 718       | 23         | 796     | 1          | 786     | -*         | 38         | 459       | 0        | Y  |
| 1  | p-b | S  | 780       | 4          | 860     | 4          | 718     | 25-30%     | 40         | 431       | 30       | Y  |
| 2  | p-c | 2  | 720       | 23         | 797     | 1          | 787     | -          | 41         | 459       | 0        | Y  |
| 1  | p-d | S  | 790       | 4          | 865     | 4          | 719     | 20-30%     | 21         | 400       | 30       | Y  |
| 1  | p-e | 2  | 700       | 22         | 800     | 1          | 790     | -          | 40         | 465       | 0        | Y  |
| 2  | p-f | 2  | 724       | 23         | 802     | 1          | 792     | -          | 41         | 465       | 0        | Y  |
| 2  | p-g | 2  | 711       | 22         | 790     | 1          | 780     | -          | 40         | 464       | 0        | Y  |
| 2  | p-h | 2  | 709       | 22         | 796     | 1          | 786     | -          | 40         | 461       | 0        | Y  |
| 3  | p-i | S  | 780       | 4          | 850     | 4          | 720     | 20-25%     | 20         | 420       | 30       | Y  |
| 3  | p-j | S  | 810       | 4          | 860     | 4          | 718     | 20-25%     | 21         | 400       | 30       | Y  |
| 4  | p-k | S  | 800       | 4          | 850     | 4          | 718     | 20-25%     | 20         | 400       | 30       | Y  |
| 4  | p-l | S  | 800       | 4          | 860     | 4          | 718     | 20-25%     | 22         | 400       | 30       | Y  |
| 5  | p-m | S  | 800       | 4          | 870     | 4          | 730     | 20-25%     | 20         | 460       | 30       | Y  |

\*-: 결정되지 않음

[0139]

표5: 실험실 주소 합금들의 공정 조건들

| 합금 | 공정 | 라인 | T1<br>(°C) | HR1<br>(°C/s) | T2<br>(°C) | CR1<br>(°C/s) | T3<br>(°C) | CR2<br>(°C/s) | T <sub>oa</sub><br>(°C) | t <sub>oa</sub><br>(s) | Zn |
|----|----|----|------------|---------------|------------|---------------|------------|---------------|-------------------------|------------------------|----|
| a  | 1  | 2  | 710        | 23            | 790        | 2             | 780        | 39            | N.A.                    | 0                      | Y  |
| a  | 2  | 3  | 680        | 21            | 825        | 4             | 650        | 38            | 400                     | 0                      | Y  |
| b  | 3  | 3  | 720        | 23            | 830        | 3             | 700        | 38            | 450                     | <60                    | Y  |
| b  | 4  | 2  | 710        | 23            | 790        | 2             | 780        | 39            | N.A.                    | 0                      | Y  |
| c  | 5  | 2  | 710        | 23            | 790        | 2             | 780        | 39            | N.A.                    | 0                      | Y  |
| d  | 6  | 3  | 680        | 21            | 800        | 3             | 700        | 43            | 420                     | <60                    | Y  |
| d  | 7  | 3  | 720        | 23            | 840        | 3             | 700        | 46            | 400                     | <60                    | Y  |
| e  | 8  | 2  | 700        | 23            | 800        | 2             | 790        | 40            | N.A.                    | 0                      | Y  |
| f  | 9  | 3  | 720        | 23            | 830        | 3             | 700        | 38            | 450                     | <60                    | Y  |
| f  | 10 | 2  | 680        | 22            | 790        | 2             | 780        | 39            | N.A.                    | 0                      | Y  |
| g  | 11 | 2  | 720        | 23            | 780        | 2             | 770        | 38            | N.A.                    | 0                      | Y  |
| h  | 12 | 2  | 700        | 23            | 800        | 2             | 790        | 39            | N.A.                    | 0                      | Y  |
| i  | 13 | 2  | 740        | 24            | 800        | 2             | 790        | 39            | N.A.                    | 0                      | Y  |
| j  | 14 | 2  | 740        | 24            | 800        | 2             | 790        | 39            | N.A.                    | 0                      | Y  |
| k  | 15 | 2  | 690        | 23            | 800        | 2             | 790        | 39            | N.A.                    | 0                      | Y  |
| l  | 16 | 2  | 690        | 23            | 800        | 2             | 790        | 39            | N.A.                    | 0                      | Y  |

\* Y: 표본들이 아연도금 됨

[0140]

[0141]

표6 및 7은 산업적 규모 및 실험실 규모 시험들의 결과를 제시한다. 표1에 제시된 바와 같이 본 발명 예시들의 결과 모두가 VDA-239의 요건들을 충족시킨다는 점에 유의해야 한다. Rp 및 Rm 값들은 330 내지 430MPa의 Rp 및 590 내지 700MPa의 Rm을 갖는 VDA-239의 요건들을 충족시킨다.

[0142]

신장-플랜지성(stretch-flangeability)의 기준인 구멍-확장 계수(hole-expanding coefficient)를 결정하기 위해, 세 개의 정사각형 표본들( $90 \times 90 \text{mm}^2$ )을 각 시트로부터 잘라내고, 표본에 지름 10mm인 구멍을 뚫었다. 상부 버링(upper burring)으로 표본들의 구멍-확장 시험을 진행하였다.  $60^\circ$ 의 원추형 펀치를 아래에서부터 밀어 올리고, 관통-두께 균열이 형성되었을 때 구멍의 지름(df)을 측정하였다.  $d_0 = 10 \text{mm}$ 일 경우, 아래 식을 이용하여 HEC를 계산하였다.

[0143]

$$HEC = \frac{d_f - d_0}{d_0} \times 100\%$$

[0144]

최대 HEC 값에 기초하여 신장 플랜지성을 평가하였고 HEC > 35%일 때 충분한 것으로 간주하였다.

[0145]

이제 본 발명이 다음의 비제한적 도면들을 이용해 설명될 것이다.

[0146]

도 1은 용융 금속(이 경우 아연)을 담기 위한 포트(pot)를 갖추고 있는 연속 어닐링 및 용융 코팅 라인의 개략도를 보여준다. 별표로 표시된 위치는 선택적 갈바어닐링 구역이 발견될 위치이다. 이러한 라인들의 대부분에서, 용융 코팅은 선택이며, 따라서, 아연 포트(zinc pot)는 원하는 경우 건너뛸 수 있다.

[0147]

도 2는 상기 아연 포트와 상부의 회전 롤 사이에 위치하는 갈바어닐링 구역의 개략도를 보여준다. 상기 갈바어닐링 구역은 가열 구역, 유지 구역 및 냉각 구역으로 구성된다.

[0148]

도 3은 표본이 스트립 압연 방향에 대해  $0^\circ$  미만(즉, 세로),  $90^\circ$  미만(가로),  $45^\circ$  미만으로 채취된 인장 테스트 결과들의 비교를 보여준다. Rm과 Rp는 비교적 방향으로부터 독립적이나, 전체 변형률(total strain), 균일 변형률(uniform strain)은 그렇지 않다.

[0149]

도 4는 1/4t에서의 합금 4(L)의 미세구조를 보여준다. 상기 미세구조는 90%를 초과하는 페라이트 ( $F > 90\%$ )(밝은 회색 매트릭스), 4-6%의 잔류 오스테나이트 (오프 화이트(off white)), 약간의 마르텐사이트(진회색/검정), 약간의 베이나이트(회색), 그리고 (있는 경우) 잔여물로 시멘타이트로 구성된다.

[0150]

도 5 내지 8은 본 발명에 따른 강들을 어닐링하는 다양한 (비제한적) 선택지들을 보여준다:

[0151]

5: T2에서 최대 T로 연속 어닐링, 안정기 없이, 용융 아연도금 온도에서 과시효를 포함하는 용융 아연도금;

[0152]

6: 용융 아연도금(HDG)-온도까지 가열을 포함하는, 용융 금속 온도 미만에서 연속 어닐링(CA) 및 과시효를 포함하는 용융 아연도금(HDG);

[0153]

7: HDG-온도까지 가열을 포함하는, 용융 금속 온도 미만에서 T2에서 안정기를 포함하는 CA 및 과시효를 포함하는 HDG;

[0154] 8: T2에서 안정기를 포함하는 CA 및 과시효 비포함 HDG;

[0155] 도 9는 코일링 이전 열간 압연 스트립의 U-유형 코일링 온도 프로파일의 개략적 묘사를 보여준다.

표6: A80 인장 특성들 및 HEC 값들 - 라인 시험들의 결과

| 합금 |   | ID | Rp<br>(MPa) | Rm<br>(MPa) | Ag<br>(%) | A80<br>(%) | A80-Ag<br>(%) | n<br>(-) | R<br>(-) | n4_6<br>(-) | d<br>(mm) | HEC  |
|----|---|----|-------------|-------------|-----------|------------|---------------|----------|----------|-------------|-----------|------|
| 2  | I | a  | 367         | 610         | 19.9      | 30.0       | 10.1          | 0.192    | -        | 0.236       | 1.22      | 45   |
| 1  | I | b  | 381         | 595         | 19.7      | 30.3       | 10.6          | 0.191    | -        | 0.207       | 1.21      | -    |
| 2  | I | c  | 358         | 605         | 19.8      | 30.6       | 10.8          | 0.192    | -        | 0.233       | 1.22      | -    |
| 1  | I | d  | 366         | 584         | 20.8      | 32.5       | 11.7          | 0.199    | -        | 0.22        | 1.21      | -    |
| 1  | I | e  | 310         | 589         | 20.5      | 29.0       | 8.5           | 0.210    | 0.90     | 0.22        | 1.22      | -    |
| 2  | I | f  | 374         | 608         | 19.1      | 32.7       | 13.6          | 0.187    | 0.90     | 0.22        | 1.22      | -    |
| 2  | I | g  | 367         | 610         | 20.0      | 29.9       | 9.9           | 0.200    | 0.85     | 0.24        | 1.21      | -    |
| 2  | I | h  | 351         | 592         | 19.0      | 32.2       | 13.2          | 0.210    | 0.85     | 0.24        | 1.21      | -    |
| 3  | I | i  | 392         | 605         | 19.9      | 29.9       | 10.0          | 0.190    | 0.80     | 0.21        | 1.28      | 61*  |
| 3  | I | j  | 370         | 608         | 22.4      | 31.8       | 9.4           | 0.220    | 0.79     | 0.23        | 1.24      | 60*  |
| 4  | I | k  | 386         | 607         | 22.0      | 32.8       | 10.8          | 0.210    | 0.92     | 0.22        | 1.27      | 55*  |
| 4  | I | l  | 378         | 615         | 20.5      | 29.8       | 9.4           | 0.200    | 0.93     | 0.22        | 1.26      | 51*  |
| 5  | I | m  | 374         | 600         | 22.4      | 35.3       | 12.9          | 0.21     | 0.95     | 0.22        | 1.6       | 60** |

\*: 11 HEC 테스트들에서의 평균, \*\*: 5 HEC 테스트들에서의 평균

[0156]

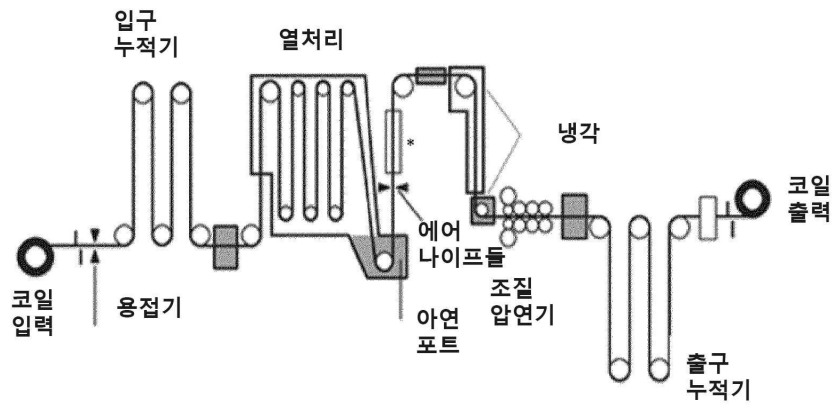
표7: JIS 인장 특성들 및 HEC 값들 - 시험실 시험들의 결과

| 합금 |   | 공정 | Rp<br>(MPa) | Rm<br>(MPa) | Ag<br>(%)   | JIS<br>(%)  | JIS-Ag<br>(%) | n<br>(-) | Ae<br>(%) | n4_6         | 치수<br>(mm) | HEC |
|----|---|----|-------------|-------------|-------------|-------------|---------------|----------|-----------|--------------|------------|-----|
| a  | C | 1  | 303         | <b>555</b>  | 21.3        | 33.1        | 11.8          | 0.236    | 1.5       | -            | 1.6        | -   |
| a  | C | 2  | 392         | <b>524</b>  | 18.7        | 29.9        | 11.2          | 0.197    | 3.2       | -            | 1.0        | -   |
| b  | C | 3  | 390         | <b>578</b>  | 22.6        | 33.5        | 10.9          | 0.234    | 2.3       | -            | 1.0        | 72  |
| b  | C | 4  | <b>259</b>  | 612         | 20.9        | 30.8        | 9.9           | 0.214    | 0.0       | 0.299        | 1.6        | -   |
| c  | C | 5  | <b>262</b>  | 624         | <b>17.3</b> | 26.1        | 8.8           | 0.193    | 0.0       | 0.267        | 1.0        | -   |
| d  | C | 6  | <b>307</b>  | 622         | <b>15.0</b> | <b>24.7</b> | 9.7           | 0.165    | 0.0       | -            | 1.2        | -   |
| d  | C | 7  | 358         | 664         | <b>13.8</b> | <b>23.2</b> | 9.4           | 0.14     | 0.0       | <b>0.186</b> | 1.2        | 56  |
| e  | I | 8  | 317         | 627         | 21.5        | 31.8        | 10.3          | 0.232    | 0.8       | 0.303        | 1.0        | -   |
| f  | I | 9  | 382         | 618         | 22.2        | 31.6        | 9.4           | 0.241    | 1.9       | -            | 1.0        | 44  |
| f  | I | 10 | 328         | 615         | 23.0        | 32.8        | 9.8           | 0.245    | 1.2       | -            | 1.0        | -   |
| g  | I | 11 | 321         | 599         | 22.0        | 31.2        | 9.2           | 0.236    | 1.0       | -            | 1.1        | -   |
| h  | I | 12 | 325         | 608         | 22.3        | 32.4        | 10.1          | 0.238    | 1.2       | -            | 1.1        | -   |
| i  | I | 13 | 316         | 599         | 20.2        | 29.7        | 9.5           | 0.212    | 0.0       | -            | 1.1        | -   |
| j  | I | 14 | 340         | 622         | 20.0        | 30.1        | 10.1          | 0.224    | 0.7       | -            | 1.1        | -   |
| k  | I | 15 | 341         | 606         | 23.3        | 33.0        | 9.7           | 0.259    | 1.4       | 0.305        | 1.2        | 60  |
| l  | I | 16 | 322         | 613         | 24.5        | 33.9        | 9.4           | 0.26     | 0.9       | -            | 1.2        | -   |

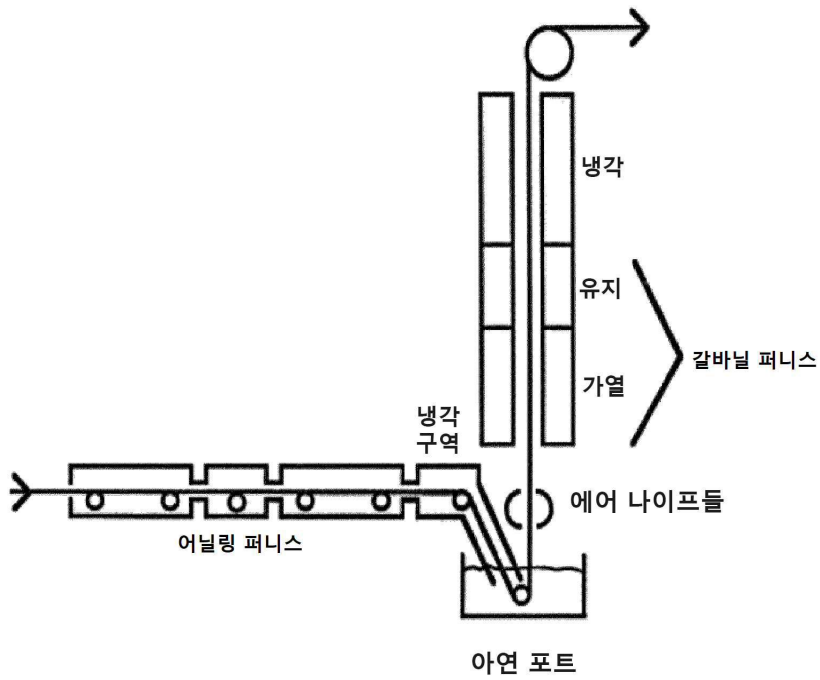
[0157]

도면

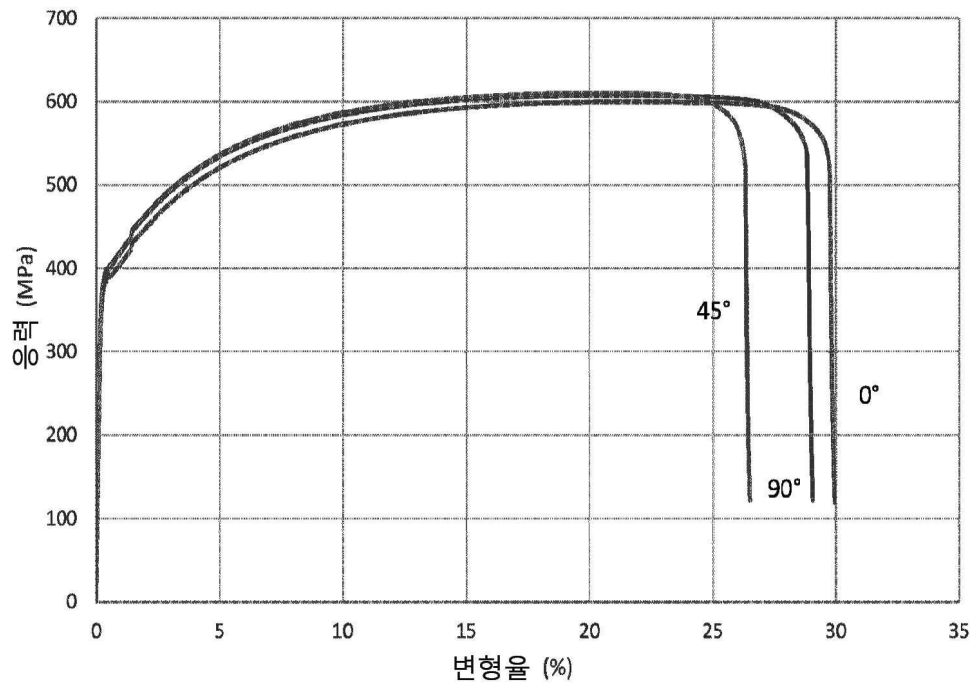
도면1



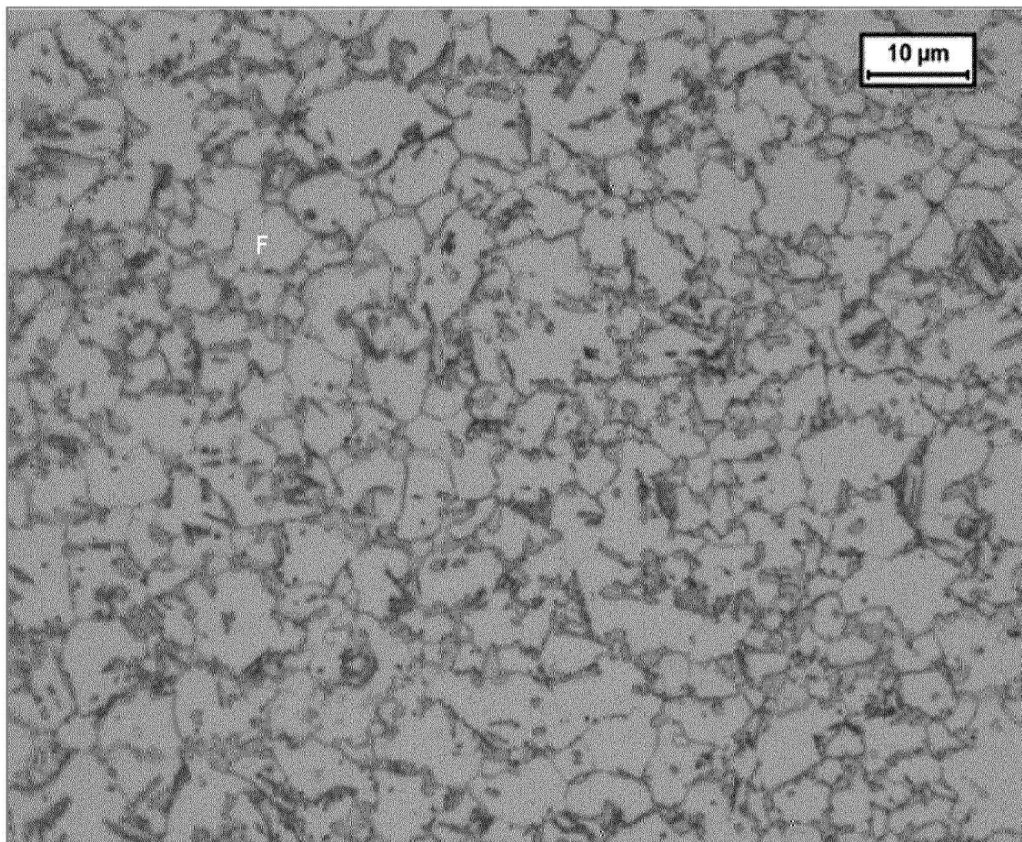
도면2



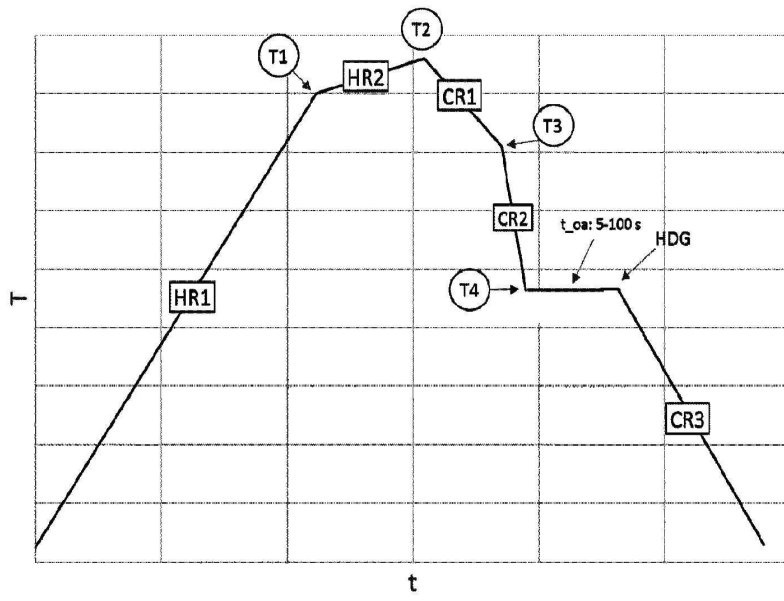
도면3



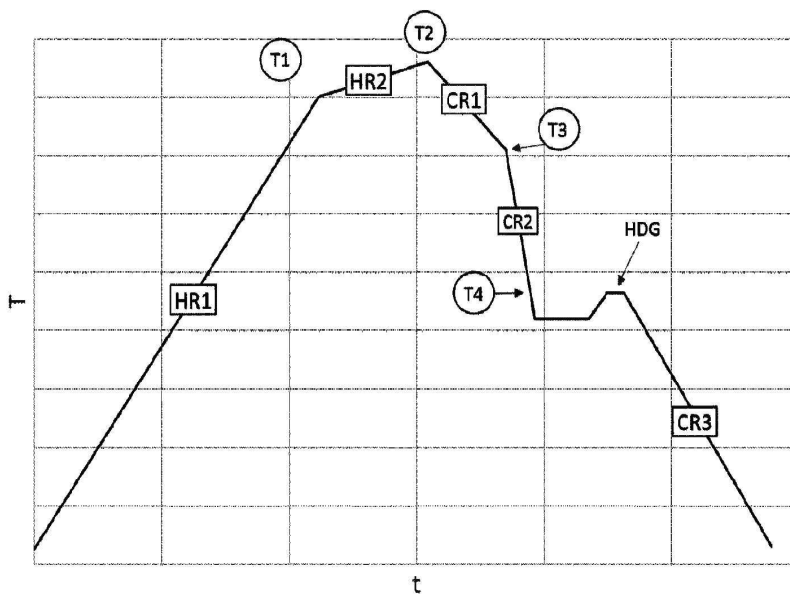
도면4



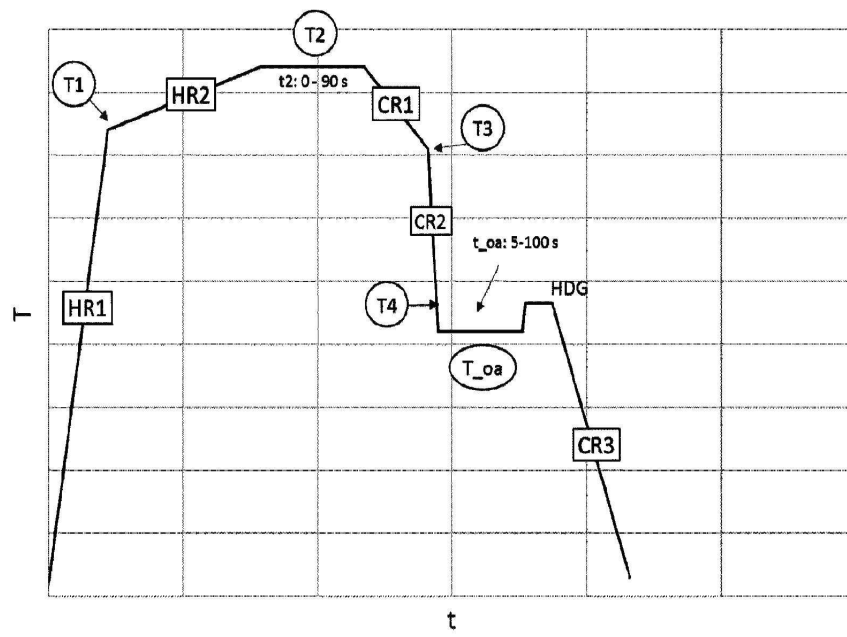
도면5



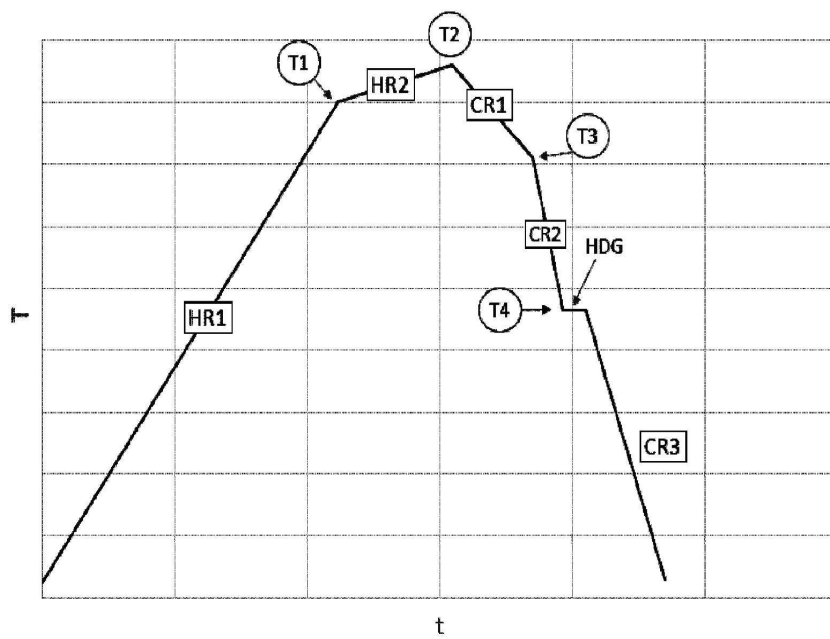
도면6



도면7



도면8



도면9

