



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2022-0139882
(43) 공개일자 2022년10월17일

(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 38/42 (2006.01) C22C 38/44 (2006.01)
C22C 38/46 (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 10-2022-7027116

(22) 출원일자(국제) 2021년02월11일

심사청구일자 없음

(85) 번역문제출일자 2022년08월05일

(86) 국제출원번호 PCT/EP2021/053290

(87) 국제공개번호 WO 2021/160721

국제공개일자 2021년08월19일

(30) 우선권주장

20156728.6 2020년02월11일
유럽특허청(EPO)(EP)

(71) 출원인

타타 스틸 이즈무이텐 베.뷔.

네덜란드 이즈무이텐 (1970 씨에이) 피. 오. 박스
10,000

(72) 발명자

라나 라드하칸타

네덜란드 1970 씨에이 이즈무이텐 피오 박스
10000, 타타스틸 네덜란드 테크놀로지 베.뷔., 그
룹 인텔렉추얼 프로퍼티 서비시즈, 3지.37

(74) 대리인

특허법인명신

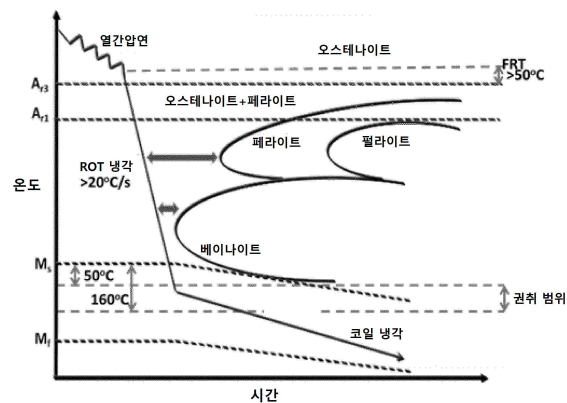
전체 청구항 수 : 총 17 항

(54) 발명의 명칭 고평랜지성 초고강도 연성 열간압연 강, 열간압연 강 제조방법 및 그 용도

(57) 요약

본 발명은 높은 총 연신율, 굽힘성 및 인성 값을 갖는 초고강도 수준에서 높은 플랜지성을 가진 열간압연된(HR) 스트립 강과, 이러한 열간압연 강을 제조하는 방법과 그 사용에 관한 것이다.

대표도 - 도1



(52) CPC특허분류

C21D 9/46 (2013.01)
C22C 38/001 (2013.01)
C22C 38/42 (2013.01)
C22C 38/44 (2013.01)
C22C 38/46 (2013.01)
C22C 38/50 (2013.01)
C22C 38/54 (2013.01)
C23C 2/06 (2013.01)
C23C 2/12 (2013.01)

명세서

청구범위

청구항 1

초고강도, 우수한 연성 및 플랜지성을 가진 열간압연 강 스트립에 있어서, 상기 강의 조성은 중량% 단위로:

- C: 0.10 ~ 0.30;
- Si: 0.50 ~ 1.50;
- Al: 0.010 ~ 1.00;
- Mn: 1.00 ~ 3.00;

여기서 (Si + Al): 0.80 ~ 2.50이고;

그리고 선택사항으로 하기 합금 원소들 중 임의의 하나 이상:

- V: 0.10 미만;
- Nb: 0.10 미만;
- Ti: 0.10 미만;
- Mo: 0.50 미만;
- Cr: 1.50 미만;
- Cu: 1.00 미만;
- Ni: 0.50 미만;
- B: 0.0030(30ppm) 미만;

을 포함하고, 또한, 불가피하게:

- N: 0.0100(100ppm) 미만;
- S: 0.005 미만;
- P: 0.020 미만;

을 포함하고,

나머지는 Fe과 제철 및 제강 공정에서 발생하는 기타 불가피한 불순물이며,

최소 1100 Mpa의 항복 강도, 최소 1200 Mpa의 극한 인장 강도, 최소 0.85의 항복비, 최소 6.2%의 총 연신율, 최소 30%의 구멍 확장 능력 및 최소 70 ° 의 1mm에서의 굽힘 강도를 가지며,

40 내지 85 부피%의 템퍼드 마르텐사이트, 60 내지 15 부피%의 프레쉬 마르텐사이트, 1 부피% 미만의 잔류 오스테나이트, 그리고 시멘타이트 또는 기타 탄화물을 거의 갖지 않는 미세조직을 가지는, 열간압연 강 스트립.

청구항 2

제1항에 있어서,

중량% 단위로,

- Al: 0.030 ~ 1.00을 포함하는, 열간압연 강 스트립.

청구항 3

제1항 또는 제2항에 있어서,

최소 1100 Mpa의 항복 강도, 최소 1200 Mpa의 극한 인장 강도, 최소 0.85의 항복비, 최소 6.2%의 총 연신율, 최소 50%의 구멍 확장 능력, 및 최소 80 ° 의 1mm에서의 굽힘 각도, 및 -40℃와 실온에서 각각 40J 및 최소 100J의 샤르피 충격 인성을 가지며,

40 내지 85 부피%의 템퍼드 마르텐사이트, 60 내지 15 부피%의 프레쉬 마르텐사이트, 1 부피% 미만의 잔류 오스테나이트, 그리고 시멘타이트 또는 기타 탄화물을 거의 갖지 않는 미세조직을 가지는, 열간압연 강 스트립.

청구항 4

제1항 내지 제3항 중 어느 한 항에 있어서,

하기 원소들 중 하나 이상을 하기 양으로(중량% 단위) 포함하는, 열간압연 강 스트립:

- V: 0.010 ~ 0.10
- Nb: 0.010 ~ 0.10
- Ti: 0.010 ~ 0.10
- Mo: 0.050 ~ 0.50
- Cr: 0.10 ~ 1.50
- Cu: 0.030 ~ 1.00
- Ni: 0.020 ~ 0.50
- N: 0.0005 ~ 0.0100;
- S: 최대 0.002.

청구항 5

제1항 내지 제4항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 미세조직은 최소 55 부피%의 템퍼드 마르텐사이트와 최대 45 부피%의 프레쉬 마르텐사이트로 이루어진, 열간압연 강 스트립.

청구항 6

제1항 내지 제5항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 강은 1.65 중량% 내지 2.50 중량%의 Mn을 포함하는, 열간압연 강 스트립.

청구항 7

제1항 내지 제6항 중 어느 한 항에 있어서,

Al과 Si의 합계(Al + Si)의 양은 최소 1.00 중량%인, 열간압연 강 스트립.

청구항 8

제1항 내지 제7항 중 어느 한 항에 있어서,

핫딥 코팅에 의해 얻을 수 있는, Zn-층 또는 Zn-기반 합금 층 또는 Al-기반 합금 층과 같은 금속 코팅 층이 제공된, 열간압연 강 스트립.

청구항 9

제8항에 있어서,

상기 아연 합금 코팅 층은 0.3 ~ 4.0 중량% Mg와 0.05 ~ 6.0 중량% Al, 바람직하게는 0.1 내지 5.0 중량% Al, 그리고 선택사항으로 최대 0.2 중량%의 하나 이상의 추가 원소들과 불가피한 불순물을 포함하고 나머지는 아연인, 열간압연 강 스트립.

청구항 10

초고강도, 우수한 연성 및 플랜지성을 가지는 열간압연 강 스트립을 제조하는 방법에 있어서,

- 용융된 강을 하기 조성(중량% 단위);

C: 0.10 ~ 0.30;

Si: 0.50 ~ 1.50;

Al: 0.030 ~ 1.00;

Mn: 1.00 ~ 3.00;

(Si + Al): 0.80 ~2.50;

그리고 선택사항으로 하기 합금 원소들 중 임의의 하나 이상;

V: 0.10 미만;

Nb: 0.10 미만;

Ti: 0.10 미만;

Mo: 0.50 미만;

Cr: 1.50 미만;

Cu: 1.00 미만;

Ni: 0.50 미만;

B: 0.0030(30ppm) 미만;

불가피하게 또한 다음을 포함하며;

N: 0.0100(100ppm) 미만;

S: 0.005 미만;

P: 0.020 미만;

나머지는 Fe과 제철 및 제강 공정에서 발생하는 기타 불가피한 불순물임;

을 가진 얇은 또는 두꺼운 슬래브로 주조하는 단계;

- 상기 슬래브를 바람직하게는 1100℃ 이상의 온도에서, 바람직하게는 30분 이상의 시간 동안 가열 또는 재가열하는 단계;

- (a) 상기 두꺼운 슬래브를 일반적으로 35~45mm 범위의 중간 게이지로 조-압연하여 상기 주조된 구조를 분해한 후, 이어서 열간압연 스트립으로 마무리 열간압연하거나, 또는 (b) 상기 얇은 슬래브를 직접 압연에 의해 열간압연함으로써, 상기 슬래브를 열간압연 스트립으로 열간압연하는 단계로서, 여기서 상기 마무리 열간압연 온도(FRT)는 상기 강의 Ar3보다 높고, Ar3은 냉각 동안 오스테나이트가 페라이트로 변태를 시작하는 온도인, 단계;

- 20℃/s 초과의 냉각 속도로 런아웃 테이블에서 상기 열간압연 스트립의 가속 냉각을 수행하는 단계;

- 이어서, (Ms-50)℃ ~ (Ms-160)℃ 범위의 온도에서 상기 열간압연 및 냉각된 강 스트립을 권취하는 단계로서, 여기서 Ms는 상기 강의 마르텐사이트 시작 온도인, 단계;

- 상기 권취된 열간압연 스트립을 실온으로 추가 냉각시키는 단계;

- 상기 열간압연 강 스트립을 산세하는 단계를 포함하는, 열간압연 강 스트립의 제조 방법.

청구항 11

제10항에 있어서,

상기 슬래브는 하기 원소들 중 하나 이상을 하기 양으로(중량% 단위) 포함하는, 열간압연 강 스트립의 제조 방

법:

- V: 0.010 ~ 0.10
- Nb: 0.010 ~ 0.10
- Ti: 0.010 ~ 0.10
- Mo: 0.050 ~ 0.50
- Cr: 0.10 ~ 1.50
- Cu: 0.030 ~ 1.00
- Ni: 0.020 ~ 0.50
- N: 0.0005 ~ 0.0100.

청구항 12

제10항 또는 제11항에 있어서,

상기 미세조직은 최소 55 부피%의 템퍼드 마르텐사이트와 최대 45 부피%의 프레쉬 마르텐사이트로 이루어진, 열간압연 강 스트립의 제조 방법.

청구항 13

제10항 내지 제12항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 강은 최소 1.65 중량% 내지 2.50 중량%의 Mn을 포함하고, 및/또는

Al과 Si의 합계(Al + Si)의 양은 최소 1.00 중량%인, 열간압연 강 스트립의 제조 방법.

청구항 14

제10항 내지 제13항 중 어느 한 항에 있어서,

핫딜 코팅에 의해 얻을 수 있는, Zn-층 또는 Zn-기반 합금 층 또는 Al-기반 합금 층과 같은 금속 코팅 층이 제공된, 열간압연 강 스트립의 제조 방법.

청구항 15

제10항 내지 제14항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 아연 합금 코팅 층은 0.3 ~ 4.0 중량% Mg와 0.05 ~ 6.0 중량% Al, 바람직하게는 0.1 내지 5.0 중량% Al, 그리고 선택사항으로 최대 0.2 중량%의 하나 이상의 추가 원소들과 불가피한 불순물을 포함하고 나머지는 아연인, 열간압연 강 스트립의 제조 방법.

청구항 16

운송 또는 엔지니어링 응용을 위한 부품에서 제1항 내지 제9항 중 어느 한 항에 의한 열간압연 강 스트립의 사용.

청구항 17

하부 컨트롤 암, 프레임 레일, 범퍼 빔 또는 배터리 박스 또는 대형 트럭의 프레임, 또는 크레인 붐과 같은 차량의 채시 또는 서스펜션 부품에서 제16항에 의한 열간압연 강의 사용.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은 높은 총 연신율(total elongation), 굽힘성(bendability) 및 인성(toughness) 값과 함께 초고강도 수준에서 높은 플랜지성(flangeability)을 가진 열간압연(hot-rolled) 스트립 강과, 상기 열간압연 강의 제조방

법 및 그 용도에 관한 것이다.

배경 기술

- [0002] 열간압연(HR) 강의 강도가 증가할수록, 성형성은 감소하는 것이 잘 알려져 있다. 운송 및 자동차 응용 분야에서 열간압연 강의 주요 응용 분야는 하부 컨트롤 암과 같은 새시 및 서스펜션(C&S: chassis and suspension)이다. 다른 영역은 트럭의 프레임 레일, 범퍼 빔 또는 전기 자동차용 배터리 상자이다. 이러한 응용 분야에 사용되는 HR 강의 일반적인 두께는 4.5mm 미만이다. 최대 12mm와 같은 더 두꺼운 게이지 HR 스트립 강은 크레인 붐과 같은 엔지니어링 응용 분야나 대형 트럭 프레임을 위한 운송 응용 분야에서 사용될 수 있다.
- [0003] 중량 감소의 관점에서 강 스트립의 게이지를 줄일 수 있도록 상기 응용에 대해 더 높은 강도의 강을 사용하는 것이 필수적이다. 따라서 일반적으로 1000 MPa 이상의 극한 인장 강도(Rm)를 갖는 초고강도 강(UHSS: ultra-high strength steels)이 이러한 목적에 유용할 것이다.
- [0004] 열간압연 강의 이러한 응용은 조화시키기 어려운 기계적 특성을 요구한다. 고강도 외에도 강은 냉간 성형을 통해 부품을 만들기 위한 좋은 성형성을 가져야 하며 이는 냉간 성형이 열간 성형과 비교하여 에너지 효율적인 제조 경로이기 때문이다. 또한, 범퍼 빔, 배터리 하우징, 크레인 붐(crane booms) 또는 프레임 레일(frame rails)과 같은 응용 분야에는 우수한 충격 인성 또는 에너지 흡수 능력도 필요하다. 상기 부품들을 조립하기 위해서는, 일반적으로 강의 낮은 탄소 당량으로 특징지어지는 우수한 용접성도 필요하다.
- [0005] 그러나 강의 인장 강도가 증가함에 따라 성형성 매개변수는 감소한다. 성형성은, 신장(stretching), 굽힘(bending), 드로잉(drawing) 및 플랜징(flanging)과 같은 여러 기계적 작업 중 재료 거동의 조합으로 간주되는 강판의 총칭이다. 부품 형상에 따라 재료의 둘 이상의 속성 중 일부 또는 조합이 판금 성형 중에 중요하다. 일반적인 자동차 C&S 부품의 경우, 신장-플랜지성도 중요하다. 이러한 유형의 성형성은 높은 구멍 확장 능력(HEC: hole expansion capacity)과 우수한 총 연신율을 필요로 한다. 일반적으로 롤 성형으로 제조되는 프레임 레일, 범퍼 빔 또는 배터리 하우징을 만들기 위해서는, 굽힘성이 중요하다. 크레인 붐의 제조에는 우수한 HEC, 굽힘성 및 연신율도 필요하다.
- [0006] 초고강도 수준에서 강의 높은 성형성 및 높은 충격 인성 값을 달성하는 것은 어려운 일이다.

발명의 내용

해결하려는 과제

- [0007] 본 발명의 목적은 높은 플랜지성, 우수한 연신율, 굽힘성 및 충격 인성이 결합된 초고강도를 가진 열간압연 강 스트립을 제공하는 것이다.
- [0008] 또한, 본 발명의 목적은 용접성이 우수한 열간압연 강 스트립을 제공하는 것이다.
- [0009] 또한, 본 발명의 목적은 이러한 강을 제조하는 방법을 제공하는 것이다.

과제의 해결 수단

- [0010] 상기 목적들 중 하나 이상은 청구항 1에 따른 열간압연 강에 의해 달성된다. 바람직한 실시형태는 종속항들 중 어느 하나에 개시되어 있다.
- [0011] 제2 측면에 따르면, 본 발명은 또한 본 발명에 따른 강을 제조하기 위한 청구항 10에 따른 방법으로 구현된다.
- [0012] 제3 측면에 따르면, 본 발명은 또한 운송 또는 엔지니어링 응용을 위한 부품의 생산을 위한 열간압연 강의 사용으로 구현된다.
- [0013] 본 발명에 따른 강은 탄소, 규소, 알루미늄 및 망간을 필수 원소로서 함유한다. 상기 강에서 이러한 합금 원소들의 함량 범위(중량% 단위)는 다음과 같다:
- [0014] C: 0.10 ~ 0.30;
- [0015] Si: 0.50 ~ 1.50;
- [0016] Al: 0.010 ~ 1.00;
- [0017] Mn: 1.00 ~ 3.00;

- [0018] 여기서 $(Si + Al) \geq 0.80$;
- [0019] 그리고 선택사항으로 하기 합금 원소들 중 임의의 하나 이상:
- [0020] V: 0.10 미만;
- [0021] Nb: 0.10 미만;
- [0022] Ti: 0.10 미만;
- [0023] Mo: 0.50 미만;
- [0024] Cr: 1.50 미만;
- [0025] Cu: 1.00 미만;
- [0026] Ni: 0.50 미만;
- [0027] B: 0.0030(30ppm) 미만;
- [0028] 불가피하게 또한 다음을 포함하며:
- [0029] N: 0.0100(100ppm) 미만;
- [0030] S: 0.005 미만;
- [0031] P: 0.020 미만;
- [0032] 나머지는 Fe과 제철 및 제강 공정에서 발생하는 기타 불가피한 불순물임. 달리 명시되지 않는 한, 모든 조성 백분율은 중량%로 제공된다.
- [0033] 탄소(C)는 강에 0.10 ~ 0.30%, 바람직하게는 0.10 ~ 0.26%, 더 바람직하게는 0.10 ~ 0.23%의 양으로 존재한다. 철에서 강한 고용체 경화를 일으키는 탄소는 주로 강도와 경화능을 고려하여 첨가된다. 탄소는, 열간압연 후 런아웃 테이블 냉각 동안, 오스테나이트가 임계 냉각 속도($20^{\circ}\text{C}/\text{s}$)를 초과하여 페라이트 및/또는 펄라이트로 변형되지 않도록 한다. 0.10% 미만의 C는 1000MPa 이상, 바람직하게는 1200MPa 이상의 원하는 Rm 수준을 제공하지 않으며, C가 0.30%보다 높으면 성형된 부품의 용접성이 불량해질 수 있다. 낮은 탄소 당량 값에 의해 용접성도 향상된다. 탄소에 대한 적절한 최소값은 0.16%이다.
- [0034] 규소(Si)는 철 격자의 치환 고용체 강화에 의한 강도 증가를 위해 1.50% 미만의 양으로 첨가된다. 강에서 Si의 다른 중요한 효과는 Si가 탄화물 침전(시멘타이트 및 기타 탄화물)을 늦춘다는 것이다. 결과적으로, 마르텐사이트 상이 템퍼링(tempering)을 받을 때 자신의 매트릭스에 유해한 탄화철을 형성하지 않는다. Si가 0.50% 미만인 경우, 탄화물 형성의 강화 및 억제 효과가 의도한 이점을 얻기에 불충분하다. 한편, Si가 1.50%를 초과하는 경우, 강의 열기계적 처리(슬래브 재가열, 열간압연, 권취 등) 중에 과도한 산화물 형성이 있을 수 있다. 이러한 산화물 스케일은 열간압연, 산세, 코팅 및 전체 표면 외관에 해롭다. 또한, Si 함량이 1.50%를 초과하는 경우 열간압연 시 압연력이 증가하고 강은 열간압연을 매우 어렵게 하는 수준까지 부서지기 쉬워진다. 따라서, 본 발명에 따른 Si의 양은 전형적으로 0.50% 초과 1.50% 미만, 바람직하게는 0.60% 내지 1.30% 범위, 더욱 바람직하게는 0.70 내지 1.10% 범위이다.
- [0035] 알루미늄(Al)은 본 발명에 따른 강에서 Si에 필적하는 거동을 보인다. 고의로 첨가하면 강에서 고용체 강화 원소로 작용한다. 또한, 마르텐사이트의 템퍼링 동안 탄화물 침전 속도를 늦춘다. Al이 0.030% 미만인 경우, 탄화물 형성의 강화 및 억제 효과는 무시할 수 있다. 0.030% 미만의 알루미늄 값은 제강 중 탈산 단계의 잔류물로 간주되므로, 최소값 0.030%가 바람직하다. 한편, Al이 1.00%를 초과하는 경우 강의 열기계적 처리(슬래브 재가열, 열간압연, 권취 등) 중에 과도한 산화물 형성이 있을 수 있다. 또한, Al은 페라이트-오스테나이트 변태 온도를 증가시켜, 오스테나이트 상에서 열간압연을 마무리하기 위해 더 높은 온도에서 강을 열간압연할 필요를 요구하며 이는 낮은 온도에서 임계간 페라이트가 나타나기 때문이다. 더 높은 온도에서 더 많은 양의 산화가 발생할 수 있다. 이러한 산화물 스케일은 열간압연, 산세, 코팅 및 전체 표면 외관에 해롭다. 또한, Si의 존재와 함께 Al이 1.00%를 초과하는 경우, 강을 매우 부서지기 쉽게 만들고 열간압연을 어렵게 하는 수준까지 열간압연 중 압연력이 증가한다. 또한, 1.00% 초과 Al 함량은 연속 냉각 동안 페라이트 형성을 위한 배양 시간을 줄임으로써 런아웃 테이블에서 냉각하는 동안 페라이트 형성을 촉진할 수 있다. 페라이트는 프레쉬(fresh) 마르텐사이트 및 템퍼드(tempered) 마르텐사이트와의 취성 인터페이스(brittle interfaces)를 도입할 것이기 때문에 본

발명에 해로운 상이다. 이러한 인터페이스는 변형으로 인한 손상 개시를 위한 핵 형성 부위로 작용하여 강의 성형성, 연신을 및 충격 인성을 감소시킨다. 따라서, 본 발명에서 Al은 0.010~1.00%, 바람직하게는 0.030~1.00%, 바람직하게는 0.20~0.80%, 더욱 바람직하게는 0.30~0.80%의 범위로 존재한다.

- [0036] Si 또는 Al은 개별적으로 고용체 강화의 효과를 제공하고 마르텐사이트의 템퍼링 동안 탄화물 석출을 억제할 수 있지만, 두 원소가 모두 존재할 때 이러한 원소들의 시너지 효과는 개별 효과와 유사하다. 따라서, 본 발명에서 (Si + Al)의 총 함량은 원하는 탄화물 억제 효과 및 원하는 강도 수준을 달성하기 위해 최소 0.80%, 바람직하게는 최소 1.00%이어야 한다. Al과 Si가 모두 존재하는 경우, 특히 열간압연, 산세 및 코팅 중에 강의 처리를 용이하게 하는 몇 가지 이점이 있을 수 있다. 일정량의 Al과 Si의 존재는 고온 처리 중에 스케일의 산화물 특성을 변화시킨다. 이렇게 하면 열간압연 후 스케일의 산세가 더 쉬워진다.
- [0037] 후술하는 바와 같이, 권취 단계 동안 상기 열간압연 강에 형성되는 초기 마르텐사이트는 본 발명에서 코일 냉각 동안 템퍼링된다. Si 및 Al의 개별 또는 시너지 효과로 인한 강의 자동-템퍼링(코일 냉각) 동안 탄화물 형성을 억제하는 것이 본 발명에 중요하다. 결과적으로, 마르텐사이트는 탄화물을 형성하지 않고 전위 밀도만 감소시킨다. 탄화물은 본질적으로 부서지기 쉽고 변형 중 손상 개시를 위한 핵 생성 부위로 작용하기 때문에, 강의 연신율, 성형성 및 충격 인성에 해롭다.
- [0038] 망간(Mn)은 1.00~3.00%의 양으로 존재한다. Mn의 주요 효과는 강도와 인성을 높이는 것이다. 1.00 중량% 미만 수준에서 목표한 효과가 달성되지 않고, 3.00 중량%를 초과하면 주조(casting) 및 편석(segregation) 문제가 발생할 수 있다. 또한, 강의 변형 메커니즘은, Mn에 의한 실온으로의 오스테나이트 안정화로 인해 TRIP(변태 유도 가소성)으로 변경될 수 있으며 이는 제품에서 목표로 하는 모든 기계적 특성(즉, 충격 인성, 성형성, 강도)의 우수한 조합을 달성하는 데 도움이 되지 않는다. 바람직하게는 Mn 함량은 1.20~2.70% 범위이다. 일 실시형태에서 Mn은 1.40~2.60%, 바람직하게는 1.50~2.50%, 더 바람직하게는 1.60~2.50%에 이른다. 일 실시형태에서, Mn의 적절한 최소량은 1.65%이고 Mn의 적절한 최대량은 1.95%일 것이다.
- [0039] 본 발명의 강의 필수 합금 원소, 즉 C, Si, Al 및 Mn의 전술한 효과 외에도, 이들 합금 원소의 또 다른 집합적 효과는 강의 경화능을 증가시키는 것이다. 이들은 오스테나이트화 후 냉각 동안 펄라이트 또는 페라이트 상의 형성을 방지하는 데 도움이 된다. 이 기능은 열간압연 후 및 권취 전에 런아웃 테이블 냉각 동안 특정 냉각 속도 이상에서 강이 이러한 상들을 피할 수 있게 한다. 이러한 연질(페라이트) 및 불균일(펄라이트) 상의 존재는 최종 제품에서 우수한 기계적 및 성형성 특성을 얻는 데 해로우며 이는 그것들이 미세조직에서 취성 및 비간섭성(incoherent) 인터페이스를 촉진하기 때문이다.
- [0040] V, Nb, Ti 및 Mo 군에서 선택되는 하나 이상의 미세-합금 원소가 선택적으로 존재한다. 이러한 미세-합금 원소는 각각의 탄화물, 질화물 또는 탄질화물에 의한 석출 경화를 통해 강도를 증가시킨다. 이들은 또한 강의 용접성을 향상시킨다.
- [0041] 본 발명의 또 다른 선택적 원소인 크롬도 강의 경화능을 증가시킨다.
- [0042] 구리는 존재하는 경우 고용체 강화와 구리 침전물을 통한 석출 경화에 의해 강의 강도를 증가시킨다. 니켈은 충격 인성을 증가시키고, 구리의 존재로 인해 강의 열간 처리 중에 발생할 수 있는 고온 취성(hot shortness)을 방지한다.
- [0043] 합금 원소로 존재하는 경우, 이러한 선택적 합금 원소들의 바람직한 첨가량(중량% 단위)은 다음과 같다:
- [0044] V: 0.010 ~ 0.10
- [0045] Nb: 0.010 ~ 0.10
- [0046] Ti: 0.010 ~ 0.10
- [0047] Mo: 0.050 ~ 0.50
- [0048] Cr: 0.10 ~ 1.50
- [0049] Cu: 0.030 ~ 1.00
- [0050] Ni: 0.020 ~ 0.50
- [0051] 질소(N), 황(S) 및 인(P)은 제강 및 제련 공정의 결과로 강에 존재하는 잔류 원소이다. 그 양은 $S < 0.005\%$ 및 $P < 0.020\%$ 및 $N < 0.0100\%$ 로 제한된다. 이들보다 많은 양은 기계적 특성, 성형성 및 용접성에 해롭다. 바람직

하계는 $S < 0.002\%$, N 은 0.0005 내지 0.0100% 이다. 지정된 범위의 질소는 C 와 유사한 효과를 제공하고 미세 합금 원소의 탄질화물 형성에 의해 강도에 기여한다.

- [0052] 상기 선택적 합금 원소들과 질소, 황 및 인 원소는 지정된 범위 내에서 서로 독립적으로 변할 수 있다. 이들은 본 발명에 따른 강에서 시너지 효과가 아닌 부가 효과를 갖는 것으로 밝혀졌다.
- [0053] 제2 측면에 따르면, 본 발명은 또한 최종 제품에서 원하는 미세조직을 달성하는 열간압연 스트립의 제조 공정에서 구현된다. 따라서, 본 발명에 따른 방법은 위에서 논의된 화학적 성질을 갖는 열간압연 강을 제조하는 방법이다.
- [0054] 상기 강철을 만드는 방법은 다음 단계를 포함한다:
- [0055] - 용융된 강을 슬래브로 주조하는 단계;
- [0056] - 상기 슬래브를 바람직하게는 1100°C 이상의 온도에서, 바람직하게는 30분 이상의 시간 동안 재가열하는 단계;
- [0057] - 주조된 구조를 분해하기 위해 상기 슬래브를 일반적으로 $35\sim 45\text{mm}$ 범위의 중간 게이지로 조-압연하는 단계;
- [0058] - 바람직하게는 상기 강의 Ar3 온도보다 높은 마무리 열간압연 온도(FRT)로, 상기 강을 스트립으로 열간압연하는 단계로서, 여기서 Ar3 은 냉각 동안 오스테나이트에서 페라이트로의 변태가 시작되는 온도인, 단계;
- [0059] - 20°C/s 초과와 냉각 속도로 런아웃 테이블에서 상기 열간압연 스트립의 가속 냉각을 수행하는 단계;
- [0060] - $(\text{Ms}-50)^{\circ}\text{C} \sim (\text{Ms}-160)^{\circ}\text{C}$ 범위의 온도에서 상기 열간압연 및 냉각된 강 스트립을 권취하는 단계로서, 여기서 Ms 는 강의 마르텐사이트 시작 온도($^{\circ}\text{C}$ 단위)인, 단계;
- [0061] - 상기 강을 실온으로 코일 냉각하는 단계;
- [0062] - 상기 열간압연 강 스트립을 산세하는 단계;
- [0063] - 선택사항으로, 상기 열간압연 스트립을 Zn 또는 Zn 기반 합금 또는 Al 기반 합금 또는 임의의 다른 코팅으로 코팅하는 단계.
- [0064] 오해를 피하기 위해 Ms 는 $^{\circ}\text{C}$ 로 표시된다. 바람직하게는 FRT는 $\text{Ar3} + 50^{\circ}\text{C}$ 보다 높다. 도 1은 도식적인 연속 냉각 변환(CCT) 다이어그램에 열간압연 및 실온으로의 냉각 공정의 도식적 표현을 중첩하여 보여준다. 실온은 약 20°C 로 정의된다. 재가열은 특히 두꺼운 슬래브를 기반으로 하는 종래의 열간 스트립 밀(hot strip mill)에서 본 발명에 따른 열간압연 공정을 수행하는 경우 60분 이상 동안 수행하는 것이 바람직하다.
- [0065] 본 발명은 주조하는 방법에 의해 제한되지 않는다. 강은 주조 두께가 $150\sim 350\text{mm}$, 일반적으로 $225\sim 250\text{mm}$ 인 기존의 두꺼운 슬래브로뿐만 아니라 직접 스트립주조 공장에서 주조 두께가 $50\sim 150\text{mm}$ 인 얇은 슬래브로 주조될 수 있다. 기존의 열간 스트립 밀을 포함하는 공정과 얇은 슬래브 주조/직접 압연기의 도식적인 예가 각각 도 2a와 2b에 나와 있다. 기존의 두꺼운 슬래브 주조의 경우, 슬래브 재가열은 주변 온도에서 슬래브를 재가열하고(보통 두꺼운 주조 슬래브는 주조 온도에서 슬래브 야드의 주변 온도로 냉각됨) 슬래브를 조성과 관련하여 균질화하는 데 필요하다. 따라서 재가열 온도는 미세합금 원소가 존재할 때 침전물을 용해하고 마무리 압연기의 최종 열간압연이 여전히 $\text{FRT} > \text{Ar3}$ 에서 수행될 수 있는 온도까지 슬래브를 가열하기 위해 1100°C 보다 높아야 한다. 종종 이것은 $1150 \sim$ 약 1250°C 사이의 (슬래브) 재가열 온도를 필요로 한다. 얇은-슬래브 주조의 경우, 주조된 슬래브는 얇은 슬래브를 주조한 직후 균질화 용광로에서 균질화 처리를 받게 되며, 여기서 균질화 온도는 1100°C 이상이어야 하며 일반적으로 약 $1125\sim 1150^{\circ}\text{C}$ 이다. 이것은 또한 미세합금 원소가 존재할 때 침전물이 형성되는 것을 방지하고, 또한 마무리 압연기에서 최종 열간압연이 여전히 $\text{FRT} > \text{Ar3}$ 에서 수행될 수 있는 온도까지 얇은 슬래브를 가열한다. 본 발명에 따르면 얇은 슬래브 주조 경로를 위한 재가열 또는 균질화 시간은 바람직하게는 30분 이상이다.
- [0066] 강의 열간압연은 최종 미세조직에 페라이트가 존재하지 않도록 오스테나이트 상에서 수행되어야 한다. 오스테나이트 상에서 열간압연의 또 다른 목적은 열간압연력을 감소시키는 것이므로, 마무리 압연 온도(FRT)는 강의 Ar3 보다 50°C 이상 높은 온도로 유지하는 것이 바람직하다.
- [0067] 열간압연 후, 강 스트립은 런아웃 테이블에서 냉각된다. 여기서 요구 사항은 오스테나이트로부터 원하지 않는 상 변환을 피하기 위해 임계 냉각 속도보다 높은 속도로 강을 냉각해야 한다는 것이다. 특히 페라이트 및 펄라이트는 이것들이 최종 제품의 기계적 및 성형성에 유해하므로 형성되지 않아야 한다. 따라서 런아웃 테이블 냉각 속도(ROT-CR)는 페라이트와 펄라이트의 형성을 피하기 위해 임계 냉각 속도를 초과해야 한다. 스트립의 두께

에 걸쳐 앞서 언급한 임계 냉각 속도를 초과하는 한 오스테나이트로부터의 변태를 보장하기 때문에 임계 최대 ROT-CR은 없다. 불필요하게 높은 ROT-CR은 냉각 후 스트립의 평탄도에 영향을 미치고 제어 문제를 초래하여 올바른 냉각 정지 온도에서 멈출 수 있으므로 적절한 최대 ROT-CR은 약 300℃/s, 바람직하게는 약 200℃/s, 더 바람직하게는 약 150℃/s이다. 실용적인 ROT-CR 범위는 20 내지 100℃/s이며 이는 스트립의 두께에 따라 공기 냉각, 층류 냉각(laminar cooling) 또는 워터 제트(water jet) 냉각을 통해 달성할 수 있기 때문이다. 실용적인 이유로 ROT-CR은 스트립 표면의 평균 냉각 속도로 정의된다.

[0068] 다음으로, 열간압연 강 스트립을 (Ms-50)℃ ~ (Ms-160)℃의 온도 범위에 있는 강의 Ms 미만의 온도에서 권취한다. Ms 미만의 권취(coiling)는 후속 코일 냉각이, 초기 마르텐사이트 함량이 40~85 부피% 범위인, 마르텐사이트와 오스테나이트의 상 혼합으로 시작되도록 하기 위한 것이다. 초기 마르텐사이트 함량이 이 양보다 높으면, 또는 다시 말해서, 권취 온도(CT)가 Ms-160℃ 미만이면, 초기 마르텐사이트의 요구되는 템퍼링 효과가 얻어지지 않으며, 코일 냉각 동안 사용 가능한 시간이 짧고 효과적인 템퍼링이 일어나기에는 너무 낮은 온도로 인해 강의 높은 연성, 성형성 및 충격 인성을 달성하지 못한다. 초기 마르텐사이트 함량이 40 부피% 미만인 경우, 마르텐사이트의 과도한 템퍼링이 발생할 수 있으며, 그 제품은 본 발명의 맥락에서 초고강도 강이 아니다.

[0069] 코일 냉각 동안, 초기 마르텐사이트의 템퍼링이 연속적으로 발생한다. 동시에 강이 코일에서 냉각됨에 따라, 새로운 프레쉬 마르텐사이트가 형성된다. 강에 Si와 Al이 존재하기 때문에, 탄화물은 템퍼드 마르텐사이트에서 형성되지 않는다. 또한, 마르텐사이트에서 오스테나이트로 탄소의 일부로 인해, 매우 적은 양의 오스테나이트가 실온에서 변형되지 않은 채로 남아 있을 수 있지만(일명 잔류 오스테나이트), 그 양은 바람직하게는 0 부피%를 포함하여 최대 1 부피%로 제한된다.

[0070] 강이 실온으로 냉각된 후, 열간압연 강의 산화물(스케일)은 따뜻한 온도(80~120℃)의 산성 용액(예: HCl)에 산세함으로써 또는 산세와 표면의 기계적 솔질의 조합에 의해 제거된다. 이 단계는, 내식성을 위해 선택적으로 필요한 경우, 강 표면을 코팅되지 않은 HR 강철로 직접 사용하기에 적합하게 하거나 코팅 공정에 적합하게 만드는 데 필요하다.

[0071] 선택사항으로, HR 강 스트립은 Zn 또는 Zn-기반 합금, 또는 Al-기반 합금으로, 예를 들어 핫딥 코팅 또는 전기 코팅 또는 사용 중에 우수한 내식성을 제공하는 기타 코팅 기술에 의해 코팅될 수 있다.

[0072] 위의 공정은 의도한 기계적 특성을 얻기 위해 원하는 미세조직을 생성한다. 본 발명은 또한 상기 공정에 따라 제조되고 하기 미세조직(부피%)를 포함하는 강 화학성질을 가진 강 제품으로 구현된다:

[0073] - 템퍼드 마르텐사이트(권취 중 초기 마르텐사이트): 40~85%, 바람직하게는 최소 50%, 보다 바람직하게는 최소 60%;

[0074] - 프레쉬 마르텐사이트(권취 후 코일 냉각 동안 형성되는 마르텐사이트): 15~60%, 바람직하게는 최대 50%, 보다 바람직하게는 최대 40%;

[0075] - 잔류 오스테나이트: 0 부피%를 포함하여 최대 1 부피%.

[0076] - 시멘타이트 또는 기타 금속 탄화물: 0 부피%

[0077] 강 화학성질, 공정 및 미세조직은 본 발명에 따라 다음과 같은 기계적 및 성형성 특성을 가져온다.

[0078] - 항복강도(Rp): 최소 1100 MPa

[0079] - 극한 인장 강도(Rm): 최소 1200 MPa

[0080] - 항복비(Rp/Rm): 최소 0.85

[0081] - 총 연신율: 최소 6.0% JIS5

[0082] - 홀 확장 능력: 최소 30%

[0083] - 굽힘 각도 @ 1mm 두께: 최소 70 °

[0084] 바람직하게는 샤르피 충격 인성은 -40℃에서 최소 40 Joule, 실온에서 최소 100 Joule이다.

[0085] 강 화학성질, 공정 및 미세조직은 본 발명에 따라 바람직하게는 다음과 같은 기계적 및 성형성 특성을 가져온다.

[0086] - 항복강도(Rp): 최소 1100 MPa

- [0087] - 극한 인장 강도(Rm): 최소 1200 MPa
- [0088] - 항복비(Rp/Rm): 최소 0.85
- [0089] - 총 연신율: 최소 8.5% JIS5
- [0090] - 홀 확장 능력: 최소 50%
- [0091] - 굽힘 각도 @ 1mm 두께: 최소 80 °
- [0092] - 샤르피 충격 인성: -40℃에서 최소 40 Joule, 실온에서 최소 100 Joule.
- [0093] 강의 강도 값은 주로 미세조직 내 단단한 성분이 존재하기 때문에 결정된다. 마르텐사이트는 강에서 강한 상이며 코일 냉각 동안 Ms 미만의 저온 템퍼링으로 인해, 마르텐사이트는 강도를 많이 느슨하게 하지 않는다. 따라서, 본 발명에서 프레스 마르텐사이트 및 템퍼드 마르텐사이트는 모두 본 발명에서 초고강도 값을 달성하는 데 책임이 있다. 또한, 강에 Si 및 Al의 존재로 인한 탄화물의 부존재는 변형 중 강의 손상 개시를 감소시켜 높은 총 연신율 값을 제공한다. 잔류 오스테나이트는 충격 인성에 대한 낮은 안정성으로 인해 유해하므로 1 부피% 미만으로 최소화된다.
- [0094] 잔류 오스테나이트는 코일 냉각 동안 마르텐사이트에서 오스테나이트로의 탄소 분할로 인해 발생한다. 탄소는 Ms-온도를 낮추어 오스테나이트의 안정성을 높인다. 그러나 본 발명에서 잔류 오스테나이트는, 상이한 변형 및 성형 공정 동안 잔류 오스테나이트의 기계적 안정성을 제어하기 어렵기 때문에, 의도적으로 회피한다. 잔류 오스테나이트는 연신율(즉, 신장성) 및 충격 인성을 증가시키는 유익한 효과를 위해 매우 높은 기계적 안정성을 가져야 한다. 이러한 특성을 개선하려면 미세한 필름형 형태와 함께 매우 높은 탄소 포화도가 필요하다. 코일 냉각에서와 같은 저온 연속 냉각 과정에서 높은 탄소 과포화도를 달성하는 것은 매우 어렵다. 오스테나이트의 기계적 안정성이 낮으면 마르텐사이트로 빠르게 변태하고 총 연신율에 영향을 미치는 매트릭스 상과 취성 인터페이스를 생성한다. 기계적 안정성이 낮은 잔류 오스테나이트는 충격과 같은 동적 로딩(dynamic loading) 과정에서 훨씬 빠르게 변태되고 충격 인성을 감소시킨다. 따라서, 본 발명에서는 다량의 잔류 오스테나이트가 존재하지 않으면서, 템퍼드 마르텐사이트 및 프레스 마르텐사이트에 의해 더욱 균질한 미세조직이 생성되었다. 즉, 잔류 오스테나이트의 존재를 의도적으로 피하고 그 최대량을 1 부피%로 제한했다.
- [0095] 본 발명에서 잔류 오스테나이트 상을 피하거나 최소화하는 또 다른 동기는 Zn 또는 Zn-합금 코팅 강의 용접 동안 액체 금속 취성(LME: liquid metal embrittlement) 현상의 경향을 감소시키는 것이다. 미세조직에서 잔류 오스테나이트 상이 있는 Zn 또는 Zn 합금 코팅 강은 용접 중 LME에 더 취약한 것으로 알려져 있다.
- [0096] 이는 (Ms-50)℃ ~ (Ms-160)℃ 범위의 저온 권취를 사용하여 달성되었으며, 이는 실질적인 탄소 분할이 다량의 오스테나이트를 안정화할 것으로 예상되지 않는 온도 범위이다.
- [0097] Rp, Rm 및 총 연신율은 EN 10002-1/150 6892-1에 따라 압연 방향에 평행한 인장 시험을 통해 JIS No.5 시편 형상을 사용하여 실온에서 준정적(quasistatic)(변형률 $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) 인장 시험에서 결정되었다. 상기 인장 시편의 형상은 압연 방향에서 게이지 길이 50mm, 너비 25mm, 두께 3.2mm로 구성하였다. 0.2% 오프셋 변형률에서 강의 강도는 항복 강도(Rp 또는 YS)로 측정된다. 항복강도 대 극한 인장강도의 비율(Rp/Rm)은 항복비로 표현된다.
- [0098] 굽힘성은 두께 3.2mm, 세로 및 가로 방향 모두에서 40mm x 30mm 시편에 대한 VDA 238-100 표준에 따라 3점 굽힘 시험에 의해 결정되었다. 굽힘 축은 30mm 치수를 따랐고 굽힘 반경은 0.4mm였다. 두께가 다른(각각 2.8, 3.2 및 3.5mm 두께) 스트립들에서 얻은 굽힘 각도를 다음 공식을 사용하여 1.0mm 두께에 해당하는 각도로 변환했다: 1.0mm 두께에서의 굽힘 각도 = 측정된 각도 x 실제 두께(mm)의 제곱근. 이러한 변환된 굽힘 각도로부터, 특정 열처리 조건에 대해 종 방향 및 횡 방향 시편의 가장 낮은 값이 본 발명의 범위를 주장하기 위해 취해졌다.
- [0099] 강의 플랜지성 또는 구멍 확장 능력(HEC)은 구멍 확장 시험에 의해 결정되었다. 치수가 90mm x 90mm x 3.2mm인 시편을 권취된 강에서 절단했다. 시편 중앙에 직경 10mm의 구멍을 뚫고, ISO/TS 16630:2003(E) 표준에 따라 구멍 확장 시험을 진행하였다. HEC 값은 공식에 의해 결정되었다: $HEC = (\text{초기 구멍 직경의 확장}/\text{초기 직경의 확장}) \times 100\%$.
- [0100] 샤르피 충격 인성은 ASTM A370 표준에 따라 전체 크기 샤르피 V-노치(CVN) 시편(55mm x 10mm x 10mm)을 사용하여 측정되었다. 시험은 압연 방향(RD: rolling direction)에 평행하고 수직인 V-노치를 처리하여 두 시트 방향에서 수행되었다.

- [0101] 위의 모든 기계적 시험을 위해, 각 조건에 대해 최소 3개의 시편을 시험하고 평균값이 보고된다.
- [0102] 광학 현미경, X선 회절(XRD), 주사 전자 현미경(SEM) 및 팽창측정법(dilatometry)과 같은 기술의 조합을 사용하여 미세조직을 분석했다. (1 x w x t) 10mm x 5mm x 3.2mm 시편에 대한 팽창측정법 시험은 시편을 10℃/s 속도로 950℃까지 가열하고 2분 동안 유지하고 100℃/s(Ms에 대해 급랭) 또는 0.3℃/s(Ar3에 대해 서냉)의 속도로 실온으로 냉각하여 수행했다. 팽창측정 데이터에서, Ms 및 Ar3 온도가 결정되었다. 강을 권취한 후 초기 마르텐사이트(즉, 또한 코일 냉각 후 템퍼드 마르텐사이트)의 양은 다음 문헌에 제공된 Koistinen-Marburger 공식을 사용하여 결정되었다: D.P. Koistinen, R.E. Marburger, Acta Metallurgica에 의한 "A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels", 7권, 1959, pp.59-60.
- [0103]
$$f = 100 \cdot \{1 - \exp(-(1.10 \times 10^{-2} \cdot (M_s - CT)))\}$$
- [0104] 여기서 Ms는 마르텐사이트 시작 온도(℃)이고 CT는 권취 온도(℃)이므로 (Ms-CT)는 코일 냉각이 시작될 때 Ms 미만의 과냉각을 반영하므로 초기 마르텐사이트의 양에 대한 측정값이다.
- [0105] 잔류 오스테나이트의 양은 샘플의 1/4 두께 위치에서 XRD에 의해 결정되었다. XRD 패턴은 Panalytical Xpert PRO 표준 분말 회절계(Co K_α-방사선)에 45~165° (2θ) 범위에서 기록되었다. 상 비율의 정량적 결정은 리이트벨드 정련(Rietveld refinement)을 위한 Bruker Topas 소프트웨어 패키지를 사용하여 리이트벨드 분석에 의해 수행되었다. 미세조직의 탄화물, 페라이트, 펄라이트 및 베이나이트의 양은 고해상도 SEM 이미지를 분석하여 결정되었다. 총량에서 초기 마르텐사이트 및 기타 상 분율(fraction)(잔류 오스테나이트, 탄화물 및 기타 결정된 상들)을 빼서, 프레쉬 마르텐사이트 분율이 얻었다.
- [0106] 아연 또는 아연 합금 코팅의 조성은 제한되지 않는다. 코팅은 다양한 방식으로 적용할 수 있지만 표준 GI 코팅 욕(bath)을 사용하는 핫딥 아연도금이 선호된다. Zn계 코팅은 합금 원소로서 Al을 함유하는 Zn 합금을 포함할 수 있다. 바람직한 아연욕의 조성물은 0.10~0.35 중량% Al을 함유하고, 나머지는 아연 및 불가피한 불순물이다.
- [0107] 다른 Zn 코팅도 적용될 수 있다. 일례는 W0 2008/102009에 따른 아연 합금 코팅을 포함하며, 특히 0.3 ~ 4.0 중량% Mg 및 0.05% ~ 6.0 중량% Al, 바람직하게는 0.1 내지 5.0% Al, 및 선택적으로 최대 0.2 중량%의 불가피한 불순물과 추가 원소를 포함하고 나머지는 아연이다. 주요 합금 원소로서 Mg 및 Al을 포함하는 바람직한 Zn 욕의 조성은 다음과 같다: 0.5 ~ 3.8 중량% Al, 0.5 ~ 3.0 중량% Mg, 선택적으로 최대 0.2%의 하나 이상의 추가 원소; 나머지는 아연과 불가피한 불순물이다. 전형적으로 0.2 중량% 미만의 소량으로 첨가되는 추가 원소는 Pb, Sb, Ti, Ca, Mn, Sn, La, Ce, Cr, Ni, Zr 및 Bi를 포함하는 군으로부터 선택될 수 있다. Pb, Sn, Bi 및 Sb는 일반적으로 스팅글(spangles)을 형성하기 위해 추가된다. 바람직하게는, 아연 합금에서 추가 원소의 총량은 최대 0.2 중량%이다. 이러한 소량의 추가 원소는 일반적인 응용 분야에서 코팅이나 욕의 특성을 크게 변경하지 않는다. 바람직하게는, 하나 이상의 추가 원소가 코팅에 존재할 때, 각각은 < 0.02 중량%의 양으로 존재하고, 바람직하게는 각각은 < 0.01 중량%의 양으로 존재한다. 추가 원소는 일반적으로, 단지 핫딥 아연도금을 위한 용융된 아연 합금 욕에서 찌꺼기(dross)가 형성되는 것을 방지하거나 코팅층에 스팅글을 형성하기 위해서, 추가된다.
- [0108] 다른 실시형태에서, 금속 코팅은 (상업적으로 순수한) 알루미늄 층 또는 알루미늄 합금 층을 포함한다. 알루미늄 층과 같은 핫딥 코팅을 위한 일반적인 금속 욕은 규소와 합금된 알루미늄을 포함하며, 예를 들면 8 내지 11 중량%의 규소와 최대 4%의 철, 선택적으로 최대 0.2%의 칼슘과 같은 하나 이상의 추가 원소, 불가피한 불순물, 나머지는 알루미늄임. 규소는 접착력(adherence)과 성형성을 감소시키는 두꺼운 철-금속 금속간 층의 형성을 방지하기 위해 존재한다. 철은 바람직하게는 1 내지 4%, 더 바람직하게는 적어도 2%의 양으로 존재한다.

도면의 간단한 설명

- [0109] 이제 본 발명이 다음의 비 제한적인 도면에 의해 설명될 것이다.

도 1은 본 발명의 열기계적 처리의 개략도이다.

도 2a는 두꺼운 주조 슬래브를 처리하기 위한 열간 압연기의 개략도이다

도 2b는 직접 압연기가 있는 얇은 슬래브 주조 설비를 도시한다.

도 3 및 4는 굽힘 샘플과 샤르피 샘플에 대한 형상과 정의를 보여준다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

- [0110] 치수가 200mm x 100mm x 100mm인, 7개의 본 발명의 화학 물질 A-B 및 D-H의 강 잉곳과 비교예 강 C를 진공 유도로서 장입물을 용융시켜 주조하였다. 이들 강의 화학 조성은 표 1에 주어진다. 강 A-B 및 D-H는 본 발명의 정의된 경계 내에 C, Si 및 Al을 함유하는 반면, 비교예 강은 본 발명에서 정의된 경계 밖에서 Al 및 Si를 함유한다. 모든 잉곳을 1200℃에서 1시간 동안 재가열하고, 25mm 두께로 조압연하였다. 그런 다음 스트립을 1200℃에서 30분 동안 다시 가열하고, 모든 강에 대해 오스테나이트 상 필드에 있는 900℃ 초과 FRT으로 2.8, 3.2mm, 3.5 및 12mm의 최종 두께로 열간압연했다. 팽창측정법으로 측정된 강들에 대한 Ar3 및 Ms도 표 1에 나와 있다.
- [0111] 열간압연 후, 강들은 즉시 다양한 냉각 속도로 런아웃 테이블 냉각을 거친 다음, 다른 시작 CT로부터 실온으로 냉각하여 머플로(muffle furnace)에서 코일 냉각 시물레이션을 수행했다. 그런 다음 스트립을 산세하여 기존 방식으로 산화물을 제거했다.
- [0112] 강들의 다양한 처리 조건은 표 2에 요약되어 있다. A, B 및 C는 유사한 Ms 및 Ar3를 갖는다. 강 A에 대한 FRT 온도는 953℃, 강 B의 경우 939℃, 강 C의 경우 945℃였으며, 모두 Ar3보다 50℃ 높다. 강 A와 B의 경우, 본 발명의 정의된 하한을 벗어나는 3℃/s의 느린 런아웃 테이블 냉각 속도(ROT-CR)가 사용되었다. 또한, 본 발명의 정의된 경계를 벗어나는 두 개의 추가 코일 온도(200℃ 및 480℃)가 본 발명에서 요구되는 경계 내에서 FRT 및 CT를 갖는 강 A 및 B에 대해 사용되었다. 200℃의 CT는 (Ms-160)℃보다 훨씬 낮고 480℃는 Ms보다 높다. 이러한 조건들은 비교 목적으로 사용되었다. 본 발명의 범위를 벗어나는 화학적 성질을 갖는 강 C의 경우, 모든 처리 조건(FRT, ROT-CR 및 CT)은 본 발명의 정의된 경계 내에서 선택되었다. 강 D-F의 경우 한 세트의 공정 매개변수가 본 발명에 대해 청구된 범위(FRT, ROT-CR 및 CT) 내에 있었지만, 다른 세트의 경우 FRT 및 ROT-CR은 동일하게 유지되었지만 CT에 대해서만 비교를 위해 더 높게 유지되었다. 이 경우 강 D-F에 대한 (Ms-50℃)보다 높은 375℃의 CT가 사용되었다. 사실, 이 CT는 그들의 Ms 온도보다 약간 더 높았다. 강 G-H에 대해 모든 처리 매개변수는 본 발명에 의해 요구되는 경계 내에서 유지되었다.
- [0113] 설명된 바와 같은 다양한 기계적 및 미세조직 특성화를 위해 최종 강 스트립에서 상기 시편들을 추출했다. 샤르피 충격 시편을 준비하는 데 12mm 두께의 열간압연 강이 사용된 반면 다른 모든 특성화에 대해 2.8, 3.2 및 3.5mm 두께의 강 스트립이 사용되었다.
- [0114] 다양한 처리 조건에 대해, 미세조직의 상 함량이 표 3에 제시되고, 인장 특성은 표 4에 주어지며, 굽힘 및 HEC 시험 결과는 표 5에, 그리고 샤르피 충격 인성은 표 6에 주어져 있다. 인장 및 굽힘 시험 결과를 나타내기 위해 표에 사용된 기호 및 약어는 다음과 같다: Rp = 항복 강도, Rm = 극한 인장 강도, A_{JIS5} = JIS5 시편을 사용한 총 연신율, BA = 굽힘 각도, L = 굽힘 축이 압연 방향에 평행한 세로 시편, T = 굽힘 축이 압연 방향에 수직인 가로 시편.
- [0115] 표 3은 강 A와 B가 본 발명에 필요한 범위에 속하는 275℃~375℃ 범위의 CT에 대해 정의된 경계 내에서 FRT 및 ROT-CR을 사용하여 각각 85 부피% 미만 및 최소 15 부피%의 템퍼드 마르텐사이트 및 프레시 마르텐사이트로 구성된 미세조직을 달성했음을 보여준다. 또한, 상기 강들은 각각의 미세조직에 탄화물이 없고 잔류 오스테나이트 함량은 이러한 처리 조건에서 1 부피% 미만이었다. 이들의 미세조직들은 페라이트, 베이나이트 또는 펄라이트와 같은 다른 상을 포함하지 않았다.
- [0116] 강 A, B는, Ar3보다 50℃ 높은 온도의 FRT에서 20℃/s 초과 ROT-CR을 받았을 때, 상당한 양의 베이나이트와 잔류 오스테나이트를 가진 미세조직을 생성했으며 이들 강의 Ms보다 높은 480℃에서 권취될 때 약간의 프레시 마르텐사이트가 Ms 미만에서 형성되었다. Al 및 Si 함량으로 인해 이러한 권취 조건에 대해 이러한 강들에 탄화물이 존재하지 않았다. Ms 초과 베이나이트 변태 동안 오스테나이트의 탄소 농축과 Ms 미만의 코일 냉각 동안 형성된 프레시 마르텐사이트에 의해 높은 잔류 오스테나이트 함량이 초래되었다. 잔류 오스테나이트의 양이 많은 이러한 베이나이트 미세조직들은 본 발명에서 의도한 미세조직과 다르다.
- [0117] 유사하게, 강 A와 B가 이들 강의 Ms-160℃보다 훨씬 낮은 200℃에서 권취될 때, 이 강들의 미세조직도 본 발명에 필요한 것과 다르게 된다. 이 CT 조건은 85 부피% 초과 템퍼드 마르텐사이트와 15 부피% 미만의 프레시 마르텐사이트를 가진다. 반면에 강 A 및 B는 FRT와 CT가 본 발명에 필요한 범위 내이지만 ROT-CR이 3℃/s(20℃/s 미만)인 경우 베이나이트 매트릭스 및 상당량의 잔류 오스테나이트 외에 각각의 미세조직에 상당한 양의 페라이트와 펄라이트를 보였다. 권취 전 느린 ROT-CR로 인해 페라이트, 펄라이트 및 베이나이트가 형성되었다.

- [0118] 강 C의 소량의 Si 및 Al로 인해 강 C는 본 발명에 필요한 범위 내의 모든 매개변수로 처리하는 동안 상당한 양의 탄화물(2.3 부피%)을 형성했다.
- [0119] 전술한 미세조직의 결과로서, 표 4 내지 6과 같은 특성이 얻어졌다. 강 A, B는 8.5% 초과와 총 연신율(AJIS5)과 함께 0.85 초과와 항복비, 1100 MPa 초과와 Rp 및 1200 MPa 초과와 Rm을 달성하였다. CT가 너무 높으면(480℃), 총 연신율이 높더라도 더 부드러운 상(베이나이트 및 잔류 오스테나이트)의 존재로 인해 본 발명에서 목표로 하는 Rp 및 Rm의 최소 수준이 강 A와 B에서 달성되지 않는다. 480℃의 CT에 대한 낮은 Rp 값 또한 항복비를 0.85 미만으로 만들었다. 반면에 CT가 너무 낮으면(CT = 200℃), Rp와 Rm은 높은 항복비와 함께 목표 값보다 높지만 총 연신율은 너무 낮다(<8.5%). 낮은 총 연신율은, 미세조직에 존재하는 초기 마르텐사이트 양이 너무 많고(= 템퍼드 마르텐사이트 > 85 부피%), 가용한 시간이 부족해서 코일 냉각 동안 템퍼링 효과가 부족하고, 효과적인 템퍼링이 일어나기에 온도가 너무 낮기 때문이다.
- [0120] 3℃/s의 느린 ROT-CR에서, 강 A와 B의 Rp 및 Rm 값은, 베이나이트, 페라이트, 펄라이트 및 잔류 오스테나이트의 부드러운 상이 형성되기 때문에, 각각 1100 MPa 및 1200 MPa보다 낮다. 또한, 총 연신율은 높지만 항복비는 0.85보다 낮다.
- [0121] 강 C는, 탄화물 억제 원소인 Si 및 Al의 부재로 인한 미세조직 내 탄화물의 존재로 인해, 낮은 Rp, Rm, 항복비 및 총 연신율 값을 달성했다. 탄화물은 기계적 특성에 해롭고 변형 중 손상을 촉진한다. 따라서 강철 C에서 낮은 수준의 인장 특성이 얻어졌다.
- [0122] 인장 특성과 마찬가지로, 굽힘성 및 HEC도, 본 발명의 정의된 처리 변수들(FRT, ROT-CR 및 CT) 내에서 처리될 때, 강 A 및 B에서 높다(표 5 참조). 1.0mm 두께에서 80°의 최소 굽힘 각도가 달성되었으며 50%의 최소 HEC 값도 얻어졌다. 그러나 CT가 높고 강의 Ms를 초과할 때(즉, 480℃), 최소 굽힘 각도와 HEC는 낮고 각각 1.0mm 두께에서 목표 값인 80°와 50% 미만이다. 이는 프레쉬 마르텐사이트, 베이나이트 및 잔류 오스테나이트를 포함하는 이들 강의 미세조직의 다중상 특성으로 인해(표 3 참조), 변형이 수행될 때 이들 상의 인터페이스에 다수의 손상 개시 부위가 존재하기 때문이다. 마르텐사이트로서 존재하고 잔류 오스테나이트의 TRIP 효과로 인해 형성된 마르텐사이트는 모두 베이나이트와 변태되지 않은 잔류 오스테나이트보다 더 강한 상이다. 한편, 강 A와 B에 최적 양의 템퍼드 마르텐사이트와 프레쉬 마르텐사이트가 있는 이상적인 처리 조건에서, 굽힘 및 구멍 확장 시 균질한 변형을 초래하는 낮은 경도 또는 강도 차이가 이 상들 사이에 존재했다. 이로 인해 이상적인 처리 조건에서 높은 HEC 및 굽힘 값이 얻어졌다.
- [0123] 또한, Ms(200℃) 미만의 강 A 및 B의 CT가 너무 낮으면, 미세조직에 너무 많은 양(>85 부피%)의 템퍼드 마르텐사이트가 존재하기 때문에 굽힘성 및 HEC 값도 낮다(표 3 참조). 권취 초기에 존재하는 이 초기 마르텐사이트의 효과적인 템퍼링의 부족은 낮은 연성을 유발했으며(이는 표 4의 총 연신율 값에도 반영됨), 굽힘성 및 HEC로 측정된 이들 강의 낮은 성형성을 유발했다.
- [0124] 느린 ROT-CR을 사용하는 경우(3℃/s), 표 5에서 볼 수 있듯이 페라이트와 펄라이트의 더 부드러운 상의 존재로 인해 강 A와 B의 굽힘성 및 HEC 값도 역시 저하되었다. 로딩(loading) 동안 잔류 오스테나이트의 변태 후에 얻어지는 베이나이트 및 마르텐사이트의 더 부드러운 상들 및 더 단단한 상들의 부서지기 쉬운 인터페이스 때문이다.
- [0125] 강 C는 각각 1.0mm 두께에서 최소값인 80° 및 50%보다 훨씬 낮은 굽힘성과 HEC 값을 달성했다. 강 C의 이러한 불량한 성형성 매개변수는, 처리 변수가 본 발명에 대해 지정된 범위 내에 있음에도 불구하고, 탄화물의 형성을 촉진한 강철 내 매우 낮은 Al 및 Si 함량으로 인해 발생했다(표 3 참조).
- [0126] 가로 시편(세로 시편보다 낮은 값을 보여줌)에서, 본 발명에 따라 처리된 강 A의 샤르피 충격 인성은 실온 및 -40℃에서 각각 시험한 경우 100J 및 40J보다 높다. 480℃의 높은 CT와 200℃의 낮은 CT에서 동일한 값은 본 발명에서 설명한 이상적인 처리 경로에서 최소값보다 훨씬 낮다. 앞에서 설명한 바와 같이, 이러한 낮은 인성 값들은 잔류 오스테나이트의 마르텐사이트로의 자발적인 변태, 더 단단하고 더 부드러운 상의 혼재, 및 낮은 템퍼링 효과로 인해 초래된 취성 파괴에 의해 인해 발생된다. 또한, 강 C에 탄화물의 존재로 인해 실온과 극저온 모두에서 샤르피 충격 인성 값이 좋지 않다.
- [0127] 따라서, 위에서 논의된 바와 같이, 이 실시형태들은 강이 본 발명의 구성에 따라 설계되고 본 발명에 따라 처리될 때, 강이 미세조직 효과로 인해 의도한 대로 높은 인장, 성형성 및 인성 특성을 달성한다는 것을 예시한다. 본 발명에 정의된 경계 밖에서 작업할 때 모든 특성들의 동일한 우수한 조합이 달성되지는 않는다.

[0128] 강 A-G의 Nb 함량은 잔류 수준이다. 이 강에는 합금 원소로 니오븀이 첨가되지 않았습니 다. 강철 H에 합금 원소 로 니오븀이 첨가되었습니다.

표 1

표1: 강들의 화학 조성 (중량%), (I: 발명, C: 비교예)

강	C	Si	Al	Mn	P	S	N	Nb	Ms (°C)	Ar3 (°C)	
A	0.20	1.00	0.036	1.82	0.010	0.0010	0.0020	-	428	827	I
B	0.20	0.81	0.31	1.82	0.010	0.0012	0.0012	-	435	835	I
C	0.21	0.10	0.02	1.85	0.010	0.0012	0.0006	-	430	829	C
D	0.20	1.0	0.03	2.31	0.001	0.0001	0.0012	0.001	366	834	I
E	0.21	0.81	0.31	2.30	0.001	0.0001	0.0020	0.001	374	854	I
F	0.21	0.80	0.03	2.30	0.001	0.0001	0.0008	0.001	374	831	I
G	0.18	0.81	0.033	2.39	0.001	0.0001	0.0030	0.001	390	840	I
H	0.18	0.80	0.032	2.40	0.001	0.0001	0.0040	0.019	377	835	I

[0129]

[0130] 강 A-G의 Nb 함량은 잔류 수준이다. 이들 강에는 니오븀이 합금 원소로서 첨가되지 않았다. 니오븀은 강 H에서 합금 원소로서 첨가되었다.

[0131] 강 A, B는 약 1.8%의 Mn 함량을 갖고 강 D-H는 다양한 양의 Si 및 Nb와 함께 약 2.35%의 Mn 함량을 갖는다. Mn 의 효과는 Ms의 감소이며 이는 템퍼드 마르텐사이트 대 프레쉬 마르텐사이트의 비율을 이동시킨다. 강 D-H가 A JIS5, HEC 및 굽힘 각도에서 강 A 및 B보다 낮은 값을 나타내지만, 강 D-H는 그럼에도 불구하고 목적에 부합한 다.

[0132] 표 3에 나타난 바와 같이, 강 D-H는 본 발명을 위해 필요한 범위 내에 속하는 275의 CT(강 D-F) 및 300℃의 CT (강 G-H)에 대해 정의된 경계 내에서 FRT 및 ROT-CR을 사용하여 각각 85 부피% 미만 및 최소 15 부피%의 템퍼드 마르텐사이트와 프레쉬 마르텐사이트로 구성된 미세조직을 달성했다. 또한, 이 강들은 미세조직에 탄화물이 없 고 잔류 오스테나이트 함량은 이러한 처리 조건에서 1 부피% 미만이었다. 강들의 미세조직은 페라이트, 베이 나이트 또는 펄라이트와 같은 다른 상을 포함하지 않는다.

[0133] 강 D-H는 또한 6% 초과와 총 연신율(AJIS5)과 함께 0.85 초과 항복비와 1100 MPa 초과와 Rp 및 1200 MPa 초과 의 Rm을 달성했다(표 4). 굽힘성 및 HEC는 또한 본 발명의 정의된 처리 변수(FRT, ROT-CR 및 CT) 내에서 처리될 때 강 D-H에서 높다(표 5 참조). 1.0mm 두께에서 70 °의 최소 굽힘 각도와 30%의 최소 HEC 값이 이들 강에서 달 성되었다.

[0134] 그러나 강 D-F의 CT가 높은 경우, 즉 이들 강의 Ms보다 약간 높은 375℃인 경우, 이들 강의 미세조직은, 본 발 명의 미세조직에서 달성하고자 의도하지 않은 일정량의 베이 나이트와 1 부피% 초과와 잔류 오스테나이트를 포함 하며(표 3 참조), 프레쉬 마르텐사이트 및 템퍼드 마르텐사이트의 함량도 또한 본 발명에서 정의된 범위를 벗어 난다. 이러한 의도하지 않은 미세조직은 375℃의 CT에서 이들 강의 원하는 초고강도를 제공하지 않는다. 베이 나이트 및 잔류 오스테나이트의 더 부드러운 상이 존재하기 때문에 Rp 값은 1100 MPa 미만이고 Rm 값은 1200 MPa 미만이며 항복비가 0.85 미만이지만(표 4 참조), 우수한 굽힘성 및 HEC 값이 달성된다(표 5 참조). 따라서, 본 발명의 정의된 범위 내에서 화학적 조성을 가질 수 있는 강들은, 처리가 본 발명의 정의된 범위 내에서 수행되 지 않으면, 원하는 모든 기계적 특성을 달성하지 못할 수 있다.

표 2

표 2: 강들에 적용된 가공 매개변수

강	최종 두께 (mm)	FRT (°C)	ROT-CR (°C/s)	권취 온도 (°C)	
A	3.2/12*	953	31	275, 300, 325, 350, 375	I
	3.2/12*	953	31	480, 200	C
	3.2/12*	953	3	325	C
B	3.2	939	34	275, 300, 325, 350, 375	I
	3.2	939	34	480, 200	C
	3.2	939	3	325	C
C	3.2/12	945	34	350	C
D	2.8	962	45	275	I
	2.8		45	375	C
E	2.8	965	48	275	I
	2.8		48	375	C
F	2.8	968	53	275	I
	2.8		53	375	C
G	3.5	973	47	300	I
H	3.5	976	46	300	I

* 샤르피 충격시험을 위해 12mm 두께가 필요하며, 미세조직, 인장 특성, 굽힘 각도 및 HEC를 결정하기 위해 다른 두께를 사용했다.

[0135]

표 3

표 3: 강들의 미세조직(B: 베이나이트, P: 펄라이트, F: 페라이트)

강		ROT-CR (°C/s)	권취 온도 (°C)	템퍼드 마르텐사이트 (Vol.%)	프레쉬 마르텐사이트 (Vol.%)	잔류 오스테나이트 (Vol.%)	탄화물 (Vol.%)	기타 (Vol.%)	
A	1	31	275	81.4	18.2	0.4	0	----	I
	2	31	300	75.5	23.8	0.7	0	----	I
	3	31	325	67.8	31.9	0.3	0	----	I
	4	31	350	57.6	42.3	0.1	0	----	I
	5	31	375	44.2	55.7	0.1	0	----	I
	6	31	480	----	13.8	11.2	0	B: 75.0	C
	7	31	200	91.6	8.3	0.1	0	----	C
	8	3	325	----	----	5.3	0	B=63.5 F+P=31.2	C
B	1	34	275	82.8	16.7	0.5	0	----	I
	2	34	300	77.3	22.4	0.3	0	----	I
	3	34	325	70.2	29.8	0.0	0	----	I
	4	34	350	60.7	39.3	0.0	0	----	I
	5	34	375	48.3	51.7	0.0	0	----	I
	6	34	480	----	12.1	10.5	0	B: 77.4	C
	7	34	200	92.5	7.5	0.0	0	----	C
	8	3	325	----	----	6.1	0	B=65.3 F+P=28.6	C
C		34	350	39.2	58.5	0.0	2.3	----	C
D		45	275	63.2	36.2	0.6	0	---	I
		45	375	10.2	63.0	5.3	0	B=21.5	C
E		48	275	66.3	33.0	0.7	0	---	I
		48	375	11.4	74.0	4.3	0	B=10.3	C
F		53	275	66.3	33.2	0.5	0	---	I
		53	375	10.4	75.0	4.5	0	B=10.1	C
G		47	300	62.8	36.8	0.4	0	---	I
H		46	300	57.1	42.6	0.3	0	---	I

[0136]

표 4

표 4: 강들의 인장 특성

강		ROT-CR (°C/s)	권취 온도 (CT) (°C)	Rp (MPa)	Rm (MPa)	A JIS5 (%)	항복비 (-)	
A	1	31	275	1188	1379	10.1	0.86	I
	2	31	300	1176	1351	8.8	0.87	I
	3	31	325	1178	1333	9.3	0.88	I
	4	31	350	1143	1292	9.3	0.89	I
	5	31	375	1110	1217	9.2	0.91	I
	6	31	480	693	983	16.8	0.70	C
	7	31	200	1215	1435	6.3	0.85	C
	8	3	325	670	932	11.7	0.72	C
B	1	34	275	1148	1327	9.0	0.87	I
	2	34	300	1150	1321	9.1	0.87	I
	3	34	325	1148	1300	10.0	0.88	I
	4	34	350	1137	1263	10.4	0.90	I
	5	34	375	1127	1228	9.6	0.92	I
	6	34	480	705	979	15.3	0.72	C
	7	34	200	1220	1428	6.4	0.85	I
	8	3	325	663	927	12.1	0.72	C
C		34	350	781	1079	6.1	0.73	C
D	1	45	275	1140	1331	6.9	0.86	I
	2	45	375	755	944	13.6	0.80	C
E	1	48	275	1132	1334	7.0	0.85	I
	2	48	375	767	913	11.5	0.84	C
F	1	53	275	1122	1314	6.8	0.85	I
	2	53	375	835	1044	7.0	0.80	C
G		47	300	1123	1300	8.9	0.86	I
H		46	300	1212	1374	8.7	0.88	I

[0137]

표 5

표 5: 강들의 굽힘성 및 HEC

강		ROT-CR (°C/s)	권취온도(CT) (°C)	측정된- BA-L(°)	측정된 BA-T @ (°)	BA-L @1.0mm (°)	BA-T @1.0mm (°)	HEC (%)	
A	1	31	275	45.0	56.7	80.5	101.4	67	I
	2	31	300	56.1	61.4	100.4	109.8	72	I
	3	31	325	68.5	67.3	122.5	120.4	79	I
	4	31	350	77.8	72.9	139.2	130.4	94	I
	5	31	375	62.2	79.0	111.3	141.3	97	I
	6	31	480	35.5	37.2	63.5	66.5	27	C
	7	31	200	37.2	38.3	66.5	68.5	19	C
	8	3	325	39.2	49.1	70.1	71.7	21	C
B	1	34	275	61.4	59.5	109.8	106.4	52	I
	2	34	300	59.3	61.5	106.1	110.0	83	I
	3	34	325	48.5	69.0	86.8	123.4	77	I
	4	34	350	69.1	69.3	123.6	124.0	76	I
	5	34	375	55.7	75.0	99.6	134.2	98	I
	6	34	480	33.5	35.1	59.9	62.8	21	C
	7	34	200	34.8	36.1	62.3	64.6	18	C
	8	3	325	37.2	39.7	66.5	71.0	23	C
C		34	350	35.8	37.2	64.0	66.5	15	C
D*	1	45	275	93.6	76.2	156.6	127.5	41	I
	2	45	375	75.8	107.6	126.8	180.0	57	C
E*	1	48	275	53.3	43.4	89.2	72.6	42	I
	2	48	375	77.0	93.6	128.8	156.6	38	C
F*	1	53	275	57.7	68.0	96.6	113.8	32	I
	2	53	375	90.6	105.8	151.6	177.0	35	C
G**		47	300	43.9	61.4	82.2	114.8	76	I
H**		46	300	45.3	44.1	84.8	82.4	42	I

A-C 굽힘 각도 @3.2mm 두께에서 측정됨; *D-F 굽힘 각도 @2.8mm 두께에서 측정됨;

**G, H 굽힘 각도 @3.5mm 두께에서 측정됨.

[0138]

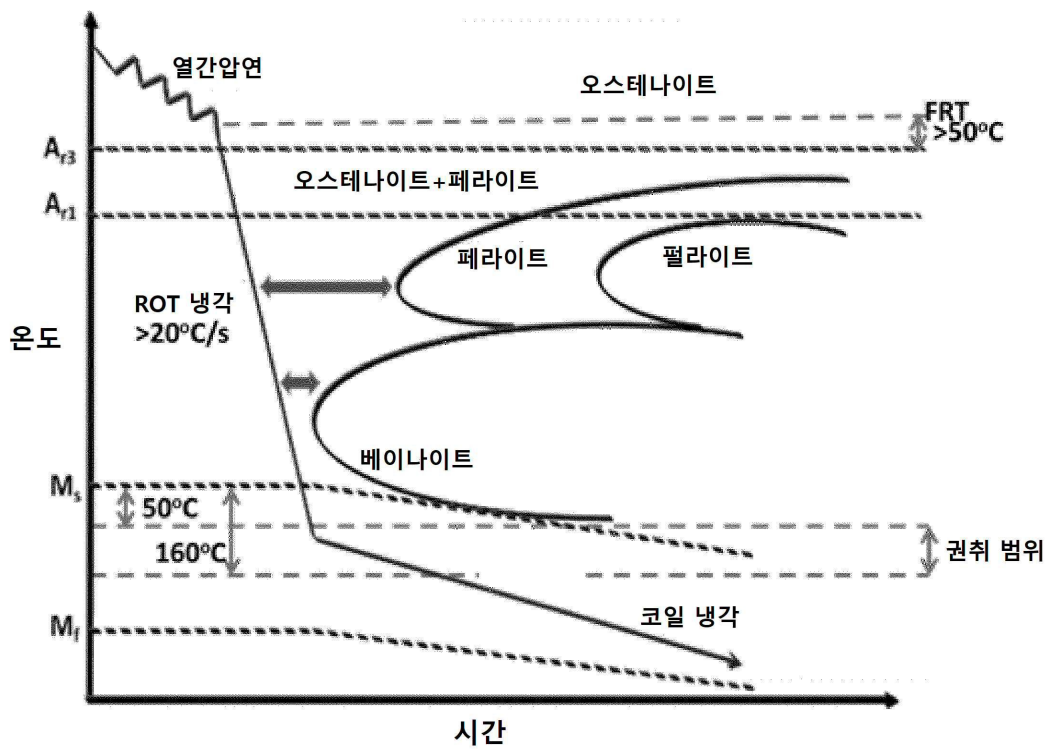
표 6

표 6: 강들의 샤르피 충격 인성 (L= 세로 시편, T= 가로 시편)

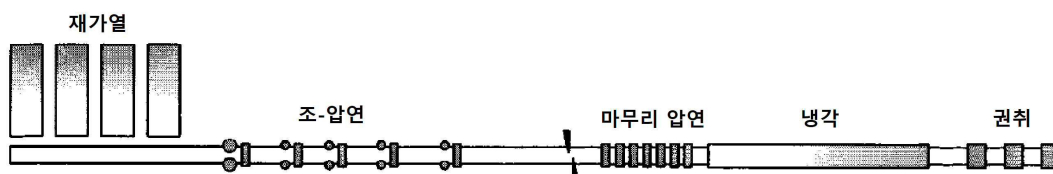
강		ROT-CR (°C/s)	권취온도(CT) (°C)	샤르피 충격 인성 (J)			
						- 40°C	
				L	T	L	T
A	1	31	275	136.9	109.6	90.8	42.1
	2	31	300	135.8	111.2	93.2	45.7
	3	31	325	140.1	115.8	95.1	46.3
	4	31	350	143.7	120.0	99.8	49.1
	5	31	375	144.0	120.2	100.3	49.5
	6	31	480	90.1	75.1	55.1	30.2
	7	31	200	76.1	69.2	30.5	26.1
	8	3	325	57.8	53.2	23.5	19.1
C		34	350	70.2	75.8	28.3	15.6

도면

도면1



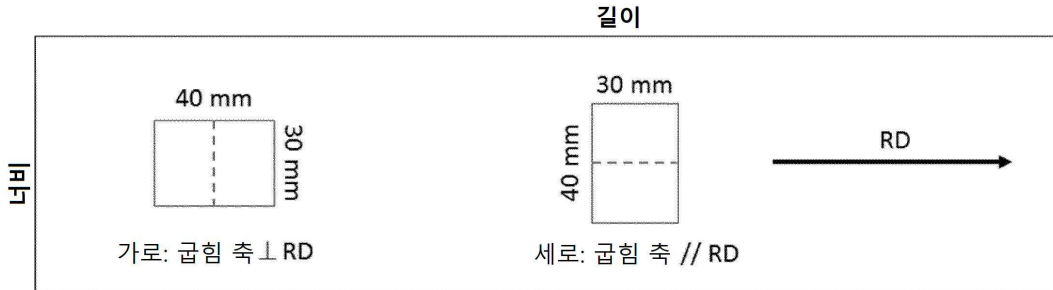
도면2a



도면2b



도면3



도면4

