



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2024-0144115
(43) 공개일자 2024년10월02일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)

C22C 38/04 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01) C22C 38/06 (2006.01)
C22C 38/08 (2006.01) C22C 38/12 (2006.01)
C22C 38/14 (2006.01) C22C 38/22 (2006.01)
C22C 38/24 (2006.01) C22C 38/28 (2006.01)
C22C 38/38 (2006.01)

(52) CPC특허분류

C22C 38/04 (2013.01)
C21D 8/0205 (2013.01)

(21) 출원번호 10-2024-7022755

(22) 출원일자(국제) 2023년01월20일

심사청구일자 없음

(85) 번역문제출일자 2024년07월08일

(86) 국제출원번호 PCT/EP2023/051306

(87) 국제공개번호 WO 2023/144019

국제공개일자 2023년08월03일

(30) 우선권주장

22153227.8 2022년01월25일
유럽특허청(EPO)(EP)

(71) 출원인

타타 스틸 이즈무이텐 베.뷔.

네덜란드 이즈무이텐 (1970 씨에이) 피. 오. 박스
10,000

(72) 발명자

라이켄베르크 볼프 아르얀

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

아른츠 막심 피터

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

쉬잔 안톤 로블루스

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

(74) 대리인

특허법인명신

전체 청구항 수 : 총 15 항

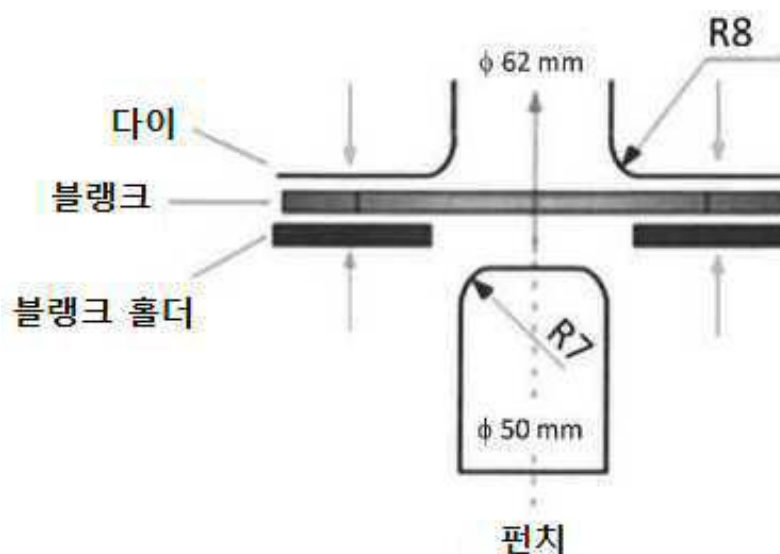
(54) 발명의 명칭 열간압연 고강도 강대 및 그 제조 방법

(57) 요약

본 발명은 하기의 조성(중량% 단위)을 갖는 열간압연 고강도 강대에 관한 것이다: 0.02 ~ 0.13 중량% C; 1.20 ~ 3.50 중량% Mn; 0.10 ~ 1.0 중량% Si; 0.05 ~ 1.0 중량% Mo; 0.02 ~ 0.70 중량% Al; 0.04 ~ 0.25 중량% Ti; 최대 0.010 중량% N; 최대 0.02 중량% P; 최대 0.01 중량% S; 최대 0.0050 중량% B; 선택적으로 다음으로 구성된

(뒷면에 계속)

대표도 - 도1b



그룹에서 선택된 하나 이상의 원소: 최대 1.5 중량% Cu; 최대 0.70 중량% Cr; 최대 0.50 중량% Ni; 최대 0.30 중량% V; 최대 0.10 중량% Nb; 그리고 나머지는 Fe과 불가피한 불순물이며, 여기서 상기 강대는 적어도 95 부피%의 페라이트와 최대 5 부피%의 마르텐사이트, 및 바람직하게는 최소 0.2%의 마르텐사이트의 미세구조를 가지며, ¼ 두께에서 방향편차 분포(MOD) 지수가 최소 0.65이고; KAM(Kernel Average Misorientation)이 0~1인 면적 분율이 최대 55%이고; KAM이 1~5인 면적 분율이 최소 45%이고; 및 최소 1400 mm^{-1} 의 총 결정립 경계 길이($\sum \text{GB}[5^\circ \sim 65^\circ]$)를 갖고, 여기서 상기 강대는 적어도: 극한 인장 강도(Rm) 950MPa 이상, 총 신율(A50) 10% 이상, 구멍 확장 비율(λ) 40% 이상인 기계적 특성을 가진다. 본 발명은 또한 이러한 열간압연 강대를 제조하는 방법과, 이러한 열간압연 강대를 포함하는 자동차 부품에 관한 것이다.

(52) CPC특허분류

C22C 38/02 (2013.01)

C22C 38/06 (2013.01)

C22C 38/08 (2013.01)

C22C 38/12 (2013.01)

C22C 38/14 (2013.01)

C22C 38/22 (2013.01)

C22C 38/24 (2013.01)

C22C 38/28 (2013.01)

C22C 38/38 (2013.01)

명세서

청구범위

청구항 1

하기의 조성(중량% 단위)을 갖는 열간압연 고강도 강대로서,

0.02 ~ 0.13 중량% C;

1.20 ~ 3.50 중량% Mn;

0.10 ~ 1.0 중량% Si;

0.05 ~ 1.0 중량% Mo;

0.02 ~ 0.70 중량% Al;

0.04 ~ 0.25 중량% Ti;

최대 0.010 중량% N;

최대 0.02 중량% P;

최대 0.01 중량% S;

최대 0.0050 중량% B;

선택적으로 다음으로 구성된 그룹에서 선택된 하나 이상의 원소:

최대 1.5 중량% Cu;

최대 0.70 중량% Cr;

최대 0.50 중량% Ni;

최대 0.30 중량% V;

최대 0.10 중량% Nb; 그리고

나머지는 Fe과 불가피한 불순물이며,

여기서 상기 강대는 적어도 95 부피%의 페라이트와 최대 5 부피%의 마르텐사이트의 미세구조를 가지며,

- ¼ 두께에서 방향편차 분포(MOD) 지수가 최소 0.65이고;
 - KAM(Kernel Average Misorientation)이 0~1인 면적 분율이 최대 55%이고;
 - KAM이 1~5인 면적 분율이 최소 45%이고; 및
 - 최소 1400 mm^{-1} 의 총 결정립 경계 길이($\sum\text{GB}[5^\circ \sim 65^\circ]$)를 가지며,
- 여기서 상기 강대는 적어도:
- 극한 인장 강도(Rm)가 950MPa 이상,
 - 총 신율(A50)이 10% 이상,
 - 구멍 확장 비율(λ)이 40% 이상인 기계적 특성을 가진, 열간압연 고강도 강대.

청구항 2

제1항에 있어서,

상기 강대는 페라이트 함량이 98 부피% 이상, 바람직하게는 99 부피% 이상인, 열간압연 고강도 강대.

청구항 3

제1항 또는 제2항에 있어서,

상기 강대의 전체 미세구조는 마르텐사이트 함량이 0.2~4 부피%, 바람직하게는 0.2~3 부피%, 더욱 바람직하게는 0.2~2 부피%인, 열간압연 고강도 강대.

청구항 4

제1항 내지 제3항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 미세구조는 0.80 이상의 MOD(MisOrientation Distribution) 지수, 더욱 바람직하게는 0.83 이상의 MOD 지수를 갖는, 열간압연 고강도 강대.

청구항 5

제1항 내지 제4항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 미세구조는 총 결정립 경계 길이($\Sigma GB[5^\circ \sim 65^\circ]$)가 1500 1/mm 이상인, 열간압연 고강도 강대.

청구항 6

제1항 내지 제5항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 조성은

0.45 내지 2.2, 바람직하게는 0.55 내지 2.1의 범위에서

$\frac{C_{12}}{(Ti_{sol}/48 + Nb/93 + V/51 + Mo/96)}$ 을 충족하며, 여기서

Ti_{sol}은 다음과 같이 정의되는, 열간압연 고강도 강대:

$$Ti_{sol} = Ti - \left(\frac{48}{14}\right) \times N$$

청구항 7

제1항 내지 제6항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 강대의 Mo 함량은 0.10 내지 0.80 중량%, 바람직하게는 0.25 내지 0.80 중량%, 더욱 바람직하게는 0.30 내지 0.80 중량% 범위인, 열간압연 고강도 강대.

청구항 8

제1항 내지 제7항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 강대의 Cr 함량은 최대 0.10 중량%, 바람직하게는 최대 0.050 중량%, 더욱 바람직하게는 최대 0.03 중량%인, 열간압연 고강도 강대.

청구항 9

제1항 내지 제8항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 강대의 V 함량은 0.05 내지 0.30 중량%, 바람직하게는 0.05 내지 0.20 중량%, 더욱 바람직하게는 0.08 내지 0.17 중량%인, 열간압연 고강도 강대.

청구항 10

제1항 내지 제9항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 강대의 Mn 함량은 1.40 내지 2.40 중량%, 바람직하게는 1.40 내지 2.20 중량%인, 열간압연 고강도 강대.

청구항 11

제1항 내지 제10항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 강대의 평균 총 균열 길이(ATCL)는 45mm 미만, 바람직하게는 40mm 미만인, 열간압연 고강도 강대.

청구항 12

제1항 내지 제11항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 강대에는 바람직하게는 Zn 층, Zn 기반 합금 층, Al 기반 합금 층을 포함하는 그룹에서 선택된 금속 코팅 층이 제공된, 열간압연 고강도 강대.

청구항 13

제1항 내지 제12항 중 어느 한 항에 따른 열간압연 고강도 강대의 제조 방법으로서,

- 슬래브를 주조한 후 응고된 슬래브를 1050℃ 내지 1260℃ 사이의 온도로 재가열하고 상기 슬래브를 열간 압연하는 단계, 또는 슬래브 또는 강대를 주조한 후 바로 상기 슬래브 또는 강대를 열간 압연하는 단계;
- 상기 강철 슬래브 또는 강대를 열간압연하고, 820℃ 내지 940℃ 사이, 바람직하게는 850℃ 내지 940℃ 사이, 그리고 상기 강철의 Ar3 온도보다 높은 마무리 압연 온도에서 상기 열간압연을 마무리하는 단계;
- 20~250℃/s의 런아웃 냉각 속도로, 그리고 바람직하게는 40~200℃/s의 런아웃 냉각 속도로 상기 열간압연 강대를 560℃~620℃의 런아웃 테이블 온도까지 가속 냉각하는 단계;
- 상기 열간압연 및 냉각된 강대를 550℃ 내지 600℃, 바람직하게는 550℃ 내지 595℃, 더 바람직하게는 550℃ 내지 590℃의 온도에서 권취하는 단계;
- 상기 권취된 열간압연 강대를 주변 온도까지 추가로 냉각시키는 단계;
- 상기 열간압연 강대를 산세척하는 단계를 포함하는, 열간압연 고강도 강대의 제조 방법.

청구항 14

제13항에 있어서,

상기 산세된 열간압연 강대에는 바람직하게는 Zn 층, Zn 기반 합금 층, Al 기반 합금 층을 포함하는 그룹으로부터 선택된 금속 코팅 층이 제공되고, 바람직하게는 열 코팅 또는 용융 코팅(hot-dip coating)을 통해 적용되는, 열간압연 고강도 강대의 제조 방법.

청구항 15

제1항 내지 제12항 중 어느 한 항에 따른 또는 제13항 내지 제14항 중 어느 한 항에 의한 방법으로 얻은 열간압연 고강도 강대를 포함하는 자동차 부품.

발명의 설명**기술 분야**

[0001]

본 발명은 열간압연 고강도 강대(steel strip)에 관한 것으로, 이것은 특히 자동차 부품에 사용하기에 적합하다. 본 발명은 또한 이러한 열간압연 고강도 강관을 제조하는 방법에 관한 것이다. 또한, 본 발명은 열간압연 고강도 강관을 포함하는 자동차 부품에 관한 것이다.

배경 기술

[0002]

열간압연(HR: hot-rolled) 강대의 강도가 증가할수록 성형성은 감소하는 것으로 잘 알려져 있다. 운송 및 자동차 응용 분야에서 HR 강철의 주요 적용 분야는 새시 및 서스펜션(C&S)이다. 다른 영역으로는 트럭의 프레임 레일, 범퍼 빔 또는 전기 자동차용 배터리 박스가 있다. 이러한 응용에 사용되는 HR 강철의 전형적인 두께는 4.5mm 미만이다. 최대 12mm와 같은 더 두꺼운 게이지의 HR 강대는 크레인 붐과 같은 엔지니어링 응용 분야나 대형 트럭 프레임의 운송 응용 분야에 사용할 수 있다. 중량 감소의 관점에서 강대 게이지를 줄일 수 있도록 위의

용도에 고강도 강철을 사용하는 것이 필수적이다. 따라서 전형적으로 950 MPa 이상의 극한 인장 강도(Rm)를 갖는 초고강도 강철이 이러한 목적에 유용할 것이다. HR 강철의 이러한 응용 분야는 맞추기 어려운 기계적 특성이 필요하다. 고강도 외에도 강대는 예를 들어 냉간-성형을 통해 부품을 만들기 위한 우수한 성형성을 가져야 하며 이는 냉간-성형이 열간-성형에 비해 에너지 효율적인 제조 경로이기 때문이다. 또한, 범퍼 빔, 배터리 하우징, 크레인 붐 또는 프레임 레일과 같은 응용 분야에는 우수한 충격 및 파괴 인성 또는 에너지 흡수 용량도 필요하다. 부품을 조립하려면 또한 우수한 용접성도 필요하다. 그러나 강철의 인장 강도가 증가함에 따라 성형성 매개 변수는 감소한다. 성형성은 연신, 굽힘, 드로잉 및 플랜징과 같은 여러 기계적 작업 중 재료 거동의 조합으로 간주되는 강판에 대한 일반적인 용어이다. 부품 형상에 따라 재료의 두 가지 이상의 속성 중 임의의 조합이 관급 성형 중에 중요하다.

[0003] 부품 무게를 줄이기 위해 일반적인 접근 방식은 고강도 강철을 적용하고 무게를 줄이기 위해 사용되는 강대의 두께를 줄이는 것이다. 그러나 이는 강성 손실로 이어질 수 있으며, 이는 자동차 부품의 일부 응용 분야에서는 바람직하지 않다. 자동차 부품을 제조하는 데 사용되는 강대의 두께 감소에 따른 본질적인 강성 손실은 부품 형상의 최적화를 통해, 예를 들어 연신 또는 굽힘 정도가 증가된 더 깊은 플랜지를 생성함으로써, 회복될 수 있다. 형상 최적화를 통해 부품 강성을 높이려면, 고강도 강대에 인장 신율(tensile elongation) 및 구멍 확장 용량(hole expansion capacity) 측면에서 탁월한 성형성이 필요하다.

[0004] 전체 성형성(예: 인장 신율)과 국부 성형성(예: 구멍 확장 용량 또는 HEC) 사이의 기존 제약에서 벗어나 높은 수준의 두 가지 성형성 모드를 모두 갖춘 단상 석출-강화형 페라이트계 고강도 강철은 특정 조건에서(예를 들어 압축하에서) 낮은 파괴 인성 값을 갖고 에지-균열 민감도가 증가하며 전단 중 불안정한 취성 파괴 거동 및 박리에 대한 민감도가 증가하여 전단면 피로(sheared-edge fatigue)를 손상시키는 경향이 있다.

[0005] 특허문헌 EP1616970-A1에는 다음 단계들을 포함하는 고강도 열간압연 강판 제조 방법이 개시되어 있다: 중량% 단위로 C 0.04~0.15%, Si 1.5% 이하, Mn 0.5~1.6%, P 0.04% 이하, S 0.005% 이하, Al 0.04% 이하, Ti 0.03~0.15%, Mo 0.03~0.5%, 나머지 Fe 및 불가피한 불순물로 이루어진 강철 슬래브를 1150~1300℃의 온도 범위에서 재가열하는 단계; 재가열된 강철 슬래브를 Ar3 변태온도 이상의 마무리 온도에서 열연 강판으로 열간 압연하는 단계; 상기 열연 강판을 700~850℃의 온도범위에서 평균 냉각속도 20℃/s 이상으로 1차 냉각하는 단계; 1차 냉각된 강판을 680℃ 이상의 온도에서 1초를 초과하여 유지하는 단계; 및 상기 강판을 550℃ 이하의 온도에서 30℃/s 이상의 평균 냉각속도로 2차 냉각하는 단계, 이어서 상기 강판을 권취하는 단계. 바람직하게는 상기 열연 강판은 700~850℃뿐만 아니라 (SRT/3 + 300)~(SRT/8 + 700)℃의 온도범위로 1차 냉각되는데, 여기서 SRT는 강철 슬래브의 재가열 온도를 의미한다. EP1616970-A1의 예에서, 이는 실제로 667~860℃ 범위의 1차 유지 온도로 이어진다. 가공 조건은 석출물을 함유한 페라이트, 베이나이트 및/또는 마르텐사이트의 제2상, 및 기타 상으로 구성된 미세구조를 얻는 것이며, 여기서 석출물을 함유한 페라이트의 백분율은 40 내지 95%이고, 기타 상의 백분율은 5% 이하이다.

[0006] 특허문헌 EP1338665-A1은 다음 단계들을 포함하는 고강도 열간압연 강판을 제조하는 방법을 개시하고 있다: 기본적으로, 중량% 단위로, C 0.06% 이하, Si 0.5% 이하, Mn 0.5~2.0%, P 0.06% 이하, S 0.005% 이하, Al 0.1% 이하, N 0.006% 이하, Mo 0.05~0.6%, Ti 0.02~0.10%, 및 나머지 Fe로 구성되고, 그리고 $0.8 \leq (C/12)/[(Ti/48) + (Mo/96)] \leq 1.3$ 의 식을 만족시키는 강철 슬래브를 제조하는 단계; 상기 강철 슬래브를 Ar3 변태점 이상의 온도에서 열간 압연하여 열연 강판을 제조하는 단계; 및 상기 열연 강판을 550~700℃의 온도에서 권취하는 단계. 가공 조건은 기본적으로 페라이트 구조 단상의 매트릭스와 Ti 및 Mo를 함유한 복합 탄화물인 미세 석출물로 구성된 미세구조가 얻어지며, 상기 매트릭스에 분산된 10nm 미만의 결정립 크기를 가지며, 상기 미세 석출물은 $5 \times 10^4/\mu m^3$ 이상의 단위 부피당 개수로 분산된다.

[0007] 높은 성형성과 낮은 균열 민감도를 가진 열간압연 고강도 강대에 대한 수요가 있다.

[0008] 본원에서 이해되는 바와 같이, 합금 조성 또는 바람직한 합금 조성의 임의의 설명에 대해, 백분율에 대한 모든 언급은 달리 표시되지 않는 한 중량%를 기준으로 한다.

[0009] 본 명세서에 사용된 바와 같이, 합금 첨가물의 조성 범위 또는 양을 기술하기 위해 사용된 용어 "약"은 합금 첨가물의 실제 양이 당업자가 이해하는 표준 가공 변동과 같은 요인으로 인해 명목상의 의도된 양과 다를 수 있음을 의미한다.

[0010] 본 명세서에 사용된 용어 "최대" 및 "대략 최대"는 그것이 지칭하는 특정 합금 성분의 중량%가 0일 가능성을 명시적으로 포함하지만 이에 제한되지는 않는다. 예를 들어, 최대 0.03% Cr은 Cr이 없는 강대 조성을 포함할 수

있다.

발명의 내용

해결하려는 과제

- [0011] 본 발명의 목적은 높은 구멍 확장 용량과 결합된 높은 총 신율(A50 또는 A80)을 갖는 열간압연 고강도 강대를 제공하는 것이다.
- [0012] 본 발명의 목적은 높은 구멍 확장 용량과 결합된 높은 총 신율(A50 또는 A80)을 갖고 또한 감소된 균열 민감도, 특히 감소된 에지-균열 민감도를 갖는 열간압연 고강도 강대를 제공하는 것이다.
- [0013] 본 발명의 또 다른 목적은 총 신율, 구멍 확장 용량, 및 감소된 균열 민감도, 특히 감소된 에지-균열 민감도의 균형이 개선된 열간압연 고강도 강대를 제조하는 방법을 제공하는 것이다.

과제의 해결 수단

- [0014] 이러한 목적과 다른 목적 및 추가 장점은 중량% 단위로 하기 조성을 갖는 열간압연 고강도 강대를 제공하는 본 발명에 의해 달성된다:
- [0015] 0.02 ~ 0.13 중량% C;
- [0016] 1.20 ~ 3.50 중량% Mn;
- [0017] 0.10 ~ 1.0 중량% Si;
- [0018] 0.05 ~ 1.0 중량% Mo;
- [0019] 0.02 ~ 0.70 중량% Al;
- [0020] 0.04 ~ 0.25 중량% Ti;
- [0021] 최대 0.010 중량% N (100 ppm), 바람직하게는 최대 0.0065 중량% N (65 ppm);
- [0022] 최대 0.02 중량% P, 바람직하게는 최대 0.015 중량% P;
- [0023] 최대 0.01 중량% S, 바람직하게는 최대 0.0025 중량% S (25ppm);
- [0024] 최대 0.0050 중량% B (50 ppm), 바람직하게는 최대 0.0030 중량% B (30 ppm);
- [0025] 선택적으로 다음으로 구성된 그룹에서 선택된 하나 이상의 원소:
- [0026] (최대 1.5 중량% Cu, 바람직하게는 최대 0.6 중량% Cu, 더욱 바람직하게는 최대 0.10 중량% Cu;
- [0027] 최대 0.70 중량% Cr, 바람직하게는 최대 0.40 중량% Cr, 더욱 바람직하게는 최대 0.25 중량% Cr;
- [0028] 최대 0.50 중량% Ni, 바람직하게는 최대 0.3 중량% Ni, 더욱 바람직하게는 최대 0.10 중량% Ni;
- [0029] 최대 0.30 중량% V, 바람직하게는 최대 0.20 중량% V;
- [0030] 최대 0.10 중량% Nb, 바람직하게는 최대 0.03 중량% Nb;
- [0031] 그리고 나머지는 Fe과 제철 및 제강 과정에서 발생하는 불가피한 불순물이며;
- [0032] - 여기서 강대는 적어도 95 부피%의 페라이트와 최대 5 부피%의 마르텐사이트, 및 바람직하게는 최소 0.2 부피%의 마르텐사이트의 미세구조;
- [0033] - ¼ 두께에서 방향편차 분포(MOD) 지수 최소 0.65;
- [0034] - 커널 평균 방향편차(KAM, Kernel Average Misorientation)이 0~1인 면적 분율이 최대 55%;
- [0035] - KAM이 1~5인 면적 분율이 최소 45%; 및
- [0036] - 최소 1400 mm⁻¹의 총 결정립 경계 길이(Σ GB[5° ~ 65°])를 갖고,
- [0037] 여기서 상기 강대는 적어도 다음과 같은 기계적 특성을 갖는다:

- [0038] - 극한 인장 강도(Rm)가 950MPa 이상, 바람직하게는 960MPa 이상, 더욱 바람직하게는 980MPa 이상;
- [0039] - 총 신율(A50)이 10% 이상, 바람직하게는 14% 이상; 그리고
- [0040] - 구멍 확장 비율(λ)이 40% 이상.
- [0041] 본 발명에 따르면, 이러한 좁은 합금 조성 범위를 갖는 열간압연 강대는 미세구조와 결합하여 고강도(Rm), 총 신율(A50) 및 구멍 확장 비율의 개선된 균형을 제공하는 것으로 밝혀졌다. 또한, 강대의 미세구조로 인해 성형 작업에서 에지-균열 민감도가 감소한다는 것도 본 발명의 중요한 발견이다. 감소된 균열 민감도, 특히 감소된 에지-균열 민감도는 여기에 설명된 측정 방법에 따라 평균 총 균열 길이(ATCL: average total crack length)로 객관적으로 표현될 수 있다. 바람직한 실시형태에서, 본 발명에 따른 강대는 45mm 미만의 ATCL을 갖고, 가장 좋은 예에서는 40mm 미만의 ATCL을 갖는다.
- [0042] 일 실시형태에서, 강대의 항복 강도(Rp)는 800 MPa 이상, 바람직하게는 850 MPa 이상이다. 일 실시형태에서, 강대의 항복 강도(Rp)는 최대 960 MPa, 바람직하게는 최대 950 MPa이다.
- [0043] 강대의 극한 인장 강도(Rm)는 950MPa 이상이다. 일 실시형태에서, 강대의 극한 인장 강도는 960MPa 이상, 바람직하게는 980MPa 이상이다.
- [0044] 강대의 총 신율(A50)은 10% 이상, 바람직하게는 14% 이상이다.
- [0045] 이 강대에 필요한 미세구조는 좁은 구성 범위에 의해 그리고 제조 공정의 세심한 제어, 런아웃 테이블(ROT)에서 강대의 가속 냉각 및 권취 온도(CT)에 대한 좁은 작동 범위에 의해 달성된다.
- [0046] 본 발명에 따른 강대의 미세구조는 95 부피% 이상의 페라이트(이것은 티타늄 및 몰리브덴, 선택적으로 바나듐 및/또는 니오븀의 탄화물 석출물로 석출-강화됨)와, 최대 5 부피% 마르텐사이트와, 나머지는 불가피한 양의 개재물로 이루어지며, 그 합은 100 부피%가 된다. 일 실시형태에서 미세구조는 98 부피% 이상, 더 바람직하게는 99 부피% 이상의 페라이트를 갖는다. 본 발명에 따르면, 일부 마르텐사이트의 존재는 균열 팁을 무디게 하고 균열 전파를 감소시키는 데 유리하다고 추정된다. 실제로 마르텐사이트는 약간의 잔류 오스테나이트를 함유할 수 있지만, 잔류 오스테나이트는 존재하지 않는 것이 바람직하다. 강대의 미세구조는 바람직하게는 0.2 부피% 이상, 더욱 바람직하게는 0.3 부피% 이상의 마르텐사이트를 갖는다. 바람직한 실시형태에서, 강대는 최대 3 부피%, 더욱 바람직하게는 최대 2 부피%의 마르텐사이트를 갖는다.
- [0047] 강대의 전체 미세구조의 조직은 방향편차 분포(MOD) 지수가 0.65 이상, 바람직하게는 0.80 이상, 더욱 바람직하게는 0.83 이상, 가장 바람직하게는 0.90 이상으로 충분히 높은 것을 특징으로 한다. MOD 지수는 강대의 1/4 두께에서 측정된다.
- [0048] 강대의 전체 미세구조의 조직은 KAM이 0~1인 면적 분율이 최대 55%, 더 바람직하게는 최대 52%이고, KAM이 1~5인 면적 분율이 최소 45%, 더 바람직하게는 최소 48%인 것을 특징으로 한다.
- [0049] 강대의 전체 미세구조는 ($5^\circ \sim 65^\circ$) 결정립 경계 길이(ΣGB)가 최소 1400 mm/mm^2 (또는 mm^{-1}), 그리고 더 바람직하게는 1500 mm^{-1} 인 것을 특징으로 한다. ΣGB 가 높을수록 결정립 미세화 정도가 높아져 원하는 균열 민감도가 감소하고 균열 전파를 억제 또는 저지하여 예를 들어 압축 시 ATCL이 짧아지는 것을 의미한다.
- [0050] 탄소는 0.02~0.13 중량%의 양으로 존재합니다. 충분한 강도를 달성하기 위해, 적합한 최소 C 함량은 0.04 중량%이고, 바람직한 실시형태에서는 적어도 0.070 중량%이다. 바람직한 실시형태에서, C 함량은 최대 0.12 중량%이고, 최종 미세구조의 균질성에 대한 냉각 속도 의존성의 효과를 억제하고 높은 구멍 확장 용량을 촉진하는데 유리하다. 또한 C는 티타늄, 니오븀(추가된 경우) 또는 바나듐(추가된 경우)과 같은 탄화물 형성 미세 합금 원소와 함께 석출 강화를 달성하고 C를 제거하여 최종 미세구조에서 시멘타이트 형성을 억제하는 데 필수적인 요소이다. Ti, Nb 및/또는 V를 포함한 다른 합금 원소를 최적화함으로써 시멘타이트가 거의 없는 거의 균일한 페라이트 또는 베이나이트-페라이트 미세구조를 얻는 것이 가능합니다.
- [0051] 탄소는 0.02~0.13 중량%의 양으로 존재한다. 충분한 강도를 달성하기 위해, 적합한 최소 C 함량은 0.04 중량%이고, 바람직한 일 실시형태에서는 적어도 0.070 중량%이다. 바람직한 일 실시형태에서, C 함량은 최대 0.12 중량%이고, 최종 미세구조의 균질성에 대한 냉각 속도 의존성의 효과를 억제하고 높은 구멍 확장 용량을 촉진하는데 유리하다. 또한, C는 티타늄, 니오븀(추가된 경우) 또는 바나듐(추가된 경우)과 같은 탄화물-형성 미세-합금 원소와 함께 석출 강화를 달성하고, C를 제거하여 최종 미세구조에서 시멘타이트 형성을 억제하기 위해 필수적인

원소이다. Ti, Nb 및/또는 V를 포함한 기타 합금 원소를 최적화함으로써, 시멘타이트가 실질적으로 없는 거의 균일한 페라이트 또는 베이나이트-페라이트 미세구조를 얻는 것이 가능하다.

[0052] 강대는 충분한 경화성 및 결정립 미세화를 달성하기 위해 1.20 중량% 내지 3.50 중량% 범위의 Mn을 갖는다. 일 실시형태에서 Mn 함량은 강도, 내부식성, 파괴 인성 및 에지-균열 민감도의 개선된 균형을 위해 1.40 중량% 내지 2.40 중량% 범위이다. 바람직하게는 Mn 함량은 파괴 인성을 개선하고 균열 민감도를 감소시키는 충분한 결정립 미세화를 얻기 위해 1.50 중량% 이상이다. 일 실시형태에서 Mn 함량은 최대 2.20 중량%, 더 바람직하게는 최대 2.0 중량%이다. Mn 함량이 너무 높으면 주조 중에 분리가 발생하여 필요한 특성 균형에 부정적인 영향을 미칠 수 있다.

[0053] 실리콘은 철 격자의 치환 고체 용해 강화를 통해 강철의 강도를 향상시키기 위해 0.10~1.0 중량% 양으로 존재한다. 또한, Si는 탄화물 석출(시멘타이트 및 기타 탄화물)을 억제하는 데 유리하다. 그러나 더 많은 양의 Si를 사용하는 경우, 강철의 용접성 및 코팅성이 저하되므로, Si의 양은 바람직하게는 최대 0.95 중량%이며, 바람직한 일 실시형태에서는 최대 0.70 중량%, 더욱 바람직하게는 최대 0.60 중량%이다.

[0054] 알루미늄은 본 발명에 따른 강철에서 Si와 유사하게 거동한다. 이는 탄화물 석출 속도를 늦추고 시멘타이트 형성을 억제한다. Al이 0.02 중량% 미만이면 탄화물 형성 억제 효과가 무시할 수 있다. 0.02 중량% 미만의 알루미늄 함량은 제강 중 탈산 단계에서 발생하는 잔류물로 간주되므로, 최소 약 0.02 중량%이 바람직하다. 반면, Al이 0.70 중량%를 초과하면 강철의 열기계적 가공(슬래브 재가열, 열간압연, 코일취 등) 중에 과도한 산화물이 형성될 수 있다. 또한, Al은 페라이트-오스테나이트 변태 온도를 증가시키며, 이는 오스테나이트 상에서 열간압연을 마무리하기 위해 더 높은 온도에서 강철을 열간 압연할 필요성을 요구한다. 왜냐하면, 낮은 온도에서는 임계간 페라이트가 나타나기 때문이다. 더 높은 온도에서는 더 많은 양의 산화가 발생할 수 있다. 이러한 산화물 스케일은 열간압연, 산세척, 코팅 및 전반적인 표면 외관에 해롭다. 또한, Si의 존재하에 Al이 0.70 중량%를 초과할 때 열간압연 중 압연력이 증가하여 강철을 매우 부서지기 쉽고 열간압연을 더욱 어렵게 만든다. 따라서, 본 발명에서 Al의 함량은 0.02~0.70 중량%, 바람직하게는 0.02~0.60 중량%, 더욱 바람직하게는 0.030~0.50 중량%이다.

[0055] 티타늄은 또 다른 필수 합금 원소로서 0.04~0.25 중량%의 양으로 존재하며 경화성을 제공한다. 또한, 이것은 작은 Ti 기반 탄화물의 형성을 통해 석출 강화를 제공하면서 시멘타이트 형성을 억제하는 탄화물 형성 원소로 작용한다. 그러나 Ti는 또한 강철의 특정 화학적 조성에 따라 N, S 및 C와 결합하여 질화물 및 탄화물 화합물을 형성한다. 따라서, 강철 내의 실질적으로 모든 N 및 S를 결합하고 강철 내의 C와 결합하기에 충분한 과잉 Ti를 갖도록 적어도 0.04 중량%의 Ti가 존재한다. Ti가 0.25 중량%보다 많이 존재할 경우, 열간압연 전 슬래브를 재가열하는 동안 용해되기 어려운 조대한 Ti 질화물, 탄질화물 및 탄화물이 형성될 수 있다. 또한, 이러한 조대한 Ti 질화물, 탄질화물, 탄화물은 강철의 구멍 확장 용량을 저하시키는 원인이 된다. 바람직하게는 0.07 내지 0.22 중량%의 Ti가 존재한다. 일 실시형태에서 Ti 함량은 0.20 중량%를 초과하지 않고, 바람직하게는 0.15 중량%를 초과하지 않으며, 더 바람직하게는 0.13 중량%를 초과하지 않는다.

[0056] 강대는 경화성을 달성하기 위해 약 0.05 중량% 내지 1.0 중량% 범위로 존재하는 목적 합금 원소로서 Mo를 갖는다. 일 실시형태에서, Mo 함량은 약 0.10 중량% 이상, 바람직하게는 약 0.20 중량% 이상, 보다 바람직하게는 0.25 중량% 이상, 가장 바람직하게는 0.30 중량% 이상이다. 일 실시형태에서, Mo 함량은 약 0.80 중량%를 초과하지 않고, 바람직하게는 약 0.55 중량%를 초과하지 않으며, 더욱 바람직하게는 0.40 중량%를 초과하지 않는다. Mo의 존재는 또한 강대의 용접성을 향상시킬 수 있다.

[0057] 탄화물 석출물의 열적 안정성을 높여, 예를 들어 코일 냉각이나 강철의 후속 열처리 과정에서(예들 들어, 코팅 또는 용접) 열적 노화로 인한 석출 조대화로부터 석출 강화 손실을 줄이기 위해, 중량% 단위로 표시된 미세합금 원소인 Nb, Ti, V의 총량에 대한 Mo 원자 비율을 다음 식에 의해 0.75에서 1.25 사이로 유지하는 것이 바람직하다:

$$\frac{[(Ti/48) + (Nb/93) + (V/51)]}{[(Mo/96)]}$$

[0058]

[0059] 질소, 황, 그리고 인은 강철 제조 및 정련 과정에서 강철에 존재하는 잔류 원소이다. 이들의 양은 최대 0.01 중량% S, 최대 0.02 중량% P, 최대 0.010 중량% N로 제한된다. 이보다 높은 양은 기계적 특성, 성형성, 인성 및 용접성에 해롭다. 일 실시형태에서 P는 0.015 중량%까지만 존재한다. 일 실시형태에서 S는 0.005 중량%까지만 존재하고, 보다 바람직하게는 0.0025 중량%까지만 존재한다. N은 재가열 중 오스테나이트 결정립 크기 제어

위한 분산질로 작용하는 Ti와 함께 티타늄 질화물을 형성한다. 그러나 N이 너무 높으면 구멍 확장 용량을 손상시킬 수 있는 거친 TiN 입자가 너무 많아질 수 있다. 바람직하게는 N 함량은 최대 0.0065 중량%(65 ppm)이다. 적합한 최소 N 함량은 0.0010 중량%(10 ppm)이다.

[0060] 붕소는 강대의 원하는 특성 균형을 얻는 데 필요하지 않지만 최대 0.005 중량%, 따라서 최대 50 ppm, 바람직하게는 최대 0.0030 중량%(30 ppm)까지 존재할 수 있다. B는 강철의 경화성을 향상시키는 데 매우 효과적이며, 이는 초정(pro-eutectic) 페라이트를 전혀 또는 아주 적게 형성하면서 낮은 탄소 함량 및/또는 더 낮은 냉각 속도를 던아웃 테이블에 사용할 수 있음을 의미한다. B는 또한 항복강도를 높이는 데 매우 적합한 합금원소이기도 하다.

[0061] Cr은 최대 약 0.70 중량%, 바람직하게는 최대 0.25 중량%의 양으로 강철 스트립에 첨가될 수 있으며, 강철의 경화성을 증가시킨다. 바람직한 실시형태에서, 강대는 허용 가능한 불순물 원소로서 Cr을 갖는다. 이는 코팅되지 않은 강대 기재의 부식 성능을 손상시킬 수 있으므로 0.10%까지, 바람직하게는 0.050%까지, 더욱 바람직하게는 0.03%까지 존재할 수 있음을 의미한다.

[0062] 구리는 1.5 중량%까지 존재할 경우, 고체 용해 강화와 구리 석출물을 통한 석출 경화를 통해 강철의 강도를 증가시킨다. 일 실시형태에서 Cu 함량은 0.6 중량%를 초과하지 않는다. 일 실시형태에서 Cu는 목적 합금 원소로서 첨가되지 않고 최대 0.10 중량%, 더욱 바람직하게는 최대 0.05 중량%까지 존재할 수 있다. 니켈은 최대 약 0.50 중량%, 바람직하게는 최대 0.30 중량%까지 충격 인성을 증가시키고 구리의 존재로 인해 강대의 열간 가공 중에 발생할 수 있는 임의의 열간 취성을 방지한다. 일 실시형태에서 Ni는 목적 합금 원소로서 첨가되지 않고 최대 0.3 중량%, 바람직하게는 최대 0.10 중량%, 더욱 바람직하게는 최대 0.050 중량%로 존재할 수 있다.

[0063] 바나듐(V)은 강철에 최대 약 0.30 중량%, 바람직하게는 최대 약 0.20 중량%, 더욱 바람직하게는 최대 0.17 중량%의 양으로 존재할 수 있다. 그러나 V는 석출 강화 효과를 위해 Ti를 대체하고 바나듐 탄화물을 형성하여 시멘타이트 형성을 방지하는 데 주로 사용되는 상대적으로 값비싼 합금 원소이다. 바람직한 실시형태에서 V는 의도적으로 0.05 중량% 이상, 더욱 바람직하게는 0.08 중량% 이상의 양으로 첨가된다. Ti와 V의 결합 첨가는 Ti가 V 침전에 대한 촉매 효과를 제공하여 V 침전을 더욱 효과적으로 만들기 때문에 선호된다.

[0064] 니오븀(Nb)은 강철에 최대 0.10 중량%까지 존재할 수 있다. Nb는 석출 경화를 통해 부분적으로 강철의 강도를 향상시키지만 무엇보다도 결정립 미세화를 통해 강철의 강도를 향상시킨다. 그러나 다량의 Nb의 경우 이러한 효과는 포화된다. 따라서, 바람직하게는 최대 0.08 중량%의 Nb가 존재하고, 더욱 바람직하게는 최대 0.060 중량%의 Nb가 존재한다. Nb는 다소 고가의 합금 원소이므로, 일 실시형태에서 Nb는 의도적으로 첨가되지 않고 불순물 원소로서 존재하며, 0.03 중량%를 초과하지 않고, 바람직하게는 0.02 중량% 이하, 더욱 바람직하게는 0.0050 중량% 이하이다. 가장 바람직한 실시형태에서 Nb는 제철 및 제강 공정에서 발생하는 불가피한 불순물이다. Ti를 충분히 높은 수준으로 유지함으로써, 성형성, 기계적 특성 및 개선된 파괴 또는 에지-균열 특성의 목표 균형에 여전히 도달하면서 Nb의 사용을 피할 수 있다는 것이 밝혀졌다. 또한, Nb는 중심선 편석으로 인해 거친 NbC 입자를 분리하고 형성하는 경향이 높으므로, Nb 사용을 피하면 구멍 확장 용량이 향상되고 전단연 품질이 향상된다.

[0065] 또한, 중량% 단위로 표시된 탄화물 형성 원소(Ti, Nb, V 및 Mo)의 양이 하기 식을 만족하는 경우 시멘타이트 형성이 억제될 수 있고 미세구조에서 작은 부분의 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트의 유리한 형성이 더 잘 제어될 수 있는 것으로 밝혀졌다:

$$0.45 \leq \frac{C_{12}}{(Ti_{sol}/48 + Nb/93 + V/51 + Mo/96)} \leq 2.2$$

[0066] 용액 내 자유 Ti의 양으로 정의되는 Ti_{sol} 은 다음과 같이 표현된다:

$$Ti_{sol} = Ti - \left(\frac{48}{14}\right) \times N$$

[0069] 여기서 Ti와 N의 양은 중량%로 표시된다. 바람직하게는, 이 식의 하한은 0.75이고, 더욱 바람직하게는 0.80이다. 일 실시형태에서, 시멘타이트의 존재를 추가로 억제하고 및/또는 마르텐사이트의 양을 제어하기 위해 상한은 바람직하게는 1.8, 보다 바람직하게는 1.5이다. 바람직한 일 실시형태에서, 상기 식은 0.9 내지 1.1의 범위이다.

[0070] 일 실시형태에서 강대는: 0.02 내지 0.13 중량% C, 1.20 내지 2.0 중량% Mn, 0.10 내지 0.60 중량% Si, 0.01 내지 0.70 중량% Al, 0.04 내지 0.25 중량% Ti, 0.05 내지 0.80 중량% Mo, 최대 0.10% Cr, 바람직하게는 최대 0.050% Cr, 최대 0.010 중량% N, 최대 0.02 중량% P, 바람직하게는 최대 0.015 중량% P, 최대 0.01 중량% S, 바람직하게는 최대 0.0025 중량% S, 최대 0.0050 중량% B, 선택적으로 다음으로 구성된 그룹에서 선택되는 하나 이상의 원소: (최대 0.10% Cu, 최대 0.10% Ni, 최대 0.30 중량% V, 최대 0.10 중량% Nb, 바람직하게는 최대 0.03% Nb), 그리고 나머지 Fe과 제철 및 제강 공정에서 발생하는 불가피한 불순물로 이루어진 조성을 가지며, 본 명세서와 청구 범위에 기재된 바와 같은 더욱 바람직한 범위를 가질 수 있다.

[0071] 0.2% 오프셋 인장강도 또는 항복강도(Rp), 극한 인장강도(Rm), 균일 신율(Ag) 및 인장 신율(A50)은 준정적(변형율 $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) 인장 시험을 통해 실온에서, A50 시편 형상으로, 압연 방향과 평행한 인장 시험을 통해 EN 10002-1/150 6892-1에 따라 결정되었다.

[0072] 인장 시편의 형상은 압연 방향에서 게이지 길이 50mm, 너비 12.5mm, 최종 게이지에 따른 두께로 구성되었다. 0.2% 오프셋 변형률에서의 강철 강도는 항복 강도(Rp 또는 YS)로 측정된다. 항복강도 대 극한 인장강도의 비(Rp/Rm)는 항복비로 표현된다.

[0073] 강대의 신장-플랜지성(stretch-flangeability) 또는 구멍 확장 용량(HEC)은 구멍 확장 시험을 통해 결정되었다. 치수 90mm × 90mm x 스트립의 최종 두께의 시편을 코일 형태의 강철에서 절단했다. 시편 중앙에 직경 10mm의 구멍을 뚫고 ISO/TS 16630:2003(E) 표준에 따라 구멍 확장 시험을 수행하였다. 샘플의 구멍 확장 시험은 상부 버링(burring)으로 수행되었다. 60°의 원주형 펀치를 아래에서 위로 밀어올렸으며 두께 전체에 균열이 생겼을 때 구멍 직경(d_f)을 측정했다. 구멍 확장 비율(λ)은 아래 공식을 사용하여 $d_0 = 10\text{mm}$ 에서 계산되었다:

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

[0074]

[0075] 위의 모든 기계적 시험에 대해, 각 조건에 대해 최소 3개의 시편을 시험했으며 평균값이 여기에 제시된다.

[0076] 산업 응용과 유사한 상황에서 균열 형성의 민감도를 평가하기 위해 평균 총 균열 길이(ATCL)가 사용된다. ATCL 매개변수는 펀치, 드로우 다이 및 블랭크 홀더를 사용하여 일반적인 실험실 원통형 딥 드로잉 시험에서 결정된다. 이 절차에서 펀치의 직경은 50mm이고 펀치 반경은 7mm이다. 다이의 내부 직경은 62mm이고 반경은 8mm이다. 이 설정은 도 1b에 개략적으로 도시되어 있다. 내부 직경은 성형된 컵의 가장자리가 자유롭게 움직일 수 있을 만큼 충분히 크다. 간격, 즉 펀치 벽과 다이 벽 사이의 거리는 6mm이다. 블랭크 홀더 힘은 50 kN으로 설정된다. 블랭크는 90 x 90 mm 크기의 정사각형이다. 도 1a에 표시된 대로 정사각형의 네 모서리는 두 개의 대각선 방향으로 10mm 절단된다. 원통형 딥 드로잉 시험의 초기 단계에서, 블랭크 가장자리의 4개 영역은 드로잉 중 높은 국부 압축 응력으로 인해 소성 변형된다. 이로 인해 가장자리가 국부적으로 주름지게 된다. 시험이 끝나고 블랭크 홀더 힘이 해제되면, 성형된 원통형 컵의 해당 영역들이 블랭크 홀더와의 접촉을 잃기 시작하면서, 4개의 압축된 영역이 스프링 백(spring back)으로 인해 역방향 하중을 받게 된다. 스프링 백으로 인한 이러한 역방향 하중은 드로잉 컵의 4개 압축 및 주름진 영역에서 균열의 발생 및 성장으로 이어질 수 있다(예: 도 1e 참조). 균열은 강대의 전체 두께를 통해 나타나며 드로잉 컵의 양쪽, 즉 내부와 외부에서 볼 수 있거나 컵의 양쪽 중 한 쪽에서만 볼 수 있다. 딥 드로잉 컵의 압축된 4개 모서리(도 1d 참조)의 내부와 외부에 보이는 모든 균열의 길이는 스케일 그리드(scale grid)가 표시된 10x 확대경을 사용하여 측정된다. 컵 벽의 내부와 외부에서 관찰 가능한 모든 균열 길이의 합은 4개의 컵 중 3개에 대해 평균을 내고 평균 총 균열 길이(ATCL)로서 보고되며 mm 단위로 표현된다.

[0077] 강대의 미세구조는 당업계에 잘 알려진 기술인 전자후방산란회절(EBSD)에 의해 분석되었으며, 이는 또한 다양한 성분의 면적 또는 부피 분율의 정량화를 허용한다. EBSD 측정은 전도성 수지에 장착된 압연 방향(RD-ND 평면)과 평행한 단면에서 수행되었으며 1 μm 로 기계 연마되었다. 완전히 변형되지 않은 표면을 얻기 위해, 콜로이드 실리카(OPS)를 사용하여 최종 연마 단계를 수행했다.

[0078] EBSD 측정에 사용된 주사전자현미경(SEM)은 FEG-SEM(Field Emission Gun)과 EDAX PEGASUS XM 4 HIKARI EBSD 시스템이 장착된 Zeiss Ultra 55 기계이다. EBSD 스캔은 1/4 두께에서 시트의 RD-ND 평면에 대해 수집되었다. 샘플은 SEM에서 70° 각도로 배치되었다. 고전류 옵션이 켜진 상태에서 가속 전압은 15kV였다. 120 μm 조리개가 사용되었으며 스캐닝 중 전형적인 작동 거리는 17mm였다. 샘플의 높은 경사각을 보상하기 위해, 스캐닝 중에 동적 초점 보정이 사용되었다.

- [0079] EBSD 스캔은 TexSEM Laboratories (TSL) 소프트웨어: "Orientation Imaging Microscopy(OIM) Data Collection version 7.2"를 사용하여 캡처되었다. 일반적으로 다음과 같은 데이터 수집 설정이 사용되었다: 히카리(Hikari) 카메라에서 5x5 binning과 백그라운드 제거(표준 모드)를 결합. 스캔 영역은 모든 경우에 샘플 두께의 1/4 위치에 있었고 스캔 영역에 비금속 개재물이 최대한 포함되지 않도록 주의를 기울였다. EBSD 스캔 크기는 모든 경우에 100 μ m x 100 μ m, 스텝 크기는 0.1 μ m, 스캔 속도는 초당 약 100프레임이었다. 기쿠치(Kikuchi) 패턴을 색인화하는데 Fe(α)와 Fe(γ)이 사용되었다. 데이터 수집 중에 사용된 허프(Hough) 설정은 다음과 같다: binning(bin) 패턴 크기 약 96; 각도 분해능 1도; 거리(rho) 분해능 약 90; 최대 피크 수 10; 최소 피크 수 5; 허프 유형 클래식; 허프 해상도 낮게 설정; 버터플라이 컨볼루션 마스크 9x9; 피크 대칭 0.5; 최소 피크 크기 10; 최대 피크 거리 20.
- [0080] EBSD 스캔은 TSL OIM 분석 소프트웨어 버전 "8.0 x64 [12-14-16]"을 사용하여 평가되었다. 일반적으로 데이터 세트는 측정 방향에 대해 올바른 방향으로 스캔하기 위해 RD 축을 기준으로 90° 회전되었다. 표준 결정립 팽창 정리가 수행되었다(GTA(결정립 허용 각도, Grain Tolerance Angle) 5°, 최소 결정립 크기 5 픽셀, 단일 팽창 반복 정리를 위해 결정립은 여러 행을 포함해야 한다는 기준이 사용됨). 다음으로, 의사대칭 정리(GTA 5, 축 각도 30° @111)가 적용되었다.
- [0081] 마르텐사이트의 양을 결정하기 위해 EBSD 이미지 품질(IQ) 맵을 사용했다. IQ가 낮은 영역은 MS 영역으로 식별되었다. 주어진 실험 조건에서, 일반적으로 낮은 IQ 임계값은 IQ 히스토그램에서 피크-최대 위치의 약 0.4였다. 그러나 마텐사이트 영역 분율에 입상 베이나이트 또는 상부 베이나이트 영역의 결정립 경계가 포함되는 것을 방지하기 위해 모든 스캔에 대해 낮은 IQ 임계값이 수동으로 확인되었다.
- [0082] EBSD KAM(Kernel Average Misorientation, 커널 평균 방향편차) 맵을 계산하기 위해, 다섯 번째로 가까운 이웃이 최대 방향편차 5°로 사용되었다(커널의 모든 지점이 KAM 계산에 사용됨). KAM은 내부 전위 밀도(internal dislocation density)에 대한 척도이기 때문에 페라이트 유형의 특징으로 간주된다. 상대적으로 낮은 내부 전위 밀도를 갖는 영역은 주로 0 내지 1° 사이의 KAM 값을 갖는 영역과 일치한다. 상대적으로 높은 내부 전위 밀도를 갖는 영역은 주로 1 내지 5° 사이의 KAM 값을 갖는 영역과 일치한다.
- [0083] 1/4 두께에서 RD-ND 평면의 100mm x 100mm 영역(0.01 mm²)의 EBSD 스캔으로부터, 결정립 경계의 전체 결정립 경계 길이(mm 단위)의 합(Σ GB)이 방향편차 각이 5° ~ 15° 인 경우(Σ GB₅₋₁₅) 및 15° ~ 65° 인 경우(Σ GB₁₅₋₆₅)에 대해 각각 측정되었다. Σ GB의 값은 mm⁻¹ 단위로 표시되며 고각도 결정립 경계의 밀도를 나타내는 척도이다. 고각도 결정립 경계는 균열 전파를 억제하는 데 효과적이다. 따라서 Σ GB 값이 증가하면 파괴 인성 증가와 균열 민감도 감소에 유리하다.
- [0084] 본 발명의 일 양태는 본 명세서에 기술되고 청구된 바와 같은 강대를 제조하는 방법에 관한 것이며, 이 방법은 다음 단계를 순서대로 포함한다:
- [0085] - 슬래브를 주조한 후, 응고된 슬래브를 1050℃ 내지 1260℃의 온도로, 바람직하게는 30분 이상, 보다 바람직하게는 60분 이상 재가열하는 하고, 상기 슬래브를 열간 압연하거나, 슬래브 또는 강대를 주조한 후, 상기 슬래브 또는 강대를 열간 압연하는 단계;
- [0086] - 상기 강철 슬래브 또는 강대를 열간 압연하고, 820℃ 내지 940℃, 바람직하게는 850℃ 내지 940℃, 가장 바람직하게는 850℃ 내지 920℃, 그리고 강철의 Ar3 온도보다 높은 최종 압연 온도에서 상기 열간압연을 마무리하는 단계. 상기 최종 열간압연 온도(FRT)는 강철의 Ar3 온도보다 높다. 여기서 Ar3는 냉각 중에 오스테나이트가 페라이트로 변태하기 시작하는 온도이다. 당업계에 공지된 바와 같이 Ar3 온도는 다음 식에 따라 계산될 수 있다:
- [0087]
$$Ar3 = 910^{\circ}\text{C} - 203 \times [C]^{1/2} + 44.7 \times [\text{Si}] - 30 \times [\text{Mn}] + 31.5 \times [\text{Mo}];$$
- [0088] - 20~250℃/s, 바람직하게는 40~200℃/s의 런아웃 테이블 냉각 속도로 560~620℃의 런아웃 테이블 온도까지 상기 열간 압연된 강대를 가속 냉각하는 단계;
- [0089] - 상기 열간압연 및 냉각된 강대를 550℃ 내지 600℃, 바람직하게는 550℃ 내지 595℃, 보다 바람직하게는 550℃ 내지 590℃의 온도에서 권취(coiling)하는 단계;
- [0090] - 상기 권취된 열간압연 강대를 주변 온도까지 추가로 냉각시키는 단계; 및
- [0091] - 상기 열간 압연된 강대를 산세척하는 단계,

- [0092] - 선택적으로, 사용 시 개선된 내식성을 제공하기 위해, 상기 열간압연 강대에 바람직하게는 Zn 층, Zn 기반 합금 층, Al 기반 합금 층을 포함하는 그룹으로부터 선택되는 금속 코팅 층을 제공하는 단계. 여기서 금속 코팅 층은 바람직하게는 열 코팅 또는 용융(hot-dip) 코팅을 통해 적용된다.
- [0093] 본 명세서에 기재되고 청구된 제조 방법은 성형성, 기계적 특성 및 파괴 특성의 목표된 개선된 균형을 제공하는 원하는 미세구조를 제공한다. 본 발명은 또한 본 명세서에 기술된 방법에 의해 제조되고 상기 미세구조와 성형성, 기계적 특성 및 파괴 특성의 개선된 균형을 갖는 강대에서 구현된다.
- [0094] 본 발명은 주조 방법에 의해 제한되지 않는다. 강철은 주조 두께가 150mm~350mm, 일반적으로 225mm~250mm인 기존의 두꺼운 슬래브로 주조될 수 있을 뿐만 아니라, 주조 두께가 50mm~150mm인 얇은 슬래브로 주조될 수도 있다. 기존의 열간 압연 밀(hot strip mill)과 얇은 슬래브 주조/직접 압연 밀을 포함하는 공정의 개략적인 예가 각각 도 2a와 2b에 도시되어 있다. 기존의 두꺼운 슬래브 주조의 경우, 슬래브를 주변 온도에서 재가열하고 (일반적으로 두꺼운 주조 슬래브는 슬래브 야적장에서 주조 온도로부터 주변 온도까지 냉각됨) 조성과 관련하여 슬래브를 균질화하기 위해 슬래브의 재가열이 필요하다. 따라서 재가열 온도는, 미세합금 원소가 존재할 때 석출물을 용해시키고 마무리 압연기에서의 최종 열간압연이 여전히 $FRT > Ar3$ 에서 수행될 수 있는 온도에 슬래브를 유지하기 위해, 약 1050℃ 이상이어야 한다. 종종 이를 위해서는 1050℃ 내지 약 1260℃ 사이의 (슬래브) 재가열 온도가 필요하다. 얇은 슬래브 주조의 경우, 주조 슬래브는 얇은 슬래브를 주조한 직후 균질화에서 균질화 처리를 거치며, 여기서 균질화 온도는 약 1050℃ 이상이어야 하며 일반적으로 약 1100~1160℃이다. 이는 또한 미세합금 원소가 존재할 때 석출물이 형성되는 것을 방지하고, 또한 마무리 압연기에서의 최종 열간압연이 여전히 $FRT > Ar3$ 에서 수행될 수 있는 온도에 얇은 슬래브를 유지한다. 본 발명에 따르면 얇은 슬래브 주조 경로의 재가열 또는 균질화 시간은 바람직하게는 30분 이상이다.
- [0095] 강철의 열간압연은 최종 미세구조를 제어하기 위해 오스테나이트 상에서 수행되어야 한다. 산업 규모의 압연에서 FRT 는 $Ar3$ 온도 이상으로 유지되어야 한다. 바람직한 실시형태에서, FRT 는 ($Ar3 + 30^\circ C$)보다 높으며 예를 들면 일반적으로 850℃ 이상이다. 이는 강대의 더 차가운 에지나 꼬리 부분에서 $Ar3$ 아래에서 국지적 열간압연을 방지하기 위한 것이다. FRT 가 낮을수록 더 많은 오스테나이트 변형이 촉진되어 결정립 미세화가 증가하고 ΣGB 가 증가하므로 FRT 는 오스테나이트 영역에서 너무 낮아서는 안 된다. 950℃ 이상의 FRT 는 에지 균열 민감도를 증가시킨다. 또한, 너무 높지 않은 FRT 는 최종 미세구조에서 인장 강도에 유리한 결정 구조를 촉진하고(예: $\{332\} < 113 \rangle$), 해로운 결정 구조를 억제한다(예: $\{001\} < 110 \rangle$ 회전된 큐브). 이러한 이유로 FRT 는 약 940℃를 초과해서는 안 되며, 바람직하게는 약 920℃를 초과하지 않아야 하며, 보다 바람직하게는 약 910℃를 초과하지 않아야 한다.
- [0096] 열간압연 후, 강대는 런아웃 테이블(ROT)에서 560℃ 내지 620℃ 사이의 온도로 가속 냉각된다. 최종 미세구조의 결정립 미세화와 ΣGB 증가를 촉진하기 위해 오스테나이트의 내부 저장 에너지의 회수 및 손실을 억제하려면 가속 냉각 속도가 필요하다. 냉각 속도는 높은 온도에서 오스테나이트에서 페라이트로의 상 변태를 방지하고 바람직하게는 런아웃 테이블에서 약 560 ~ 630℃의 상대적으로 낮은 온도에서 오스테나이트에서 페라이트로의 상 변태를 촉진할 수 있을 만큼 충분히 높아야 한다. 냉각 속도가 증가하면 결정립 미세화가 촉진되고, ΣGB 가 증가하여 파괴 인성이 증가하고 균열 민감도가 감소한다. 냉각 속도가 증가하면 결정구조 무작위화 역시 억제되어 인성을 높이는 변형된 오스테나이트에서 발생하는 결정구조의 강도 손실도 억제된다(예: $\{332\} < 113 \rangle$). 여기에 언급된 냉각 속도는 미세구조 관점에서 강대의 두께 전체를 초과하는 한 임계 런아웃 테이블 냉각 속도(ROT-CR)는 없다. 그러나 불필요하게 높은 ROT-CR은 냉각 후 스트립의 평탄도에 영향을 미칠 수 있으며 올바른 냉각 정지 온도에서 정지하는 데 제어 문제가 발생할 수 있으므로 적절한 최대 ROT-CR은 약 250℃/s, 바람직하게는 약 200℃/s, 보다 바람직하게는 약 150℃/s이다. 실용적인 ROT-CR 범위는 약 20~100℃/s, 보다 바람직하게는 약 40~100℃/s이며, 이는 강대의 두께에 따라 공기 냉각, 층류 냉각 또는 물 분사 냉각을 통해 달성할 수 있다. 실용적인 이유로, 런아웃 테이블 냉각 속도(ROT-CR)는 강대 표면의 평균 냉각 속도로 정의된다.
- [0097] 다음으로, 열간압연 강대는 550℃와 600℃ 사이, 바람직하게는 550℃와 595℃ 사이, 더욱 바람직하게는 약 560℃와 5900℃ 사이의 온도에서 권취된다. 일 실시형태에서 열간압연 강대는 595℃를 초과하지 않는 온도, 보다 바람직하게는 590℃를 초과하지 않는 온도에서 권취된다. 강대의 권취 온도는 여기에 설명된 기계적 특성의 개선된 균형을 제공하는 강대의 필요한 미세구조에 도달하기 위한 핵심 공정 매개변수이다.
- [0098] 권취 온도가 너무 낮으면 석출 반응의 속도가 충분하지 않아 결과적으로 낮은 강도 수준이 달성된다. 권취 온도가 너무 높으면 결정립 미세화가 불충분하여 결과적으로 파괴 인성이 감소하고 에지 균열 민감도가 증가한다. 권취 온도가 너무 높으면 최종 미세구조에서 마르텐사이트가 두 번째 상 성분으로 형성되는 것을 방해한다. 권

취 온도가 너무 높으면 MOD 지수도 감소하고 KAM 0-1 분율이 증가하며 KAM 1-5 분율이 너무 낮을 수 있다. 코일 냉각 중에 추가 침전이 발생할 수 있을 뿐만 아니라, 추가 상 변화도 발생할 수 있다. 바람직하지 않게는, 일단 형성된 석출물은 코일 냉각 중에 거칠어질 수 있다. 주장된 권취 온도와 조합된 합금 조성은 이러한 현상을 억제한다. 이 권취 온도는 권취 또는 코일 냉각 중에 형성된 페라이트의 작은 결정립을 촉진하고, 페라이트 매트릭스를 강화하는 석출물의 조대화를 억제하며, 소량의 마르텐사이트 형성을 촉진하는 데 도움이 된다.

[0099] 특허 문헌 EP1616970-A1에는 680℃ 이하의 유지 온도가 페라이트 변태를 위한 불충분한 추진력을 초래하고 결과적으로 석출물을 함유하는 페라이트 분율이 너무 낮아진다는 것이 개시되어 있다. 본 발명의 경우, 파괴 인성을 향상시키고 균열 민감도를 감소시키기 위해, 680℃ 이하의 온도 범위에서 오스테나이트-페라이트 상 변태를 강제하여 향상된 결정립 미세화와 증가된 Σ GB를 달성하는 동시에, 석출 반응 속도가 충분히 유지되게 한다. 또한, 특허문헌 EP1616970-A1의 기재에 따르면, 강대를 680℃ 이상의 온도에서 1초보다 긴 시간 동안 유지한 후, 베이나이트 및/또는 마르텐사이트의 2차 상을 형성하고 5 부피% 이하에서 다른 상의 형성을 억제하기 위해, 2차 냉각을 평균 냉각속도 30℃/s 이상, 바람직하게는 50℃/s 이상으로 적용하여 권취 온도를 550℃ 이하, 바람직하게는 450℃ 이하, 보다 바람직하게는 350℃ 이하로 낮추고 권취하는 것이 필요하다고 한다. 본 발명에서는, 권취 온도는 550℃와 600℃ 사이, 바람직하게는 550℃와 595℃ 사이, 더욱 바람직하게는 550℃와 590℃ 사이의 값으로 상당히 높다. 이는 오스테나이트-페라이트로 상 변태가 상대적으로 낮은 온도에서 계속되도록 하여, Ti 및 Mo, 그리고 선택적으로 Nb 및/또는 V를 포함하는 탄화물 석출물로 석출 강화된 세립질 페라이트를 촉진하기 위한 것이다. 결정립 미세화 및 증가된 Σ GB는 파괴 인성을 향상시키고 (에지-) 균열 민감도를 감소시킨다. 550℃ 이하에서 권취하면 페라이트 형성이 불충분해지고 석출량이 손실된다. 또한, 마르텐사이트 분율이 너무 높아질 수도 있다.

[0100] 특허문헌 EP1338665-A1에는 550~700℃ 범위의 권취 온도가 기재되어 있지만, 인장강도가 950MPa 이상, 구멍 확장 용량이 40% 이상인 강철은 모두 권취 온도가 600℃를 초과하여 생산되었다. 이 모든 강철의 마무리 압연 온도는 880~930℃ 범위였다. 본 발명에 따르면, 너무 높은 권취 온도는 무엇보다도 균열 민감도(특히 에지-균열 민감도)를 증가시키고 파괴 인성을 감소시키는 것으로 밝혀졌다.

[0101] 강대가 실온으로 냉각된 후, 열간압연 강대의 산화물(스케일)은 따뜻한 온도(80~120℃)의 산성 용액(예: HCl)에서 산세척에 의해 또는 강대 표면의 산세척 및 기계적 브러싱의 조합에 의해 제거된다. 이 단계는 강대 표면을 코팅되지 않은 열간압연 강철로 직접 사용하기에 적합하게 만들거나, 선택적으로 내식성을 위해 필요한 경우 코팅 공정을 적용할 수 있도록 하기 위해 필요하다.

[0102] 일 실시형태에서, 열간압연 강대의 두께는 약 1.5 내지 8mm, 더 바람직하게는 약 1.8 내지 6mm, 가장 바람직하게는 약 1.8 내지 4mm 범위이다.

[0103] 열간압연 강대 제품은 코팅되지 않은 제품일 수 있거나, 얇은 금속 코팅층이 주 표면 중 하나 또는 둘 다에 적용될 수 있으며, 이 경우 금속 코팅층 두께는 일반적으로 강대의 한 면당 최대 약 100 g/m²이고, 바람직하게는 한 면당 최대 약 50 g/m²이다. 금속 코팅은 바람직하게는 알루미늄 합금 코팅(예를 들어, Al-Si 합금, 또는 Al-Zn 합금), 아연 코팅, 및 아연 합금 코팅(예를 들어, Zn-Al 합금, Zn-Mg 합금, Zn-Fe 합금, Zn-Al-Mg 합금 또는 Zn-Mg-Al 합금)을 포함하는 그룹으로부터 선택된다.

[0104] 아연 또는 아연 합금 코팅층의 조성은 제한되지 않는다. 코팅층은 다양한 방식으로 적용할 수 있지만, 표준 GI 코팅 욕조(coating bath)를 사용하는 용융(hot-dip) 아연도금이 바람직하다. Zn계 코팅층은 합금 원소로서 Al을 함유하는 Zn 합금을 포함할 수 있다. 바람직한 아연 욕조 조성은 약 0.10 ~ 0.35 중량%의 Al을 함유하고, 나머지는 아연 및 불가피한 불순물이다.

[0105] 다른 아연 코팅층도 적용될 수 있다. 일 예는 특허 문헌 W02008/102009-A1에 따른 아연합금 코팅을 포함하며 이것은 본 명세서에 참조로 포함되며, 특히 0.3 내지 4.0 중량% Mg 및 0.05 내지 6.0 중량% Al, 바람직하게는 0.1 내지 5.0 중량% Al, 그리고 선택적으로 최대 0.2 중량%의 하나 이상의 추가 원소와 불가피한 불순물 및 나머지는 아연으로 구성된 아연합금 코팅층을 포함한다. 주요 합금 원소로서 Mg 및 Al을 포함하는 바람직한 Zn 욕조는 다음의 조성을 갖는다: 0.5 내지 3.8 중량% Al, 0.5 내지 3.0 중량% Mg, 선택적으로 최대 0.2 중량%의 하나 이상의 추가 원소; 나머지는 아연과 불가피한 불순물이다. 일반적으로 0.2 중량% 미만의 소량으로 첨가되는 추가 원소는 Pb, Sb, Ti, Ca, Mn, Sn, La, Ce, Cr, Ni, Zr 및 Bi로 구성된 그룹에서 선택될 수 있다. Pb, Sn, Bi 및 Sb는 일반적으로 스팅글(spangle)을 형성하기 위해 첨가된다. 바람직하게는, 아연 합금 내 추가 원소의 총량은 최대 0.2 중량%, 보다 바람직하게는 최대 0.1 중량%이다. 이러한 소량의 추가 요소는 일반적인 응용 분야에서

코팅이나 욕조의 특성을 크게 변경하지 않는다. 바람직하게는, 하나 이상의 추가 원소가 코팅에 존재할 때, 각각은 최대 0.02 중량%의 양으로 존재하고, 바람직하게는 각각 최대 0.01 중량%의 양으로 존재한다. 추가 원소들은 일반적으로 용융 아연 도금을 위해 용융된 아연 합금이 포함된 욕조에서 드로스(dross) 형성을 방지하기 위해, 또는 코팅층에 스팅글을 형성하기 위해서만 추가된다.

[0106] 다른 실시형태에서, 금속 코팅은 (상업적으로 순수한) 알루미늄 층 또는 알루미늄 합금 층을 포함한다. 알루미늄 층과 같은 용융 코팅을 위한 전형적인 금속 욕조는 예를 들어 실리콘과 합금된 알루미늄을 포함하며, 예를 들어 약 8 내지 11 중량%의 실리콘 및 최대 4 중량%의 철, 선택적으로 최대 0.2 중량%의 칼슘과 같은 하나 이상의 추가 원소, 불가피한 불순물, 그리고 나머지는 알루미늄이다. 접착성과 성형성을 감소시키는 두꺼운 철-금속 금속간 층의 형성을 방지하기 위해 실리콘이 존재한다. 철은 바람직하게는 1 내지 4 중량%, 더욱 바람직하게는 적어도 2 중량%의 양으로 존재한다.

[0107] 본 발명의 일 양태에서, 본 발명에 따른 열간압연 고강도 강대를 용융 아연도금하여 얻은 아연도금 강대에 관한 것이다.

[0108] 본 발명의 일 양태에서, 본 발명에 따른 열간압연 고강도 강대를 포함하거나 이로부터 제조되고 강도, 성형성 및 개선된 파괴 인성과 감소된 (에지-)균열 민감도의 개선된 균형으로부터 이점을 얻는 자동차 부품, 특히 자동차 새시 부품에 관한 것이다. 강대는 당해 기술분야에 공지된 바와 같이 냉간 성형 작업, 온간 성형 작업 및 열간 성형 작업에서 자동차 부품으로 성형될 수 있다. 자동차 부품에는 서스펜션 암, 보강 부재, 차체 프레임 부재, 사이드 부재, 시트 프레임, 시트 레일, 범퍼 빔, 전기자동차용 배터리 박스 등이 포함되며 이들 모두 복잡한 형상을 가진다. 열간압연 고강도 강대를 사용하면, 이러한 부품이 고품질로, 비용 효율적으로 및 높은 수율로 제작될 수 있다. 본 발명에 따른 고강도 열연 강철 제품은 엔지니어링 용도로도 사용될 수 있다.

도면의 간단한 설명

[0109] 이제 본 발명이 다음의 비제한적인 도면을 통해 설명될 것이다.

도 1a ~ 1e는 드로잉 컵에 대한 일반적인 원통형 딥 드로잉 테스트를 사용하여 강대 제품의 평균 총 균열 길이(ATCL)를 결정하는 방법의 여러 특징을 보여준다.

도 2a는 두꺼운 주조 강철 슬래브를 가공하기 위한 열간 압연기의 개략도를 도시한다.

도 2b는 직접 압연기를 갖춘 박형 슬래브 주조 시설을 도시한다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0110] 이제 본 발명에 따른 비제한적인 비교예 및 실시형태를 참조하여 본 발명을 설명할 것이다.

[0111] 실시예

[0112] 크기가 320 x 100 x 100 mm인 다섯 가지 진보성 있는(본 발명) 화학 조성물(A-E)의 강철 잉곳과 비교용(비교예) 화학 조성물(F)이 진공 유도로에서 용융 충전물에 의해 주조되었다.

[0113] 이들 강철의 화학적 조성은 표 1에 나와 있다. 표 1에는 다음 두 가지 비율 A와 B도 제시되어 있다:

$$A = \frac{[C/12]}{[(Ti/48) + (Nb/93) + (V/51) + (Mo/96)]}$$

$$B = \frac{[(Ti/48) + (Nb/93) + (V/51)]}{[Mo/96]}$$

[0116] 모든 잉곳을 1240℃에서 1시간 동안 재가열한 후, 35mm 두께로 거친-압연을 실시하였다. 그런 다음 강대를 40분 동안 1220℃로 다시 가열하고, 모든 강철에 대해 오스테나이트 상 필드에 있는 870℃ 이상 내지 910℃ 이하의 FRT 범위에서 5회 압연 과정을 통해 약 3.2~3.6mm의 최종 두께로 열간 압연했다. 최종 압연 과정 후, 열간압연 강철은 시작온도(T_{START})가 840~880℃ 범위인 런아웃 테이블로 옮겨졌고, 오스테나이트 상 필드로부터, 물과 공기의 혼합물을 사용하여, 30~70℃/s 범위의 냉각 속도로 565~615℃ 범위의 페라이트 상 필드의 최종 온도(T_{END})까지 런아웃 테이블에서 적극적으로 냉각되었다. 다음으로, 느린 코일 냉각을 재현하기 위해 강철을 용광로로 옮겼다. 이것은 540, 580, 및 610℃의 용광로 온도(CT-권취 온도)에서 수행되었다(표 2 참조).

[0117]

본 명세서에 설명된 방법에 따라 기계적 특성, 구멍 확장 용량, 및 평균 총 균열 길이를 테스트하기 전에, 열간 압연 시트에 모래를 분사하여 산화물층을 제거했다. 열간압연 스트립의 미세구조는 본 명세서에 기술된 방법에 따라 EBSG로 결정되었다. 적용된 가공 매개변수의 함수로서 이러한 시험 결과가 표 2에 제시되어 있다.

표 1

표1: 강철의 화학적 조성(중량%). "발명"은 본 발명에 따른 예이고, "비교"는 비교예이다.

강철	원소											비율		
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Mo	Ti	Nb	V	A	B	
A	0.103	0.21	1.62	0.013	0.0020	0.073	0.0039	0.49	0.187	-	-	0.95	0.76	발명
B	0.098	0.21	1.61	0.011	0.0019	0.066	0.0043	0.39	0.197	-	-	1.00	1.01	발명
C	0.101	0.22	1.64	0.012	0.0020	0.062	0.0045	0.37	0.095	-	0.148	0.96	1.27	발명
D	0.098	0.21	1.62	0.011	0.0019	0.366	0.0041	0.38	0.197	-	-	1.01	1.04	발명
E	0.104	0.22	1.62	0.012	0.0016	0.348	0.0041	0.37	0.089	-	0.147	1.01	1.23	발명
F	0.102	0.25	1.08	0.010	0.0021	0.036	0.0056	0.29	-	0.056	0.317	0.86	2.26	비교

[0118]

[0119]

표 2의 결과로부터, 청구된 범위를 벗어나는 조성을 갖고 본 발명에 따라 가공된 강철 17(CT 580℃)은 Rm이 너무 낮다는 것을 알 수 있다. 권취 온도(CT 610℃)를 높이면 Rm은 증가하지만 강철 16의 에지 균열 민감도는 많이 감소한다. 이 감소는 아마도 MOD 지수가 너무 낮고 ΣGB에 반영된 충분하지 않은 결정립 미세화 정도로 인한 미세구조의 결과일 가능성이 크다. 또한, 강철 18의 너무 낮은 권취 온도(CT 540℃)는 강철 17에 비해 Rm이 훨씬 낮아지는 결과를 초래한다.

[0120]

강철 1-3(합금 A)은 모두 본 발명에 따른 조성을 가지며, 여기서 강철 2는 본 발명에 따라 가공되었다(CT 580℃). 강철 2는 고강도(Rm 1011 MPa), 높은 신율(A50 15.8%), 우수한 구멍 확장률(HEC 42%) 및 매우 우수한 에지-균열 저항(ATCL 28.9mm)의 매우 우수한 균형을 제공한다. 이는 조성, 가공 및 미세구조 때문이다. 미세구조는 매우 높은 수준의 결정립 미세화(ΣGB 1854 1/mm)와 높은 MOD 지수(1.20)에 의해 특징지어진다. 강철 1의 경우 CT를 610℃로 높이면 여전히 높은 Rm이 제공되지만, 에지-균열 민감도는 허용할 수 없는 수준(ATCL 49.3mm)으로 감소한다. 이는 특히 너무 낮은 MOD 지수(0.52), 너무 높은 KAM 0-1 및 낮은 KAM 1-5, 그리고 너무 낮은 ΣGB에 의해 반영된 것과 같은 너무 작은 결정립 미세화로 인해 반영된 것과 같은 미세구조 변화의 결과이다. 강철 3의 경우 CT를 540℃로 낮추면 Rp 및 Rm이 많이 감소한다.

[0121]

강철 1-3(합금 A)과 유사한 경향이 강철 4-6(합금 B)에서도 보인다.

[0122]

강철 7-9(합금 C)는 모두 본 발명에 따른 조성을 가지며 의도적으로 첨가된 V를 가진다. 강철 8은 CT 580℃로 본 발명에 따라 가공되었으며 고강도(Rm 1005 MPa), 높은 신율(A50 14.7%), 우수한 구멍 확장률 및 매우 우수한 에지-균열 저항(ATCL 34.8mm)의 매우 우수한 균형을 제공한다. 이는 조성, 가공 및 미세구조 때문이다. 미세구조는 매우 높은 수준의 결정립 미세화를 특징으로 한다. 미세구조는 약 2.6 부피%의 마르텐사이트를 가지며 이것이 34.8mm의 ATCL로 표시되는 우수한 에지-균열 내성에 기여하는 것으로 여겨진다. 강철 7에 대해 CT를 610℃로 높이면 Rm과 Rp가 약간 증가하지만 강철 7의 에지-균열 민감도는 많이 감소한다. 이 감소는 아마도 MOD 지수와 KAM 값에 반영된 미세구조의 변화와 ΣGB(ΣGB 1134 1/mm)에 반영된 충분하지 않은 결정립 미세화 정도의 결과일 가능성이 있다. 강철 9에 대해 권취 온도(CT 540℃)가 너무 낮으면 강철 8에 비해 Rm이 낮아지고 Rp가 상당히 낮아지며 구멍 확장 비율이 너무 낮아진다.

[0123]

합금 D(강철 10-12)는 합금 B(강철 4-6)에 비해 Al 함량이 증가했다. 강철 5 및 11(둘 다 본 발명에 따라 가공됨)을 비교하면, Al을 첨가하면 강도(Rm)가 증가한다는 것을 알 수 있다. 강철 11은 또한 MOD 지수, KAM 값으로 표시되는 유리한 미세구조와 ΣGB로 표시되는 충분한 결정립 미세화 정도를 보여주며, 결과적으로 원하는 특성 균형을 제공한다.

[0124]

합금 E(강철 13-15)는 합금 D(강철 10-12)에 비해 의도적으로 첨가된 V를 가진다. 강철 14는 강철 11에 비해 에지-균열 민감도가 더욱 감소했다. 강철 14와 강철 15를 비교하면 권취 온도(CT 540℃)가 낮을수록 Rp가 많이 감

소하는 것으로 나타났다. 그리고 강철 13과 강철 14를 비교하면 강철 13의 CT를 610℃로 증가시키면 여전히 높은 Rm과 Rp가 제공되지만, 예지-균열 민감도는 허용할 수 없는 수준(ATCL 56.3mm)으로 감소한다. 이는 MOD 지수가 너무 낮고, KAM 0-1이 너무 높고, KAM 1-5가 낮고, ΣGB가 낮은 것으로 반영된다.

[0125]

이제 본 발명을 완전히 설명하였으므로, 본 명세서에 설명된 본 발명의 사상 또는 범위를 벗어나지 않고 많은 변경 및 수정이 이루어질 수 있다는 것이 당업자에게 명백할 것이다.

표 2

표2: 적용된 공정 매개변수와 결과적인 성형성 특성, 기계적 특성, 미세구조 및 미세구조의 질감 성분

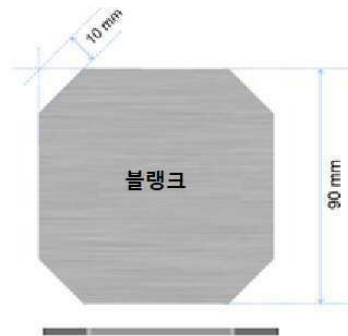
강철		공정					특성								미세구조							
		RHT (°C)	FRT (°C)	T _{START} (°C)	T _{END} (°C)	CT (°C)	t (mm)	Rp (MPa)	Rm (MPa)	Ag (%)	A50 (%)	HEC (%)	ATCL (mm)	F (%)	M (%)	MOD (-)	KAM 0-1 (%)	KAM 1-5 (%)	ΣGB (mm ⁻¹)			
1	A	1220	910	875	610	610	3.53	946	1003	7.0	14.3	33	49.3	100	0	0.52	75.0	25.0	1322	비교		
2	A	1220	905	875	580	580	3.42	862	1011	7.8	15.8	42	28.9	99.7	0.3	1.20	44.3	55.7	1854	발명		
3	A	1220	895	865	580	540	3.40	777	946	6.2	13.2	40	-	99.6	0.4	1.17	40.4	59.6	1661	비교		
4	B	1220	910	880	610	610	3.61	955	1012	8.2	16.1	33	47.9	100	0	0.54	75.6	24.4	1311	비교		
5	B	1220	895	860	580	580	3.35	913	993	7.7	15.5	54	41.8	98.8	1.2	1.12	46.3	53.7	1604	비교		
6	B	1220	900	865	585	540	3.37	788	911	8.2	15.9	42	-	97.8	2.2	1.09	42.6	57.4	1704	비교		
7	C	1220	900	870	600	610	3.53	954	1013	8.2	16.0	31	110.6	100	0	0.45	80.1	19.9	1134	비교		
8	C	1220	880	850	570	580	3.41	872	1005	7.0	14.7	63	34.8	97.4	2.6	0.84	51.2	48.8	1555	발명		
9	C	1220	885	855	565	540	3.52	770	970	5.9	12.2	26	-	99.8	0.2	1.29	27.5	72.5	1868	비교		
10	D	1220	905	870	610	610	3.67	966	1017	7.7	14.2	30	48.9	100	0	0.64	69.7	30.3	1357	비교		
11	D	1220	895	865	580	580	3.37	941	1008	8.0	15.5	41	41.2	99.5	0.5	1.09	42.3	57.7	1850	발명		
12	D	1220	885	850	590	540	3.35	745	893	8.6	15.8	44	-	99.2	0.8	1.03	47.8	52.2	1767	비교		
13	E	1220	905	865	610	610	3.59	953	1013	7.9	15.4	32	56.3	100	0	0.44	80.5	19.5	1258	비교		
14	E	1220	880	850	580	580	3.22	860	1000	7.6	15.5	54	38.6	96.6	3.4	1.01	42.5	57.5	1760	발명		
15	F	1220	870	840	580	540	3.29	745	950	7.7	14.7	36	-	97.6	2.4	1.01	43.7	56.3	1776	비교		
16	F	1220	905	875	615	610	3.45	956	1012	6.8	13.5	35	88.0	100	0	0.52	76.2	23.8	1279	비교		
17	F	1220	895	855	580	580	3.04	863	918	7.8	16.0	45	40.5	100	0	1.10	55.3	44.7	1424	비교		
18	F	1220	900	865	580	540	3.02	780	850	7.9	14.7	56	-	100	0	1.05	52.2	47.8	1602	비교		

공정	특성	미세구조
RHT: 재가열 온도	HEC: 구멍 확장 용량	F: 페라이트 분율(부피%)
FRT: 마무리 압연 온도	ATCL: 평균 총 균열 길이	M: 마르텐사이트 분율(부피%)
T_{START}: 런아웃 테이블 냉각 시작 온도		MOD: 전체 미세구조의 방향편차 분포 지수
T_{END}: 런아웃 테이블 냉각 종료 온도		KAM 0-1: 커널 평균 방향편차가 0~1도인 분율
CT: 권취 온도		KAM 1-5: 커널 평균 방향편차가 1~5도인 분율
		ΣGB: 총 결정립 경계(5~65°) 길이의 합계(mm/mm ²)

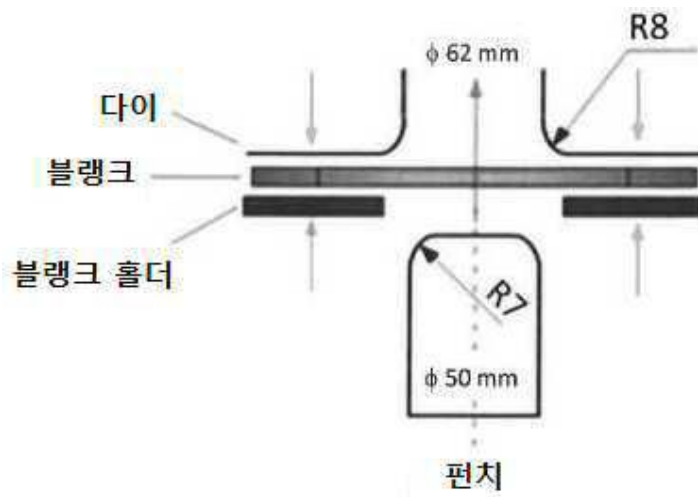
[0126]

도면

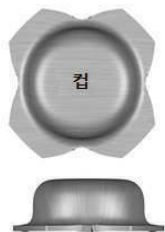
도면1a



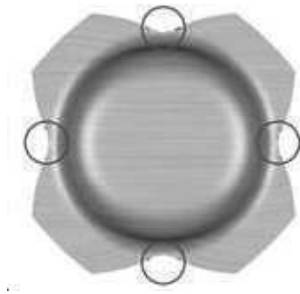
도면1b



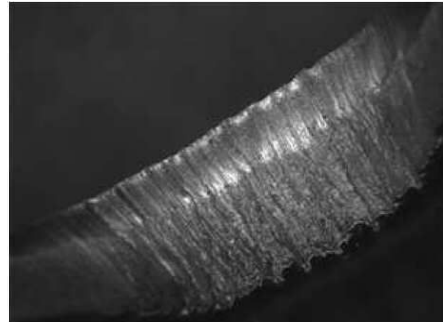
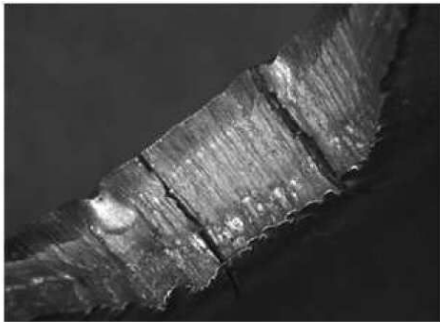
도면1c



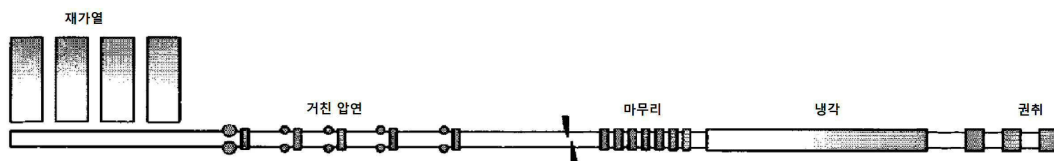
도면1d



도면1e



도면2a



도면2b

