

(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2024-0090135

(43) 공개일자 2024년06월21일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)

C22C 38/04 (2006.01) C21D 1/18 (2006.01)
C21D 6/00 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
C21D 8/04 (2006.01) C22C 38/00 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01) C22C 38/06 (2006.01)
C22C 38/12 (2006.01) C23C 2/02 (2006.01)
C23C 2/26 (2006.01)

(52) CPC특허분류

C22C 38/04 (2013.01)
C21D 1/185 (2013.01)

(21) 출원번호 10-2024-7007223

(22) 출원일자(국제) 2022년10월14일

심사청구일자 없음

(85) 번역문제출일자 2024년03월04일

(86) 국제출원번호 PCT/EP2022/078693

(87) 국제공개번호 WO 2023/062210

국제공개일자 2023년04월20일

(30) 우선권주장

21202973.0 2021년10월15일
유럽특허청(EPO)(EP)

(71) 출원인

타타 스틸 이즈무이텐 베.뷔.

네덜란드 이즈무이텐 (1970 씨에이) 피. 오. 박스
10,000

(72) 발명자

캄파니엘로 장 조제프

네덜란드 1970 씨에이 이즈무이텐, 타타 스틸 네
덜란드 테크놀로지 베.뷔., 그룹 인텔렉츄얼 프로
퍼티 서비스즈

(74) 대리인

특허법인명신

전체 청구항 수 : 총 15 항

(54) 발명의 명칭 하이브리드 고강도 저합금 냉간압연 및 어닐링 강 스트립 및 그 제조방법

(57) 요약

본 발명은 하이브리드 고강도 저합금 냉간 압연 및 어닐링 강 스트립 및 이를 제조하는 방법에 관한 것이다.

대표도

[표1] 강 조성(단위: N은 ppm, 나머지는 중량 %), 처리 매개변수 및 기계적 속성

합금	C	Mn	Al	Si	Ti	Nb	N	냉각속도 (°C/s)	권취온도 (°C)	어닐링 온도 (°C)*	유지 (soaking) 시간(초)	TRR (%)	Rp (MPa)	Rm (MPa)	A80 (%)	Rp/ Rm (-)	발명
Nb	0.075	1.449	0.030	0.277	0.001	0.04	34	70	610±20	800	60	0.20	462	575	22	0.78	예
NbTi	0.074	1.464	0.031	0.275	0.010	0.039	36	70	610±20	800	80	0.20	476	600	20	0.79	예
	0.074	1.464	0.031	0.275	0.010	0.039	36	70	610±20	785	80	0.20	463	585	20	0.79	예
NbTiC	0.052	1.517	0.034	0.106	0.010	0.039	32	70	610±20	800	60	0.20	465	589	20	0.78	예
Nb+Si-	0.061	1.41	0.033	0.016	0.001	0.059	34	70	610±20	800	80	0.20	623	662	14	0.94	아니오
NbTiSi-	0.075	1.449	0.030	0.040	0.010	0.040	34	70	610±20	800	80	0.20	453	577	20	0.78	아니오
	0.075	1.449	0.030	0.040	0.010	0.040	34	70	610±20	800	60	0.20	458	580	19	0.79	아니오
NbTiMn-	0.075	0.900	0.030	0.275	0.010	0.040	34	70	610±20	800	80	0.20	452	570	22	0.79	아니오
NbTiMn-	0.075	0.900	0.030	0.275	0.010	0.040	34	70	610±20	785	60	0.20	450	573	19	0.78	아니오
Nb+Ti	0.075	1.464	0.030	0.275	0.010	0.065	34	70	610±20	800	80	0.20	575	625	14	0.92	아니오
NbTi+	0.075	1.464	0.030	0.275	0.060	0.040	34	70	610±20	800	80	0.20	496	620	23	0.8	아니오

* 어닐링 온도는 일계 간 어닐링 온도이다, 즉 Ac1과 Ac3 사이, Ac1은 실험식을 사용하여 계산될 수 있다(참조: Kasatkin, O.G. et al., Calculation Models for Determining the Critical Points of Steel, Metal Science and Heat Treatment, 26:1-2, January - February 1984, 27-31.). 이 표의 모든 강에 대해서, Ac1은 대략 730°C이고 Ac3는 대략 870°C이다

(52) CPC특허분류

C21D 6/005 (2013.01)
C21D 8/0226 (2013.01)
C21D 8/0236 (2013.01)
C21D 8/0273 (2013.01)
C21D 8/0478 (2013.01)
C22C 38/005 (2013.01)
C22C 38/02 (2013.01)
C22C 38/06 (2013.01)
C22C 38/12 (2013.01)

명세서

청구범위

청구항 1

하이브리드 고강도 저합금(HSLA) 냉간 압연 및 어닐링 강 스트립으로서, 중량% 단위로 그 조성은:

C: 0.050 ~ 0.090 Nb: 0.030 ~ 0.060

Mn: 1.000 ~ 1.800 S: 최대 0.015

Si: 0.050 ~ 0.300 P: 최대 0.015

Al_{총액}: 0.020 ~ 0.080 N: 0.002 ~ 0.008

Ca + REM: 최대 0.0050, 및

선택적으로 다음 중 하나 이상을 포함하고,

B: 0.0001 ~ 0.0010 Ti: 최대 0.050

나머지는 철 및 불가피한 불순물이며,

상기 강은 520 ~ 680 MPa의 인장 강도(Rm)와 460 ~ 580 MPa의 항복 강도(Rp)를 가지며, Rp/Rm은 0.70 ~ 0.80이고, 미세구조는 다각형 및/또는 침상 페라이트와 시멘타이트를 포함하는 제2 상을 포함하는 석출 강화된 페라이트 매트릭스, 선택적으로 펄라이트 및 베이나이트 중 하나 이상이 동반된 2 내지 10%의 마르텐사이트를 포함하며, 상기 페라이트 매트릭스의 재결정화된 분율은 85% 이상인, 강 스트립.

청구항 2

제1항에 있어서,

상기 페라이트 매트릭스는 재결정화되지 않은 페라이트를 포함하는, 강 스트립.

청구항 3

제1항 또는 제3항에 있어서,

상기 페라이트 매트릭스의 재결정화된 분율은 85% 이상, 바람직하게는 87% 이상인, 강 스트립.

청구항 4

제1항 내지 제3항 중 어느 한 항에 있어서,

두께(t)의 1/10에서 측정된 상기 페라이트 매트릭스의 평균 결정립 크기가 4 내지 8 μ m인, 강 스트립.

청구항 5

제1항 내지 제4항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 강은 0.001 중량% 이상, 바람직하게는 0.005 중량% 이상의 티타늄 및/또는 0.035 중량% 이하, 바람직하게는 0.020 중량% 이하의 티타늄을 포함하는, 강 스트립.

청구항 6

제1항 내지 제5항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 강은 0.0002 중량% 이상 및/또는 0.0008 중량% 이하, 바람직하게는 0.0006 중량% 이하의 붕소를 포함하는, 강 스트립.

청구항 7

제1항 내지 제6항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 강은 0.010 중량% 이하, 바람직하게는 0.005 중량% 이하의 황(S)을 포함하는, 강 스트립.

청구항 8

제1항 내지 제7항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 강은 0.085 중량% 이하, 바람직하게는 0.080 중량% 이하의 탄소(C)를 포함하는, 강 스트립.

청구항 9

제1항 내지 제8항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 강은 1.200 중량% 이상, 바람직하게는 1.350 중량% 이상의 Mn 및/또는 1.600 중량% 이하, 바람직하게는 1.550 중량% 이하의 Mn을 포함하는, 강 스트립.

청구항 10

제1항 내지 제9항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 강 스트립에는 금속 코팅, 바람직하게는 용융(hot-dip) 코팅이 제공된, 강 스트립.

청구항 11

제1항 내지 제10항 중 어느 한 항에 있어서,

중량% 단위로 그 조성은:

C: 0.050 ~ 0.080 Nb: 0.030 ~ 0.050

Mn: 1.200 ~ 1.550 S: 최대 0.010

Si: 0.050 ~ 0.300 P: 최대 0.010

Al_{용액}: 0.020 ~ 0.050 N: 0.002 ~ 0.005

Ca: 최대 0.0050, 및

선택적으로 다음 중 하나 이상을 포함하고,

B: 0.0001 ~ 0.0010 Ti: 0.001 ~ 0.020

나머지는 철 및 불가피한 불순물이며,

상기 강은 520 ~ 680 MPa의 인장 강도(R_m) 및 460 ~ 580 MPa의 항복 강도(R_p)를 가지며, R_p/R_m은 0.70 ~ 0.80 이고, 미세구조는 다각형 및/또는 침상 페라이트와 시멘타이트를 포함하는 제2 상, 펄라이트 및 베이나이트 중 하나 이상이 동반된 2 내지 10%의 마르텐사이트를 포함하며, 상기 페라이트 매트릭스의 재결정화된 분율은 85% 이상인, 강 스트립.

청구항 12

제1항 내지 제11항 중 어느 한 항에 따른 하이브리드 2상 강 스트립을 제조하는 방법에 있어서,

- 강 슬래브 또는 스트립을 연속적으로 주조하고 상기 슬래브 또는 스트립을 열간압연 스트립으로 열간 압연하는 단계로서, 여기서 상기 열간압연 스트립의 조성은 중량% 단위로,

C: 0.050 ~ 0.090 Nb: 0.030 ~ 0.060

Mn: 1.000 ~ 1.800 S: 최대 0.015

Si: 0.050 ~ 0.300 P: 최대 0.015

Al_{용액}: 0.020 ~ 0.080 N: 0.002 ~ 0.008

Ca: 최대 0.0050, 및

선택적으로 다음 중 하나 이상을 포함하고,

B: 0.0002 ~ 0.0006 Ti: 0.001 ~ 0.050

나머지는 철 및 불가피한 불순물이며,

여기서 상기 열간압연 스트립은 2.0 ~ 4.5 mm의 두께를 갖고, 마무리 압연은 상기 스트립이 오스테나이트 미세 구조를 갖는 동안 수행되는, 단계;

- 마무리 압연 후, 바람직하게는 30℃/s 이상의 냉각 속도로 상기 열간압연 스트립을 냉각하는 단계;

- 상기 냉각된 스트립을 500 ~ 660℃ 범위의 권취 온도(CT: coiling temperature)에서 권취하고 상기 권취된 스트립을 주변 온도로 냉각시키는 단계;

- 상기 권취된 열간압연 스트립을 풀어낸 후, 산세(picking) 처리하고 40% 이상 80% 이하의 감소율로 냉간 압연 하는 단계;

- 상기 냉간 압연 스트립을 연속 어닐링하는 단계로서,

i. 상기 스트립을 가열하는 과정,

ii. 상기 스트립을 임계간 어닐링(intercritical annealing) 하는 과정,

iii. 상기 임계간 어닐링한 스트립을 중간 온도까지 냉각시키는 과정,

iv. 선택적으로 상기 중간 온도에서 5~100초 범위의 시간(t_{oa}) 동안 상기 스트립을 유지하는 과정,

v. 선택적으로 상기 스트립을 용융 코팅하는 과정,

vi. 상기 어닐링된 스트립에서 마르텐사이트 형성을 유도하기에 충분한 냉각 속도로 상기 스트립을 상기 어닐링 후 권취 온도까지 추가로 냉각시키는 과정,

vii. 상기 스트립을 권취하는 과정을

포함하는, 단계;

- 여기서 상기 스트립에는 선택적으로 (a) 단계 v의 용융 코팅에 의해 또는 (b) 단계 vii 이후 냉간 적용 기술에 의해, 금속 코팅이 제공되며,

- 선택적으로 상기 코팅된 강 스트립을 0.05 ~ 3.00%의 감소율로 조질 압연하는 단계;

- 여기서 상기 선택적으로 코팅되고 선택적으로 조질 압연된 강 스트립은 인장 강도(R_m)가 520 ~ 680 MPa이고 항복 강도(R_p)가 460 ~ 580 MPa이며, R_p/R_m 은 0.70 ~ 0.80이며,

- 상기 코팅된 강 스트립을 권취하거나, 상기 코팅된 강 스트립을 시트 또는 블랭크로 절단하는 단계;

- 선택적으로 스탬핑, 굽힘, 딥 드로잉과 같은 냉간 성형 작업을 통해 또는 온간 프레스 성형 또는 열간 프레스 성형을 통해, 상기 코팅된 강 스트립, 시트 또는 블랭크를 성형하는 단계를,

포함하는, 강 스트립의 제조 방법.

청구항 13

제12항에 있어서,

상기 조질 압연 감소율은 2.50% 이하, 바람직하게는 1.30% 이하, 더 바람직하게는 0.80% 이하, 및/또는 상기 조질 압연 감소율은 0.10% 이상, 바람직하게는 0.20% 이상인, 강 스트립의 방법.

청구항 14

제12항 또는 제13항에 있어서,

상기 강 스트립의 조성은 중량% 단위,

C: 0.050 ~ 0.080 Nb: 0.030 ~ 0.050

Mn: 1.200 ~ 1.550 S: 최대 0.010

Si: 0.050 ~ 0.300 P: 최대 0.010

Al_{용액}: 0.020 ~ 0.050 N: 0.002 ~ 0.005

Ca: 최대 0.0050, 및

선택적으로 다음 중 하나 이상을 포함하고,

B: 0.0001 ~ 0.0010 Ti: 0.001 ~ 0.020

나머지는 철 및 불가피한 불순물이며,

여기서 상기 페라이트 매트릭스의 재결정화된 분율은 85% 이상인, 강 스트립의 제조 방법.

청구항 15

자동차 응용 분야에서 제12항 내지 제14항 중 어느 한 항에 의한 방법으로 생산될 수 있거나 생산되는 제1항 내지 제11항 중 어느 한 항에 따른 강 용도.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은 하이브리드 고강도 저합금 냉간 압연 및 어닐링 강 스트립과 상기 강 스트립을 제조하는 방법에 관한 것이다.

배경 기술

[0002] 고강도 저합금(HSLA: high strength low alloy steel)은 당업계에 잘 알려져 있다. HSLA 강은 자동차 산업에서 자주 사용된다. HSLA 강은 예를 들어 독일 자동차 산업 협회(VDA: Verband Der Automobilindustrie)의 사양에 정의되어 있다. 2016년 8월의 VDA 239-100 재료 사양을 참조한다. VDA에 따르면, 냉간 압연 HSLA 강은 강 등급 번호(예: CR420LA)로 표시된다. 여기서 CR은 냉간 압연을 나타내고, 숫자 420은 길이방향 항복강도 $R_{p0.2}$ (약칭: R_p)의 하한이며, LA는 저합금을 의미한다. VDA 사양은 높은 강도를 제공하기 위해 표준 합금 원소 C, Mn, Si 및 Al 외에 Ti 및 Nb를 함유한 HSLA 강에 대한 화학적 조성을 제공한다. 그러나 사양의 이러한 범위는 여전히 매우 넓다. 또 다른 관련 국제 표준은 금속 재료의 인장 시험과 관련된 EN 10002-1: 2001이다.

[0003] 얇은 HSLA 강 스트립, 시트 또는 블랭크는 일반적으로 알루미늄 코팅 또는 아연 코팅으로 코팅된다. 아연 코팅을 사용하는 경우 코팅은 용융 아연도금(hot dip galvanizing) 또는 용융 아연도금 코팅으로 적용되는 경우가 많다.

[0004] 더 높은 강도 수준의 냉간 압연된 HSLA 강은, 높은 강도로 인해, 열간 압연된 스트립이 넓은 치수에서 상대적으로 얇은 두께로 냉간 압연하기 어렵다는 단점을 가지고 있다.

[0005] W02016030010-A1에서는 티타늄과 바나듐을 함유한 HSLA 강을 기반으로 하는 CR460LA가 제안되어 있다. 그러나 이 등급은 CR460LA에 대한 관련 표준의 기계적 특성 요구 사항을 충족하지만, 냉간 압연 및 어닐링 제품은 서로 다른 방향(면내 이방성)에서 기계적 특성에 상당한 차이가 발생한다. 더욱이, 바나듐은 가격 변동폭이 매우 큰 매우 비싼 합금 원소이다.

발명의 내용

해결하려는 과제

[0006] 본 발명의 목적은 넓은 치수에서 상대적으로 얇은 두께로 냉간 압연될 수 있고 필요한 강도를 갖는 HSLA 시트 및 블랭크로 제조될 수 있는 HSLA 강 스트립을 제공하는 것이다.

[0007] 본 발명의 또 다른 목적은 필요한 연신율을 갖는 HSLA 강 스트립, 시트 또는 블랭크를 제공하는 것이다.

[0008] 본 발명의 또 다른 목적은 기계적 특성에서 감소한 면내 이방성을 갖는 HSLA 강 스트립, 시트 또는 블랭크를 제공하는 것이다.

[0009] 본 발명의 또 다른 목적은 이러한 HSLA 강 스트립을 제조하는 방법을 제공하는 것이다.

과제의 해결 수단

[0010] 하나 이상의 목적은 중량% 단위로 구성된 하이브리드 고강도 저합금(H-HSLA) 냉간 압연 및 어닐링 강 스트립을 사용하여 달성된다:

[0011] C: 0.050 ~ 0.090 Nb: 0.030 ~ 0.060

[0012] Mn: 1.000 ~ 1.800 S: 최대 0.015

[0013] Si: 0.050 ~ 0.300 P: 최대 0.015

[0014] Al_{용액} : 0.020 ~ 0.080 N : 0.002 ~ 0.008

[0015] Ca+REM: 최대 0.0050, 및

[0016] 선택적으로 다음 중 하나 이상을 포함하고,

[0017] B: 0.0001 ~ 0.0010 Ti: 최대 0.050

[0018] 나머지는 철 및 불가피한 불순물이며,

[0019] 상기 강은 520 ~ 680 MPa의 인장 강도(Rm) 및 460 ~ 580 MPa의 항복 강도(Rp)를 가지며, 여기서 Rp/Rm은 0.70 ~ 0.80이고, 상기 미세구조는 석출 강화된 매트릭스를 포함하며 이것은 다각형 및 /또는 침상 페라이트, 시멘타이트를 포함하는 제2 상, 선택적으로 펄라이트 및 베이나이트 중 하나 이상이 동반된 2 내지 10%의 마르텐사이트를 포함한다.

[0020] 종래의 2상 강은 깨끗하고 따라서 연성이 있는 페라이트 매트릭스에 분산된 마르텐사이트의 미세구조를 가지며, 연성과 높은 인장 강도의 우수한 조합을 제공한다. 2상 강의 특정한 유리한 특성은 청정 페라이트와 마르텐사이트 사이의 강도와 연성의 큰 차이로 인해 발생한다.

[0021] 종래의 HSLA 강은 성형성과 용접성을 유지하기 위해 0.05% 내지 0.25% 사이의 탄소 함량을 갖는다. 다른 합금 원소로는 망간과 소량의 구리, 니켈, 니오븀, 질소, 바나듐, 크롬, 몰리브덴, 티타늄, 칼슘, 희토류 원소 또는 지르코늄이 포함된다. 구리, 티타늄, 바나듐 및 니오븀은 강화 목적으로 첨가되며, 일반적으로 세립질의 페라이트-펄라이트 집합체인 탄소강의 미세 구조를 변경하여 거의 순수한 페라이트 매트릭스에 합금 탄화물의 매우 미세한 분산을 생성하여 석출 강화된 페라이트를 생성하는 것을 목적으로 한다.

[0022] 본 발명자는 신중한 균형 작업으로 하이브리드 HSLA에서 기존 2상과 기존 HSLA의 장점을 결합하는 것이 가능하다는 것을 발견했다. 이 하이브리드 HSLA는 연성 청정 페라이트 매트릭스의 경질 마르텐사이트 상으로 인한 2상 강의 성형성과 석출 강화된 페라이트-펄라이트 집합체의 강도를 결합한다. 2상 강의 특정 유리한 특성은 청정 페라이트와 마르텐사이트 사이의 강도와 연성의 큰 차이로 인해 발생하므로, 결정립 미세화 및 석출 강화를 통해 페라이트를 강화하는 것은 매우 직관에 어긋난다.

[0023] 강화 석출물의 성장을 방지하기 위해 어닐링 온도 및 시간이 의도적으로 제한되는 경우 페라이트 매트릭스는 재결정되지 않은 페라이트를 포함할 수 있다. 재결정되지 않은 페라이트의 존재는 전체 강도에 기여할 수 있지만, 이는 일부 이방성을 희생할 수 있다. 이방성 정도를 제한하기 위해 재결정화 비율은 바람직하게는 85% 이상, 바람직하게는 87% 이상이다. 따라서 재결정화 비율을 제어함으로써 이방성 정도와 기계적 특성 값이 그에 따라 균형을 이룰 수 있다.

[0024] 페라이트 매트릭스에 일부 재결정화되지 않은 페라이트가 존재하는 것은, 요구되는 더 높은 강도 수준에 도달할 수 있기 때문에 매우 중요하다. 그러나 요구되는 낮은 이방성을 고려하면 너무 높지 않을 수도 있다. 페라이트 매트릭스 미세구조의 재결정화 비율은 85% 이상, 바람직하게는 90% 이상, 더 바람직하게는 95% 이상, 훨씬 더 바람직하게는 98% 이상인 것이 바람직하다. 바람직하게는 페라이트 매트릭스의 평균 결정립 크기(grain size)는 4 μ m 이상이다. 바람직하게는 페라이트 매트릭스의 평균 결정립 크기는 최대 9 μ m이다. 바람직하게는 페라이트 매트릭스의 평균 결정립 크기는 4 내지 8 μ m이다. 이 평균 결정립 크기는 스트립 표면 바로 아래에 있는 두께(t)의 1/10에서 측정된다.

[0025] 상기 스트립은 코팅되지 않은 상태, 코팅된 상태 또는 조질-압연된(temper-rolled) 상태에서 주장된 특성을 보유한다. 이 스트립은 선택적인 조질-압연(일명 스킨-패스 압연) 단계에서 조질 압연되었을 수 있다. 스트립은

선택적인 코팅 단계에서 금속 코팅으로 코팅될 수도 있다. 스트립은 또한 선택적인 조질 압연 및/또는 선택적인 금속 코팅 후에 전술한 기계적 특성을 보유한다. 이는 스템핑, 굽힘, 딥 드로잉과 같은 또는 온간 프레스 성형 또는 열간 프레스 성형을 통한 후속 성형 작업 후에 반드시 그런 것은 아니다.

[0026] 선택적 금속 코팅은 주로 강 스트립의 부식에 대한 보호 역할을 한다.

[0027] 본 발명에 따른 하이브리드 HSLA는 합금 원소로서 니오븀(Nb) 첨가 및 선택적으로 티타늄(Ti) 첨가도 필요로 한다. 결정립 미세화 및 석출 강화를 위해서는 Nb의 존재가 필요하다. 선택적인 Ti도 석출 강화에 기여할 뿐만 아니라, 망간(Mn) 및 Nb와 같은 다른 원소를 감소시킬 수 있는 마르텐사이트 형성에 도움이 된다.

[0028] 본 발명에 따른 강은 또한 일반적인 HSLA 등급에 비해 더 높은 농도의 규소(Si)를 함유한다. Si는 고용체 강화 원소로 작용하여 목표 강도에 도달할 수 있도록 한다. 그러나 Si는 페라이트 촉진 원소이고 점착성 산화물로 인해 열연 스트립 표면에 문제를 일으키는 것으로 알려져 있으므로, 강의 미세구조에서 마르텐사이트를 형성하는 능력을 유지하고 우수한 표면 품질을 유지하기 위해서는 그 농도를 제한해야 한다. 이러한 표면 품질은 열연 스트립의 표면뿐만 아니라 냉간 압연 스트립의 표면, 심지어 아연도금 스트립 표면에도 관련된다. 탄소(C)의 존재는 고용체 강화, 탄화물 형성 그리고 베이나이트 및 특히 마르텐사이트와 같은 제2 상의 형성에 필요하다. 0.090 중량%보다 높은 값에서는 경질 제2 상의 부피가 너무 커질 위험이 증가하고, 0.050 중량% 미만에서는 경질 제2 상의 부피가 너무 낮아질 위험이 증가한다. 바람직하게는 강은, 경질 제2 상의 너무 높은 부피 분율의 위험을 감소시키기 위해, 최대 0.085 중량%의 C, 바람직하게는 최대 0.080 중량%의 C를 포함한다. 또한, 탄소 함량이 다소 낮으면 펄라이트 및/또는 시멘타이트의 양이 감소한다.

[0029] 일반적인 열간압연 HSLA 강은 열간압연 중 재결정화의 지연으로 인한 미세합금 첨가물의 결정립 미세화 특성에 의존하고, 석출 강화에는 덜 의존한다. 냉간압연 HSLA 강은 석출 강화에 의존하고, 입자 미세화에는 훨씬 덜 의존한다. 따라서, 충분한 성형성을 갖는 고강도 냉간압연 HSLA 강을 얻는 것이 어렵다는 것이 입증되었다. W02016030010-A1에서는 티타늄과 바나듐을 함유한 HSLA 강을 기반으로 하는 CR460LA가 제안되었다. 그러나 이 등급은 CR460LA에 대한 관련 표준의 기계적 특성 요구 사항을 충족하지만, 냉간 압연 및 어닐링된 제품은 서로 다른 방향에 따른 기계적 특성(면내 이방성)에 상당한 차이가 발생한다.

[0030] C, Si, Nb 원소와 선택적으로 Ti 및 제2 상이 적절한 비율로 존재하면 높은 항복 응력, 높은 연신율 및 낮은 이방성의 혼합 특성을 갖는 강 등급이 생성될 수 있다. 따라서 본 발명에 따른 강은 HSLA 강과 2상 강 사이의 하이브리드이다. 따라서 이 하이브리드 특성은 석출 강화(HSLA 측면)와 제2 상, 즉 주로 마르텐사이트(2상 측면)의 결합 효과로 인해 발생한다. 따라서 마르텐사이트 부피 분율은 매우 중요하다. 부피 비율이 너무 낮으면 (<2%) 재료 거동이 일반 표준 HSLA 등급에 가깝다. 부피 분율이 너무 높으면(>10%) 재료 거동은 너무 낮은 항복 응력을 가진 2상(DP) 등급에 더 가깝다. 하이브리드 HSLA의 경우 $0.70 < R_p/R_m < 0.80$. 이 비율이 0.70 미만이면 강은 DP 강처럼 거동하고 항복 응력이 너무 낮다. 비율이 0.80을 초과하면 강은 표준 HSLA처럼 거동하고 등급은 총 연신율이 낮고 면내 이방성이 높다. 2% 내지 10% 사이의 마르텐사이트가 존재하면 기계적 특성의 면내 이방성을 매우 크게 제거할 수 있다.

[0031] Ti의 선택적 첨가는 마르텐사이트 형성을 돕고 이에 따라 Mn을 감소시키는 한편 Nb는 결정립 미세화에 사용된다. Ti의 존재는 또한 저온(<850°C)에서 냉간 압연 소재를 어닐링하는 동안 재결정화를 돕는다. 비슷한 어닐링 온도에서, Ti가 없는 HSLA는 재결정이 덜 되고 낮은 마르텐사이트 분율을 가진다. 따라서 이방성은 더 높고 더 낮은 연신율 값을 가진다. Ti가 없으면 더 높은 온도에서 어닐링이 필요하며, 이는 Nb(C, N) 석출물의 조대화로 인해 강도를 낮출 것이다. 강은 선택적으로 적어도 0.001 중량% 티타늄, 바람직하게는 적어도 0.005 중량% 및/또는 최대 0.035 중량% 티타늄, 바람직하게는 최대 0.020 중량% 티타늄을 포함한다.

[0032] 본 발명에 따른 강을 열간-스템핑 및 직접 담금질 응용에 더 적합하게 만들기 위해, 소량의 붕소(B)가 선택적으로 강에 첨가될 수 있다. 바람직하게는 강은 적어도 0.0002(=2ppm) 및/또는 최대 0.0010 중량%(=10ppm)의 붕소, 바람직하게는 최대 0.0008 중량%의 붕소 그리고 더욱 바람직하게는 최대 0.0006 중량%의 붕소를 포함한다. 붕소가 너무 많으면 마르텐사이트와 베이나이트가 다량 생성되고, 강도가 너무 증가하여 강의 성형성이 저하되어, 더 이상 CR460LA 요구 사항을 충족할 수 없다.

[0033] 황(S)과 인(P)은 이들 강에서 거의 불가피한 불순물이며, 그 양은 기술적으로나 경제적으로 가능한 한 낮은 값으로 제한되어야 한다. 바람직하게는 강은 최대 0.010 중량%의 S 및 바람직하게는 최대 0.005 중량%의 S를 포함한다. 또한, 강은 최대 0.010 중량% P 및 바람직하게는 최대 0.005 중량%의 P를 포함한다.

[0034] 망간은 오스테나이트 형성 원소이고, 함량이 너무 높으면 마르텐사이트 형성 위험이 증가하며, 특히 규소 함량

이 본 발명에 따른 강의 경우만큼 낮은 경우 더욱 그렇다. Mn 함량이 너무 낮으면 강도 값이 너무 낮아진다. 바람직하게는 본 발명에 따른 강은 적어도 1.200 중량%의 Mn, 더 바람직하게는 적어도 1.350 중량%의 Mn 및/또는 바람직하게는 최대 1.600 중량%의 Mn, 더욱 바람직하게는 최대 1.550 중량%의 Mn을 포함한다.

- [0035] 일부 응용에서 모서리 신축 또는 굽힘을 개선하기 위해, 고강도 저합금강 등급이 황화물 함유 제어와 함께 선택적으로 지정될 수 있다. 주로 황화물 개재물의 형태와 함량을 제어하기 위해 특수 제강 방법이 사용된다. 생산자는 먼저 초저황 제강 방식을 통해 황화물 함유량을 제한할 수 있다. 함유물 형태를 제어하기 위해 생산자는 강 용융물에 칼슘(Ca) 및/또는 희토류 원소(REM, 예: Ce)를 첨가할 수도 있다. 작은 구형 입자가 바람직하다. 이러한 이유로, 선택적인 Ca+REM은 황화물 함유 제어를 위해 강에 포함된 칼슘과 Ce와 같은 희토류 원소의 양의 합을 나타낸다. 존재하는 경우, 이들 원소의 적합한 최소량은 0.0005 중량%이다.
- [0036] 냉간 압연 및 어닐링된 스트립에는 선택적으로 금속 코팅이 제공되고, 바람직하게는 용융 코팅에 의해 적용되지만, PVD, CVD 또는 전착과 같은 냉간 적용 기술(cold application technology)도 가능하다.
- [0037] 본 발명의 실시예에서, 금속 코팅은 또한 적어도 99%의 아연 함량을 갖는 용융 조에 강 시트를 통과시킴으로써 연속 공정으로 적용되는 용융 아연도금(GI) 코팅일 수 있다(달리 명시하지 않는 한 모든 코팅 백분율은 중량% 단위임). 금속 코팅은 아연 합금 코팅이다. 금속 코팅은 적절하게 준비된 강 표면에 연속 코팅 공정에서 전기분해로 적용된 99.9% 이상의 아연 함량을 갖는 전기 아연도금(EG) 코팅일 수 있다.
- [0038] 금속 코팅은, 제조된 스트립을 적어도 99%의 아연 함량을 함유하는 용융 조에 침지시키고 이어서 어닐링하여 결과적으로 철이 아연 층 내로 확산함으로써 생성되는 아연-철 합금 코팅일 수 있다. 생성된 아연-철 코팅은 일반적으로 질량 기준으로 13%까지의 철 함량을 가지며, 아연도금(GA) 코팅으로 지칭된다. 금속 코팅은, 제조된 스트립을 규소 함량이 8~11%인 용융 알루미늄 욕조에 통과시킴으로써 알루미늄-규소(AlSi) 코팅이 될 수도 있다.
- [0039] 금속 코팅은 또한, 제조된 스트립을 마그네슘 및 알루미늄과 합금된 용융 아연 욕조에 통과시킴으로써 아연-마그네슘(MZ) 코팅일 수 있다. 아연 합금 코팅(Fe_2Al_5 장벽 층 포함)은 바람직하게는 0.3 ~ 4.0% Mg 및 0.3~6.0% Al을 포함하고; 선택적으로 최대 0.2%의 하나 이상의 추가 원소; 불가피한 불순물; 나머지는 아연이다. 더욱 바람직하게는 코팅의 합금 원소 함량은 1.0~2.0% 마그네슘 및 1.0~3.0% 알루미늄, 선택적으로 최대 0.2%의 하나 이상의 추가 원소, 불가피한 불순물, 나머지는 아연이다. 훨씬 더 바람직한 실시 형태에서, 아연 합금 코팅은 최대 1.6%의 Mg 및 1.6 내지 2.5%의 Al, 선택적으로 최대 0.2%의 하나 이상의 추가 원소, 불가피한 불순물 및 나머지는 아연이다.
- [0040] 제2 측면에 따르면, 본 발명은 또한 상기 및 청구항 1 내지 11 중 어느 한 항에 기술된 바와 같은, 본 발명에 따른 하이브리드 2상 강 스트립을 제조하는 방법으로 구현되며, 이는 다음 단계를 포함한다:
- [0041] - 강 슬래브 또는 스트립을 연속적으로 주조하고 상기 슬래브 또는 스트립을 열간 압연 스트립으로 열간 압연하는 단계로서, 여기서 상기 열간 압연 스트립은 중량% 단위로 다음의 구성을 가지며,
- [0042] C: 0.050 ~ 0.090 Nb: 0.030 ~ 0.060
- [0043] Mn: 1.000 ~ 1.800 S: 최대 0.015
- [0044] Si: 0.050 ~ 0.300 P: 최대 0.015
- [0045] Al_{용액}: 0.020 ~ 0.080 N: 0.002 ~ 0.008
- [0046] Ca: 최대 0.0050, 및
- [0047] 선택적으로 다음 중 하나 이상을 포함하고,
- [0048] B: 0.0002 ~ 0.0006 Ti: 0.001 ~ 0.050
- [0049] 나머지는 철 및 불가피한 불순물이며,
- [0050] 여기서 상기 열간 압연 스트립의 두께는 2.0~4.5mm이고, 상기 스트립이 오스테나이트 미세구조를 갖는 동안 마무리 압연이 수행되는, 단계;
- [0051] - 마무리 압연 후 열간압연 스트립을 바람직하게는 최소 30℃/s의 냉각 속도로 냉각시키는 단계;
- [0052] - 냉각된 스트립을 500~660℃ 범위의 권취 온도(CT: coiling temperature)에서 권취하고 권취된 스트립을 주변

온도까지 냉각시키는 단계;

- [0053] - 권취된 열간압연 스트립을 풀어 산세하고 40~80%의 감소율로 냉간 압연하는 단계;
- [0054] - 냉간 압연 스트립을 아래 과정들에 의해 연속 어닐링하는 단계;
- [0055] i. 스트립을 가열하는 과정,
- [0056] ii. 스트립을 임계간 어닐링(intercritical annealing) 하는 과정,
- [0057] iii. 임계간 어닐링한 스트립을 중간 온도까지 냉각시키는 과정,
- [0058] iv. 선택적으로 이 중간 온도에서 5~100초 범위의 시간(t_{oa}) 동안 스트립을 유지하는 과정,
- [0059] v. 선택적으로 스트립을 용융 코팅하는 과정,
- [0060] vi. 어닐링된 스트립에서 마르텐사이트 형성을 유도하기에 충분한 냉각 속도(즉, 상기 임계 냉각 속도보다 높은 냉각 속도)로 스트립을 어닐링 후 권취 온도까지 추가로 냉각하는 과정,
- [0061] vii. 스트립을 권취하는 과정.
- [0062] - 여기서 스트립에는 선택적으로 (a) 단계 v의 용융 코팅에 의해 또는 (b) 단계 vii 이후 냉간 적용 기술에 의해, 금속 코팅이 제공되며,
- [0063] - 선택적으로 코팅된 강 스트립을 0.05~3.00%의 감소율로 조질 압연하는 단계;
- [0064] - 여기서 상기 선택적으로 코팅되고 선택적으로 조질 압연된 강 스트립은 인장 강도(R_m)가 520 ~ 680 MPa이고 항복 강도(R_p)가 460 ~ 580 MPa이며, R_p/R_m 은 0.70 ~ 0.80이며,
- [0065] - 코팅된 강 스트립을 권취하거나, 코팅된 강 스트립을 시트 또는 블랭크로 절단하는 단계;
- [0066] - 선택적으로 스탬핑(stamping), 굽힘(bending), 딥 드로잉(deep drawing)과 같은 냉간 성형 작업을 통해 또는 온간 프레스 성형(warm press forming) 또는 열간 프레스 성형(hot press forming)을 통해 코팅된 강 스트립, 시트 또는 블랭크를 성형하는 단계.
- [0067] 강의 조성의 중요성은 이미 논의되었다. 다양한 처리 단계는 모두 표준 HSLA의 속성과 표준 DP의 속성 간의 섬세한 하이브리드 균형을 이루는 데 기여한다. 예를 들어, 베이나이트와 특히 마르텐사이트와 같은 제2 상의 충분한 양(그러나 너무 높지는 않음)으로 형성하려면 높은 냉각 속도가 필요하다.
- [0068] 상기 권취 온도는 또한 후속 처리 단계를 위한 열간압연 스트립의 시작 조건을 결정하기 때문에 중요한 매개변수이다. 바람직하게 권취 온도는 최대 650℃이다.
- [0069] 냉간 압연 감소율은 75% 이하인 것이 바람직하고, 70% 이하인 것이 더욱 바람직하다. 더 낮은 냉간 압연 감소율은 냉간 압연 중 압연 힘을 제한하여 스트립 내 형상 결함 위험을 줄인다.
- [0070] 1차 냉간 압연 단계 이후의 연속 어닐링은 냉간 압연된 강 스트립의 부분적인 오스테나이트화를 얻기 위해 A_{c1} 과 A_{c3} 온도 사이의 온도로 가열하여 유지하는 것을 포함하는 임계 간 어닐링 처리이다. 연속 어닐링 후 미세구조는 다각형 및/또는 침상 페라이트를 포함하는 석출 강화된 페라이트 매트릭스와 시멘타이트를 포함하는 제2 상을 포함하며, 선택적으로 펄라이트 및 베이나이트 중 하나 이상이 동반된 2 내지 10%의 마르텐사이트를 포함할 수 있으며, 여기서 페라이트 매트릭스의 재결정화 분율은 85% 이상이다. 그러므로 어닐링 후의 냉각 속도는 연속 어닐링된 결과적인 냉간 압연 스트립에서 오스테나이트의 마르텐사이트로의 변태를 유도하기 위해 소위 임계 냉각 속도보다 높아야 한다. 이 임계 냉각 속도는 불안정한 오스테나이트가 안정적인 마르텐사이트로 변태될 수 있는 가장 느린 냉각 속도로 정의될 수 있으며 일상적인 실험을 통해 쉽게 결정될 수 있다. 마르텐사이트는 어닐링 후 권취 온도가 M_f 온도보다 낮으면 안정적이다.
- [0071] 일 실시 형태에서 조질 압연 감소율은 최대 2.50%, 바람직하게는 최대 1.30%, 더욱 바람직하게는 최대 0.80%이다. 바람직하게는 조질 압연 감소율은 0.10% 이상, 더 바람직하게는 0.20% 이상이다. 조질 압연 감소율은 원하는 최종 속성, 스트립 모양 및 표면 질감을 얻는 데 중요하다.
- [0072] 선택적인 조질 압연 감소율은 최종 속성과 표면 품질(평탄도, 파상도, 휘어짐 등과 같은 측면)의 올바른 균형을 얻는 데 중요할 수 있다. 그 균형도 항상 같지 않을 수도 있다. 때로는 스트립 평탄도의 중요성이 기계적 속성보다 우선하며(관련 표준에 의해 부과된 요구 사항이 충족된다면), 때로는 기계적 특성이 우선시되기도 한다.

화학적 조성과 처리를 조절함으로써 다양한 요구 사항의 균형이 다소 바뀔 수 있지만, 항상 관련 표준의 요구 사항 내에 있다. 최대 3.00%의 조직 압연 감소율(TRR: temper rolling reduction)까지 일부 조직 압연이 필요하다. 그러나 더 높은 TRR은 강의 성형 가능성을 약화시키므로, 강 스트립의 표면 및 형상 요구 사항과 강도 및 성형성 요구 사항의 균형을 맞추기 위해, TRR은 가능한 한 낮아야 한다. 바람직하게는 조직 압연 감소율은 최대 2.50%, 바람직하게는 최대 1.30%, 더 바람직하게는 최대 1.00%이다. 바람직하게는 조직 압연 감소율은 0.10% 이상, 바람직하게는 0.20% 이상, 더욱 바람직하게는 0.50 이상 또는 심지어 0.65% 이상이다.

[0073] 하이브리드 2 상 냉간 압연 및 어닐링된 스트립을 제조하는 방법은 선택적으로 금속 코팅의 적용을 포함하며, 바람직하게는 용융 코팅에 의해 적용되지만, PVD, CVD 또는 전착과 같은 냉간 적용 기술도 가능하다.

[0074] 또 다른 측면에 따르면, 본 발명은 또한 자동차 응용에서 본 발명에 따라 생산된 강의 용도로 구체화된다. 본 발명에 따른 강의 자동차 응용은 차체 구조, 내부 및 외부 패널, 도어 및 트렁크 클로저에서의 응용, 새시 또는 서스펜션, 또는 휠, 연료 탱크, 스티어링 및 브레이크 시스템에의 응용을 포함할 수 있지만 이에 국한되지는 않는다. 자동차 응용 분야는 승용차나 트레일러, 트럭, 기차, 내구 소비재 등과 같은 기타 차량이 있을 수 있다.

도면의 간단한 설명

[0075] 도 1a 및 1b는 각각 Nb 및 NbTi에 대한 클렘(Klemm) 에칭 현미경 사진을 보여준다.

도 1c 및 1d는 각각 Nb 및 NbTi에 대한 나이탈(Nital) 에칭 현미경 사진을 보여준다.

도 3은 전형적인 실험적 가열 및 냉각 곡선을 도시한다.

도 4는 고려된 어닐링 주기와 관련하여 "하이브리드" 특성을 갖는 강 등급을 생성하기 위한 어닐링 주기와 합금 원소들의 효과를 보여준다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0076] 이제 본 발명은 다음의 비제한적인 실시예 및 도면을 통해 설명될 것이다.

[0077] 냉간 압연 및 어닐링 제품

[0078] 도 4의 [표1]에 도시된 결과는 고려된 어닐링 주기와 함께 "하이브리드" 특성을 갖는 강 등급을 생성하기 위한 어닐링 주기와 합금 원소들의 효과를 보여준다. Nb, Ti 또는 C 함량이 너무 높으면 $R_p/R_m > 0.8$ 의 강 등급을 제공하고 이는 높은 분율의 재결정화되지 않은 영역을 포함한다. Si 농도가 감소하면 VDA 강도 사양에 도달하기가 어려워진다. Nb와 NbTi 합금을 비교를 통해, Ti를 함유한 샘플이 더 높은 마르텐사이트 백분율의 형성과 더 높은 재결정화도로 인해 강도가 더 높고 어닐링 온도 변화에 덜 민감하다는 것을 알 수 있다.

[0079] 도 1a 및 1b는 각각 Nb 및 NbTi에 대한 클렘(Klemm) 에칭 현미경 사진을 보여준다. 마르텐사이트는 현미경 사진에서 밝은 점으로 나타난다. 샘플들은 800°C에서 어닐링되었다. 도 1c 및 1d는 각각 Nb 및 NbTi에 대한 나이탈(Nital) 에칭 현미경 사진을 보여주며, 다각형 페라이트(재결정화된 + 재결정화되지 않은), 침상 페라이트, 및 800°C에서 어닐링된 샘플에 대한 펄라이트 및 시멘타이트 석출물의 존재를 보여준다.

[0080] 도 1에 도시된 바와 같이 마르텐사이트는 에칭된 샘플의 현미경 사진에서 백색 반점으로 나타난다. 에칭은 표준 클렘 에칭으로 수행되었다(샘플의 표면을 광학 등급으로 연마하고, 클렘 에칭제(포화된 수성 티오황산나트륨과 1g 칼륨 메타중아황산염의 용액)로 몇 초간의 에칭 후 에탄올로 세척함). 이 지점들을 과학 이미지 처리 및 분석용 오픈-소스 소프트웨어 ImageJ(참조: <https://imagej.nih.gov>)를 사용하여 분석하여 마르텐사이트 석출물의 백분율과 평균 크기를 결정했다. 에칭된 이미지가 흑백 이미지로 변환되고, 상기 소프트웨어는 클렘 에칭된 Nb 샘플(어닐링 온도 = 820°)의 강 현미경 사진에서 마르텐사이트의 분포(도 2a 참조)를 결정한다. 도 2b는 ImageJ 소프트웨어로 처리한 후의 이미지, 도 2c)는 마르텐사이트 크기 분포를 보여준다.

[0081] 본 발명에 따른 강의 미세구조에 대한 광학적 평가는 미세구조의 높은 재결정화 정도가 균형 잡힌 특성을 구현하는 데 중요한 기여를 한다는 것을 보여준다. EBSD 측정을 통해 광학 측정값의 정확성이 확인되었다. SEM 조건은 높은 전압 15kV, 조리개 크기 120 μ m, 높은 전류를 켜 상태였다. EBSD 조건은 작동 거리 16mm, 스캔 속도 100 fps였다. 300x1000 μ m²의 스캔(스텝 크기 0.5 μ m) 및 200x200 μ m²(스텝 크기 0.2 μ m)에서 비슷한 결과가 나왔다.

[표3] 다양한 샘플 두께 깊이에서의 결정립 크기-ImageJ 소프트웨어를 사용하여 측정

합금	1/10 t	1/4 t	1/2 t	평균
Nb	6	5.5	6.2	5.9
NbTi	5.6	5.3	6.3	5.7
NbTiC-	6.2	6	5.9	6

[표2] 800℃에서 어닐링된 샘플의 나이탈 에칭 후 광학 현미경 사진으로부터 추정된 재결정화 백분율

합금	어닐링 온도 (°C)	소킹 시간 (초)	재결정화 페라이트 (%)	비재결정화 페라이트 (%)	발명
Nb	800	60	87	13	예
NbTi	800	80	93	7	예
NbTiC-	800	60	92	8	예
Nb+	800	80	50	50	아니오

열간 스탬핑

본 발명에 따른 강은 열간 스탬핑 용도에도 적합하다. 이는 Nb 및 NbTi 조성물을 직접 열간 스탬핑 공정에 적용함으로써 입증된다. 일반적인 t-T 일정은 다음과 같다: 샘플을 재가열로에서 5~7분 동안 900℃로 가열했다. 그런 다음 샘플을 재가열로에서 꺼내어 냉각 전 재가열로와 열간 프레스(hot press) 사이를 이송하는 동안 5~10초 동안 공기 중에서 냉각했다. 전형적인 실험적 가열 및 냉각 곡선이 도 3에 도시되어 있다. 이러한 곡선에서 열간 프레스는 약 800℃에서 일어난다.

열간 프레스 후 NbTi 등급은 다양한 시판 등급에 필적하는 기계적 특성을 갖는다(표 4 및 5 참조). 이러한 결과는 균형 잡힌 조성과 미세구조의 결과인 본 발명에 따른 강 등급의 다양성을 분명히 보여준다.

[표4] NbTi 및 Nb 등급에 대한 실험실 고온 프레스 시뮬레이션 후의 실험적 처리 매개변수 및 강도

(열간 프레스 재료의 경우 CR460LA 요구 사항이 적용되지 않음에 유의)

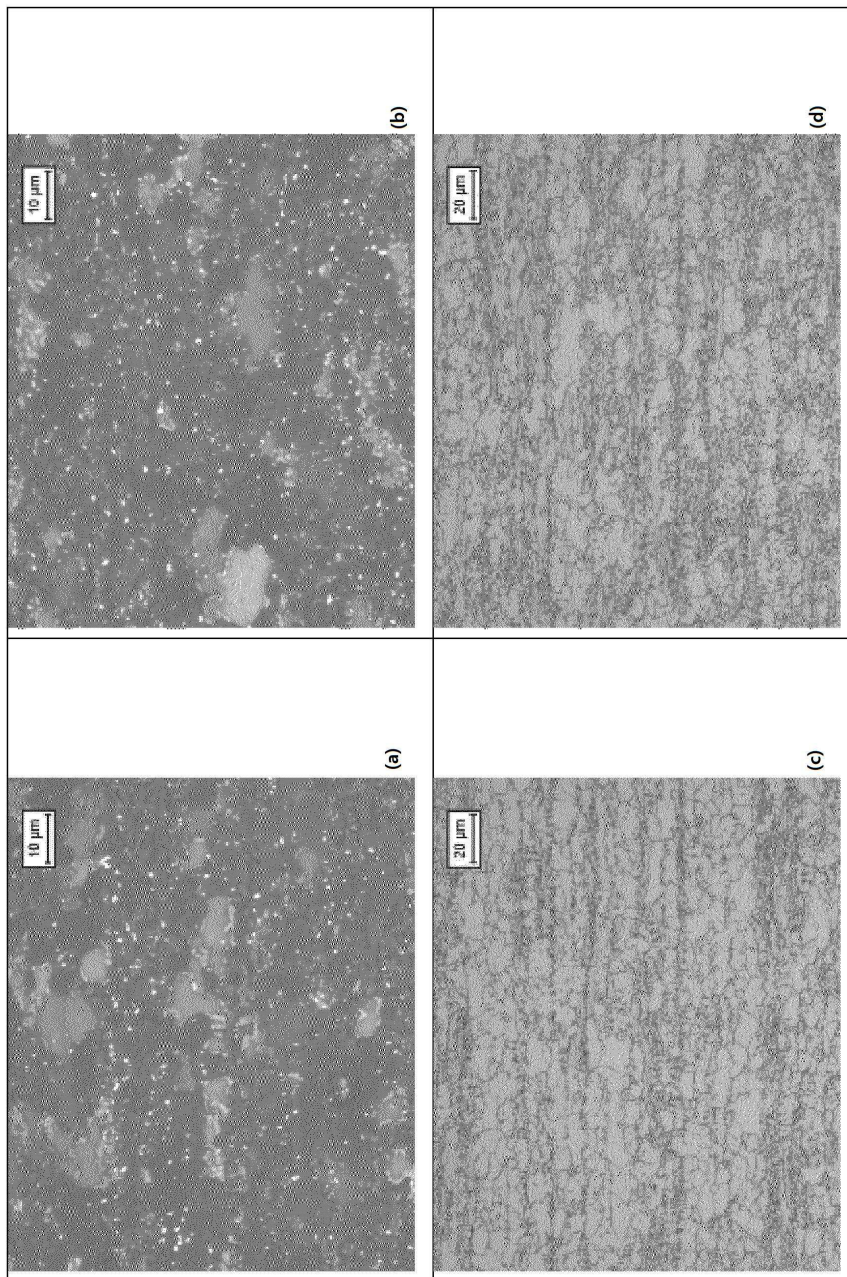
등급	권취 온도 (°C)	어닐링 온도 (°C)	오븐 가열시간 (분)	이송 시간 (초)	Rp (MPa)	Rm (MPa)	A80 (%)
NbTi	610	810	5	5	449	639	20
				7	427	627	21
				10	406	623	23
Nb	565	790	6	7	436	630	21
	565	810	6	5	407	625	19
	610	790	5	10	435	630	22

[표5] Nb 및 NbTi와 비교 상용 등급의 비교

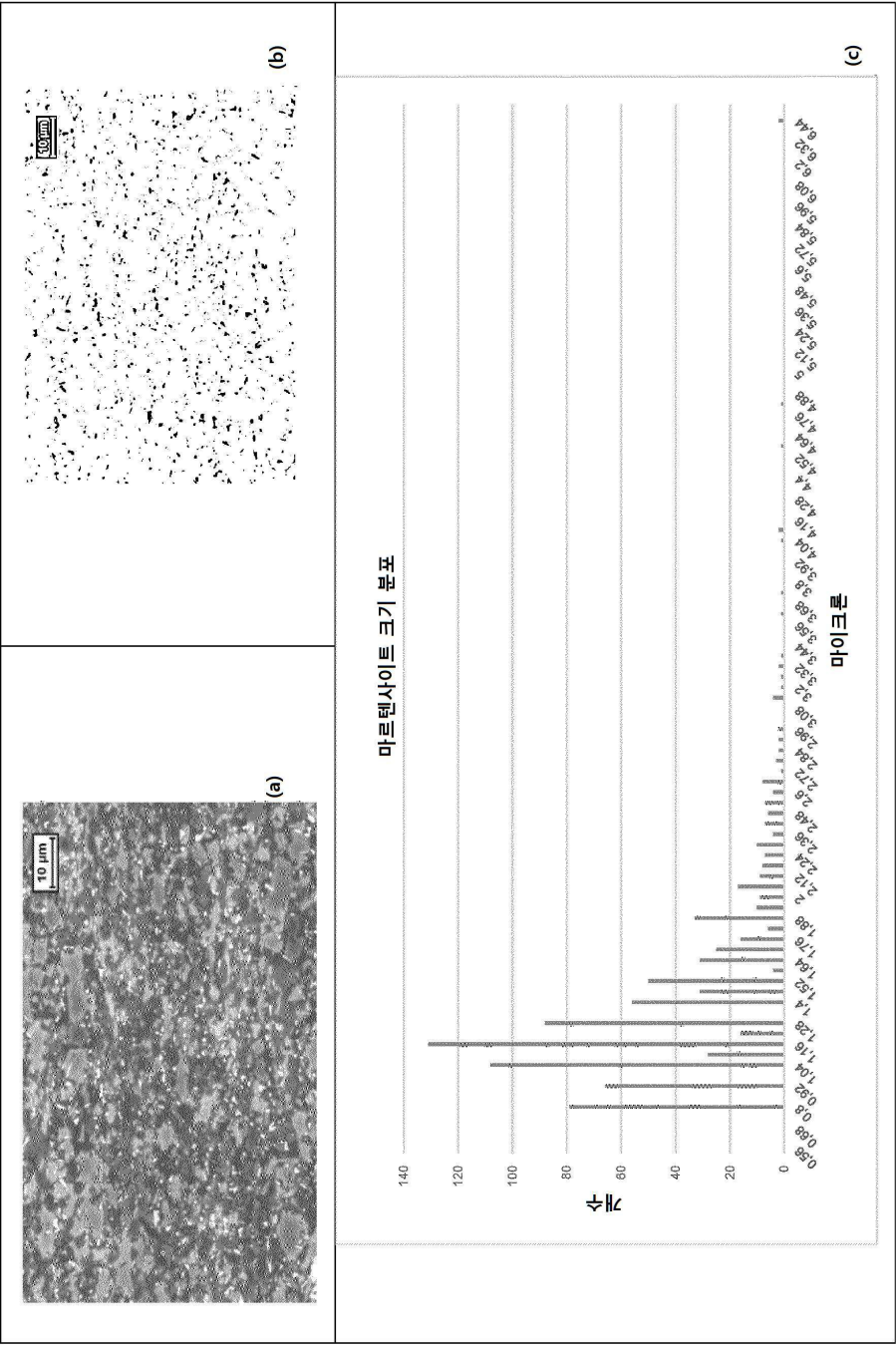
강 등급	항복 강도 (Rp) (MPa)	인장 강도(Rm) (MPa)	연신율 A ₈₀ (%)
B500 (comp.)	350 - 470	400 - 590	21
D500 (comp.)	450 - 650	550 - 680	>20
NbTi (invention)	420 - 470	570 - 640	20 - 23
Nb (invention)	400 - 450	540 - 630	19 - 22

도면

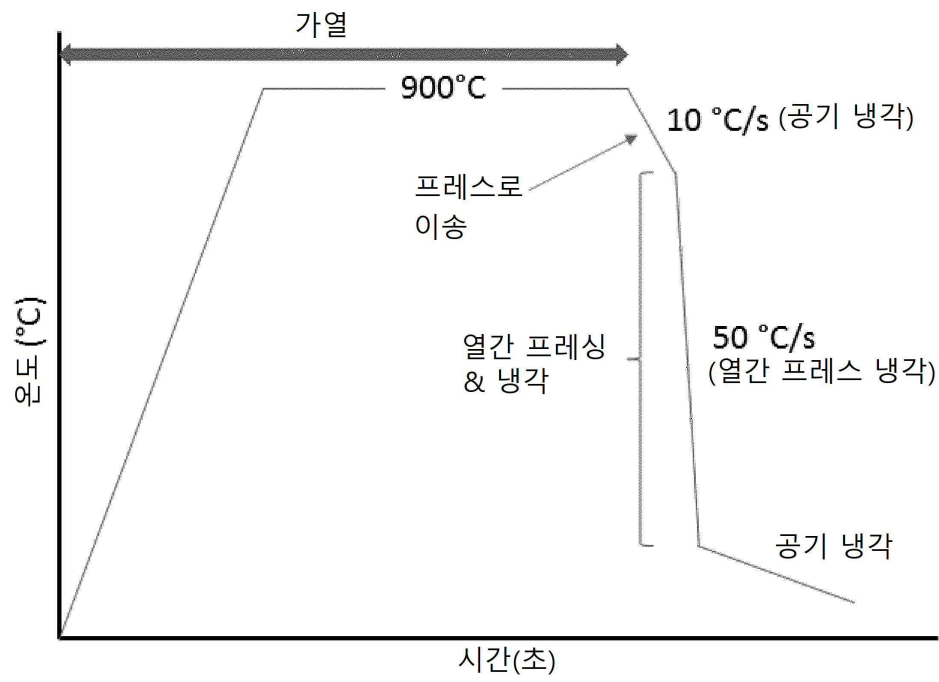
도면1



도면2



도면3



도면4

[표1] 강 조성(단위: N은 ppm, 나머지는 중량 %), 처리 매개변수 및 기계적 특성

합금	C	Mn	Al	Si	Ti	Nb	N	냉각속도 (°C/s)	권취온도 (°C)	어닐링 온도 (°C)*	유지 (soaking) 시간(초)	TRR (%)	Rp (MPa)	Rm (MPa)	A80 (%)	Rp/ Rm (-)	발명
Nb	0.075	1.449	0.030	0.277	0.001	0.04	34	70	610±20	800	60	0.20	462	575	22	0.78	예
NbTi	0.074	1.464	0.031	0.275	0.010	0.039	36	70	610±20	800	80	0.20	476	600	20	0.79	예
	0.074	1.464	0.031	0.275	0.010	0.039	36	70	610±20	785	80	0.20	463	585	20	0.79	예
NbTiC	0.052	1.517	0.034	0.106	0.010	0.039	32	70	610±20	800	60	0.20	465	589	20	0.78	예
Nb+Si-	0.061	1.41	0.033	<u>0.016</u>	0.001	0.059	34	70	610±20	800	80	0.20	<u>623</u>	662	14	<u>0.94</u>	아니오
NbTiSi-	0.075	1.449	0.030	<u>0.040</u>	0.010	0.040	34	70	610±20	800	80	0.20	<u>453</u>	577	20	0.78	아니오
	0.075	1.449	0.030	<u>0.040</u>	0.010	0.040	34	70	610±20	800	60	0.20	<u>458</u>	580	19	0.79	아니오
NbTiMn-	0.075	<u>0.900</u>	0.030	0.275	0.010	0.040	34	70	610±20	800	80	0.20	<u>452</u>	570	22	0.79	아니오
NbTiMn-	0.075	<u>0.900</u>	0.030	0.275	0.010	0.040	34	70	610±20	785	60	0.20	<u>450</u>	573	19	0.78	아니오
Nb+Ti	0.075	1.464	0.030	0.275	0.010	<u>0.065</u>	34	70	610±20	800	80	0.20	<u>575</u>	625	14	<u>0.92</u>	아니오
NbTi+	0.075	1.464	0.030	0.275	<u>0.060</u>	0.040	34	70	610±20	800	80	0.20	<u>496</u>	620	23	0.8	아니오

* 어닐링 온도는 임계 간 어닐링 온도이다, 즉 Ac1과 Ac3 사이. Ac1은 실험식을 사용하여 계산될 수 있다(참조: Kasatkin, O.G. et al., Calculation Models for Determining the Critical Points of Steel, Metal Science and Heat Treatment, 26:1-2, January - February 1984, 27-31.). 이 표의 모든 강에 대해서, Ac1은 대략 730°C이고 Ac3는 대략 870°C이다