(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2021-0062003
(43) 공개일자 2021년05월28일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C21D 1/18 (2006.01) *C21D 1/22* (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01) *C22C 38/00* (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01) *C22C 38/04* (2006.01)
C22C 38/26 (2006.01) *C22C 38/28* (2006.01)
C22C 38/32 (2006.01) *C22C 38/38* (2006.01)
(52) CPC특허분류
C21D 1/18 (2013.01)
C21D 1/22 (2013.01)
(21) 출원번호 10-2021-7007162
(22) 출원일자(국제) 2019년09월17일
심사청구일자 없음
(85) 번역문제출일자 2021년03월09일
(86) 국제출원번호 PCT/EP2019/074815
(87) 국제공개번호 WO 2020/058244
국제공개일자 2020년03월26일
(30) 우선권주장
10 2018 122 901.1 2018년09월18일 독일(DE)

(71) 출원인
뵈스트알파인 스탈 게엠베하
오스트리아 린츠 뵈스트알파인-슈트라쎄 3 (우편번호: 아-4020)
(72) 발명자
손라이트너, 마르쿠스
오스트리아, 4492 호프키르첸, 란젠베르그 32
클라인, 마르틴
오스트리아, 4020 린츠, 갈릴레이슈트라쎄 13
(뒷면에 계속)
(74) 대리인
안소영

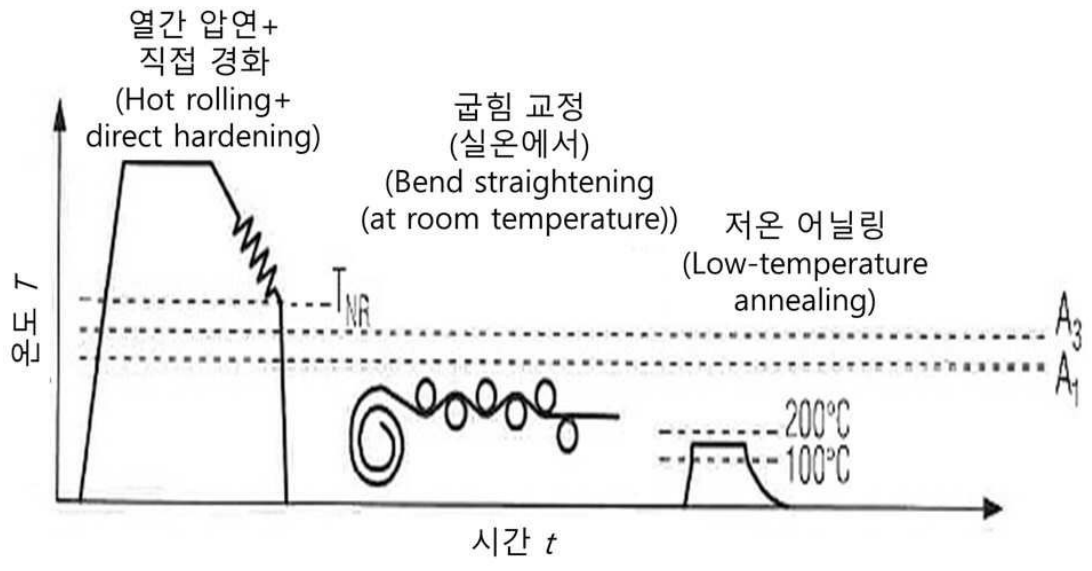
전체 청구항 수 : 총 14 항

(54) 발명의 명칭 **초고강도 강철 시트를 제조하는 방법 및 이를 위한 강철 시트**

(57) 요 약

본 발명은 초고강도 열간 압연 구조용 강철(hot-rolled construction steel)을 제조하는 방법에 관한 것으로, 0.2% 이하의 탄소 함량을 갖는 강철이 제조되고, 오스테나이트(austenite)의 확산 변태(diffusive transformation)는 망간, 크롬, 및 붕소를 첨가하여 충분한 변태 지연을 이룸으로써 회피되고, 강철 재료는 공지된 방식으로 주조되고, 주조된 재료는 열간 압연(hot rolling)을 위해 온도의 증가를 거치고, 압연 공정 후 스트립은 즉시 직접 경화되고, 마르텐사이트 미세 구조(martensite microstructure)는 변형된 오스테나이트로부터 형성되고, 그 다음에, 이렇게 제조된 재료는 이동 전위(mobile dislocation)를 제공하기 위해 기계적으로 교정되고, 그 다음에, 재료는 어닐링되어 원하는 항복점을 설정하는 동시에 직접 경화 후에 존재하는 인장 강도, 인성, 및 성형 특성을 유지하고, 어닐링 온도는 100 내지 200℃이다.

대 표 도 - 도3



(52) CPC특허분류
C21D 8/0226 (2013.01)
C21D 8/0242 (2013.01)
C21D 8/0263 (2013.01)
C22C 38/002 (2013.01)
C22C 38/02 (2013.01)
C22C 38/04 (2013.01)
C22C 38/26 (2013.01)
C22C 38/28 (2013.01)
C22C 38/32 (2013.01)
(72) 발명자
후브머, 게르하르트
오스트리아, 4614 마흐쉬트헨크, 부르거슈트라쎄 6
스핀들러, 헬무트
오스트리아, 3312 외드-외힐링, 피라 166

명 세 서

청구범위

청구항 1

초고강도 열간 압연(hot-rolled) 구조용 강철 또는 건설용 강철을 제조하는 방법에 있어서,

0.2% 이하인 감소된 탄소 함량을 갖는 강철이 제조되고,

오스테나이트(austenite)의 확산 변태(diffusive transformation)를 피하기 위해, 망간, 크롬, 및 붕소의 첨가를 통해 충분한 변태 지연(transformation delay)이 이루어지고,

강철 재료는 공지된 방식으로 주조되고, 주조된 재료는 열간 압연을 위해 온도 증가를 거치고,

스트립은 압연 공정 후 즉시 직접 경화되고,

마르텐사이트 구조(martensite structure)는 변형된 오스테나이트로부터 형성되고, 그 다음에, 이 방식으로 제조된 재료는 이동 전위(mobile dislocation)를 생성하기 위해 기계적으로 교정되고,

그 다음에, 재료는 어닐링되어 원하는 탄성 한계(elastic limit) 또는 항복 강도를 조정하는 동시에 직접 경화 후에 존재하는 인장 강도, 인성, 및 성형 특성을 유지하고,

어닐링 온도는 100 내지 200℃이고,

강철은 다음의 합금 원소로 이루어지고, 모든 표시는 질량 퍼센트로 표현되고:

C = 0.09 내지 0.20

Si = 0.10 내지 0.50

P = 최대 0.0150

S = 최대 0.0050

Al = 0.015 내지 0.055

Ni = 최대 0.5

Mo = 최대 0.3

V = 최대 0.12

Nb = 최대 0.035

N = 최대 0.0100

Ti = 0.015 내지 0.030

선택적: Ca = 0.0010 내지 0.0040,

확산 변태(diffuse transformation)를 피하기 위해, 0.0008 내지 0.0040 질량 퍼센트 함량의 붕소가 합금에 첨가되고, 또한, 경화성을 높이기 위해 0.2 내지 1.0 질량 퍼센트 함량의 크롬이 합금에 첨가되고, 또한, 1 내지 3 퍼센트 함량의 망간이 잔류 철 및 불가피한 제련 관련 불순물과 함께 합금에 첨가되는, 초고강도(ultra-high-stength) 열간 압연 구조용 강철 또는 건설용 강철을 제조하는 방법.

청구항 2

제1항에 있어서,

완전한 마르텐사이트 구조(fully martensitic structure)의 경우에, 직접 경화된(direct-hardened) 상태에서 강도를 증가시키기 위해, 2 내지 3%의 함량을 갖는 망간이 합금에 첨가되는 것을 특징으로 하는, 초고강도 열간 압연 구조용 강철 또는 건설용 강철을 제조하는 방법.

청구항 3

제1항에 있어서,

어닐링은 1 내지 30분 동안 120℃ 내지 200℃, 바람직하게는, 2 내지 14분 동안 130℃ 내지 190℃, 및 특히, 2 내지 5분 동안 135℃ 내지 170℃의 온도 범위에서 수행되는 것을 특징으로 하는, 초고강도 열간 압연 구조용 강철 또는 건설용 강철을 제조하는 방법.

청구항 4

제1항에 있어서,

다음의 조성을 갖는 강철이 사용되고:

C = 0.16 내지 0.20

Si = 0.10 내지 0.25

Mn = 2.0 내지 2.4

P = 최대 0.0150

S = 최대 0.0015

Al = 0.015 내지 0.055

Cr = 0.2 내지 0.5

Ni = 최대 0.1

Mo = 최대 0.05

V = 최대 0.12

Nb = 최대 0.01

Ti = 0.015 내지 0.030

B = 0.0008 내지 0.0040

N = 최대 0.0080

선택적: Ca = 0.0010 내지 0.0040

잔류 철 및 불가피한 제련 관련 불순물,

모든 표시는 질량 퍼센트로 표현되는 것을 특징으로 하는, 초고강도 열간 압연 구조용 강철 또는 건설용 강철을 제조하는 방법.

청구항 5

제1항에 있어서,

붕소 질화물의 형성을 피하기 위해, 유리 질소(free nitrogen)에 결합하도록 티타늄이 첨가되는 것을 특징으로 하는, 초고강도 열간 압연 구조용 강철 또는 건설용 강철을 제조하는 방법.

청구항 6

제1항에 있어서,

마르텐사이트 구조를 이루기 위한 오스테나이트의 확산 변태를 피하기 위해, 망간, 크롬, 및 붕소 원소에 의해 충분한 변태 지연이 조정되는 것을 특징으로 하는, 초고강도 열간 압연 구조용 강철 또는 건설용 강철을 제조하는 방법.

청구항 7

제1항에 있어서,

직접 경화 공정은 냉각이 적어도 5 K/초, 특히 > 10 K/초, 바람직하게는 30 K/초 내지 100 K/초의 높은 냉각 속도로 실행되도록 수행되어, 냉각 중지 온도에 도달하면, 오스테나이트의 적어도 95%는 마르텐사이트로 변태되는 것을 특징으로 하는, 초고강도 열간 압연 구조용 강철 또는 건설용 강철을 제조하는 방법.

청구항 8

제1항에 있어서,

기계적인 교정(mechanical straightening)은, 충분한 양의 이동 전위를 생성하기 위해, 상대적인 가소화된 부피가 70 부피% 이상이 되도록 실행되는 것을 특징으로 하는, 초고강도 열간 압연 구조용 강철 또는 건설용 강철을 제조하는 방법.

청구항 9

제1항에 있어서,

어닐링은, R_{p02}/R_m 지수(quotient), 소위, 탄성 한계 비가 세로 인장 테스트 시험편(longitudinal tensile test specimen)에서 측정된 0.87과 0.98 사이에 있도록 실행되는 것을 특징으로 하는, 초고강도 열간 압연 구조용 강철 또는 건설용 강철을 제조하는 방법.

청구항 10

열간 압연 강철 시트인 강철 시트(steel sheet)에 있어서,

강철 시트는, 화학 조성과 관련하여, 질량 퍼센트로,

C = 0.09 내지 0.20

Si = 0.10 내지 0.50

Mn = 1.0 내지 3.0

P = 최대 0.0150

S = 최대 0.0050

Al = 0.015 내지 0.055

Cr = 0.2 내지 1.0

Ni = 최대 0.5

Mo = 최대 0.3

V = 최대 0.12

Nb = 최대 0.035

B = 0.0008 내지 0.0040

N = 최대 0.0100

Ti = 0.015 내지 0.030

선택적: Ca = 0.0010 내지 0.0040

잔류 철 및 불가피한 제련 관련 불순물을

포함하는, 강철 시트.

청구항 11

제10항에 있어서,

C = 0.16 내지 0.20

Si = 0.10 내지 0.25

Mn = 2.0 내지 2.4

P = 최대 0.0150

S = 최대 0.0015

Al = 0.015 내지 0.055

Cr = 0.2 내지 0.5

Ni = 최대 0.1

Mo = 최대 0.05

V = 최대 0.12

Nb = 최대 0.01

Ti = 0.015 내지 0.030

B = 0.0008 내지 0.0040

N = 최대 0.0080

선택적: Ca = 0.0010 내지 0.0040

잔류 철 및 불가피한 제련 관련 불순물을

포함하는, 강철 시트.

청구항 12

제10항에 있어서,

열간 압연 강철 시트는, 잔류 베이나이트(bainite) 및/또는 페라이트(ferrite)를 수반하는 95% 초과, 바람직하게는 99%를 초과하는 마르텐사이트로 이루어지는 구조를 갖는, 강철 시트.

청구항 13

제10항에 있어서,

R_{p02}/R_m 지수, 소위, 탄성 한계 비는 0.87 내지 0.98인, 강철 시트.

청구항 14

제1항의 방법에 따라 제조된 제10항에 따른 강철 시트의 용도에 있어서,

강철 시트는 크레인(crane)의 텔레스코핑 암(telescoping arm)용 재료 또는 콘크리트 펌프(concrete pump)의 붐(boom)용 재료로서 사용되는, 강철 시트의 용도.

발명의 설명

기 술 분 야

[0001] 본 발명은 초고강도 열간 압연 강판(hot-rolled steel sheet)을 제조하는 방법, 열간 압연 강판, 및 이의 용도에 관한 것이다.

배 경 기 술

[0002] 최소 탄성 한계(elastic limit)가 960 MPa을 초과하는 열간 압연 구조용 강철과 건설용 강철은 관련 규격(EN

10025, EN 10049)에 포함되지 않는다. 다양한 상품명으로 판매되는 이러한 높은 탄성 한계를 갖는 구조용 강철과 건설용 강철은 실제로 현재 시장에서 구할 수는 있지만, 제조하는 데 비용이 많이 든다. 요구되는 강도를 이루기 위해서는, 탄소 및/또는 다른 원소의 높은 합금 함량이 필요하다. 그러나, 높은 탄소 함량, 특히, 0.22%를 초과하는 탄소 함량은 이러한 강철의 용접성(weldability)을 현격하게 감소시킨다. 몰리브덴 또는 니켈과 같은 변태 지연(transformation-delaying) 원소의 함량이 높으면 비싸고 자원 집약적이며, 스케일 형성 민감성(scale-forming susceptibility)을 증가시키거나, 높은 압연 하중(rolling force)을 초래한다.

[0003] 일반적으로, 이러한 종류의 강철은 열간 압연되고, 후속 경화 단계에서 경화된다. 이러한 별도의 경화 공정은 에너지 집약적인 재가열 공정을 필요로 한다. 또한, 재가열 중의 입자 성장과, 오스테나이트 구조(austenite structure)의 재결정화를 통한 입자 미세화(grain-refining) 공정의 부족 때문에, 이룰 수 있는 최소 오스테나이트 입자 크기는 제한된다.

[0004] WO2017/016582 A1은 1300 MPa의 최소 탄성 한계와 적어도 1400 MPa의 인장 강도를 갖는 고강도 강철 재료를 개시하였다. 이 경우에 탄소 함량은 0.23 내지 0.25%이다.

[0005] WO2017/041862 A1은 농업 분야, 임업 분야, 또는 비슷한 적용 분야에서 사용하기 위해 최적화된 인성(toughness)과 피로 강도(fatigue strength)의 조합을 갖도록 의도된 평강(flat steel) 제품을 개시하였다.

[0006] 이 경우에, 0.4 내지 0.7%의 탄소 함량은 상당히 높고, 수소 투과성을 감소시키기 위해 높은 실리콘 및 크롬 함량이 의도된다.

[0007] EP 22 67 177 B1은, 판의 용접 균열 민감도 지수(weld crack sensitivity index) PCM이 0.36 질량% 이하이어야 하고, Ac3 변태점(transformation point)은 830℃ 이하이어야 하는, 0.18 내지 0.23 질량%의 탄소를 함유한 고강도 강판을 개시하였다. 미세 구조(microstructure)는 90%를 초과하는 마르텐사이트(martensite)를 함유해야 하고, 탄성 한계는 1300 MPa을 초과해야 하고; 인장 강도는 1400 MPa을 초과하지만, 1650 MPa 미만이어야 한다. 이들 시트는 분명히 4절판 시트(quarto sheet)로서, 전형적인 경화 공정을 거쳤다.

[0008] WO2017/104995 A1은 420 내지 480 HB의 양호한 인성과 경도를 갖는 내마모 강철을 개시하였다. 특히, 이 재료는 0.15 내지 0.2%의 탄소, 2 내지 4%의 망간, 0.02 내지 0.5%의 실리콘, 및 0.2 내지 0.7%의 크롬을 함유한다. 그러나, 분명히, 이 재료는 전형적인 방식으로 경화된다.

[0009] EP 2576848 B1은 200 내지 700℃에서 템퍼 어닐링되는(temper annealed) 가늘고 긴 PAG를 갖는 직접 경화된 열간 압연 스트립을 개시하였다. 이 경우에 탄성 한계는 890 MPa을 초과해야 하고, 탄소 함량은 0.075 내지 0.12%로 상대적으로 낮다.

발명의 내용

해결하려는 과제

[0010] 본 발명의 목적은, 비용 효율적이고 자원 효율적인 작업을 가능하게 하고, 현저한 용접성을 보장하며, 2 mm 이상의 판 두께를 이룰 수 있는 초고강도 열간 압연 구조용 강철을 제조하는 방법을 안출하는 것이다.

과제의 해결 수단

[0011] 이 목적은 청구항 제1항의 특징을 갖는 방법으로 이루어진다.

[0012] 유리한 수정은 이에 종속하는 종속항에 개시된다.

[0013] 이 목적은 또한 청구항 제10항의 특징을 갖는 제품으로 이루어진다.

[0014] 유리한 수정은 이에 종속하는 종속항에 개시된다.

[0015] 본 발명에서, 합금 원소 함량이 조정된 강철 재료가 사용되고, 이는 열간 압연 목적을 위해 용융 및 가열된 후, 열간 압연되고 직접 경화된다.

[0016] 그 다음에, 이러한 방식으로 제조된 경화 재료는 교정 공정(straightening process)을 거친 후에, 본 발명에 따른 특별한 어닐링 처리를 거친다.

[0017] 본 발명에 따르면, 어닐링 중에 강도를 증가시키기 위해서는, 마르텐사이트에서 높은 전위 밀도(dislocation density)가 생성되고 강제로 용해된 탄소의 상응하는 공급량이 구조 내에 저장되도록, 이전에 이루어진 소성 변

형(plastic deformation)이 필요하다는 것이 밝혀졌다.

[0018] 본 발명에 따르면, 어닐링은 120 내지 200℃의 온도 범위에서 1 내지 30분 동안 수행된다. 따라서, 항복 강도(R_{p02})는 인장 강도(R_m) 감소 없이 증가한다는 사실을 놀랍게도 이룰 수 있었다. 200℃의 어닐링 처리에 대한 상한이 지켜지면, 인성의 감소도 없다. 100℃의 어닐링 온도 아래에서는, 기술적으로 관련된 시간틀에서 탄성 한계에 측정 가능한 영향이 없고, 200℃ 위에서는, 연화 현상이 관찰되었다. 바람직하게는, 어닐링은 2 내지 14분 동안 130℃ 내지 190℃, 특히, 2 내지 5분 동안 135℃ 내지 170℃의 온도 범위에서 수행될 수 있고; 이것은 R_{p02}와 R_m 값의 특히 유리한 조합을 이룰 수 있도록 한다.

도면의 간단한 설명

[0019] 본 발명은 도면을 기초로 하는 예로서 설명될 것이다. 도면에서:

도 1은 기계적 입자 값(mechanical grain values)에 대한 어닐링 온도의 영향을 도시한다.

도 2는 선행 기술에서 가공 처리 순서를 개략적으로 도시한다.

도 3은 본 발명에 따른 가공 처리 순서를 개략적으로 도시한다.

도 4는 1분의 유지 시간(holding time)으로 어닐링 온도와 시간의 영향을 도시한다.

도 5는 5분의 유지 시간으로 어닐링 온도와 시간의 영향을 도시한다.

도 6은 30분의 유지 시간으로 어닐링 온도와 시간의 영향을 도시한다.

도 7은 300분의 유지 시간으로 어닐링 온도와 시간의 영향을 도시한다.

도 8은 노치 바 충격 굽힘(notched bar impact bending) 작업에 대한 어닐링 온도와 시간의 영향을 도시한다.

도 9는 본 발명에 따르지 않는 3개의 참조 예의 화학 조성을 도시한다.

도 10은 망간 함량에 대한 MPa 단위의 인장 강도(R_m)의 의존성을 도시한다.

도 11은 교정 장치의 매우 개략적인 묘사를 도시한다.

도 12는 굽힘 교정 장치(bend straightening apparatus)에서 교정하는 동안 응력의 분포를 도시한다.

도 13은 기계적 특성에 대해 교정하는 동안 상대적인 가소화된 부피로서 가소화의 정도를 도시한다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0020] 도 1은 항복 강도(R_{p02}), 다이 인장 강도(R_m), 및 파단 연신율(elongation at break)(A5)(유지 시간: 5분)에 대한 어닐링 온도의 영향을 도시한다. 초기 상태는 직접 경화되고 교정된 재료이다.

[0021] 도 2는 선행 기술에 따른 경화 및 템퍼링된 시트의 제조에서 가공 처리 순서를 개략적으로 도시한다. 열간 압연 후, 압연 스톡(rolling stock)은 상대적으로 느리게 냉각되어 오스테나이트의 마르텐사이트 변태(martensitic transformation)는 일어나지 않거나 아주 조금만 일어난다. 후속 경화 공정에서, 재료는 오스테나이트화되고, 마르텐사이트 구조를 얻는 데 충분히 높은 냉각 속도로 퀜칭(quenched)된다. 선택적으로, 원하는 기계적 특성을 조정하기 위해 500~650℃에서 어닐링 단계가 실행될 수 있다.

[0022] 화학 조성과 관련하여, 특히 다음 조성을 갖는 강철이 사용된다(모든 표시는 m%로 표현됨):

[0023] C = 0.09 내지 0.20

[0024] Si = 0.10 내지 0.50

[0025] Mn = 1.0 내지 3.0

[0026] P = 최대 0.0150

[0027] S = 최대 0.0050

[0028] Al = 0.015 내지 0.055

[0029] Cr = 0.2 내지 1.0

[0030] Ni = 최대 0.5

[0031] Mo = 최대 0.3

[0032] V = 최대 0.12

[0033] Nb = 최대 0.035

[0034] B = 0.0008 내지 0.0040

[0035] N = 최대 0.0100

[0036] Ti = 0.015 내지 0.030

[0037] 선택적: Ca = 0.0010 내지 0.0040

[0038] 잔류 철 및 불가피한 제련 관련 불순물.

[0039] 이 경우에, 탄소는 직접 경화된 상태에서 재료 강도에 결정적으로 책임이 있고; 0.2%를 초과하는 함량은 용접성을 위해 회피되어야 한다.

[0040] 마르텐사이트 구조를 이루기 위해서는 충분한 변태 지연, 즉, 오스테나이트의 확산 변태(diffusive transformation)의 회피가 필요하다. 현재의 경우에, 이것은 망간, 크롬, 및 붕소 원소에 의해 이루어진다.

[0041] 니켈 또는 몰리브덴과 같이 더 비싼 원소는 필요하지 않다. 붕소 질화물의 형성은 용해된 붕소 함량의 허용할 수 없는 감소로 이어질 것이다. 이를 피하기 위해, 유리 질소에 결합하도록 티타늄이 첨가된다.

[0042] 선행 기술의 참조 재료가 도 9에 도시되어 있고; 본 경우에 요구되는 강도 수준(1300 MPa)은 0.2%를 초과하는 탄소 함량을 필요로 하는 것으로 밝혀졌다. 또한, 변태 지연 원소의 함량이 높아서, 자연히 생산 비용, 이룰 수 있는 최소 두께, 및 표면 품질에 부정적인 영향을 가질 수 있다. 그러나, 본 발명에 따르면, 생산 비용을 증가시키는 원소 없이 행하는 것이 특히 가능하다. 이들은 또한 일반적으로 이룰 수 있는 최소 두께에 영향을 미치는 원소이고, 여기에서 또한, 본 발명에 따른 합금 상태로 원하는 조건이 쉽게 이루어질 수 있다.

[0043] 극단적으로 낮은 함량 수준(0.0010%와 같은)에서도, 붕소는 변태 지연 효과를 갖는다. 충분한 양의 유리 붕소, 즉, 질소에 의해 결합되지 않은 붕소를 보장하기 위해서는, 재료 전체에서, 일반적으로 0.002 ~ 0.003%가 용융 분석(melt analysis)에서 존재하는 것이 바람직하고; 특히, 0.004%를 초과하는 함량은 인성의 감소를 초래할 수 있으므로 회피되어야 한다.

[0044] 알려진 바와 같이, 망간은 변태 지연 효과를 갖는다. 망간의 영향을 구체적으로 테스트하기 위해, C = 0.12%, Si = 0.15%, Ti = 0.015%, 및 20 ppm 붕소의 조성을 갖는 합금은 1.60%에서 2.20%까지 각기 다른 망간 함량으로 다양하였다. 도 10에서 명확한 바와 같이, 인장 강도에 대한 망간의 영향을 결정할 수 있었다. 또한 놀랍게도, 완전한 마르텐사이트 구조(fully martensitic structure)의 경우에, 2%를 초과하는 망간 함량은 직접 경화된 상태(이 실시예에서는 40 K/s의 냉각 속도로 경화된)에서 추가적인 강도 기여를 제공하는 것으로 관찰되었다.

[0045] 크롬은 경화성(hardenability)에 기여한다. 옴폭 들어간 스케일(pitted scale)을 형성하는 강철 표면의 민감성은 크롬 함량이 더 높을수록 증가한다. 0.2 내지 0.5% 범위에서, 경화성과 허용 가능한 외부 표면의 균형 잡힌 조합이 발견되었다. 그러나, 더 높은 크롬 함량, 특히, 본 발명에 따라 최대 1%의 크롬 함량은 이들이 요구하는 더 큰 스트립 두께와 더 낮은 냉각 속도로 유리할 수 있다.

[0046] 제강소(steel mill)에서 용융물 제조시, 인과 황 원소의 함량을 매우 낮게 유지하기 위해서 적합한 조치를 취해야 한다. 이는 요구되는 양호한 인성 특성을 보장하기 위해 필요하다.

[0047] 본원에 기술된 구현예에서, 니오븀이 재결정화 억제 원소로서 첨가될 필요는 없다.

[0048] 본 발명에 따른 합금에서, 상대적으로 낮은 함량의 변태 지연 원소는 선행 기술에 따른 전형적인 경화성 합금에 비해 성형 저항(forming resistance)을 감소시키는 것이 유리하다. 따라서, 최소 제품 두께를 감소시킬 수 있다.

[0049] 본 발명에 따른 직접 경화 공정(도 3 참조)은 열간 압연 공정 바로 다음에 오고, 마르텐사이트 구조는 변형된

오스테나이트로부터 생성된다. 재결정화 지연 합금 원소가 첨가되지 않기 때문에, 오스테나이트 구조는 대부분 재결정화되고, 미세하며, 단지 약간 연신된다. 이 미세한 입자의, 이전 오스테나이트 구조는 마르텐사이트에 추가적인 강도 기여를 제공한다. 확산 변태를 방지하기 위해, 높은 냉각 속도가 요구된다. 냉각 속도는 적어도 10 K/s, 특히 바람직하게는 30 내지 100 K/s이다. 냉각 중지 온도(일반적으로 실온)에 도달하면, 오스테나이트의 적어도 95%는 마르텐사이트로 변태되어야 한다.

[0050] 다음에, 이러한 방식으로 제조된 재료는 기계적으로 교정된 다음, 어닐링된다. 후속 어닐링 공정에서 탄소로 고정되는 충분한 양의 이동 전위(mobile dislocation)를 생성하기 위해서는 기계적인 교정이 필요하다. 이러한 이유로, 교정 공정에서 항복점을 초과하여 소성 변형되는 재료의 부피 분율은 70% 이상이다. 스트립 재료의 경우에, 필요한 교정은 앞에서 언급한 이점을 절단 시트(cut sheet)의 제조 중에 기존의 코일 세트(coil set)를 제거하는 요건과 결합시킨다.

[0051] 선행 기술에 따른 방법에서, 고강도 강철 제품은 압연 후에 직접 경화되지 않는다. 열간 압연 라인의 경우에, 이는 이러한 시트가 종래의 릴링(reeling) 장치를 사용하여 코일로 감길 수 없으므로, 절단 시트의 형태로 가공처리되거나 사출되어야 한다는 사실 때문이다.

[0052] 그러나, 본 발명에 따르면, 앞에서 설명한 바와 같이, 어닐링 공정에서 탄소에 의해 고정될 수 있는 충분한 정도의 이동 전위를 생성하기 위해서는 변형이 필요한 것으로 밝혀졌다. 본 발명에 따르면, 스트립은 코일로 감기고, 이는 절단 시트의 치수로 인한 운송 제한이 본 발명에 따른 고강도 재료에 적용되지 않는다는 이점을 갖는다. 코일링(coiling)의 비용이 더 크다는 단점은 기계적인 영향 때문에 고강도 시트의 기계적 특성이 상당히 향상된다는 이점이 수반된다. 코일로 감겨진 코일 재료는 추가 가공 처리를 위해 교정되어야 한다. 그러나, 본 발명에 따르면, 이러한 교정은 기존의 코일 세트를 제거하기 위해 필요할 뿐만 아니라, 시트는 필요한 이동 전위와 함께 균질한 방식으로 제조된다는 사실을 초래한다.

[0053] 따라서, 교정은 한편으로는 구부러진 스트립 재료로부터 평평한 절단 시트를 제조하기 위해 필요할 뿐만 아니라, 다른 한편으로는 전위를 생성하기 위해 필요하다. 일반적으로 교정은 롤러 교정기(roller straightening machine)에서 반복해서 앞뒤로 구부리는 것을 통해 실행된다. 이 경우에 교정 롤러(straightening roller)의 이동 깊이는 입구 측에서 출구 측까지 꾸준히 감소하여 교정기의 입구에서 가장 강력한 가소화가 이루어진다 (도 11).

[0054] 연신 교정 장치(elongation straightening apparatus)와 대조적으로, 굽힘 교정 장치에서는, 평균적으로 교정된 제품의 연신이 없다. 따라서, 재료의 중심 영역에는 중성(= 연신되지 않은, 가소화되지 않은) 섬유가 있다. 교정 중에 기하학적 조건, 특히, 롤러 직경과 간격, 이동 깊이, 및 시트 두께에 따라, 표면에 가까운 시트의 가장자리 영역이 가소화된다. 중성 섬유(neutral fiber)의 영역에서 표면에 가까운 가소화된 부피의 백분율을 상대적인 가소화된 부피(relative plasticized volume)라고 한다.

[0055] 본 발명에 따르면, 이 상대적인 가소화된 부피는 적어도 70%이다.

[0056] 본 발명에 따르면, 가소화의 정도, 즉, 교정 중에 상대적인 가소화된 부피의 백분율은 재료의 기계적 특성에 상당한 영향을 가질 수 있다.

[0057] 도 13, C = 0.12%, Si = 0.2%, Mn = 2.3%, Ti = 0.014%, 및 21 ppm 붕소를 함유하는 재료의 테스트에서, 최대 롤러 이동 깊이에 따라, 기계적 특성은 교정되지 않은 재료에 비해 놀랄 정도로 높은 수준까지 증가하는 것이 분명하다. 특히, 직접 경화 및 교정 후에 어닐링 단계가 수행되면(이 실시예에서, 어닐링은 170℃에서 5분 동안 수행되었다), 후속 어닐링 공정에서 탄소에 의해 고정될 수 있는 이동 전위가 얼마나 강력한 효과를 갖는지 매우 분명해진다.

[0058] 테스트에서 알 수 있는 바와 같이, 직접 초기 상태와 비교해서 70 내지 80%의 상대적인 가소화(도면에 Vpl/V로 표시)를 갖는 굽힘 교정은 약 150 MPa 크기의 R_{p02} 증가를 이룰 수 있다. 따라서, 가소화는 이룰 수 있는 항복강도에서 상당한 몫을 차지한다.

[0059] 앞에서 설명한 바와 같이, R_{p02}가 적어도 1100 MPa을 초과하는 초고강도 절단 시트는 이 시점까지 직접 경화에 의해 핫 스트립 라인(hot strip line)에서 제조되지 않았고, 그 대신 4단 압연기(four-high rolling mill)로 먼저 압연되고, 후속 공정 단계에서 시트 금속 경화된다. 이에 대한 이유는, 필요한 코일 권선력(coil-winding force)이 사용될 수 없기 때문이다. 본 발명에 따른 가소화에 의해 이루어질 수 있는 강도 증가는 합금 원소, 특히, 탄소의 함량을 감소시키는 데 사용되어야 하고, 필요한 가소화는 70% 초과 부근에 있어야 한다는 사실 때

문에, 더 이상 직접 경화와 코일링을 피할 필요가 없다.

[0060] 따라서, 본 발명에 따르면, 어닐링 단계와 관련하여 소성 변형은 본 발명에 따른 최적화된 합금 조성, 특히, 탄소 함량의 감소를 가능하게 하기 때문에 재료의 용접성을 향상시킨다.

[0061] 어닐링 공정은 원하는 탄성 한계 또는 항복 강도를 조정하는 동시에, 직접 경화 후에 존재하는 유리한 인장 강도, 인성, 및 성형 특성을 보존하는 데 사용된다. 100℃ 미만의 어닐링 온도는 어떠한 감지할 수 있는 효과도 유발하지 않는 반면, 200℃를 초과하는 어닐링 온도는 뚜렷한 연화 현상을 일으킨다는 것을 결정할 수 있었다. 따라서, 100 내지 200℃의 어닐링 온도가 본 발명에 따라 바람직하다.

[0062] 어닐링 공정의 결과로서, R_{p02}/R_m 지수(quotient), 소위, 탄성 한계 비는 직접 경화 및 교정 상태에 비해 놀랄 정도로 뚜렷하게 증가하고, 0.87 내지 0.98의 간격에 있다(세로 인장 테스트 시험편).

[0063] 0.18% 탄소, 0.19% 실리콘, 2.26% 망간, 0.27% 크롬, 0.021% 티타늄, 0.0024% 붕소, 및 잔류 철과 불순물을 함유하는 본 발명에 따른 재료에 수행된 테스트는, 유지 시간과 어닐링 온도의 변화로 어닐링한 후, 도 4 내지 8에 해당하는 결과를 나타내었다.

[0064] 해당 재료는 압연되고, 직접 경화되며, 본 발명에 따라, 핫 와이드 스트립 라인(hot wide-strip line)에서 감겨졌다. 이 경우에, 4단 압연기를 사용할 필요가 없었다.

[0065] 그 다음에, 재료가 풀리고 횡절단(cross-cut)되었으며; 실험실의 노(laboratory furnace)에서 공기 중에 시트 시험편의 열처리가 수행되었다. 열전대(thermocouple)에 의해 시간/온도 곡선이 측정되었다.

[0066] 도 4에서, 단 1분의 유지 시간으로 150℃ 초과 및 275℃ 미만의 어닐링 온도에서, 놀랍게도 높은 재료 강도가 이루어졌음이 분명하다.

[0067] 110℃ 내지 325℃의 온도 간격에서 5분의 유지 시간으로, 상당한 경도가 또한 이루어졌고; 인장 강도(R_m)는 1500 MPa보다 현저히 더 크게 증가될 수 있고, 비슷하게 1400 MPa을 초과하는 탄성 한계(R_{p02})를 갖는다. 도 6과 도 7에 따르면, 30분과 300분의 유지 시간으로는, 더 중요한 차이가 이루어질 수 없다는 것에 또한 유의해야 한다.

[0068] 노치 바 충격 굽힘 작업(DIN EN ISO 148에 따른 테스트)에 관해서는, 도 8로부터, 표시된 유지 온도와 표시된 유지 시간으로, 매우 유리한 정도의 인성이 이루어질 수 있고; 특히, 1분과 5분으로, 넓은 온도 범위에서 특성이 확실하게 이루어질 수 있다는 것이 분명하다.

[0069] 본 발명에 따르면, 다음의 조성은 강철 조성에 적합하고, 모든 표시는 질량 퍼센트로 표현된다.

[0070] C = 0.09 내지 0.20

[0071] Si = 0.10 내지 0.50

[0072] Mn = 1.0 내지 3.0

[0073] P = 최대 0.0150

[0074] S = 최대 0.0050

[0075] Al = 0.015 내지 0.055

[0076] Cr = 0.2 내지 1.0

[0077] Ni = 최대 0.5

[0078] Mo = 최대 0.3

[0079] V = 최대 0.12

[0080] Nb = 최대 0.035

[0081] B = 0.0008 내지 0.0040

[0082] N = 최대 0.0100

[0083] Ti = 0.015 내지 0.030

[0084] 선택적: Ca = 0.0010 내지 0.0040

[0085] 잔류 철 및 불가피한 제련 관련 불순물.

[0086] 특히 적합한 강철은,

[0087] C = 0.16 내지 0.20

[0088] Si = 0.10 내지 0.25

[0089] Mn = 2.0 내지 2.4

[0090] P = 최대 0.0150

[0091] S = 최대 0.0015

[0092] Al = 0.015 내지 0.055

[0093] Cr = 0.2 내지 0.5

[0094] Ni = 최대 0.1

[0095] Mo = 최대 0.05

[0096] V = 최대 0.12

[0097] Nb = 최대 0.01

[0098] Ti = 0.015 내지 0.030

[0099] B = 0.0008 내지 0.0040

[0100] N = 최대 0.0080

[0101] 선택적: Ca = 0.0010 내지 0.0040

[0102] 잔류 철 및 불가피한 제련 관련 불순물을 갖는 강철이고; 여기에서도 역시, 달리 명시되지 않는 한, 모든 표시는 질량 퍼센트로 표현된다.

[0103] 본 발명에 따른 직접 경화와 관련하여 본 발명에 따른 낮은 탄소 함량으로, 인장 강도(R_m)에서 1150 MPa 내지 1500 MPa의 원하는 강도 범위를 포함할 수 있다. 0.2%를 초과하는 함량을 피함으로써, 용접에서 냉간 균열 민감성(cold cracking susceptibility)을 저해할 수 있다.

[0104] 실리콘은 강철의 산소 제거(deoxidization)에 중요한 원소이고, 강도를 증가시킨다. 0.1 질량%를 초과하는 실리콘 함량은 낮은 황 함량을 이루는 것을 용이하게 하지만, 0.25 질량%에서 시작해서, 스케일 형성 민감성을 증가시킨다.

[0105] 망간은 변태를 지연시키기 위해 중요한 원소이다. 본 발명에 따른 조성에서, 다른 변태 지연 원소가 합금에 첨가되지 않거나 소량만 첨가되는데, 이것이 바람직하게는, 본 발명에 따른 직접 경화로 마르텐사이트 구조를 이루기 위해 2%를 초과하는 망간 함량이 합금에 첨가되는 이유이다.

[0106] 본 발명에 따르면, 더 큰 제품 두께와 이로 인해 더 낮은 냉각 속도로, 망간 함량을 최대 3%의 수준까지 증가시키는 것이 유용할 수 있다. 본 발명에 따른 혼합물에 존재하는 알루미늄은 산소 제거에 중요한 원소이지만, 선행 기술과는 달리, 티타늄이 이 목적에 사용되기 때문에 질소의 결합을 해제하기 위해 본 발명에는 사용되지 않는다. 함량은 이에 따라 선택된다.

[0107] 변태를 지연시키기 위한 다른 중요 원소는 크롬으로, 이는 몰리브덴과 니켈보다 더 유리하고; 크롬 함량이 더 높으면 스케일 형성 민감성을 증가시키지만, 템퍼링 저항(tempering resistance)을 향상시킨다.

[0108] 본 발명에 따르면, 바나듐은 절대적으로 요구되지는 않지만, 국소 가열 노출(local heat exposure)의 영역에서 템퍼링 저항을 증가시키기 위해 첨가될 수 있고; 0.12%를 초과하는 함량은 인성을 감소시키므로 회피되어야 한다.

[0109] 표시된 니오븀 함량도 마찬가지로 절대적으로 요구되지는 않지만, 추가 입자 미세화에 사용할 수 있다. 그러나, 본 발명에 따른 직접 경화는 경화성을 감소시키기 때문에 0.035 질량%를 초과하는 함량으로는 신뢰할 수 없다.

[0110] 본 발명에 따른 강철에 존재하는 티타늄은 질소와 결합하여 티타늄 질화물을 형성하고, 이에 따라, 붕소 질화물의 형성을 방해하며, 이는 경화성을 급격하게 감소시킬 것이다.

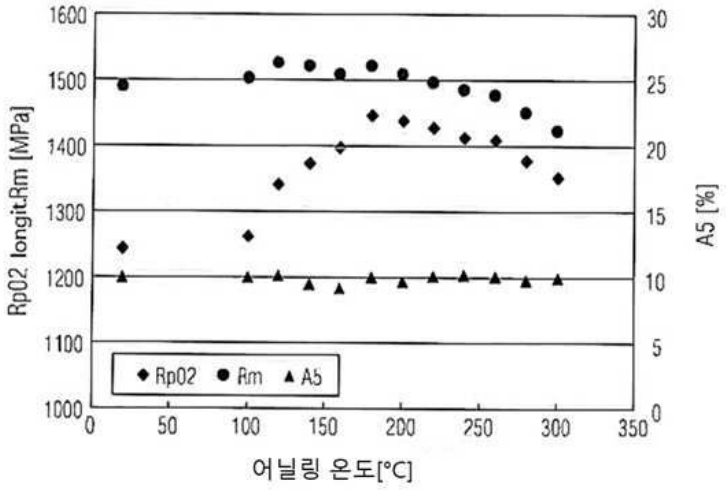
[0111] 존재하는 붕소는 변태를 지연시키는 중요한 원소이다.

[0112] 필요할 경우, 황화물 형성에 영향을 미치기 위해 칼슘이 첨가될 수 있고, 이는 상당히 긴 망간 황화물의 발생을 효과적으로 방지해야 한다. 이 경우에, 칼슘 함량은 0.0010 이상이어야 하는데, 그렇지 않으면 황화물 형성에 대한 충분한 영향이 보장되지 않기 때문이다. 또한, 칼슘 함량은 인성의 감소를 피하기 위해 0.0040을 초과하지 않아야 한다.

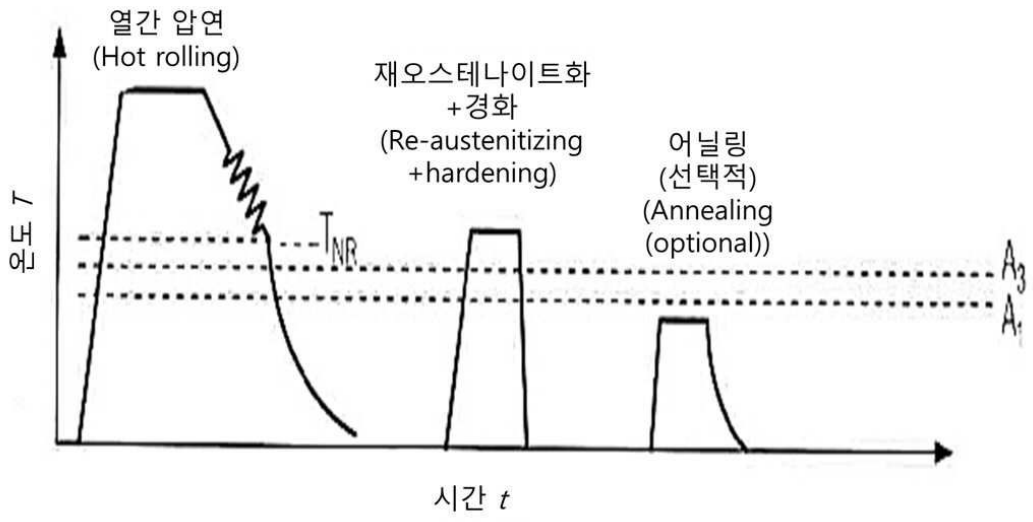
[0113] 본 발명으로, 한편으로는 강철 조성의 특별한 선택을 통해, 다른 한편으로는 후속 기계적 교정 공정을 이용한 직접 경화와 100 내지 200℃의 범위에서 해당 어닐링 처리를 통해, 용접성이 양호한 고강도 구조용 강철이 매우 신뢰할 수 있는 방식으로 이루어질 수 있다는 것이 유리하다.

도면

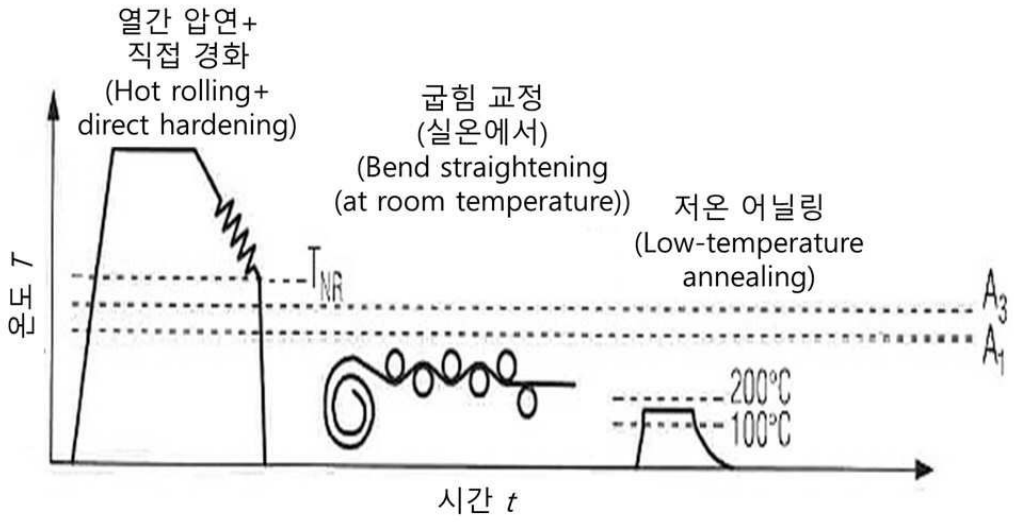
도면1



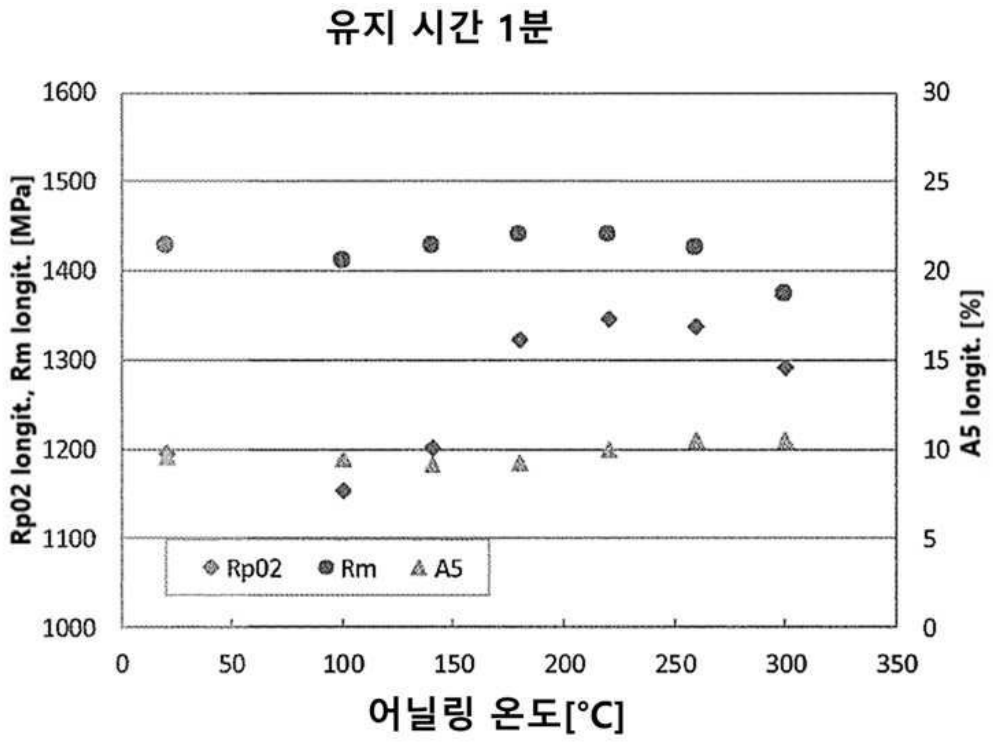
도면2



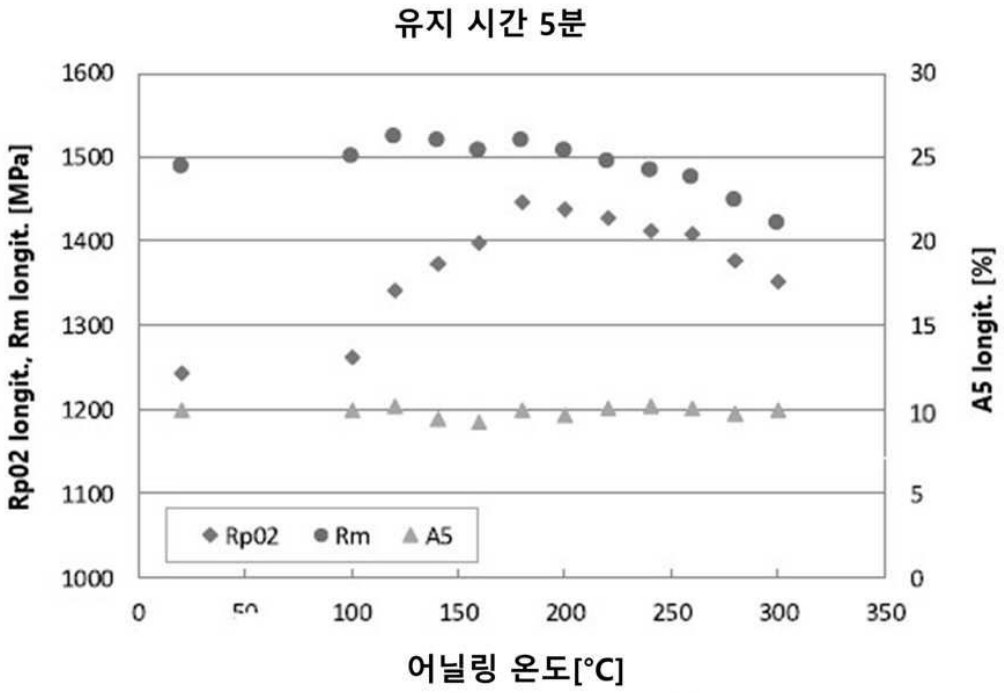
도면3


열간 압연+
직접 경화
(Hot rolling+
direct hardening)
굽힘 교정
(실온에서)
(Bend straightening
(at room temperature))
저온 어닐링
(Low-temperature
annealing)
온도 T
T_{NR}
A_3
A_1
200°C
100°C
시간 t

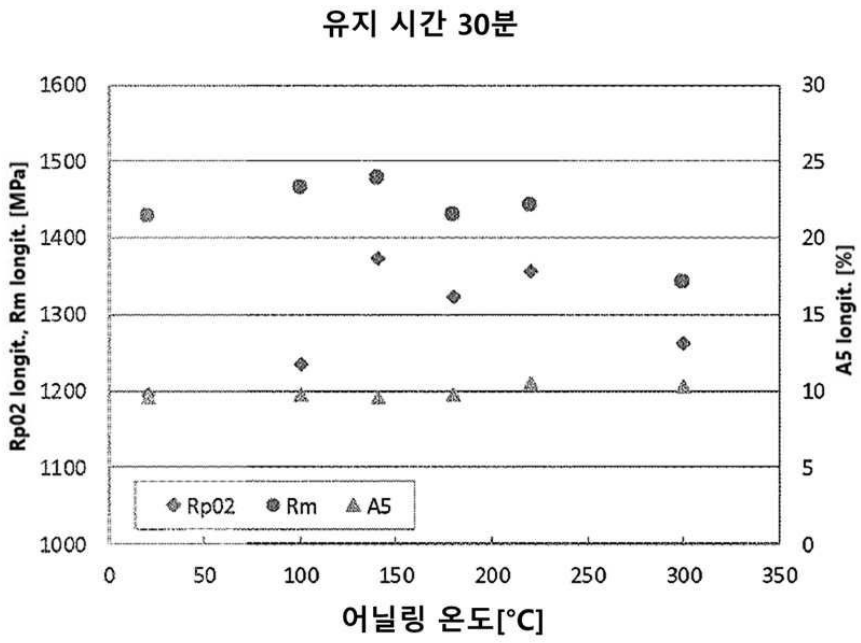
도면4


유지 시간 1분
Rp02 longit., Rm longit. [MPa]
A5 longit. [%]
1600
1500
1400
1300
1200
1100
1000
30
25
20
15
10
5
0
Rp02
Rm
A5
0
50
100
150
200
250
300
350
어닐링 온도[°C]

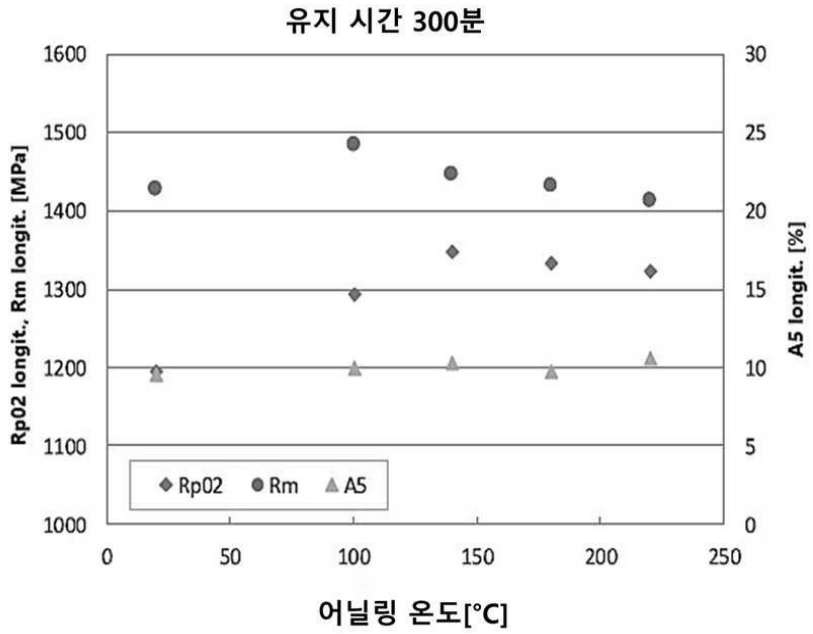
도면5


유지 시간 5분
Rp02 longit., Rm longit. [MPa]
A5 longit. [%]
Rp02
Rm
A5
어닐링 온도[°C]

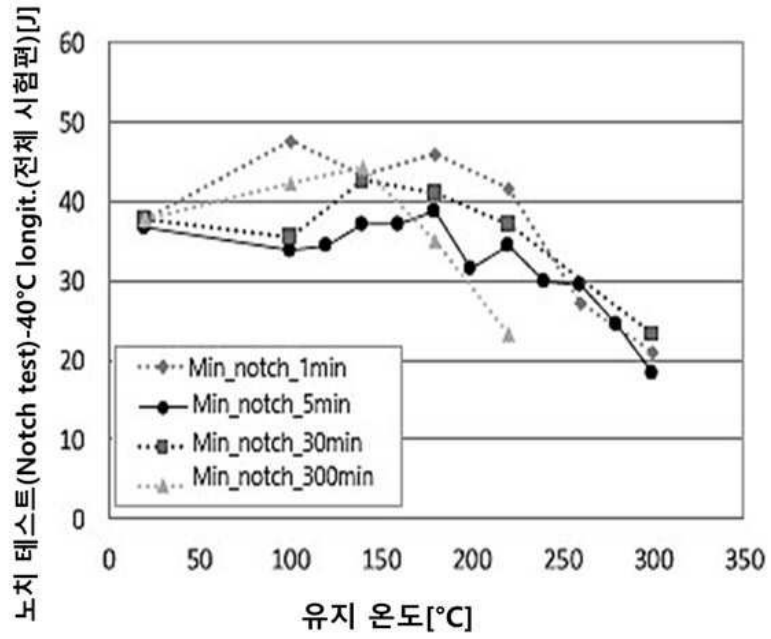
도면6


유지 시간 30분
Rp02 longit., Rm longit. [MPa]
A5 longit. [%]
Rp02
Rm
A5
어닐링 온도[°C]

도면7



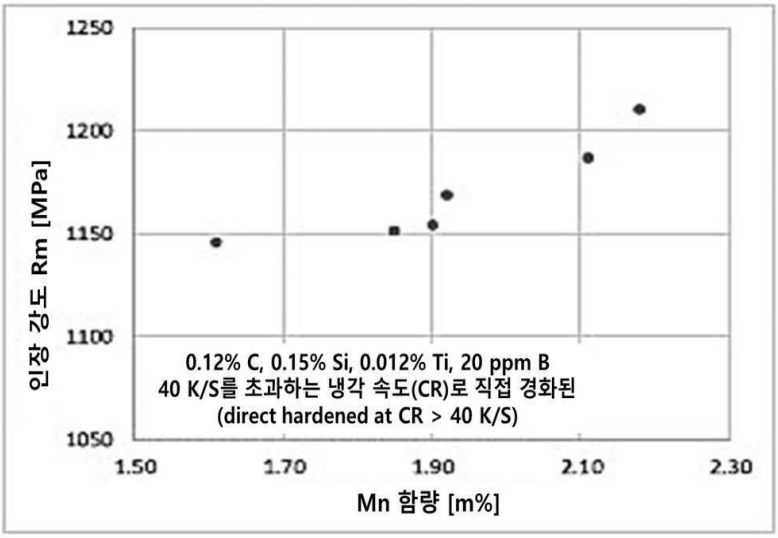
도면8



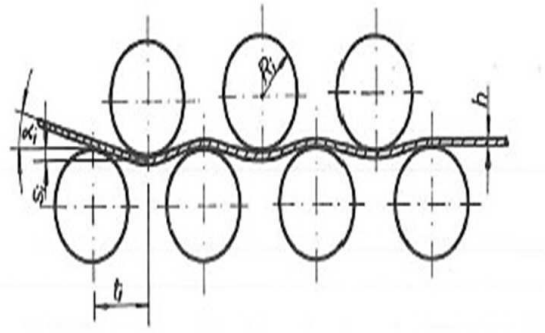
도면9

강철 유형	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	B	N
S1300 Ref 1	0.21	0.21	0.90	0.0067	0.0011	0.060	0.49	1.28	0.40	0.01	0.016	0.016	0.002	0.0012	0.0031
S1300 Ref 2	0.21	0.23	0.89	0.0078	0.0006	0.063	0.52	1.29	0.38	0.01	0.022	0.018	0.005	0.0010	0.0035
S1300 Ref 3	0.23	0.33	0.87			0.080	0.67	1.10	0.56			0.023		0.0023	

도면10

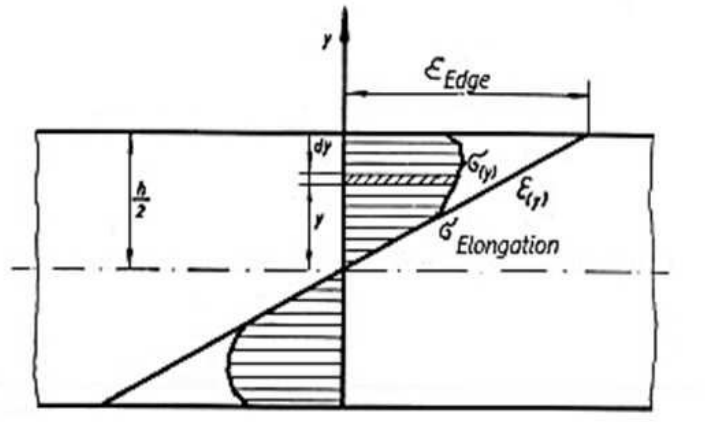


도면11



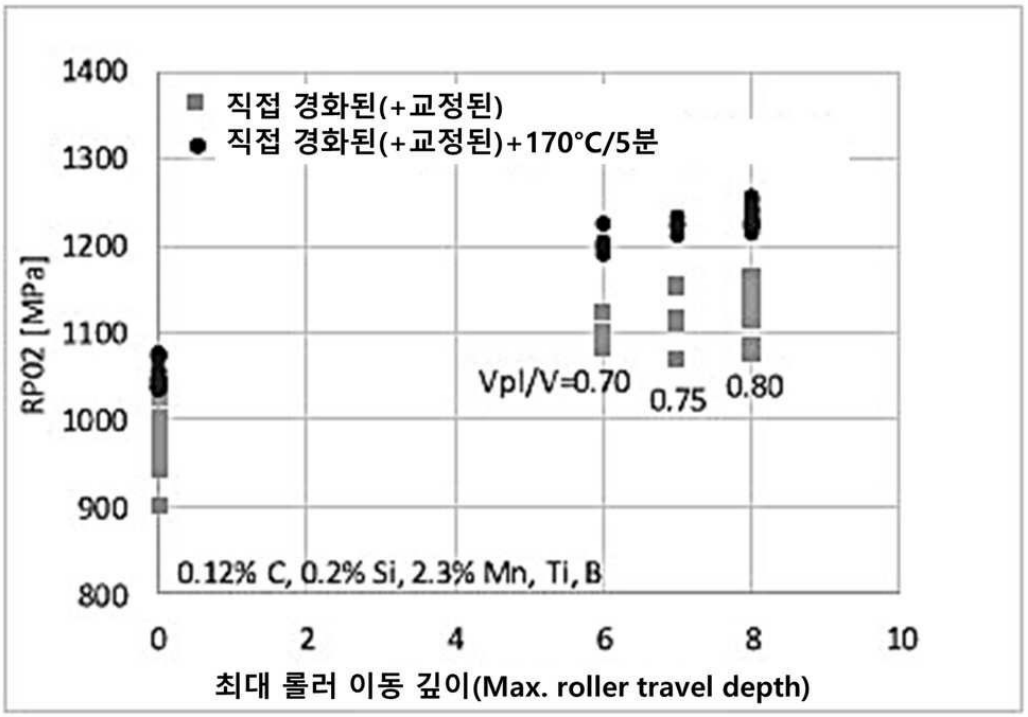
From W. Schwenzfeier: Rolling Technology *[Walzwerkstechnik]* (Springerr) 1979

도면12



From W. Schwenzfeier: Rolling Technology *[Walzwerkstechnik]* (Springerr) 1979

도면13


직접 경화된(+교정된)
직접 경화된(+교정된)+170°C/5분
RP02 [MPa]
1400
1300
1200
1100
1000
900
800
Vpl/V=0.70
0.75
0.80
0.12% C, 0.2% Si, 2.3% Mn, Ti, B
0
2
4
6
8
10
최대 롤러 이동 깊이(Max. roller travel depth)