



(19) 대한민국특허청(KR)

(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2022년11월09일

(11) 등록번호 10-2465476

(24) 등록일자 2022년11월07일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)

B21C 37/08 (2021.01) B21C 37/30 (2006.01)

C21D 8/10 (2006.01) C21D 9/08 (2006.01)

C21D 9/50 (2006.01)

(52) CPC특허분류

B21C 37/08 (2021.01)

B21C 37/30 (2013.01)

(21) 출원번호 10-2019-7001584

(22) 출원일자(국제) 2017년07월13일

심사청구일자 2020년07월09일

(85) 번역문제출일자 2019년01월17일

(65) 공개번호 10-2019-0028442

(43) 공개일자 2019년03월18일

(86) 국제출원번호 PCT/EP2017/067780

(87) 국제공개번호 WO 2018/011377

국제공개일자 2018년01월18일

(30) 우선권주장

16179417.7 2016년07월14일

유럽특허청(EPO)(EP)

(56) 선행기술조사문헌

JP2001164319 A\*

JP2008019480 A\*

\*는 심사관에 의하여 인용된 문헌

(73) 특허권자

타타 스틸 네덜란드 튜브스 비브이

네덜란드 4903 알에이치 우스터하우트 수베라인스  
트라아트 35

(72) 발명자

셀로토 스티븐

네덜란드 1970 씨에이 이즈무이텐 3지.37 피오 박  
스 10000, 타타 스틸 네덜란드 테크날러지 베뷔 -  
그룹 인텔렉추얼 프로퍼티 서비스즈

폴루센 게라르두스 야코부스

네덜란드 1970 씨에이 이즈무이텐 3지.37 피오 박  
스 10000 - 타타 스틸 네덜란드 테크날러지 베뷔,  
그룹 인텔렉추얼 프로퍼티 서비스즈

(뒷면에 계속)

(74) 대리인

특허법인명신, 남완용

전체 청구항 수 : 총 12 항

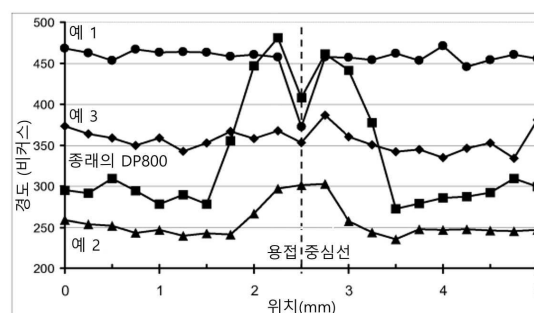
심사관 : 함중현

(54) 발명의 명칭 강 튜브의 인-라인 제조 방법

## (57) 요약

본 발명은 긴 강 스트립(steel strip)으로 강 튜브(steel tube)를 제조하는 방법에 관한 것으로, 본 방법은 일정 길이의 강 스트립 재료를 공정에 제공하는 단계, 상기 강 스트립 재료로 튜브를 성형하는 단계, 성형된 튜브를 길이 방향으로 용접하는 단계, 상기 튜브를 열 처리하는 단계를 포함하며, 언급된 단계들이 하나의 연속적인 인라인 제조 라인에서 수행되며, 열 처리는, 상기 튜브의 연속 단면에 50 체적% 이상의 오스테나이트(austenite)를 보유하는 미세구조를 얻게 되는, 가열 레짐(heating regime) 및 원하는 체적 분율의 페라이트(ferrite) 및/또는 베이나이트(bainite)를 재도입하기 위한 냉각 과정(cooling trajectory)을 포함한다.

대표도 - 도3



(52) CPC특허분류

**C21D 8/105** (2013.01)

**C21D 9/08** (2013.01)

**C21D 9/50** (2013.01)

**C21D 2211/001** (2013.01)

**C21D 2211/002** (2013.01)

**C21D 2211/005** (2013.01)

(72) 발명자

**캄프 아르옌**

네덜란드 1970 씨에이 이즈무이텐 3지.37 피오 박  
스 10000 - 타타 스틸 네덜란드 테크날러지 베뷔,  
그룹 인텔렉추얼 프로퍼티 서비스즈

**플립스 로베르투스**

네덜란드 1970 씨에이 이즈무이텐 3지.37 피오 박  
스 10000 - 타타 스틸 네덜란드 테크날러지 베뷔,  
그룹 인텔렉추얼 프로퍼티 서비스즈

## 명세서

### 청구범위

#### 청구항 1

긴 강 스트립으로 강 튜브를 제조하는 방법으로서:

일정 길이의 강 스트립을 제공하는 단계,

상기 강 스트립의 튜브를 형성하는 단계,

상기 형성된 튜브를 길이 방향으로 용접하는 단계,

상기 튜브를 열 처리하는 단계,

를 포함하며:

상기 언급된 단계들은 하나의 연속하는 인-라인 제조 라인에서 수행되며,

상기 열 처리는, 상기 튜브의 연속하는 단면들에 50 체적% 이상의 오스테나이트를 보유하는 미세구조가 얻어지는 가열 공정과, 원하는 체적 분율로 페라이트 및 베이나이트 중 하나 이상을 재삽입하는 냉각 과정을 포함하고,

상기 튜브는 상기 가열 공정을 거친 후, 20 - 50℃/s 범위의 속도로 750 - 550℃ 범위의 온도까지 냉각되고, 이어서 50℃/s보다 빠른 속도로 냉각되는, 방법.

#### 청구항 2

삭제

#### 청구항 3

제 1 항에 있어서,

상기 열 처리는, 다양한 강 화학성질들로부터 단일 세트의 기계적 특성들을 갖는 튜브를 제조하기 위해 사용되는, 방법.

#### 청구항 4

제 1 항 또는 제 3 항에 있어서,

상기 열 처리는, 상기 강 조성의 튜브를 Ac1과 Ac3 온도 사이 또는 Ac3 온도를 초과하는 온도까지 가열하는 단계를 포함하거나, 상기 강의 주어진 조성의 튜브를 Ae1과 Ae3 온도 사이 또는 Ae3 온도를 초과하는 온도까지 가열하고 상기 온도에서 상기 튜브를 유지하는 단계를 포함하는, 방법.

#### 청구항 5

삭제

#### 청구항 6

제 1 항 또는 제 3 항에 있어서,

상기 튜브의 모든 연속적 단면들에 50 체적% 이상의 오스테나이트를 보유하는 미세구조가 얻어지는 가열 공정이, 상기 강 스트립 재료의 주어진 조성에 대해 Ac1과 Ac3 온도 사이의 온도까지 상기 튜브를 가열함으로써 구현되는, 방법.

#### 청구항 7

삭제

## 청구항 8

긴 강 스트립으로 강 튜브를 제조하는 방법으로서:

일정 길이의 강 스트립을 제공하는 단계,

상기 강 스트립의 튜브를 형성하는 단계,

상기 형성된 튜브를 길이 방향으로 용접하는 단계,

상기 튜브를 열 처리하는 단계,

를 포함하며:

상기 언급된 단계들은 하나의 연속하는 인-라인 제조 라인에서 수행되며,

상기 열 처리는, 상기 튜브의 연속하는 단면들에 50 체적% 이상의 오스테나이트를 보유하는 미세구조가 얻어지는 가열 공정과, 원하는 체적 분율로 페라이트 및 베이나이트 중 하나 이상을 재삽입하는 냉각 과정을 포함하고,

상기 튜브는 상기 가열 공정을 거친 후, 50℃/s보다 빠른 속도로 700 - 550℃ 범위의 온도까지 냉각되고, 이후에 최대 10℃/s의 냉각 속도로 최대 60초 동안 상기 범위의 온도로 유지되거나 또는 서냉되며, 이후에 50℃/s보다 빠른 속도로 냉각되는, 방법.

## 청구항 9

긴 강 스트립으로 강 튜브를 제조하는 방법으로서:

일정 길이의 강 스트립을 제공하는 단계,

상기 강 스트립의 튜브를 형성하는 단계,

상기 형성된 튜브를 길이 방향으로 용접하는 단계,

상기 튜브를 열 처리하는 단계,

를 포함하며:

상기 언급된 단계들은 하나의 연속하는 인-라인 제조 라인에서 수행되며,

상기 열 처리는, 상기 튜브의 연속하는 단면들에 50 체적% 이상의 오스테나이트를 보유하는 미세구조가 얻어지는 가열 공정과, 원하는 체적 분율로 페라이트 및 베이나이트 중 하나 이상을 재삽입하는 냉각 과정을 포함하고,

상기 튜브는 가열 공정을 거친 후, 50℃/s보다 빠른 속도로 600 - 400℃ 범위의 온도까지 냉각되고, 이후에 최대 10℃/s의 냉각 속도로 최대 60초 동안 상기 범위의 온도로 유지되거나 또는 서냉되며, 이후에 50℃/s보다 빠른 속도로 냉각되는, 방법.

## 청구항 10

제 1 항 또는 제 3 항에 있어서,

상기 열 처리는 상기 튜브가 50℃/s보다 빠른 속도로 냉각되어 150℃ 미만의 온도까지 냉각된 후, 상기 튜브는 최대 60초 동안 300 - 450℃ 범위의 온도까지 재가열되고, 이후에 상온까지 냉각되는 추가 처리를 추가로 포함하는, 방법.

## 청구항 11

제 1 항 또는 제 3 항에 있어서,

상기 튜브가 유도 가열을 통해 가열되는, 방법.

## 청구항 12

제 1 항 또는 제 3 항에 있어서,

상기 튜브의 가열이 제어된 분위기에서 수행되는, 방법.

### 청구항 13

제 1 항 또는 제 3 항에 있어서,

제조된 튜브로부터 절단된 별개의 튜브들은 길이 전반에 걸쳐 균일한 기계적 특성들을 갖는, 방법.

### 청구항 14

제 1 항 또는 제 3 항에 있어서,

상기 튜브의 제조는 20 - 160m/분 범위의 라인 속도로 수행되는, 방법.

### 청구항 15

삭제

### 청구항 16

제 8 항 또는 제 9 항에 있어서,

상기 열 처리는, 다양한 강 화학성질들로부터 단일 세트의 기계적 특성들을 갖는 튜브를 제조하기 위해 사용되는, 방법.

## 발명의 설명

### 기술 분야

[0001] 본 발명은 강 스트립(steel strip) 재료로 다양한 등급의 강 튜브(steel tube)를 인-라인(in-line) 제조하는 방법에 관한 것으로, 상이한 기계적 특성을 가진 강 튜브가 하나의 동일한 스트립 재료로 만들어진다.

### 배경 기술

[0002] 대부분의 경우, 어떤 기계적 특성들을 가진 튜브를 얻기 위해 미리 규정된 기계적 특성들을 가진 강 스트립을 이용해 강 튜브의 제조가 이루어진다. 그러나 롤 형성되고 심(seam) 용접된 튜브들의 기계적 특성들은 이들의 제조 재료인 강 스트립의 기계적 특성들과는 다르다.

[0003] 특히, 다음의 이유로 연성이 더 적다:

[0004] - 평평한 스트립을 원통 형태로 형성하는 동안 발생하는 강 재료의 변형, 및

[0005] - 국부적인 경화 및 변질부(heat affected zone) 효과 때문에 용접부 및 용접부 근처의 기계적 특성들의 국부적 저하를 초래하는 튜브 심 용접.

[0006] 이 요인들이 결합하여, 용접된 튜브의 총 신장률, 즉 최종 튜브의 연성이 훨씬 낮아져서, 튜브를 만들기 위해 사용된 강 스트립 재료의 연성의 반까지 떨어질 수 있는 결과를 초래한다. 따라서, 완성된 튜브의 기계적 특성들은, 튜브의 형성되고 용접되고 열 영향받은 영역들에서의 항복 응력, 인장 응력 및 연성이 최하 값으로 구성되며, 이로 인해, 완성된 튜브가 사용되는 부품 설계의 자유도가 감소된다.

[0007] 튜브의 용접 심 특성들은 일반적으로 튜브의 나머지 부분의 특성들과 다르다. 최종 사용자가 완성된 튜브 또는 그 일부를 공정 라인에서 특정 부품으로 변형해야 할 때에는, 용접 심을 부품의 가장 덜 변형되는 위치에 배치 되도록 공정 라인 내에 용접 심을 위치시키기 위해 추가의 장비 및 도구가 필요하며, 이것 역시 부품 설계의 자유도를 감소시킨다.

[0008] 최종 사용자의 많은 특정 사양들을 충족시키기 위해서는, 관련 스트립 원료의 높은 수준이 요구된다. 기계적 특성들의 각각의 변화에 대해서, 요구되는 특성을 가진 튜브를 생산할 수 있도록 별도의 코일 원료 수준이 요구된다.

[0009] 고급 고강도 강 튜브들을 제조하기 위해서는, 표준 등급들에 필요한 표준 도구 세트들과 비교해서, 강 스트립 재료의 각 강도 수준 또는 등급을 위한 전용 롤 성형 도구 세트가 필요하다. 이는, 고급 고강도 강(AHSS) 등급

들로 제조되어야 하는 각각의 새로운 튜브 크기에 대한 제작 비용을 증가시킨다.

## 발명의 내용

### 해결하려는 과제

- [0010] 본 발명의 목적은 원료 강 스트립 재료로부터, 제어된 기계적 특성들을 갖는 튜브를 제조하는 방법을 제공하는 것이다.
- [0011] 본 발명의 목적은 원료 강 스트립 재료로부터, 일정 범위의 제어된 그러나 상이한 기계적 특성들을 갖는 튜브를 제조하는 방법을 제공하는 것이다.
- [0012] 본 발명의 목적은 원료 강 스트립 재료로부터, 상기 원료 강 스트립 재료와 상이한 제어된 기계적 특성들을 갖는 튜브를 제조하는 방법을 제공하는 것이다.
- [0013] 본 발명의 다른 목적은 강 스트립 재료로부터, 기계적 특성이 용접부 및 그의 변질부를 포함하여 튜브 둘레를 따라 균일하거나 균일에 가까운 심 용접된 튜브를 제조하는 방법을 제공하는 것이다.
- [0014] 본 발명의 다른 목적은, 전술한 목적들의 모든 범위를 단일 공정 라인에 포함시킴으로써 비용 효율적인 방법으로 고급 고강도 정밀 튜브를 제조하는 방법을 제공하는 것이다.

### 과제의 해결 수단

- [0015] 본 발명에 따르면, 본 발명의 목적들 중 하나 이상이 다음 공정을 제공함으로써 구현되는데, 상기 공정에 따르면, 강 스트립이 제조 라인에 공급되고, 튜브의 둘레 및 직경 치수 조건들을 충족시키기 위해 잘려지고, 튜브로 롤 형성되고, 길이를 따라 용접되어 튜브 형태를 완성하고, 용접부를 따라 용접부로부터 모든 솟아오른 표면 부분들 및 압출된 산화물을 긁어내서 제거한 다음, 동일 제조 라인의 하류 구간에서, 열처리를 통해 최종적인 기계적 특성들을 얻는다. 이러한 인-라인 열처리 공정에서, 튜브는 모든 공정 단계들에 걸쳐 특히 열 처리 단계에서 정렬을 유지하기에 충분한 수준의 약간의 장력하에 지탱된다. 이 공정 내 열처리는, 다양한 조합 및 다양한 속도의, 열적 사이클의 한 번 이상의 가열, 유지 및 냉각 세그먼트로 구성된다. 특히, 본 발명의 목적들 중 적어도 하나는 청구항들에 따른 공정을 제공함으로써 구현된다.
- [0016] 상기 열적 사이클의 제1 부분에서, 튜브는, 롤 성형 및 용접 공정의 결과들이 충분히 줄어들거나 심지어 사라지는 충분히 높은 온도까지 가열된다.
- [0017] 다음에서는, 야금 용어들인 Ac1, Ac3, 임계간 레짐(inter-critical regime) 및 초임계 레짐(supercritical)이 언급된다. Ac1과 Ac3 사이에 존재하는 상기 임계간 레짐에서 상기 미세구조가 페라이트(ferrite) 및 오스테나이트(austenite) 혼합물로 이루어진다. Ac3을 넘는 초임계 레짐에서는 강이 완전히 오스테나이트화되며, 철의 면심 입방 결정 구조 위상을 갖는다. Ac1은 철의 체심 입방 결정 구조 위상의 상 변형인 페라이트가 오스테나이트로 변화하기 시작하는 온도를 지칭한다. Ac3은 페라이트의 마지막 영역들이 오스테나이트로의 변형하는 온도를 지칭한다. Ac1 및 Ac3 모두 강의 화학적 조성 및 가열 속도에 좌우된다.
- [0018] 증가된 가열 속도는 Ac1 및 Ac3 모두를 증가시키지만, 원하는 분율의 오스테나이트는, 완전한 오스테나이트화를 위해 임계간 레짐(Ae1) 또는 초임계 레짐(Ae3)동안 평형 고용 온도(equilibrium solvus temperatures) 이상에서 충분히 긴 시간 동안 유지하거나 침지함으로써 얻을 수 있다.
- [0019] 원래의 롤-성형된 용접 심 미세구조를 충분히 감소시키거나 심지어 제거하기 위해 기술된 어닐링 공정에서, 피크 온도 및 이 온도에서의 침지 시간은 50% 이상의 오스테나이트 체적 분율을 얻기 위해 충분해야 한다. 이 오스테나이트 체적 분율은 최종적으로 100%가 될 수 있으며, 이는 Ac3 이상으로 가열하거나 Ac3 온도 이상에서 평형에 이를 만큼 충분히 긴 시간 동안 침지하는 것을 의미한다.
- [0020] 열처리 후 최종 미세구조는, 항복 강도(yield strength), 최종 인장 강도(ultimate tensile strength), 균일한 신장률(elongation), 총 신장률 및 튜브 제품의 의도한 제조 및 사용과 관련된 다른 기계적 특성들과 같은 기계적 특성들의 원하는 조합을 얻기 위해, 페라이트, 마르텐사이트(martensite), 베이나이트 및 오스테나이트의 적절한 균형을 이루어야 한다. 마르텐사이트와 베이나이트는 탄소 과포화된 미세 결정 크기 페라이트 상으로 이루어진 미세구조 구성 요소들이며, 베이나이트의 경우는, 시멘타이트 상의 서브-마이크로 크기의 입자들을 추가로 가진다. 마르텐사이트 및 베이나이트 모두 강도를 부여하지만, 최종 미세구조 내에 이런 미세구조 구성 요소들이 너무 높은 분율로 존재하면 불충분한 연성 및 성형성을 초래한다. 충분한 성형성을 부여하는 페라이트의 최

소 분율은 50%이다. 페라이트의 체적 분율을 95%에서 50%로 감소시키면 튜브의 강도 수준이 증가하며, 상기 최종 인장 강도는 일반적으로 약 600MPa에서 1000MPa 이상까지 증가할 것이다.

- [0021] 앞서 서술한 바와 같이, 원래의 물-성형된 용접 심 미세구조를 충분히 감소시키거나 심지어 제거하기 위한 가열 공정은 50% 이상 100%까지의 오스테나이트 체적 분율을 얻기 위해 피크 온도 및 침지 시간을 요구하며, 100%의 오스테나이트 체적 분율의 경우 완전한 오스테나이트화 상태이다. 그러나 이 오스테나이트 상 분율 모두가 마르텐사이트 또는 베이나이트로 변형하면, 최종 미세구조에서의 이 단단한 구성 요소들의 체적 분율 역시 상응하여 높아지며, 그 결과 최종 강도 및 연성이 목표 값과 달라질 수 있다.
- [0022] 따라서, 천천히 냉각시키거나 단단한 구성 요소들이 형성되기 전에 냉각 공정을 중단시킴으로써, 오스테나이트의 일부를 다시 페라이트와 같은 연성 구성 요소들로 변환시켜야 할 수도 있다. 이렇게 하면, 최종 제품의 연성 및 성형성 요건들을 얻기에 충분히 부드러운 매트릭스를 생산하게 될 것이다. 페라이트는 임계간 어닐링 동안 존재하는 기존 페라이트의 재성장으로 인한 소위 에피택셜 페라이트의 형태, 또는 초임계 어닐링으로부터 형성되는 완전 오스테나이트화된 미세구조로부터 핵을 이뤄 형성되는 다각형 페라이트의 형태, 또는 마찬가지로 초임계 가열로 형성되는 완전 오스테나이트화된 미세구조로부터 핵을 이룸으로써 형성되는 베이나이트 형태일 수 있다.
- [0023] 다각형 페라이트는 화학적 조성에 따라 일반적으로 550℃를 넘는 고온 레짐에서 형성되는 반면, 베이나이트는 역시 화학적 조성에 따라 600℃ 미만에서 형성된다. 페라이트의 가장 연성인 형태는 다각형 형태이다. 베이나이트 형태의 페라이트는 다각형 페라이트 형태보다 더 미세한 입자를 갖기 때문에 유리할 수 있다. 주된 매트릭스 상(majority matrix phase)이 베이나이트일 때에는, 더 높은 강도 수준을 얻을 수 있으며, 일반적으로 800MPa 이상의 최종 인장 강도를 갖는다. 주된 매트릭스 상이 다각형 또는 에피택셜 페라이트일 때와 비교할 때 특별한 차이는 인장 항복 강도 역시 높은 것이며, 약 0.75의 최종 인장 강도를 갖는다.
- [0024] 다각형 페라이트이진, 에피택셜(재성장) 페라이트이진, 베이나이트이진, 일단 원하는 체적 분율의 페라이트가 형성되면, 나머지 오스테나이트를 완전히 또는 부분적으로 마르텐사이트 또는 미세한 (더 낮은) 베이나이트의 단단한 미세구조 구성 요소들로 변형시키기 위해 튜브는 더 빠른 속도로 냉각될 수 있다.
- [0025] 어닐링 온도가 Ac3 미만이어서 임계간인 경우, 냉각이 시작될 때 미세구조 내 페라이트가 이미 존재하며, 냉각 과정(cooling trajectory) 초반에 페라이트의 존재는 유리할 수도 불리할 수도 있다. 이는 핵 형성이 필요하지 않기 때문에 페라이트의 재형성을 가속화한다. 연속 냉각 변태(CCT) 곡선 및 시간-온도 변태(TTT) 곡선에서 볼 수 있듯이, Ar3(Ac3의 냉각 등가) 바로 아래에서 유지하거나 또는 냉각시킬 때 페라이트 형성은, 매우 느린 냉각 속도 또는 긴 유지 시간 중 어느 하나를 요구한다.
- [0026] 0.25wt% 이상의 탄소 당량을 가진 전형적인 상업적 고강도 2상 조성에 대해, 상기 유지 시간은, 완전 오스테나이트화(즉, Ac3 초과) 후 냉각 시 페라이트 변형 개시 전에 10초를 훨씬 넘을 수 있으며, 연성 및/또는 성형성을 위한 충분한 양의 연성 매트릭스를 갖기 위해 50% 이상의 체적 분율이 얻어지기 전에 수십 초가 될 것이다. Ac3 온도 바로 아래까지 어닐링함으로써 상대적으로 높은 오스테나이트 분율로 임계간 레짐으로부터 냉각시키면, 더 빠른 페라이트 재변형 반응 속도(kinetics)를 초래한다. 단점은 완전 오스테나이트화된 미세구조로부터 형성되는 것보다 미세구조가 더 거칠 수 있다는 것이다. 이에 대한 해결책은 새로운 페라이트 입자들의 핵형성을 일으키기 위해 임계간 레짐으로부터 빠르게 냉각하는 것이다.
- [0027] 본 특허에 기술된 해결책에서는, 열적 공정이 하나의 동일한 튜브 제조 라인의 하류 구간에서 일어난다. 전형적인 라인-속도는 분당 약 20 내지 160 미터이다(초당 약 0.3 내지 2.7 미터). 열처리 시간의 매 초는 제조 라인 길이에 미터를 추가한다. 결과적으로, 짧은 기간 내에 완료될 수 있는 열처리는 공정의 경제적 타당성과 관련된다. 필요한 변형에 요구되는 시간은, 주어진 화학적 성질에 대해 CCT 및 TTT 곡선에 나타난 바와 같이 키네틱스(kinetics)가 더 빠른 온도 레짐까지 냉각시킴으로서 단축될 수 있다(도 7 참조).
- [0028] 시간-온도 과정은 적정 속도에서의 빠른 키네틱(kinetic) 레짐을 통한 냉각일 수 있다. 대안으로, 시간-온도 과정은, 유지 온도까지의 초기의 빠른 냉각 후, 냉각이 중단되거나 훨씬 느린 속도까지 느려져 변형의 발생을 허용하는, 중단(interrupt)을 포함할 수 있다. 이러한 중단된 냉각 과정은 임계간 온도 레짐(Ac1과 Ac3 사이)과 초임계의 완전 오스테나이트화된 레짐(Ac3 초과) 중 하나에서 시작되어 수행될 수 있다. Ac3 바로 아래 또는 위에서 시작하는 선택은 실행 가능한 기간 내 페라이트를 형성하기 위한 냉각 과정을 결정한다.
- [0029] 형성된 페라이트의 유형은 또한 발생 가능한 냉각 중단들을 포함하여 통과한 냉각 과정에 좌우된다. 페라이트의 다각형 또는 에피택셜 재 성장에 있어서는, 기재의 화학적 조성에 따라, 550℃를 넘는 온도가 중요하다. 베이나



이트 변형을 형성하는 페라이트에 있어서는, 기재의 화학적 조성에 따라, 600℃ 미만의 온도가 중요하다. 주어진 화학적 조성의 경우, 페라이트의 다각형 또는 에피택셜 재성장 레짐과 베이나이트 변형 사이의 중복은 50℃ 미만이며, TTT 곡선들의 '베이(bay)'라고 불리는 영역에 해당한다. 이는 페라이트의 에피택셜 재성장 레짐 및 베이나이트 변형이 둘 다 감소하고 상기 변형의 측정 가능한 시작이 더 오래 걸리는 영역이다.

[0030] 이러한 지체는 공정에 중요하지는 않지만, 최종 목표 조성에 이르는 데 필요한 공정 시간을 연장시키기 때문에 피하는 것이 바람직하다.

[0031] 따라서, 냉각 과정 설계는 두 가지 목적을 충족시켜야 한다: 냉각의 제1 목적은, 원래의 물-성형된 미세구조를 충분히 감소시키거나 심지어 제거하기 위해 어닐링 동안 형성되는 지배적인 상인 오스테나이트 상을 적절한 체적 분율의 연성 페라이트 및 경화 미세구조 구성 요소들로 변형시키는 것이며, 후자는 마르텐사이트, 베이나이트 또는 오스테나이트이다.

[0032] 냉각 과정의 제2 목적은 적절한 비율의 바람직한 상들을 생산하는 것이다. 이 설계는 최초 미세구조가 임계간 어닐링으로 인한 페라이트와 오스테나이트의 혼합물인지, 또는 주어진 기재 화학적 조성에 대해 Ae3을 넘어 충분히 긴 시간 동안 Ac3 온도를 초과하여 초임계적으로 어닐링함으로써 완전히 오스테나이트화 되었는지에 좌우된다. 짧은 공정 시간을 달성하기 위한 최적의 레짐은, 온도가 소위 변형 코(transformation nose)에 가까운 수준에 있고, 페라이트 상 및/또는 베이나이트 미세구조 구성 요소 형성의 시작 시간이 짧은 것이다.

[0033] 다각형 형태이건, 에피택셜 재성장 형태이건, 베이나이트 형태이건, 일단 적절한 체적 분율의 페라이트가 형성되면, 잔류 오스테나이트를 더 단단한 마르텐사이트 또는 미세한 더 낮은 베이나이트로 변형시키기 위해, 냉각은 계속되고 제어될 수 있다.

[0034] 적절한 비율의 페라이트, 베이나이트, 마르텐사이트 또는 잔류 오스테나이트의 형성은 단일의 일정한 냉각 속도 과정에 의해 얻을 수 있다. 그러나 변형 제품의 질과 양을 더 잘 제어하기 위해, 다단계 냉각 과정들도 사용될 수 있다.

### 도면의 간단한 설명

[0035] 도 1은 공정 단계들 및 그 순서의 개략도이다.

도 2는 공정 라인 구성의 개략도이다.

도 3은 DP800 Conv.로 표시된 표준 가공 DP800 용접 튜브, 예-2로 표시된 50% 미만의 오스테나이트화 온도(730℃)에서 임계간 어닐링된 튜브, 예-3으로 표시된 50% 초과 오스테나이트화 온도(780℃)에서 임계간 어닐링된 튜브 및 예-1로 표시된 완전 오스테나이트화 온도(850℃)에서 어닐링된 튜브에 대한 심 용접부를 가로지르는 경도 프로파일(hardness profile)이다.

도 4는 DP800 종래의 경로로 표시된 표준 가공된 DP800 용접 튜브와, 예-4, 5, 6 및 7로 각각 표시된 다양하게 어닐링된 튜브들에 대한 심 용접부를 가로지르는 경도 프로파일 보여주며, 여기서 최고 온도는 50% 초과 오스테나이트화(780℃) 또는 심지어 완전 오스테나이트화되고, 이후 다양한 냉각 과정이 뒤따른다.

도 5는 종래의 경로로 생산된 DP800으로 표시된 표준 가공된 DP800 용접 튜브, 완전 오스테나이트화(850℃)되고 어닐링되고 물 담금질된 예-1(본 발명에 따르지 않음)의 튜브, 50% 미만 오스테나이트화 온도(730℃)에서 임계간 어닐링되고 물 담금질된 튜브(참조 예-2), 완전 오스테나이트화되고(850℃) 어닐링되고 뒤이어 550℃까지 서냉된 후 담금질된 튜브(본 발명에 따름, 예-4), 완전 오스테나이트화되고(850℃) 어닐링되고 뒤이어 400℃까지 서냉된 다음 물 담금질된 튜브(예-6), 그리고 50% 초과 오스테나이트화 온도(780℃)에서 임계간 어닐링되고 물 담금질된 튜브(예-7) 각각의 심 용접부의 광학 현미경 사진을 보여준다.

도 6은 개방된 원(○)으로 표시된 동일한 스트립 재료로 만든 처리되지 않은 튜브들과 비교하여, 본 발명에 따라, 튜브 롤 형성 및 용접 후 제어된 가열 및 냉각 공정을 통해 얻어진 기계적 특성들의 변화를 보여주는 인장 강도(Rm)/신장률의 개괄 그래프이다.

도 7은 Fe-0.12C-1.8Mn-0.1Si(wt%)로 표시되는, 본 발명에 따른 공정에 사용된 전형적인 조성에 대한 연속 냉각 변태(CCT: continuous cooling transformation) 및 온도-시간 변태(TTT: temperature-time transformation) 곡선들을 나타낸다.

### 발명을 실시하기 위한 구체적인 내용



[0036] 도면에서는, 표 1에 표시된 바와 같은 예들에 관하여 언급하였으며, 여기서 예-1 - 3은 본 발명에 따르지 않은 참조 예들이고, 예-4 - 7은 본 발명에 따르는 예들이다. 모든 예들은 냉간 압연된 2상 DP800 스트립으로 제작되었다.

표 1

부호	설명
종래	종래의 경로로 생산된 DP800
예-1	850℃까지 가열 후 물-담금질
예-2	730℃까지 가열 후 물-담금질
예-3	780℃까지 가열 후 물-담금질
예-4	850℃까지 가열 후 550℃까지 공랭 후 물-담금질
예-5	850℃까지 가열 후 650℃까지 공랭 후 물-담금질
예-6	850℃까지 가열 후 공랭
예-7	780℃까지 가열 후 공랭

[0038] 도 2는 공급되는 스트립의 코일 풀기부터 열 처리된 튜브들의 인라인 절단까지의 생산 공정의 개략도를 보여준다. 이 개략도는 용접 튜브들의 생산 공정 내 열 처리 단계들의 위치를 보여준다. 본 도면은 용접 심 긁기작업(scraping)과 최종 튜브 성형 사이의 중간 단계로서 열 처리 단계를 보여준다.

[0039] 도 3은 임계간 레짐(Ac1과 Ac3 사이) 및 초임계 레짐(Ac3 초과)의 온도에서 어닐링된 튜브들에 대한 유사한 미소-경도 프로파일(micro-hardness profile)와 함께, 종래의 용접 튜브의 용접 심를 가로지르는 비커스(Vickers) 미소-경도 프로필을 보여준다. 상기 예들은 냉간 압연된 2상 DP800 스트립 기재로 제작된 용접 튜브들에 대한 것이다. 종래 방식으로 생산된 DP800 튜브에 대한 용접부를 가로지르는 경도 프로파일은, 용접부 및 변질부 밖의 약 280HV의 평균 경도를 갖는 용접부의 어느 양측의 모재와의 사이에 현저한 경도 차이를 보여주는 반면, 용접 영역 내 피크 경도는 450HV를 초과하여, 모재와 비교할 때 약 60%의 차이를 제공한다. 이 차이는 용접 심이 완전히 마르텐사이트화 된 반면, 모재는 연성 페라이트 및 마르텐사이트 섬들로 구성되는 2상 미세구조이기 때문이다. 용접부 내 완전 마르텐사이트화 된 미세구조는 용접부 근처 재료의 고온 가열과 뒤이은 고속 냉각의 결과이다. 미세구조 내 차이는 도 5에 도시한 용접 심의 현미경 사진에서도 명확하게 볼 수 있다. 용접 영역 및 인접한 변질부는 주위의 2상 DP800 미세구조보다 어둡다.

[0040] 또한, 도 3에는, 2상 DP800의 화학적 조성( $\text{Fe-0.12wt\%C-2.0wt\%Mn-0.2wt\%Si-0.5wt\%Cr-0.016wt\%Nb}$ )에 대한 Ac3 초과 온도인 850℃까지 열 처리된 동일한 화학적 조성을 갖는 튜브에 대한 용접 영역을 가로지르는 경도 프로파일의 그래프가 제시된다. 최고 온도인 850℃에 도달했을 때, 튜브는 물 담금질 되었고, 여기서 오스테나이트 전부가 마르텐사이트로 변형되어 튜브 미세구조를 완전히 마르텐사이트로 만들었다(예-1).

[0041] 이러한 유형의 튜브 열처리는 공지되어 있고, 튜브가 몇 분 동안 200℃를 넘는 온도까지 재가열되는 추가 열 처리 즉 조질(tempering) 단계를 포함한다. 튜브의 완전한 오스테나이트화 및 담금질 열 처리 후 용접부를 가로지르는 경도 프로파일은 균일하여, 튜브의 대부분과 용접부 사이에 차이가 없고 용접부의 정확히 중심선에 하나의 딥(dip)만 있을 뿐이며, 이는 100% 미만의 체적 마르텐사이트 형성을 초래하는 함유물(inclusions)과 굵은 오스테나이트 입자 형성에 기인한다.

[0042] 도 3에 나타난 가장 낮은 경도 프로파일은, 어닐링 단계가 임계간(Ac1과 Ac3 사이)에 있지만 오스테나이트 체적 분율이 약 30%인 온도에서 수행되는 예(예-2)이다. 이 온도에 도달한 후, 튜브를 물에 담금질하여 미세구조 내 약 30% 체적의 오스테나이트를 마르텐사이트로 변형시켜 2상 미세구조를 만들었다. 이 튜브의 용접부를 가로지르는 경도 프로파일은 용접 영역에서 확인한 정점을 보인다.

[0043] 이는, 용접 영역의 초기의 완전히 마르텐사이트화 된 미세구조가 충분히 제거되지 않고 30% 체적만이 오스테나이트로 변형되고 나머지 마르텐사이트가 조질되었기 때문이다. 조질된 마르텐사이트는 원래의 마르텐사이트보다 부드럽지만, 인접한 튜브 재료 내 2상 미세구조를 이루는 연성 페라이트 매트릭스보다는 여전히 현저하게 더 단단하다. 따라서, 용접 영역과 인접한 모재 사이에 20%를 초과하는 경도 차이가 여전히 존재한다.

[0044] 이 튜브는 도 5에서 예-2로 제시되며, 용접 영역과 인접 변질부는 주위의 밝은 2상 미세구조와 명확하게 구별 가능하다.

[0045] 마지막으로 도 3에서, 본 발명과 유사한 열 처리를 한 튜브에 대한 용접부를 가로지르는 경도 프로파일은 제시된

다(예-3). 예-3에서, 오스테나이트의 50% 초과 체적 분율까지 임계간 레짐으로 - 이 조성에 대해서 780℃ - 용접 튜브를 어닐링 한 후 물 담금질 했다. 경도 프로필이 용접 영역과 양측의 인접 영역들 사이에 근본적으로 차이가 없이 얼마나 평평한지에 주목해야 한다. 그러나 오스테나이트의 50% 초과 체적 분율까지의 임계간 레짐으로 어닐링 한 직후 직접 담금질함으로써, 얻을 수 있는 최소 강도와 최대 연성이 존재한다. 연성을 증가시키기 위해서는, 원하는 체적 분율의 페라이트 및/또는 베이나이트를 재도입하기 위한 냉각 과정이 필요하다.

[0046] 이 예들은, 용접 미세구조를 충분히 제거하기 위해, 냉각 전에, 미세구조의 50% 이상이 오스테나이트로 변형되는 온도까지 어닐링이 필요함을 입증한다.

[0047] 도 4는 열 처리 없이 종래의 공정에 따라 제조된 DP800 튜브의 비커스 미세경도 프로필 크기를 보여준다. 본 도면은 또한 본 발명을 이용하여 또는 유사한 방법으로 적용된 네 개의 열처리들에 대한 결과들을 보여준다. 모든 튜브 예들에서, 튜브 전체에 대해, 즉, 모재, 용접부 및 변질부에 대해 거의 균일한 경도 수준을 얻었다.

[0048] 또한, 경도 값들은 본래의 DP800 기재와 유사하다. 종래의 공정에 따라 제조된 DP800에서 발견되는 높은 경도 정점의 부재가 명백하다. 이 향상된 균일성은 도 5에 나타난 단면 분석들에 의해 더 입증된다. 본 발명의 예들 4, 6 및 7에서는, 용접부가 인접 재료와 거의 구분되지 않는다. 이 튜브들의 미세구조는 전체 둘레 주위에서 균질하다.

[0049] 도 6은, 튜브 롤 형성 및 용접 공정 후 튜브의 제어된 가열 및 제어된 냉각 을 통해 얻을 수 있는 기계적 특성 변화의 실험실 결과를 보여준다. 본 결과들은 단일 화학적 성질(single chemistry)로부터 얻어질 수 있는 변화들을 시사한다. 미세구조들과 해당 기계적 특성들의 범위는, 도 6에 나타난 바와 같은 실증 시험들에서 적용되었던 열처리와 비교하여, 적용된 열처리들에 더 많은 이형(variants)을 추가함으로써 확장될 수 있다.

[0050] 도 8에는, 유형 1 냉각 과정(서냉, 급랭)을 포함하는 열 처리의 개략도가 제시된다. 미세구조 내 50% 이상의 오스테나이트를 얻기 위한 가열 후, 튜브는, 20℃/s 내지 50℃/s 사이의 냉각 속도로 750℃와 550℃ 사이 온도까지 냉각시키는, (냉각 1이라고 표시되는) 냉각 레짐을 통과한다. 이 냉각 1 동안, 냉각 과정의 초기에 존재하는 최초 오스테나이트 분율의 변형에 의해, 원하는 페라이트 분율이 형성된다. 냉각 1의 완료 후, 튜브는 50℃/s 이상의 속도로 상온까지 냉각되는 (냉각 2로 표시되는) 다음 냉각 레짐으로 진입한다. 냉각 2 동안, 남아 있는 오스테나이트 대부분이 마르텐사이트로 상 변형하여 강도를 부여한다.

[0051] 냉각 과정의 선택은 화학적 조성과 원하는 최종 미세구조, 즉 튜브의 최종 기계적 특성들에 좌우된다. 유형 1 냉각 과정은, 원하는 최종 체적 분율까지의 페라이트 형성이 60초 미만의 냉각 1 레짐 동안 실용적인 시간 내에 일어나게 되는, 낮은 경화능을 갖는 조성들에 사용된다.

[0052] 도 9에는, 750℃ 및 550℃ 사이 범위 내의 (유지/냉각 2로 표시되는) 중간 냉각 레짐이 존재하는, 유형 2 냉각 과정(급랭, 유지, 급랭)을 포함하는 열 처리의 개략도가 제시된다. 미세구조 내 50% 이상의 오스테나이트를 얻기 위한 가열 후, 튜브는, 50℃/s 이상의 냉각 속도로 700℃와 550℃ 사이 온도까지 냉각시키는, (냉각 1이라고 표시되는) 냉각 레짐을 통과한다. 이 냉각 단계 동안, 일부 페라이트가 형성될 수 있다. 냉각 1의 완료 시, 튜브는 10℃/s보다 느린 속도로 60초 미만의 기간 동안 700℃ 및 550℃ 사이 온도에서 또는 이 온도까지 유지/냉각되는 다음 레짐(유지/냉각 2)으로 진입한다. 이 유지/냉각 2 동안, 냉각 과정 초기에 존재하는 최초 오스테나이트 분율의 변형에 의해 원하는 분율의 페라이트가 형성된다. 유지/냉각 2 이후, 튜브는 50℃/s 이상의 속도로 상온까지 냉각되는 냉각 3으로 진입한다. 냉각 3 동안, 남아있는 오스테나이트 대부분이 마르텐사이트로 상 변형되어 강도를 부여한다.

[0053] 750℃ 및 550℃ 범위의 중간 냉각 레짐(유지/냉각 2)이 존재하는 유형 2 냉각 과정은 두 개 이상의 시나리오에서 사용된다. 첫 번째는, 튜브 재료가 750℃와 550℃ 사이 온도로 냉각되어 유지되는 경우에 한해, 원하는 최종 체적 분율까지의 페라이트 형성이 60초 미만의 타당한 시간 내에 일어나게 되는, 높은 경화능을 갖는 조성들의 경우이다. 이 향상된 변형 속도는 페라이트 입자들의 핵 형성 및 성장의 최적의 조합의 결과이다. 750℃ 및 550℃ 범위의 중간 냉각 레짐(유지/냉각 2)이 존재하는 유형 2 냉각 과정의 대안적 및/또는 추가적 이유는, 증가한 과도한 냉각이 페라이트의 핵 형성 속도를 증가시키고, 그 결과 유형 1 냉각 과정으로 가능한 더 큰 강도와 연성을 갖는 더 미세한 미세구조가 얻어지는 것이다.

[0054] 도 10에는, 600℃ 및 400℃ 범위의 (유지/냉각 2로 표시되는) 중간 냉각 레짐이 존재하는, 유형 2 냉각 과정(급랭, 유지, 급랭)을 포함하는 열 처리의 개략도가 제시된다. 미세구조 내 50% 이상의 오스테나이트를 얻기 위한 가열 후, 튜브는, 50℃/s 이상의 냉각 속도로 600℃와 400℃ 사이 온도까지 냉각시키는, (냉각 1이라고 표시되는) 냉각 레짐을 통과한다. 냉각 1 후, 튜브는 10℃/s보다 느린 속도로 60초 미만의 기간 동안 600℃ 및 400℃

사이 온도에서 또는 이 온도까지 유지/냉각되는 유지/냉각 2로 진입한다. 유지/냉각 2 동안, 냉각 과정 초기에 존재하는 최초 오스테나이트 분율의 변형에 의해 원하는 분율의 베이나이트 미세구조 구성 요소가 형성된다. 유지/냉각 2의 완료 후, 튜브는 50℃/s 이상의 속도로 상온까지 냉각되는 (냉각 3으로 표시되는) 다음 냉각 레짐으로 진입한다. 냉각 3 동안, 남아있는 오스테나이트의 대부분이 마르텐사이트로 상 변형되어 강도를 부여한다.

[0055] 600℃ 및 400℃ 범위의 (유지/냉각 2로 표시되는) 중간 냉각 레짐이 존재하는 유형 2 냉각 과정은 페라이트 대신 베이나이트가 필요할 때 사용된다. 베이나이트 형태의 페라이트는, 다각형 페라이트 형태보다 더 미세한 입자를 갖기 때문에 유리할 수 있다. 대부분의 매트릭스 상(matrix phase)이 베이나이트일 때, 더 높은 강도 레벨들을 얻을 수 있으며, 일반적으로 800MPa 이상의 최종 인장 강도를 갖는다. 대부분의 매트릭스 상이 다각형 또는 에피택셜 페라이트일 때와 비교해 특별한 차이는 인장 항복 강도 역시 높다는 것이며, 약 0.75의 최종 인장 강도를 갖는다.

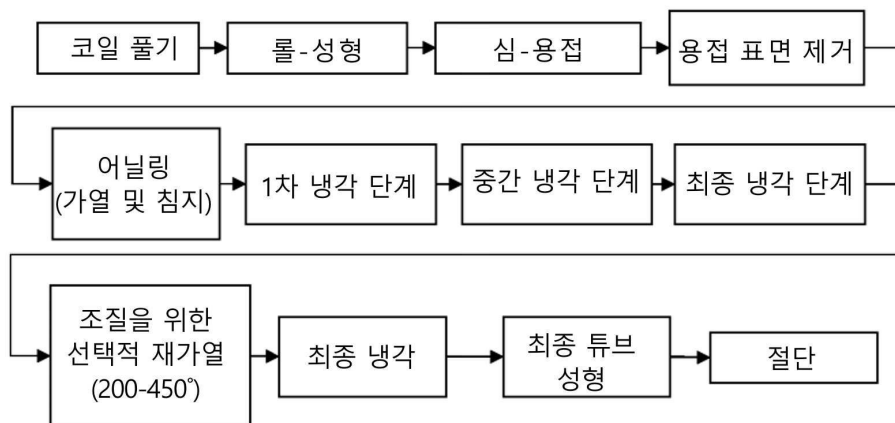
[0056] 앞서 언급한 가열 및 냉각 단계들 이후, 열 처리는, 일단 150℃ 미만까지 냉각된 튜브가 5 내지 60초 동안 300℃와 450℃ 사이 온도까지 가열되는 구획을 통과한 후, 상온까지 냉각되는 조절이라 부르는 추가 처리를 포함한다.

[0057] 조절은 단단한 마르텐사이트 상을 부드럽게 하여 연성 및 성형성의 기계적 특성들을 증가시킬 뿐만 아니라 인장 항복 강도를 증가시키기 위해 사용된다.

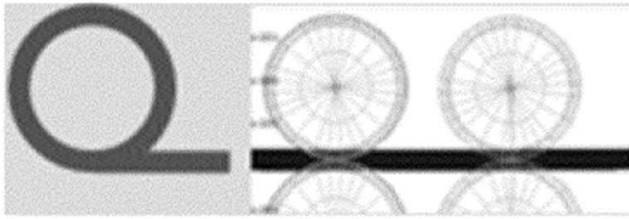
[0058] 추가적 실시예들에서, 본 방법은 생산된 튜브를 거래-길이들로 절단하는 것 또는 생산된 튜브를 스푼(spool)에 감는 것이며, 이후 튜브는 200℃ 내지 450℃ 사이의 일정한 온도에서 유지되고, 이후 상온으로 냉각된다.

## 도면

### 도면1

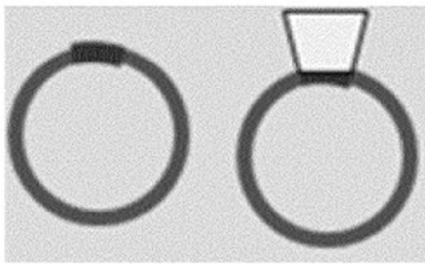


도면2



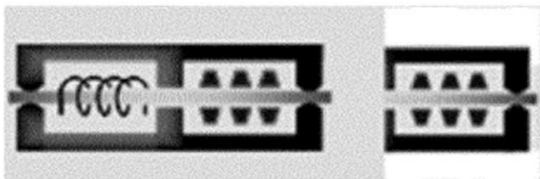
코일 풀기

롤-성형

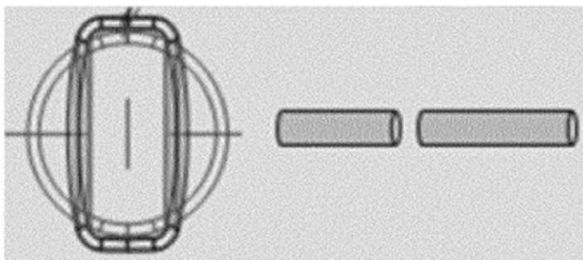


용접

용접 심 제거



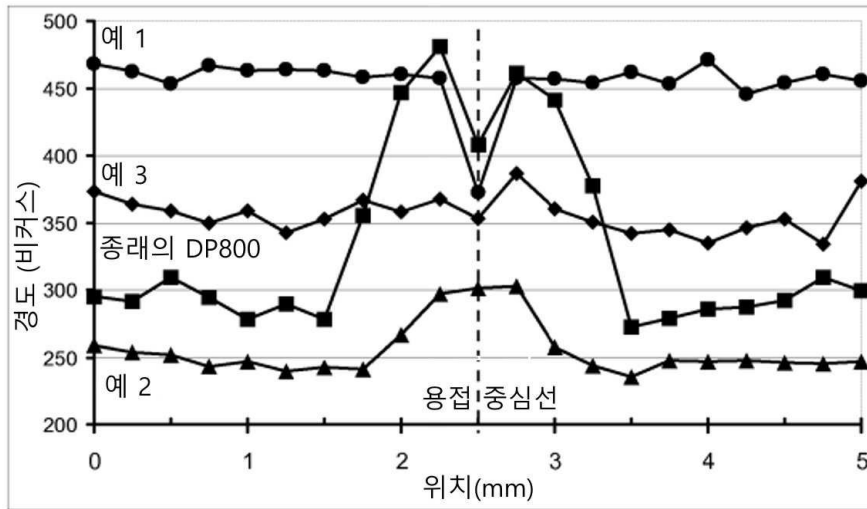
가열, 유지 및 다단계 냉각



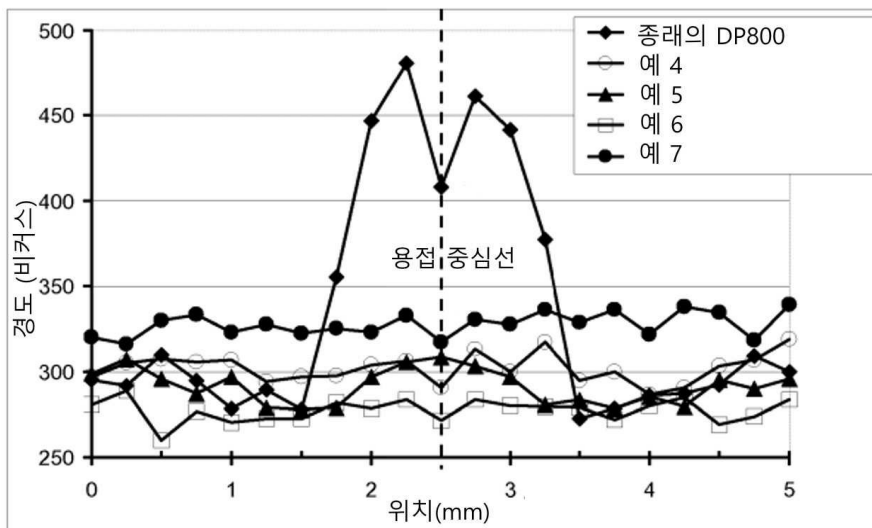
성형

절단

도면3

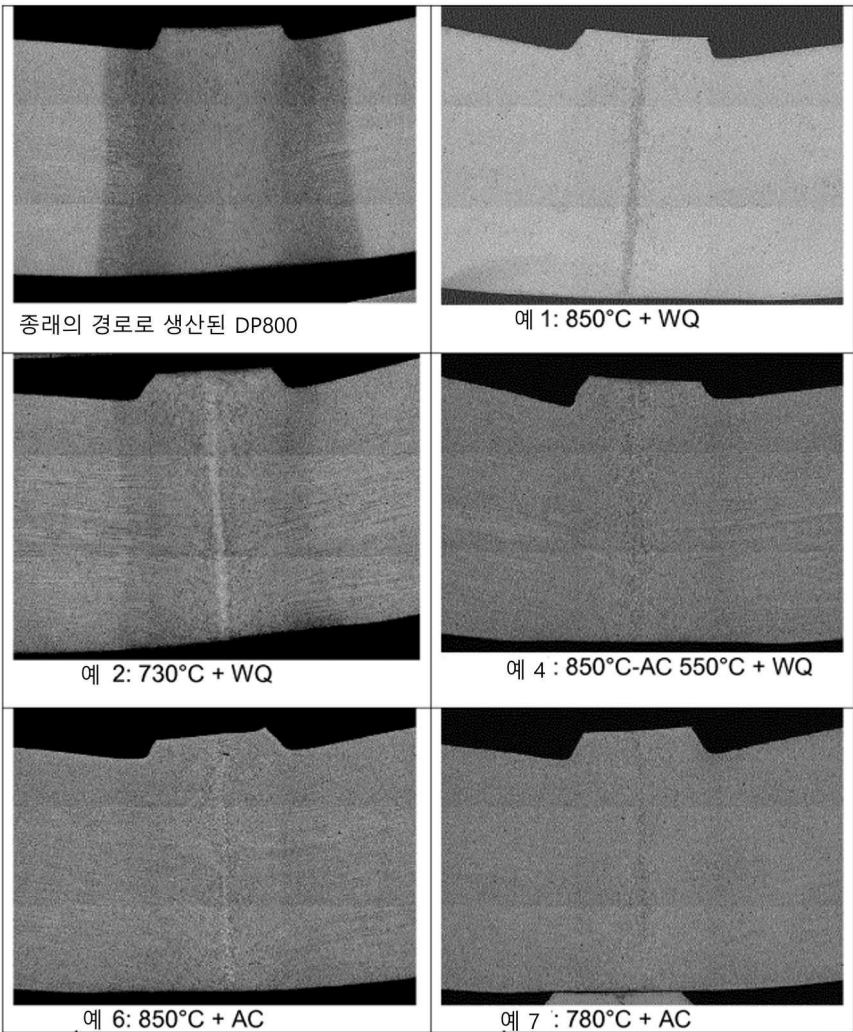


도면4

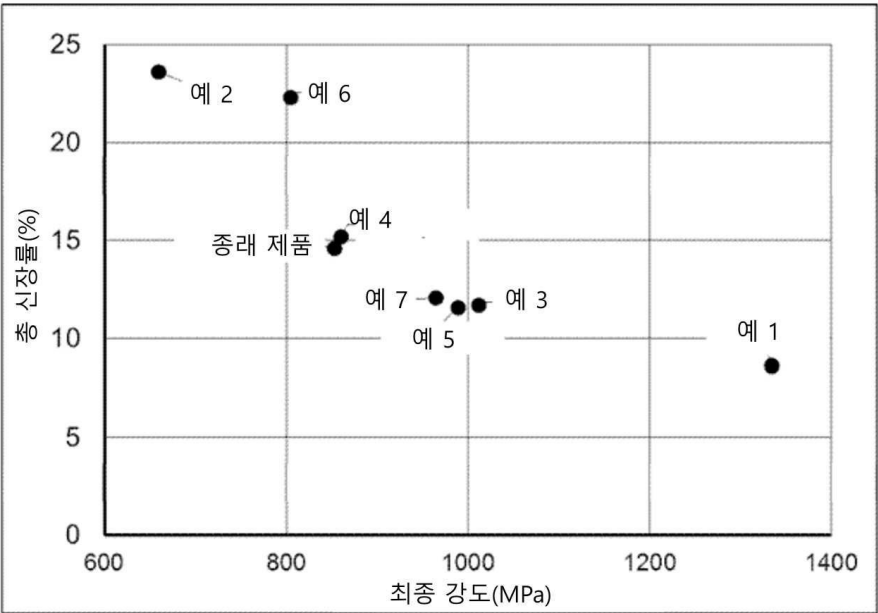




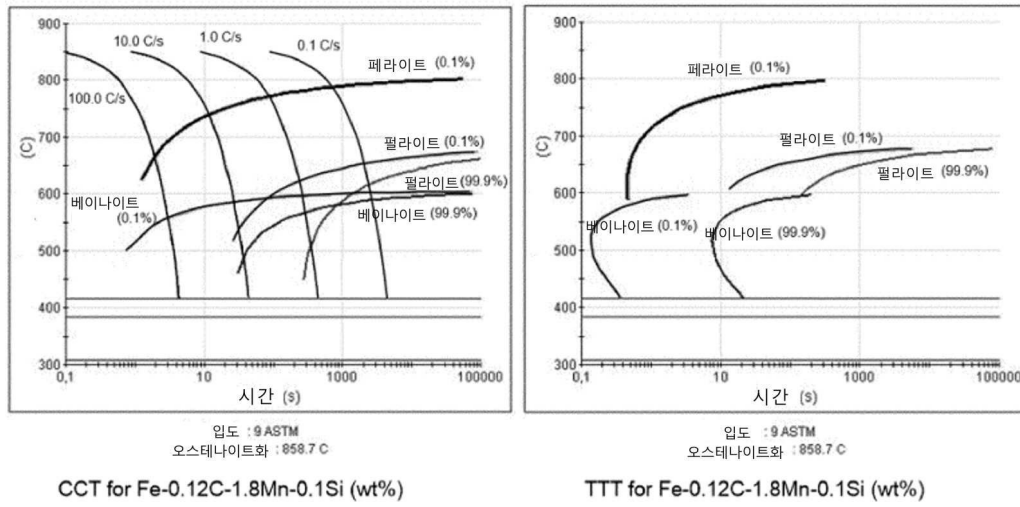
도면5



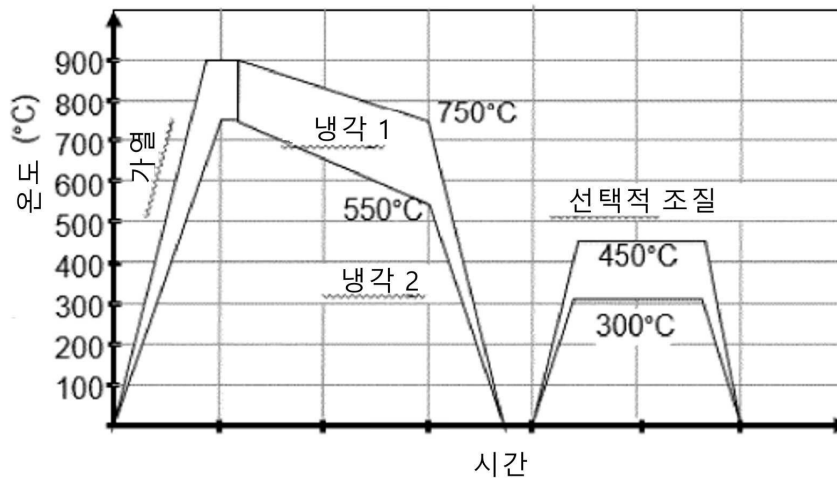
도면6



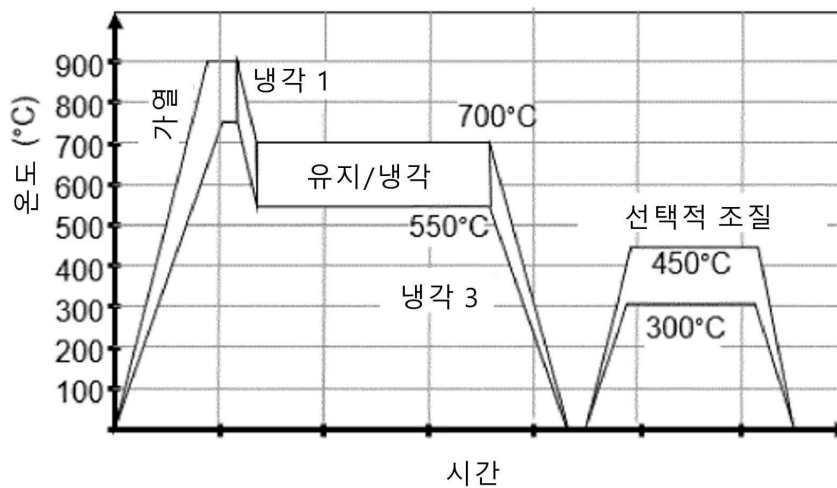
도면7



도면8



도면9





도면10

