



(19) 대한민국특허청(KR)

(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2021년04월30일

(11) 등록번호 10-2246531

(24) 등록일자 2021년04월26일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C21D 8/02 (2006.01) C21D 1/26 (2006.01)
C21D 6/00 (2006.01) C21D 9/52 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01) C22C 38/04 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01) C22C 38/12 (2006.01)

(52) CPC특허분류
C21D 8/0263 (2013.01)
C21D 1/26 (2013.01)

(21) 출원번호 10-2020-7003141(분할)

(22) 출원일자(국제) 2016년05월20일

심사청구일자 2020년02월03일

(85) 번역문제출일자 2020년02월03일

(65) 공개번호 10-2020-0015817

(43) 공개일자 2020년02월12일

(62) 원출원 특허 10-2017-7036822

원출원일자(국제) 2016년05월20일

심사청구일자 2017년12월20일

(86) 국제출원번호 PCT/US2016/033605

(87) 국제공개번호 WO 2016/187576

국제공개일자 2016년11월24일

(30) 우선권주장

62/164,231 2015년05월20일 미국(US)

(56) 선행기술조사문헌

WO2015001414 A1*

JP2012180570 A

JP2014019879 A

*는 심사관에 의하여 인용된 문헌

(73) 특허권자

에이케이 스틸 프로퍼티즈 인코포레이티드

미국 오하이오 45069 센터 포인트 드라이브 웨스
트 체스터 9227

(72) 발명자

가르사-마르티네스 루이스 곤살로

미국 오하이오주 45215 와이오밍 플레밍 로드 46

토마스 그랜트 애런

미국 오하이오주 45011 리버티 타운십 레이첼스
뷰 5708

(74) 대리인

장훈

전체 청구항 수 : 총 10 항

심사관 : 최정식

(54) 발명의 명칭 저합금 제3세대 초고강도 강

(57) 요약

고강도 강은, 임계간 어닐링 동안, 약 20 내지 80용적%의 페라이트 및 20 내지 80%의 오스테나이트를 포함하며, 여기서 임계간 어닐링 동안 오스테나이트 상에 대해 계산된 Ms 온도는 <100℃이다. 고강도 강은 적어도 20%의 인장 연신률 및 적어도 880MPa의 최대 인장 강도를 나타낸다. 고강도 강은 최적 임계간 온도가 700℃ 이상이라도 A1 및 Si를 첨가하여 0.20 내지 0.30wt%의 C, 3.0 내지 5.0wt%의 Mn을 포함할 수 있다.

(52) CPC특허분류

C21D 6/005 (2013.01)

C21D 6/008 (2013.01)

C21D 9/52 (2013.01)

C22C 38/02 (2013.01)

C22C 38/04 (2013.01)

C22C 38/06 (2013.01)

C22C 38/12 (2013.01)

C21D 2211/001 (2013.01)

C21D 2211/005 (2013.01)

명세서

청구범위

청구항 1

0.20 내지 0.3wt%의 C, 3.5 내지 4.5wt%의 Mn을 포함하고, 2.6 내지 3.6wt%의 Al 및 Si 합을 첨가하여 최적 임계간 온도가 700℃를 초과하도록 하며, 잔량(balance)의 Fe, 및 제강(steel making)시 통상적으로 발견되는 불순물을 포함하는 고강도 강으로서,

임계간 어닐링(intercritical annealing) 동안, 상기 고강도 강은 20 내지 80용적%의 페라이트 및 20 내지 80용적%의 오스테나이트를 포함하고,

상기 최적 임계간 온도는, 임계간 어닐링 동안 오스테나이트 상(phase)이 적어도 50용적%이고; 임계간 어닐링 동안 오스테나이트 상에 대해 계산된 마르텐사이트 시작(Ms: martensite start) 온도가 $\leq 100^{\circ}\text{C}$ 이며; 오스테나이트 상에서의 C 함량이 임계간 어닐링 동안 최대화되는; 온도에 의해 정의되는, 고강도 강.

청구항 2

제1항에 있어서, 상기 임계간 어닐링이 배치 공정(batch process)으로 실시되는, 고강도 강.

청구항 3

제1항에 있어서, 상기 임계간 어닐링이 연속 공정으로 실시되는, 고강도 강.

청구항 4

제1항에 있어서, 적어도 20%의 인장 연신률 및 적어도 880MPa의 최대 인장 강도(ultimate tensile strength)를 갖는, 고강도 강.

청구항 5

제1항에 있어서, 0.030 내지 0.050wt%의 Nb를 추가로 포함하는, 고강도 강.

청구항 6

제1항에 있어서, 열간 압연 후, 상기 강이 적어도 1000MPa의 인장 강도, 및 적어도 15%의 총 연신률을 갖는, 고강도 강.

청구항 7

제1항에 있어서, 열간 압연 후, 상기 강이 적어도 1300MPa의 인장 강도, 및 적어도 10%의 총 연신률을 갖는, 고강도 강.

청구항 8

제1항에 있어서, 열간 압연 및 연속 어닐링 후, 상기 강이 적어도 1000MPa의 인장 강도 및 적어도 20%의 총 연신률을 갖는, 고강도 강.

청구항 9

강재 스트립(steel strip)을 위한 합금 조성물을 선택하는 단계로서, 상기 합금 조성물은 0.20 내지 0.3wt%의 C, 3.5 내지 4.5wt%의 Mn, 2.6 내지 3.6wt%의 Al 및 Si 합과 함께, 잔량(balance)의 Fe 및 불순물을 포함하는, 단계;

상기 합금 내의 탄화철이 용해되고 상기 스트립의 오스테나이트 부분의 탄소 함량이 벌크 스트립 조성의 탄소 함량의 적어도 1.5배이며, 임계간 어닐링 동안 오스테나이트 상이 적어도 50용적%이고, 임계간 어닐링 동안 오스테나이트 상에 대해 계산된 마르텐사이트 시작(Ms) 온도가 $\leq 100^{\circ}\text{C}$ 인 온도를 확인함으로써, 상기 합금을 위한 최적 임계간 어닐링 온도를 결정하는 단계; 및

상기 최적 임계간 어닐링 온도에서 상기 스트립을 어닐링시키는 단계를 포함하는, 강재 스트립을 어닐링시키는

방법.

청구항 10

제9항에 있어서, 상기 스트립을 추가로 임계간 어닐링시키는 단계를 추가로 포함하는, 강재 스트립을 어닐링시키는 방법.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 우선권

[0002] 본 출원은 발명의 명칭이 "최적 임계간 어닐링에 의해 획득되는 저합금 제3세대 초고강도 강"인 2015년 5월 20 일자로 출원된 미국 가특허 출원 제62/164,231호에 대해 우선권을 청구하며, 이의 기재내용은 인용에 의해 본원 에 포함된다.

배경 기술

[0003] 자동차 산업은 보다 연료 효율이 좋은 차량을 위해 더 가벼우며, 증진된 내충돌성을 위해 더 강하면서도, 성형 가능한 보다 비용-효율적인 강철을 계속해서 찾고 있다. 이러한 요구를 충족시키도록 개발된 강철이 일반적으로 제3세대 초고강도 강으로 알려져 있다. 이러한 재료의 목표는 성형성 및 강도 둘 다를 개선시키면서 조성물 중의 값비싼 합금의 양을 감소시킴으로써 다른 초고강도 강에 비해 비용을 낮추는 것이다.

[0004] 제1세대 초고강도 강으로 간주되는 복합조직강(dual phase steel)은 우수한 강도-연성 비(strength-ductivity ratio)를 야기하는 페라이트와 마르텐사이트의 조합으로 이루어진 미세구조를 가지며, 여기서 페라이트는 강철 에 연성을 제공하고 마르텐사이트는 강도를 제공한다. 제3세대 초고강도 강의 미세구조 중의 하나는 페라이트, 마르텐사이트, 및 오스테나이트(간류 오스테나이트라고도 함)를 사용한다. 이러한 3상 미세구조에서, 오스테나 이트는 강철이 이의 소성 변형(plastic deformation)을 더욱 확대하도록(또는 이의 인장 연신률을 증가시키도록) 한다. 오스테나이트가 소성 변형을 겪게 되는 경우, 이것이 마르텐사이트로 변태되어 강철의 전 체 강도를 증가시킨다. 오스테나이트 안정성은, 온도, 응력, 또는 변형에 적용되는 경우, 마르텐사이트로의 변 태에 대한 오스테나이트의 저항성이다. 오스테나이트 안정성은 이의 조성에 의해 조절된다. 탄소 및 망간 같 은 원소가 오스테나이트의 안정성을 증가시킨다. 규소는 페라이트 안정제이지만, 경화능, 마르텐사이트 시작 (Ms: martensite start) 온도, 및 카바이드 형성에 대한 이의 영향으로 인해, Si 첨가 또한 오스테나이트 안정 성을 증가시킬 수 있다.

[0005] 임계간 어닐링(intercritical annealing)은 페라이트 및 오스테나이트의 결정 구조가 동시에 존재하는 온도에서 의 열처리이다. 카바이드 용해 온도 이상의 임계간 온도에서, 페라이트의 탄소 용해도는 최소인 반면; 오스테 나이트에서의 C의 용해도는 비교적 높다. 두 개의 상들 사이의 용해도 차이는 오스테나이트에 C를 집중시키는 효과를 갖는다. 예를 들면, 강철의 벌크 탄소 조성이 0.25wt%라면, 50%의 페라이트 및 50%의 오스테나이트가 존재하는 경우, 임계간 온도에서 페라이트 상에서의 탄소 농도는 0wt%에 가까운 반면, 오스테나이트 상에서의 탄소는 이제 0.50wt%이다. 임계간 온도에서의 오스테나이트의 탄소 풍부화가 최적으로 되도록 하기 위해, 온도는 또한 시멘타이트(Fe₃C) 또는 카바이드 용해 온도, 즉, 시멘타이트 또는 카바이드가 용해되는 온도 초과이어 야 한다. 이 온도를 최적 임계간 온도라고 할 것이다. 최적의 페라이트/오스테나이트 함량이 발생하는 최적 임계간 온도는 시멘타이트(Fe₃C) 용해 초과 온도 영역 및 오스테나이트에서의 탄소 함량이 최대화되는 온도이 다.

[0006] 오스테나이트가 실온에서 잔류하는 능력은 Ms 온도가 실온에 얼마나 가까운지에 따라 좌우된다. Ms 온도는 다 음의 방정식을 사용하여 계산될 수 있다:

$$M_s = 607.8 - 363.2 * [C] - 26.7 * [Mn] - 18.1 * [Cr] - 38.6 * [Si] - 962.6 * ([C] - 0.188)^2$$

[0008] 여기서, Ms는 °C로 나타내고, 원소 함량은 wt%로 나타낸다.

발명의 내용

- [0009] 고강도 강은, 임계간 어닐링 동안 약 20 내지 80용적%의 페라이트 및 20 내지 80%의 오스테나이트를 포함하며, 여기서 임계간 어닐링 동안 오스테나이트 상에 대해 계산된 Ms 온도는 $\leq 100^{\circ}\text{C}$ 이다. 임계간 어닐링은 배치 공정(batch process)으로 실시될 수 있다. 대안적으로, 임계간 어닐링은 연속식 공정으로 실시될 수 있다. 고강도 강은 적어도 20%의 인장 연신률 및 적어도 880MPa의 최대 인장 강도를 나타낸다.
- [0010] 고강도 강은 0.20 내지 0.30wt%의 C, 3.0 내지 5.0wt%의 Mn을 추가로 포함하고, Al 및 Si를 첨가하여 최적 임계간 온도가 700°C 를 초과하도록 한다. 고강도 강은 대안적으로 0.20 내지 0.30wt%의 C, 3.5 내지 4.5wt%의 Mn, 0.8 내지 1.3wt%의 Al, 1.8 내지 2.3wt%의 Si를 포함할 수 있다. 또는 고강도 강은 0.20 내지 0.30wt%의 C, 3.5 내지 4.5wt%의 Mn, 0.8 내지 1.3wt%의 Al, 1.8 내지 2.3wt%의 Si, 0.030 내지 0.050wt%의 Nb를 포함할 수 있다.
- [0011] 열간 압연 후, 고강도 강은 적어도 1000MPa의 인장 강도, 및 적어도 15%의 총 연신률(total elongation)을 가질 수 있다. 몇몇 양태에서, 고강도 강은 열간 압연 후 적어도 1300MPa의 인장 강도, 및 적어도 10%의 총 연신률을 갖는다. 다른 양태에서, 고강도 강은 열간 압연 및 연속 어닐링 후 적어도 1000MPa의 인장 강도 및 적어도 20%의 총 연신률을 갖는다.
- [0012] 강재 스트립(steel strip)을 어닐링시키는 방법은, 상기 강재 스트립을 위한 합금 조성을 선택하는 단계; 상기 합금 내의 탄화철이 실질적으로 용해되고 상기 스트립의 오스테나이트 부분의 탄소 함량이 벌크 스트립 조성의 탄소 함량의 적어도 1.5배인 온도를 확인함으로써, 상기 합금을 위한 최적 임계간 어닐링 온도를 결정하는 단계; 상기 최적 임계간 어닐링 온도에서 상기 스트립을 어닐링시키는 단계를 포함한다. 상기 강재 스트립을 어닐링시키는 방법은 상기 스트립을 추가로 임계간 어닐링시키는 단계를 추가로 포함할 수 있다.

도면의 간단한 설명

- [0013] 도 1은 실시예 1의 본 발명의 강철의 양태에 대한 상 분획(phase fraction), 및 오스테나이트 중의 탄소 함량 대 ThermoCalc®로 측정된 온도 $^{\circ}\text{C}$ 를 도시한다.
- 도 1a는 실시예 1의 합금 41에 대한 오스테나이트 중의 탄소 함량 대 ThermoCalc®로 측정된 온도 $^{\circ}\text{C}$ 를 도시한다.
- 도 2는 실시예 1의 본 출원의 강철의 양태에 대한 최적 임계간 열처리 열 사이클을 도시한다.
- 도 3은 실시예 1의 최적 임계간 열처리된 스트립의 공칭 응력 - 공칭 변형률(engineering stress - engineering strain) 곡선을 도시한다.
- 도 4는 실시예 1의 강철에 대한 1시간 동안의 최적 임계간 어닐링의 광학 미세구조를 도시한다
- 도 5는 실시예 1의 강철에 대한 4시간 동안의 최적 임계간 어닐링의 광학 미세구조를 도시한다.
- 도 6은 실시예 1의 합금 41에 대한 최적 임계간 온도에서 배치 어닐링된 고온 밴드(hot band)의 광학 미세구조를 도시하며, 여기서 상기 미세구조는 페라이트, 마르텐사이트, 및 잔류 오스테나이트의 매트릭스이다.
- 도 7은 실시예 1의 합금 41에 대한 배치 어닐링 열 사이클을 도시한다.
- 도 8은 실시예 1의 합금 41의 배치 어닐링 열처리된 스트립의 공칭 응력 - 공칭 변형률 곡선을 도시한다.
- 도 9는 실시예 1의 합금 41의 최적 온도에서의 배치 어닐링의 광학 미세구조를 도시한다.
- 도 10은 720°C 및 740°C 의 온도에서 실시예 1의 합금 41의 배치 어닐링에 이은 연속 어닐링 모의실험된 강철의 공칭 응력 - 공칭 변형률 곡선을 도시한다.
- 도 11은 720°C 의 최적 온도에서 실시예 1의 합금 41의 배치 어닐링에 이은 염 도가니 로(salt pot furnace)에서 5분 동안 720°C 에서 연속 어닐링 모의실험된 강철의 광학 미세구조를 도시한다.
- 도 12는 720°C 의 최적 온도에서 실시예 1의 합금 41의 배치 어닐링에 이은 염 도가니 로에서 5분 동안 740°C 에서 연속 어닐링 모의실험된 강철의 광학 미세구조를 도시한다.
- 도 13은 실시예 1의 합금 41에 대한 연속 어닐링 열 사이클을 도시한다.
- 도 14는 실시예 1의 합금 41의 연속 어닐링된 열 처리 스트립의 공칭 응력 - 공칭 변형률 곡선을 도시한다.
- 도 15는 실시예 1의 합금 41에 대한, 핫-딤 코팅 라인(hot-dip coating line)과 유사한 연속 어닐링 온도 사이

클을 도시한다.

도 16은 피크 금속 온도를 755℃로 하는 핫-딤 갈바나이징 라인(hot-dip galvanized line) 온도 사이클을 사용한, 실시예 1의 합금 41의 동시 어닐링된 강철의 공칭 응력 - 공칭 변형률 곡선을 도시한다.

도 17은 실시예 7의 합금 61의 배취 어닐링된 고온 밴드의 광 최적 미세구조를 도시한다.

도 18은 벨트 로(belt furnace)에서 연속 어닐링시키고, 모의 어닐링/산세척(pickling) 공정에 적용한, 실시예 7의 합금 61의 고온 밴드의 광학 미세구조를 도시한다.

도 19는 임계간 어닐링/냉간 압하되고, 757℃의 온도에서 연속 어닐링된, 실시예 7의 합금 61의 주사 전자 현미경 영상을 도시한다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

- [0014] 본 출원의 강철의 조성에 있어서, 탄소, 망간, 및 규소의 양은, 생성된 강철이 임계간 어닐링되는 경우, 이들이 방정식 1을 사용하여 계산되는 바와 같이 100℃ 미만(under)의 M_s 온도를 야기하도록 선택된다.
- [0015] 임계간 온도에서의 페라이트와 오스테나이트 사이의 탄소의 분배는 페라이트로부터 오스테나이트로의 탄소 확산에 의해 발생한다. 탄소의 확산 속도는 온도 의존적이며, 온도가 높을수록 확산 속도는 높아진다. 본 출원에 기재된 강철에서, 임계간 온도는 탄소 분배(즉, 페라이트로부터 오스테나이트로의 탄소 확산)가 실용적 시간 안에, 예를 들어, 1시간 이내에 발생하도록 하기에 충분할 정도로 높다. 알루미늄 및 규소와 같은 원소가 변태 온도(transformation temperature) A_1 및 A_3 을 증가시켜, 이러한 임계간 영역이 존재하는 곳의 온도를 증가시킨다. 알루미늄 및 규소가 첨가되는 경우, 초래되는 보다 높은 임계간 온도는, 최적 임계간 온도가 보다 낮은 곳에서 알루미늄 및 규소가 전혀 첨가되지 않거나 보다 적게 첨가된 합금에 비해, 실용적인 시간 내에 탄소 원자를 분배할 수 있다.
- [0016] 본 출원의 강철의 하나의 양태는 최적 임계간 온도가 700℃ 초과로 되도록 Al 및 Si가 첨가되며 0.20 내지 0.30wt%의 C, 3.0 내지 5.0wt%의 Mn을 포함한다. 강철의 또 다른 양태는 0.20 내지 0.30wt%의 C, 3.5 내지 4.5wt%의 Mn, 0.8 내지 1.3wt%의 Al, 1.8 내지 2.3wt%의 Si를 포함한다. 고강도 강철의 또 다른 양태는 0.20 내지 0.30wt%의 C, 3.5 내지 4.5wt%의 Mn, 0.8 내지 1.3wt%의 Al, 1.8 내지 2.3wt%의 Si, 0.030 내지 0.050wt%의 Nb를 포함한다.
- [0017] 하나의 실시예에서, 강철은 0.25wt%의 C, 4wt%의 Mn, 1wt%의 Al, 및 2wt%의 Si를 함유한다. 이러한 실시예에서, 알루미늄, 및 규소는, 임계간 온도 영역이 700℃ 초과 온도에서 33 내지 66%의 페라이트 및 33 내지 66%의 오스테나이트를 야기하도록, 상한 및 하한 변태 온도(각각 A_3 및 A_1)를 증가시키기 위해 첨가되었다. 니오븀은 모든 가공 스테이지에서 결정립 성장을 조절하기 위해 첨가될 수 있으며, 통상적으로 0.040wt%와 같은 아주 작은 소량이 첨가된다.
- [0018] 0.25wt%의 C, 4wt%의 Mn, 1wt%의 Al, 및 2wt%의 Si를 함유하는 강철의 벌크 조성을 사용하여 방정식 1에 따라 계산된 M_s 는 약 330℃이다. 합금이 55%의 페라이트 및 45%의 오스테나이트가 존재하는 온도에서 임계간 어닐링되는 경우, 오스테나이트 탄소 함량은 약 0.56wt%이고, 높은 탄소 함량을 갖는 오스테나이트에 대해 계산된 M_s 온도는 약 87℃로 보다 실온에 가깝다. 이러한 강철이 이후에 최적 임계간 온도로부터 실온(25℃)으로 냉각되는 경우, 오스테나이트의 일부는 마르텐사이트로 변태되는 반면 일부는 잔류될 것이다.
- [0019] 예로서, 약 4wt%의 Mn의 망간 함량 및 0.25wt%의 C를 갖는 강철을 오스테나이트 상(phase)에서 열간 압연시키고, 고온 밴드를 감아서 승온(대략 600 내지 700℃)에서 주위 온도로 냉각시킨다. 비교적 높은 망간 및 탄소 함량으로 인해, 강철은 경화 가능하며, 이는 냉각 고온 밴드의 냉각 속도가 느린 경우에도 통상적으로 마르텐사이트를 형성함을 의미한다. 알루미늄 및 규소 첨가는 페라이트가 형성되기 시작하는 온도를 증가시켜, 페라이트 형성 및 성장을 촉진시킴으로써 A_1 및 A_3 온도를 증가시킨다. A_1 및 A_3 온도가 보다 높기 때문에, 페라이트 핵형성 및 성장 역학은 보다 신속하게 일어날 수 있다. 따라서, 본 출원의 강철이 열간 압연으로부터 냉각되는 경우, 고온 밴드 미세구조는 마르텐사이트, 및 약간의 페라이트, 및 약간의 잔류 오스테나이트, 카바이드, 가능하게는 약간의 베이나이트, 및 가능하게는 펄라이트, 및 기타 불순물을 포함한다. 이러한 미세구조로, 고온 밴드는 높은 강도를 나타내지만, 중간 열 처리를 거의 또는 전혀 필요로 하지 않으면서 냉간 압하될 수 있도록 하기에 충분한 연성을 나타낸다. 게다가, NbC 침전물은 페라이트 형성을 촉진시키고 결정립 성장을

조절하는 핵형성 부위로서 작용할 수 있다.

[0020] 고온 밴드의 냉각 동안의 페라이트의 형성은, 냉간 압하될 수 있는 보다 부드럽고 보다 연성(ductile)인 고온 밴드를 제공함으로써, 뿐만 아니라 임계간 어닐링에서의 페라이트의 존재를 보장함으로써 추가의 가공에 도움을 준다. 마르텐사이트와 카바이드만으로 이루어진 미세구조가 임계간 어닐링 온도로 가열된다면, 일부 마르텐사이트는 오스테나이트로 다시 복귀되고 일부 마르텐사이트는 단련되어 페라이트 및 카바이드로 서서히 분해되기 시작한다. 그러나, 이러한 상황 하에서, 페라이트의 형성은 종종 부진하거나 단시간에 전혀 일어나지 않는다. 냉각시, 새로 복귀된 오스테나이트는 신선한 마르텐사이트로 변태될 것이며, 생성되는 미세구조는 신선한 마르텐사이트, 단련된 마르텐사이트, 소분획의 페라이트와 카바이드일 것이다.

[0021] 반면에, 본 출원의 강철에서, 페라이트는 냉간 압연강(cold rolled steel)에 이미 존재하며, 핵형성 및 성장을 필요로 하지 않는다. 임계간 온도로 가열되는 경우, 마르텐사이트 및 카바이드는 이미 존재하는 페라이트 매트릭스 주변에 탄소 풍부 오스테나이트를 형성할 것이다. 냉각되는 경우 페라이트 분획은 임계간 분획에 영향받을 것이고, 오스테나이트의 일부는 온도가 M_s 온도 아래로 내려가는 경우 마르텐사이트로 변태될 것이며, 일부 오스테나이트는 잔류될 것이다.

[0022] 본 발명의 강철에 대한 배취 어닐링 공정에서, 강철은 임계간 영역으로 서서히 가열되며, 강철은 정의된 온도에서 0 내지 24시간 동안 균열처리(soaking)되며, 냉각이 또한 서서히 일어난다. 배취 어닐링 공정이 최적 임계간 온도에서 수행되는 경우, 탄소를 페라이트와 오스테나이트 사이에 분배하는 이외에, 망간이 또한 분배된다. 망간은 치환성 원소이며 이의 확산은 탄소의 확산에 비해 더 느리다. 알루미늄과 규소의 첨가, 및 변태 온도를 증가시키는 이들의 효과가 망간으로 하여금 배취 어닐링에 전형적인 시간 제약 내에 분배되도록 할 수 있다. 배취 어닐링 균열처리 온도로부터 냉각시, 오스테나이트는 벌크 강철 조성물보다 탄소 및 망간이 더 풍부할 것이다. 연속 어닐링 공정에서와 같이 임계간 온도로 재열처리되는 경우, 이러한 오스테나이트는 탄소의 대부분 및 보다 큰 질량 분율의 망간을 함유하여 한층 더 안정할 것이다.

[0023] 실시예 1

[0024] 강철 가공: 합금 41.

[0025] 본 출원의 강철의 한 양태인 합금 41을 전형적인 제강(steelmaking) 절차에 따라 용융 및 캐스팅하였다. 합금 41의 공칭 조성이 표 1에 제시되어 있다. 주괴(ingot)를 절단하고, 열간 압연 전에 세정하였다. 127mm 폭 x 127mm 길이 x 48mm 두께의 주괴를 3 h 동안 약 1200℃로 가열하고, 약 8회 통과로 약 3.6 mm의 두께로 되도록 열간 압연시켰다. 열간 압연 마무리 온도는 900℃ 초과이었으며, 마무리된 밴드를 675℃로 설정된 로에 배치한 다음 약 24시간 내에 냉각되도록 하여 코일 서냉(slow coil cooling)을 모의실험하였다. 고온 밴드의 기계적 인장 특성이 표 2에 제시되어 있다.

[0026] 모든 표에 대해, YS = 항복 강도; YPE = 항복점 연신률; UTS = 최대 인장 강도; TE = 총 연신률. YPE가 존재하는 경우, 보고된 YS 값은 상위 항복점(upper yield point)이지만, 연속 항복이 발생하는 경우 0.2%의 오프셋 항복 강도(offset yield strength)가 보고된다.

표 1 합금 41의 공칭 화학적 조성.

합금	C	Mn	Al	Si	M_s [°C] 벌크
41	0.25	4	1	2	330

[0027]

표 2 합금 41 고온 밴드의 기계적 인장 특성.

ID	두께	폭	0.2% 오프셋 항복			25.4 mm 게이지 거리 측정된 연신률
			0.5 % Y.S.	0.2 % Y.S.	UTS	
	mm	mm	MPa	MPa	MPa	%
41	3.62	9.55	723	746	1083	20.8

[0028]

[0029] 페라이트(bcc), 오스테나이트(fcc) 및 시멘타이트(Fe_3C)의 계산된 상 분율, 뿐만 아니라 합금 41에 대한 오스테

나이트의 탄소 함량이, 온도와 함께 플롯팅되어, 도 1 및 1a에 나타내어져 있다.

[0030] 고온 밴드를 비드 블라스팅하고 산세척하여 표면 스케일을 제거하였다. 그후, 세정된 고온 밴드를 약 1.75mm의 두께로 되도록 냉간 압하하였다. 그후, 냉간 압연 스트립을 다양한 열처리에 적용하고 기계적 인장 특성을 평가하였다. 각 열처리에서의 강철의 미세구조를 또한 특성확인하였다.

[0031] 실시예 2

[0032] 최적 임계간 어닐링, 합금 41

[0033] 실시예 1의 합금 41에 대한 최적 임계간 어닐링은 냉간 압연된 스트립을 조절된 대기에서 약 1 내지 4시간 동안 720℃의 온도로 가열함으로써 적용하였다. 균열 시간의 말기에 스트립을 원형 로(tube furnace)의 냉각부에 배치하였으며, 여기서 스트립은 공기 냉각과 유사한 속도로 실온으로 냉각될 수 있다. 최적 열 처리의 열 사이클이 도 2의 다이어그램에 나타내어져 있다. 인장 특성을 확인하였으며 표 3에 나타내어져 있다. 열처리된 스트립의 공칭 응력 - 공칭 변형률 곡선이 도 3에 나타내어져 있다. 어닐링 후, 미세구조는 페라이트, 마르텐사이트 및 오스테나이트의 혼합물로 이루어졌으며; 미세구조는 도 4 및 도 5에 나타내어져 있다. 이러한 열처리는 제3세대 AHSS가 목표로 하는 것보다 훨씬 높은 탁월한 특성을 야기한다. UTS는 970MPa 초과이고, 총 연신률은 37%의 이상이었다.

표 3 최적 임계간 열처리의 기계적 인장 특성.

ID	두께	폭	0.2%		UTS	50.8 mm 게이지 거리		
			0.5 % Y.S.	오프셋 항복		측정된 연신률	연신률 연신계	균일 연신률
	mm	mm	MPa	MPa	MPa	%	%	%
41 1 시간	1.76	12.67	506	501	978	38.6	37.3	34.1
41 4 시간	1.67	12.73	558	555	972	40.3	38.9	35.8

[0034]

[0035] 실시예 3

[0036] 최적 임계간 온도에서의 배취 어닐링, 합금 41

[0037] 합금 41의 고온 밴드를 배취 어닐링 사이클에 적용하였다. 강철을 조절된 대기에서 720℃의 온도까지 약 1℃/분의 속도로 가열하였다. 강철을 이 온도에서 24시간 동안 유지시킨 다음 약 0.5℃/분의 냉각 속도로 약 24시간 내에 실온으로 냉각시켰다. 기계적 인장 특성이 표 4에 나타내어져 있다. 미세구조는 페라이트, 마르텐사이트 및 잔류 오스테나이트의 혼합물로 구성되었으며, 도 6은 배취 어닐링된 고온 밴드의 광학 현미경사진을 나타낸다. 배취 어닐링 사이클은 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트 주위에 탄소를 응집시킬 뿐만 아니라 망간을 분배시켰다. 이러한 고온 밴드를 다시 냉간 압하하고 시키고 어닐링하는 경우, 탄소 및 망간은 오스테나이트를 변위 및 풍부화시키는 긴 확산 거리를 갖지 않아, 이를 실온에 안정화시킨다.

표 4 고온 밴드의 기계적 인장 특성 - 최적 배취 어닐링 열처리.

ID	두께	폭	0.2%		UTS	50.8 mm 게이지 거리		
			0.5 %	오프셋		측정된	연신률	균일
			Y.S.	항복				
	mm	mm	MPa	MPa	MPa	%	%	%
41 HB	3.86	12.73	460	458	821	17.7	19.7	13.3

[0038]

[0039] 냉간 압연된 합금 41을 배취 어닐링 사이클에 적용하였다. 강철을 조절된 대기 로에서 720℃의 온도까지 5.55℃/분로 가열하였다. 강철을 이 온도에서 12시간 동안 유지시킨 다음, 약 1.1℃/분로 실온으로 냉각시켰다. 가열 사이클이 도 7에 나타내어져 있다. 기계적 인장 특성이 표 5에 나타내어져 있다. 이들 특성 중의 일부는 복합조직강의 인장 특성과 유사하며, 인장 강도는 대략 898MPa이고 총 연신률은 20.6%이지만, YS는 대략 430MPa로 낮다. 낮은 YS는 미세구조 중의 잔류 오스테나이트의 결과인 것으로 믿어진다. 공칭 응력-공칭 변형률 곡선은 도 8에 나타내어져 있다. 광학 현미경 검사로부터의 미세구조가 도 9에 나타내어져 있다.

표 5 최적 배취 어닐링 열 처리의 기계적 인장 특성.

ID	두께	폭	0.2%		UTS	50.8 mm 게이지 거리		
			0.5 % Y.S.	오프셋 항복		측정된 연신률	연신률 연신계	균일 연신률
	mm	mm	MPa	MPa	MPa	%	%	%
41 BA	1.78	12.65	447	430	898	20.6	20.4	14.6

실시예 4

배취 어닐링 후 연속 어닐링 모의실험된 사이클, 합금 41

배취 어닐링 사이클은 바람직한 탄소 분배 열 처리이다. 임계간 온도에서 거의 모든 탄소가 오스테나이트에 집중된다. 오스테나이트에서의 망간의 용해도가 페라이트에서보다 크기 때문에, 망간은 또한 페라이트에서 오스테나이트로 분배 또는 재분포한다. 망간은 치환성 원소이며 이의 확산성(diffusivity)은 탄소의 확산성보다 상당히 더 느리고, 탄소는 틈새형 원소(interstitial element)이며 분배하는데 더 오래 걸린다. 규소 및 알루미늄이 부가된 합금 41은, 목적하는 임계간 온도를 탄소 및 망간 분배가 실용적 시간에 일어나는 온도로 하도록 설계된다. 서서히 냉각되는 경우 오스테나이트의 일부는 마르텐사이트로 분해되고, 일부는 카바이드로 분해되며, 오스테나이트는 거의 잔류되지 않는다. 임계간 페라이트는 거의 탄소가 없다. 강철이 그후 연속적으로 어닐링되는 경우, 이것은 목적하는 임계간 온도로 다시 가열되며 탄소 및 망간이 상들 사이를 가로질러 확산되어 분배되어야 하는 거리는 1차 열 사이클 전보다 더 짧다. 마르텐사이트 및 카바이드는 오스테나이트로 다시 복귀된다. 배취 어닐링 사이클은 C 및 Mn을 분배 및 정렬하여, 연속적으로 어닐링되는 경우, 확산성 거리는 더 짧아지고, 오스테나이트로의 복귀는 더 빨리 일어난다.

최적 임계간 온도에서의 냉간 압연 및 배취 어닐링 후, 합금 41을 720℃ 또는 740℃의 최적 임계간 온도에서 5분 동안 열 도가니에서 강철을 균열시킴으로써 모의실험된 연속 어닐링 사이클에 적용하였다. 이에 따른 인장 특성이 표 6에 나타내어져 있다. 2차 열 처리는 배취 어닐링 특성으로부터 강철의 제3세대 AHSS 특성을 되살려준다. 두 온도 사이에 약간의 차이가 관찰되었으며; 예를 들어, 740℃의 보다 높은 연속 어닐링 온도는 443MPa의 YS, 982MPa의 UTS, 및 30%의 T.E.를 야기하였다. 720℃의 연속 어닐링 온도는 약 467MPa의 약간 더 높은 YS, 882MPa의 보다 낮은 UTS 및 36.6%의 더 큰 T. E.를 초래하였다. 720℃의 보다 낮은 어닐링 온도에서, 오스테나이트의 체적 분율은 더 낮지만 이것은 더 많은 탄소를 함유하는 것으로 믿어진다. 오스테나이트 중의 더 높은 탄소는 이를 실온에서 더 안정하게 만들며, 이것이 더 높은 740℃ 어닐링 온도에 비해 더 낮은 UTS 및 더 높은 T.E. %를 초래하며, 이때 더 높은 740℃ 어닐링 온도는 더 적은 탄소 함량을 갖는 보다 높은 체적 분율의 오스테나이트를 제공하여 덜 안정한 것으로 믿어진다. 이러한 두 가지 열 처리에 대한 공칭 응력-변형률 곡선 이 도 10에 나타내어져 있으며, 이들의 상응하는 미세구조가 도 11 및 도 12에 나타내어져 있다.

표 6 최적 배취 어닐링 및 연속 어닐링 모의실험된 강철의 기계적 인장 특성.

ID	두께	폭	0.2%		UTS	50.8 mm 게이지 거리		
			0.5 % Y.S.	오프셋 항복		측정된 연신률	연신률 연신계	균일 연신률
	mm	mm	MPa	MPa	MPa	%	%	%
41 BA 720 + CA 720	1.76	12.67	479	467	882	36.6	35.4	32.4
41 BA 720 + CA 740	1.75	12.69	459	443	982	30.0	28.4	26.8

실시예 5

변경된 온도에서의 연속 어닐링, 합금 41

보다 단순한 열 처리 사이클 중의 하나가 냉간 압연된 강철을 연속적으로 어닐링시키는 것이다. 보다 짧은 시간, 탄소 카바이드의 부진한 용해 역학 및 페라이트로부터 오스테나이트로의 탄소의 확산성 거리로 인해, 이 합금에 대한 최적 임계간 온도는 이러한 열 처리 공정으로는 덜 효과적이다. 따라서, 이러한 장애물을 극복하기 위해 합금에 대한 최적 온도보다 더 높은 어닐링 온도가 필요하다. 냉간 압연된 합금 41 강철을, 강철을 대략 850℃로 설정된 원형 로에 삽입함으로써 모의실험된 연속 어닐링 사이클에 적용하였다. 강철 온도를 접촉 열전

대를 사용하여 모니터링하였다. 강철을 목적하는 피크 온도에 도달할 때까지 로의 가열대에 두었다가 그후 강철을 로의 냉각대에 배치하여 서서히 냉각시켰다. 두 개의 피크 금속 온도(PMT), 740℃ 및 750℃가 선택되었다. 열 처리의 열 프로파일 다이어그램이 도 13에 도시되어 있다. 이에 따른 인장 특성이 표 7에 나타내어져 있으며, 공칭 응력-변형률 곡선이 도 14에 나타내어져 있다. 두 가지 인장 시험 모두는 약간의 항복점 연신률, 특히 YPE가 약 3.4%인 경우 740℃의 PMT를 보였으며, 이것은 다량의 탄소가 여전히 페라이트에 있으며, 오스테나이트로 확산하기에 시간이 충분하지 않다는 것을 나타낸다. 740℃의 보다 낮은 PMT에서 강철은 734MPa YS, 850 UTS, 및 26.7%의 T. E.를 보였다. 750℃의 보다 높은 PMT에서, YPE는 0.6%로 감소되고, YS는 582MPa로 더 낮고, UTS는 989MPa로 더 높으며, T. E.는 24.1%로 더 낮다. 더 높은 PMT는 더 많은 오스테나이트를 야기하지만, 더 낮은 YS 및 더 높은 UTS에 의해 나타내어지는 바와 같이 이 오스테나이트 중의 탄소 함량은 더 낮았다. 이러한 특성들은 목표 제3세대 AHSS보다 약간 낮지만, 복합조직강에 의해 달성된 것보다 훨씬 높으며, 임의의 특별한 열 처리를 사용하지 않고도 TRIP 및 Q&P와 같은 다른 타입의 AHSS에 의해 보고된 특성들에 필적한다.

표 7 연속적으로 어닐링된 강철의 기계적 인장 특성.

ID	두께	폭	YPE	상위 항복점	UTS	50.8 mm 게이지 거리		
						측정된 연신률	연신률 연신계	균일 연신률
	mm	mm	%	MPa	MPa	%	%	%
41 CA 740	1.75	12.66	3.4	734	850	26.7	24.5	17.8
41 CA 750	1.73	12.68	0.6	582	989	24.1	23.9	20.4

실시예 6

터널 벨트 로에서의 연속 어닐링, 핫-딥 코팅 라인 모의실험, 합금 41

연속 어닐링 열 사이클을 모의실험하기 위한 또 다른 방법은 컨베이어 벨트가 장착된 원형 로를 사용하는 것이다. 합금 41로부터의 냉간 압연된 강철을, 748 내지 784℃의 피크 금속 온도를 갖는 핫-딥 코팅 라인의 온도 프로파일을 모방하여, 보호 N₂ 대기를 갖는 벨트 터널 로에서 연속 어닐링 모의실험에 적용하였다. 샘플의 온도는 열전대를 사용하여 기록하는 반면, 로의 온도는 다양한 터널 영역의 설정값을 달리함으로써 변경하였다. 2개의 온도 프로파일과 시간의 예가 도 15에 나타내어져 있다. 755℃의 피크 금속 온도에서 어닐링된 표본에 대한 공칭 응력-공칭 변형률 곡선의 예가 도 16에 나타내어져 있다. 모든 모의실험에 대한 강철의 인장 특성의 요약이 748 내지 784℃의 온도에 대해 표 8에 나타내어져 있다.

합금 41의 강철의 또 다른 세트를 고온 밴드 조건에서 배취 어닐링하였다. 배취 어닐링 후, 강철을 약 50%의 냉간 압연시켰다. 그후, 냉간 압하된 강철을 컨베이어 벨트가 장착된 원형 로를 사용하여 연속 어닐링시켜 핫-딥 코팅 라인을 모의실험하였다. 온도 사이클은 도 15에서 관찰되는 것과 유사하였다. 피크 금속 온도는 약 750 내지 800℃에 이르렀다. 생성된 인장 특성의 요약이 표 9에 나타내어져 있다. 냉간 압연 전에 고온 밴드 어닐링된 강철은 보다 낮은 항복 강도와 보다 낮은 인장 강도, 보다 높은 총 연신률을 보였다. 배취 어닐링 사이클은 탄소와 망간을 클러스터로 정렬시켰으며, 여기서 이들은, 연속 어닐링 사이클 동안 더 짧은 확산 거리를 가져, 오스테나이트를 풍부화시키고 이를 실온에서 안정화시켰다.

표 8 핫-딥 갈바나이징 라인 온도 사이클을 사용하는, 연속 어닐링 모의실험된 강철의 기계적 인장 특성.

HDGL 피크 금속 온도	두께	폭	YPE	YS	UTS	50.8 mm 게이지 거리		
						측정된 연신률	연신률 연신계	균일 연신률
°C	mm	mm	%	MPa	MPa	%	%	%
748	1.84	12.66	2.7	732	1068	23.0	21.0	17.2
751	1.83	12.66	2.7	670	1092	21.4	21.8	18.3
757	1.85	12.69	2.6	689	1153	18.9	18.3	16.6
762	1.84	12.69	3.6	653	1184	17.4	19.7	17.6
774	1.87	12.67		553	1284	11.9	12.4	12.4
784	1.86	12.64		503	1332	16.0	15.5	14.2

[0054]

표 9 핫-딥 갈바나이징 라인 온도 사이클을 사용하는, 고온 밴드 배취 어닐링, 냉간 압하, 및 연속 어닐링 모의실험된 강철의 기계적 인장 특성.

HDGL 피크 금속 온도	두께	폭	YPE	YS	UTS	50.8 mm 게이지 거리		
						측정된 연신률	연신률 연신계	균일 연신률
°C	mm	mm	%	MPa	MPa	%	%	%
750	1.91	12.65		533	890	31.7	31.9	27.3
755	1.87	12.65	0.7	522	908	30.7	30.8	26.2
760	1.88	12.72	1.4	505	938	28.3	28.7	23.9
765	1.87	12.68	1.6	482	927	27.5	27.4	23.3
770	1.91	12.68	1.3	468	987	26.3	26.2	23.0
770	1.92	12.69		454	1031	23.8	24.7	21.5
778	1.91	12.70		396	1060	21.7	22.6	19.0
782	1.89	12.73		377	1067	10.5	11.1	11.1
790	1.92	12.70		388	1120	14.5	16.5	15.1
800	1.87	12.72		406	1084	14.7	15.8	15.3

[0055]

[0056]

실시예 7

[0057]

제강 및 열간 압연: 합금 61.

[0058]

합금 61을 전형적인 제강 절차에 따라 용융 및 캐스팅하였다. 합금 61은 0.25wt%의 C, 4.0wt%의 Mn, 1.0wt%의 Al, 2.0wt%의 Si, 및 결정립 성장 조절을 위해 소량 첨가된 0.040wt%의 Nb를 포함한다(표 10). 주괴를 절단하고, 열간 압연 전에 세정하였다. 현재의 127mm 폭 x 127mm 길이 x 48mm 두께의 주괴를 3시간 동안 약 1250°C로 가열하고, 약 8회 통과로 약 3.6mm의 두께로 되도록 열간 압연하였다. 열간 압연 마무리 온도는 900°C 초과이었으며, 마무리된 밴드를 649°C로 설정된 로에 배치한 다음 약 24시간 내에 냉각되도록 하여 코일 서냉을 모의 실험하였다. 고온 밴드의 기계적 인장 특성이 표 11에 나타내어져 있다. 추가의 가공을 위한 제조에서, 고온 밴드를 비드-블라스팅하여 열간 압연 동안 형성된 스케일을 제거하고, 그후 HCl 산에서 산세척하였다.

표 10 합금 61의 공칭 화학적 조성.

합금	C	Mn	Al	Si	Nb	M _s [°C] 벌크
61	0.25	4	1	2	0.040	330

[0059]

표 11 합금 61 고온 밴드의 기계적 인장 특성.

ID	두께	폭	0.5 % Y.S.	0.2% 오프셋 항복	UTS	50.8 mm 게이지 거리
						측정된 연신률
	mm	mm	MPa	MPa	MPa	%
61	3.27	12.76	701	866	1383	10.3

실시예 8

고온 밴드 배취 어닐링, 합금 61

고온 밴드를 최적 임계간 온도에서 배취 어닐링하였다. 밴드를 12시간 내에 720℃의 최적 임계간 온도로 가열하고, 그 온도에서 24시간 동안 균열처리시켰다. 밴드를 로에서 24시간 내에 실온으로 냉각시킨 후, 모든 열 처리는 H₂의 조절된 대기에서 수행하였다. 어닐링된 고온 밴드의 인장 특성이 표 12에 제시되어 있다. 높은 인장 강도와 총 연신률의 조합은 미세구조의 복합-조직상에 상응한다. YS의 낮은 값은 일부 잔류 오스테나이트의 증거이다. 도 17은 배취 어닐링된 고온 밴드의 미세구조를 보여준다.

표 12 배취 어닐링된 합금 61 고온 밴드의 기계적 인장 특성.

ID	두께	폭	0.5 % Y.S.	0.2% 오프셋 항복	UTS	50.8 mm 게이지 거리
						측정된 연신률
	mm	mm	MPa	MPa	MPa	%
61	3.38	12.76	486	490	804	16.9

실시예 9

고온 밴드 연속 어닐링 또는 어닐링 산세척 라인 모의실험, 합금 61

고온 밴드를 또한 벨트 로에서 어닐링하여 어닐링/산세척 라인과 유사한 조건을 모의실험하였다. 어닐링 온도 또는 피크-금속 온도는 750 내지 760℃ 사이였으며, 가열 시간은 대략 200초였고, 그후 실온으로 공기 냉각시켰다. 열 처리는 N₂의 대기에서 수행하여 산화를 방지하였다. 이에 따른 인장 특성이 표 13에 나타내어져 있다. 초래된 인장 강도 및 총 연신률은 제3세대 AHSS 표적을 이미 능가하였으며, 31,202MPa*%의 UTS*T.E. 곱(product)이 야기되었다. 미세구조는 페라이트, 오스테나이트 및 마르텐사이트의 미세 분포를 포함한다(도 18).

표 13 연속 어닐링 또는 어닐링/산세척 라인 모의실험된 합금 61 고온 밴드의 기계적 인장 특성.

ID	두께	폭	0.5 % Y.S.	0.2% 오프셋 항복	UTS	50.8 mm 게이지 거리
						측정된 연신률
	mm	mm	MPa	MPa	MPa	%
61	3.42	12.69	655	670	1233	25.3

실시예 10

임계간 어닐링되고 냉간 압연된 강철의 연속 어닐링 모의실험, 합금 61

연속 어닐링된 고온 밴드 또는 어닐링/산세척된 모의실험된 고온 밴드를 50% 초과 냉간 압하하였다. 이러한 냉간 압하 강철을 N₂의 보호 대기를 갖는 벨트 터널 로에서 연속 어닐링 열 처리에 적용하였다. 로에서의 온도 프로파일 뿐만 아니라 벨트 속도를, 연속 핫-딤 코팅 라인(Continuous Hot-Dip Coating Line) 프로파일을 모의실험하도록 프로그래밍하였다. 대략 747 내지 782℃ 범위의 어닐링 온도를 모의실험하였다. 이에 따른 인장 특

성이 표 14에 열거되어 있다. 인장 특성 모두는 제3세대 AHSS의 목표 초과이었으며, YS가 803 내지 892MPa이고, UTS가 1176 내지 1310MPa이며, T.E.가 28 내지 34%이었다. 모두에 대해 $UTS \times T.E.$ 곱은 37,017 내지 41,412MPa*%이었다. 생성된 미세구조가 도 19에 나타내어져 있다.

표 14 최적 임계간 어닐링/냉간 압연 및 연속 어닐링 모의실험된 합금 61의 기계적 인장 특성.

어닐링 온도	두께	폭	0.5 % Y.S.	0.2% 오프셋 항복	UTS	50.8 mm 게이지 거리		
						측정된 연신률	연신률 연신계	균일 연신률
°C	mm	mm	MPa	MPa	MPa	%	%	%
747	1.44	12.68	865	892.4	1176	34.7	34.0	31.3
749	1.44	12.73	832	871.8	1192	31.4	30.7	27.4
757	1.45	12.67	860	876	1225	33.8	33.3	30.3
762	1.48	12.65	838	860	1257	30.9	30.8	26.6
768	1.44	12.66	850	886.9	1237	32.0	31.7	29.4
773	1.47	12.68	839	831.3	1272	30.2	29.9	27.2
775	1.46	12.70	833	823.8	1310	29.1	28.9	26.3
777	1.48	12.71	821	803.5	1295	28.6	28.1	25.4
782	1.44	22.69	850	846	1301	29.1	28.1	23.2

요약

본 발명에 기재된 인장 특성의 요약 표가 표 15 및 표 16에 나타내어져 있다. 강철을, 오스테나이트에 탄소와 망간을 풍부하게 하기 위해 합금에 대한 최적 온도에서 어닐링하는 경우 페라이트, 마르텐사이트 및 오스테나이트를 포함하는 미세구조가 발달되도록 설계하였다. 이러한 미세구조 조합은 제3세대 초고강도 강을 훨씬 초과하는 기계적 인장 특성을 초래한다. 강철은 오스테나이트를 안정화하기 위해 더 높은 양의 합금(더 높은 Mn, Cr, Ni, Cu 등)을 사용하는 다른 강철과 유사한 인장 특성을 갖는다. 본 출원의 강철에 최적 임계간 어닐링을 적용함으로써, 탄소 및 망간이 오스테나이트 안정화 원소로서 사용되어, 탁월한 인장 특성을 야기한다. 배취 어닐링 및 연속 모의실험된 어닐링과 같은 기타의 보다 전형적인 열 처리가 또한 제3세대의 AHSS에서의 인장 특성을 초래하였다. 곧장하는 연속 어닐링 열 처리는 제3세대 AHSS 표적보다 덜하지만 이에 매우 가까운 특성들을 발현시켰지만; 그러나, 발현된 특성은 TRIP 및 Q&P 강철이 나타내는 것과 유사하다. 강철이 고온 밴드에서 또는 냉간 압연된 조건에서 배취 어닐링되는 경우, 탄소 및 망간이 영역에 무리를 이루어, 나중의 임계간 어닐링을 위한 보다 용이하고 짧은 확산 거리를 가능케 한다. 이러한 강철은, 연속 어닐링되는 경우, 제3세대 AHSS 표적에서의 특성들을 나타내었다. 하나의 양태에서 Nb 부가가 NbC를 형성하며, 이것이 결정립 성장을 방지하고 페라이트 형성을 위한 핵형성 부위로서 작용함으로써 구조 입자 크기를 조절한다. 이러한 양태의 결정립 크기 조절은 니오븀을 첨가하지 않은 양태에 비해 특성들의 개선을 초래할 수 있으며, 이의 인장 특성은 제3세대 AHSS에 대한 인장 특성의 목표에서 양호하다.

표 15 합금 41에 대한 상이한 열 처리들에 관한 인장 특성 요약 표.

설명	두께	폭	YPE	0.2%	50.8 mm		UTS*T.E.
				오프셋 항복	UTS	게이지 거리 총 연신률	
	mm	mm	%	MPa	MPa	%	MPa*%
최적 임계간 어닐링							
1 시간	1.76	12.67	506	501	978	38.6	37,751
4 시간	1.67	12.73	558	555	972	40.3	39,172
연속 어닐링							
CA 740	1.75	12.66	3.4	734	850	26.7	22,695

[0075]

설명	두께	폭	YPE	0.2%	50.8 mm		UTS*T.E.
				오프셋 항복	UTS	게이지 거리 총 연신률	
	mm	mm	%	MPa	MPa	%	MPa*%
CA 750	1.73	12.68	0.6	582	989	24.1	23,835
CA-748	1.84	12.66	2.7	732	1068	23.0	24,564
CA-751	1.83	12.66	2.7	670	1092	21.4	23,369
CA-757	1.85	12.69	2.6	689	1153	18.9	21,792
CA-762	1.84	12.69	3.6	653	1184	17.4	20,602
CA-774	1.87	12.67		553	1284	11.9	15,280
CA-784	1.86	12.64		503	1332	16.0	21,312
배취 어닐링 및 연속 어닐링							
BA 720+ CA 720	1.76	12.67	479	467	882	36.6	32,281
BA 720 + CA 740	1.75	12.69	459	443	982	30	29,460
BA 720-CA-750	1.91	12.65		533	890	31.7	28,213
BA 720-CA-755	1.87	12.65	0.7	522	908	30.7	27,876
BA 720-CA-760	1.88	12.72	1.4	505	938	28.3	26,545
BA 720-CA-765	1.87	12.68	1.6	482	927	27.5	25,493
BA 720-CA-770	1.91	12.68	1.3	468	987	26.3	25,958
BA 720-CA-770	1.92	12.69		454	1031	23.8	24,538
BA 720-CA-778	1.91	12.70		396	1060	21.7	23,002
BA 720-CA-782	1.89	12.73		377	1067	10.5	11,204
BA 720-CA-790	1.92	12.70		388	1120	14.5	16,240
BA 720-CA-800	1.87	12.72		406	1084	14.7	15,935

[0076]

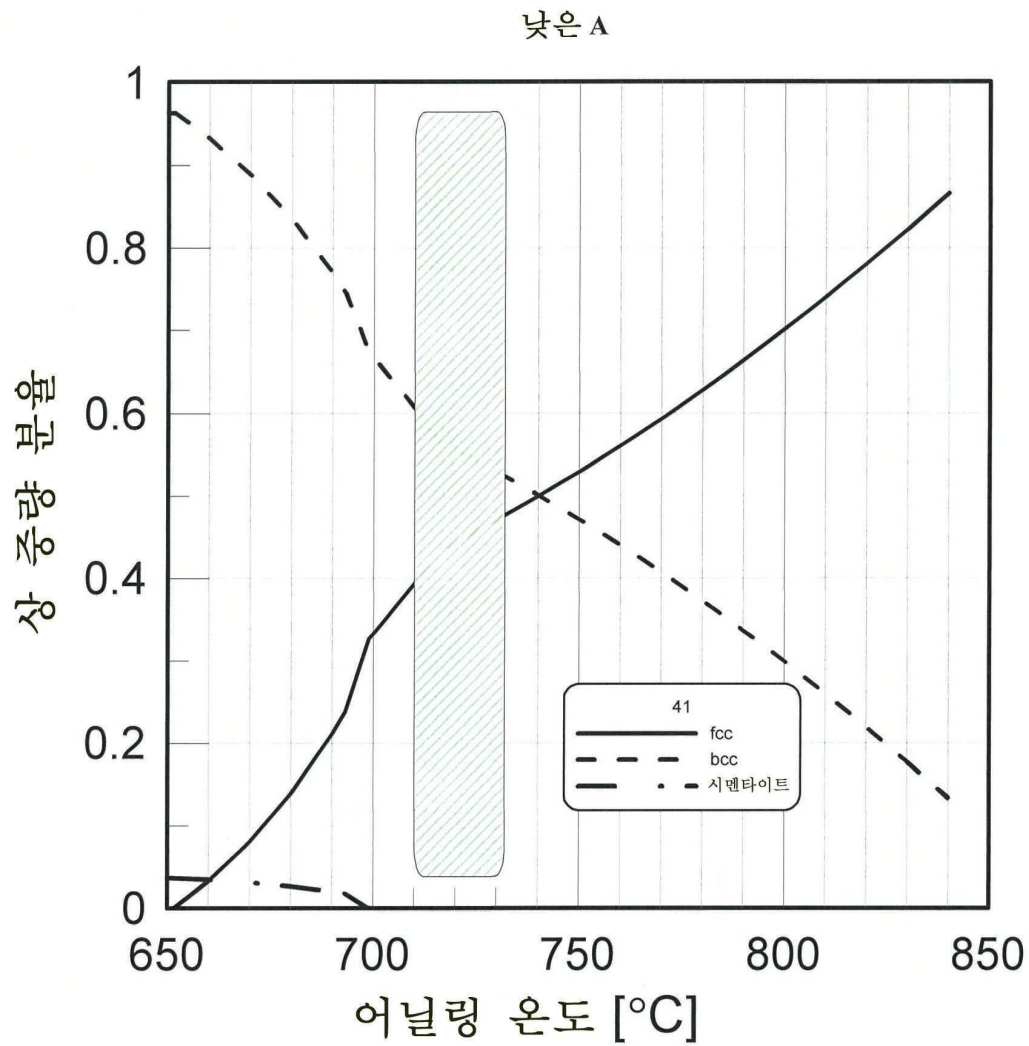
표 16 합금 61에 대한 상이한 열 처리들에 관한 인장 특성 요약 표.

설명	두께	폭	YPE	0.2% off	50.8 mm		UTS*T.E.
				오프셋 항복	UTS	게이지 거리 총 연신률	
	mm	mm	%	MPa	MPa	%	MPa*%
고온 밴드	3.27	12.76		833	1383	10.3	14245
고온 밴드, 매취 어닐링	3.38	12.76		490	804	16.9	13588
고온 밴드, 연속 어닐링	3.42	12.69		670	1233	25.3	31195
냉간 압연, 최적 임계간 어닐링 및 연속 어닐링							
747	1.44	12.68		892.4	1176	34.7	40807
749	1.44	12.73		871.8	1192	31.4	37429
757	1.45	12.67		876	1225	33.8	41405
762	1.48	12.65		860	1257	30.9	38841
768	1.44	12.66		886.9	1237	32.0	39584
773	1.47	12.68		831.3	1272	30.2	38414
775	1.46	12.70		823.8	1310	29.1	38121
777	1.48	12.71		803.5	1295	28.6	37037
782	1.44	22.69		846	1301	29.1	37859

[0077]

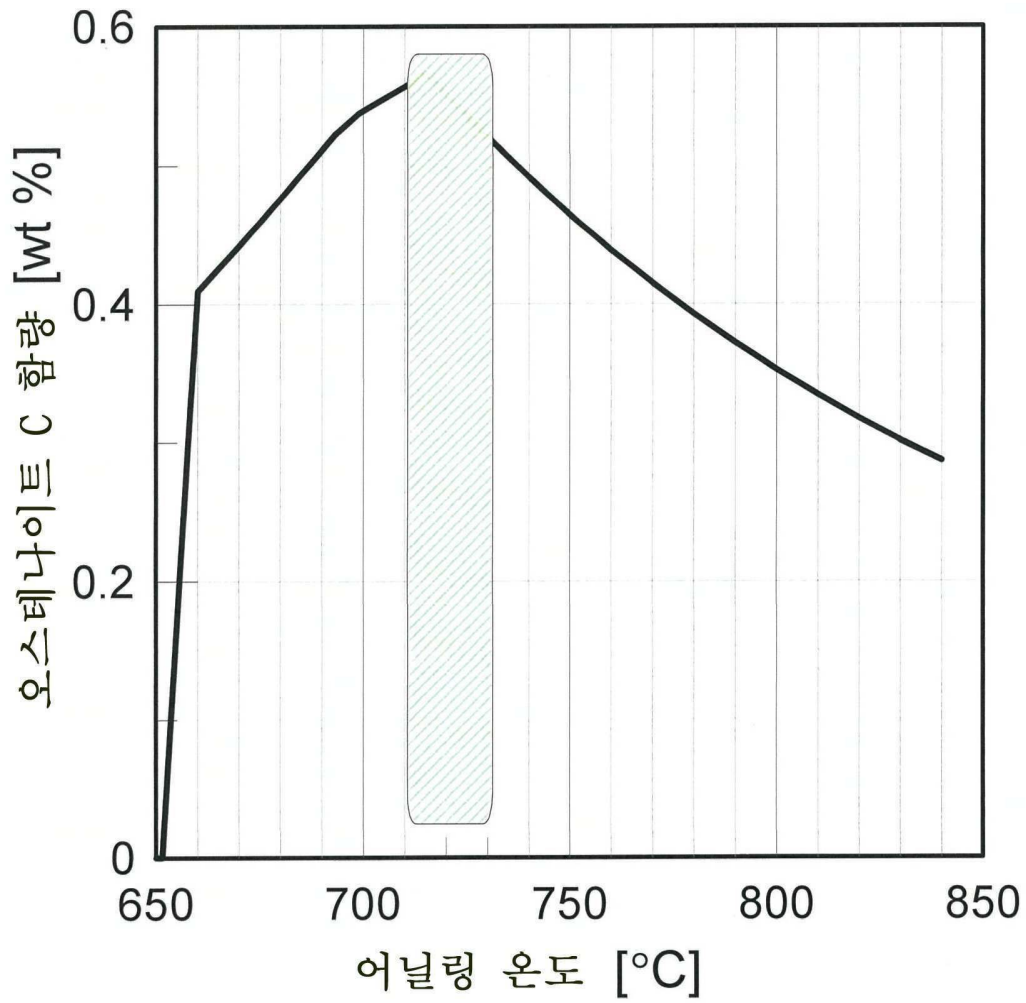
도면

도면1



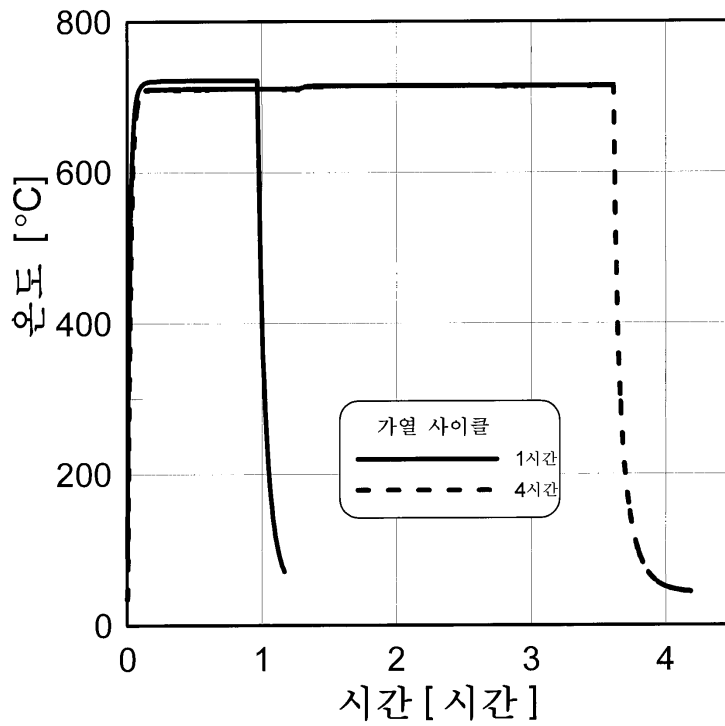
합금 41에 대한 상 분율 대 ThermoCalc®로 측정된 온도 °C.

도면1a



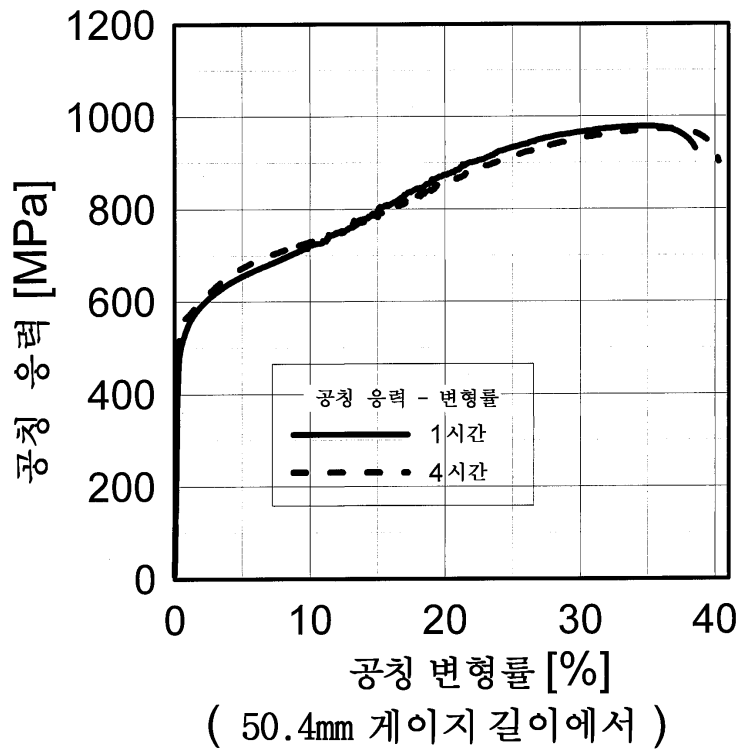
합금 41에 대한 오스테나이트 중의 C 함량 대 ThermoCalc®로 측정된 온도 °C.

도면2



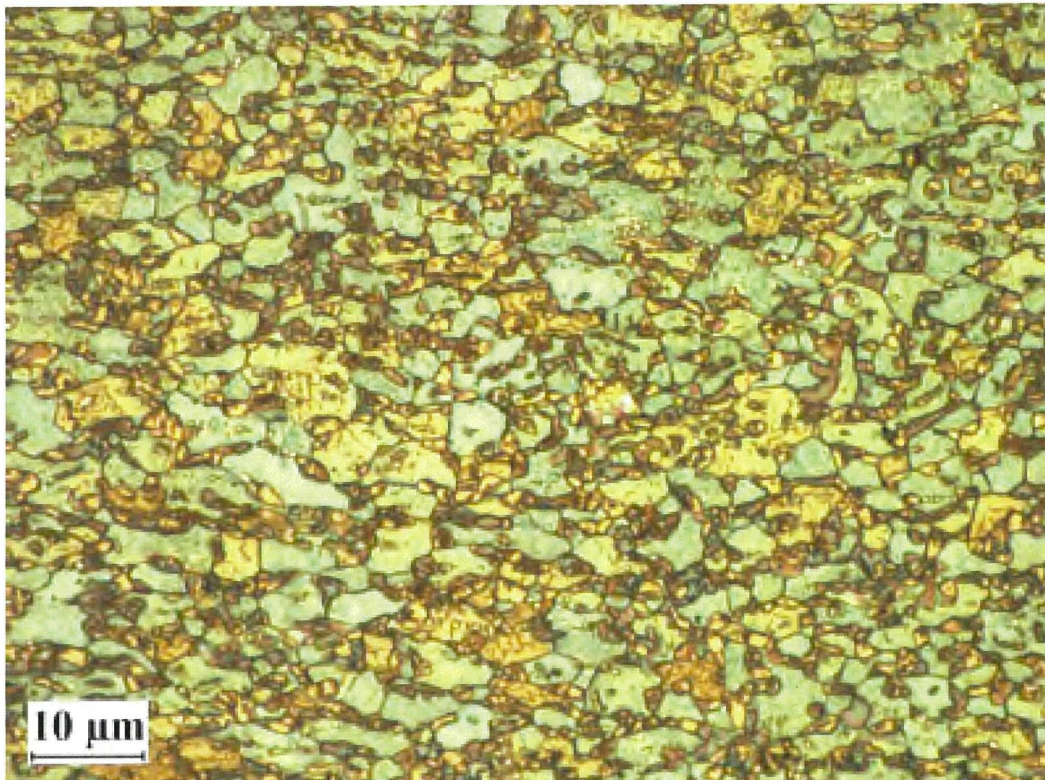
최적 임계간 열처리, 열 사이클

도면3



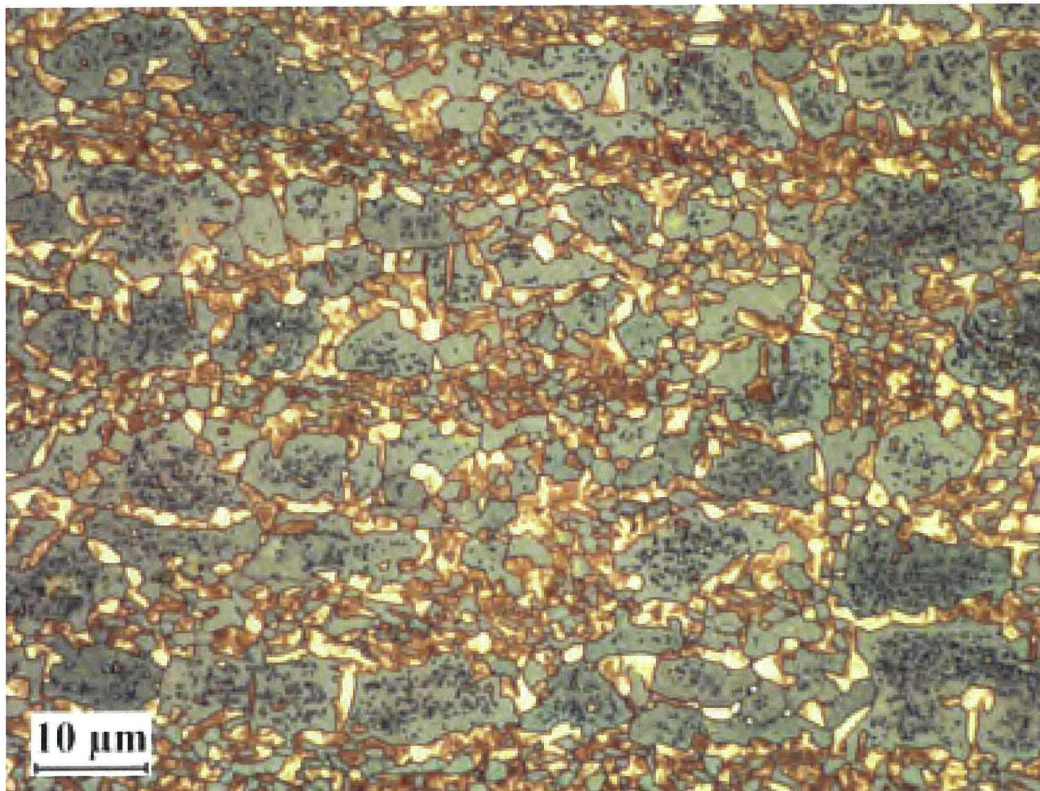
최적 임계간 열처리된 스크립의 공칭 응력 - 공칭 변형률 곡선

도면4



1시간 동안의 최적 임계간 어닐링의 광학 미세구조.
미세구조는 페라이트(청색), 마르텐사이트(갈색), 및 오스테나이트(백색)로
구성되었다.

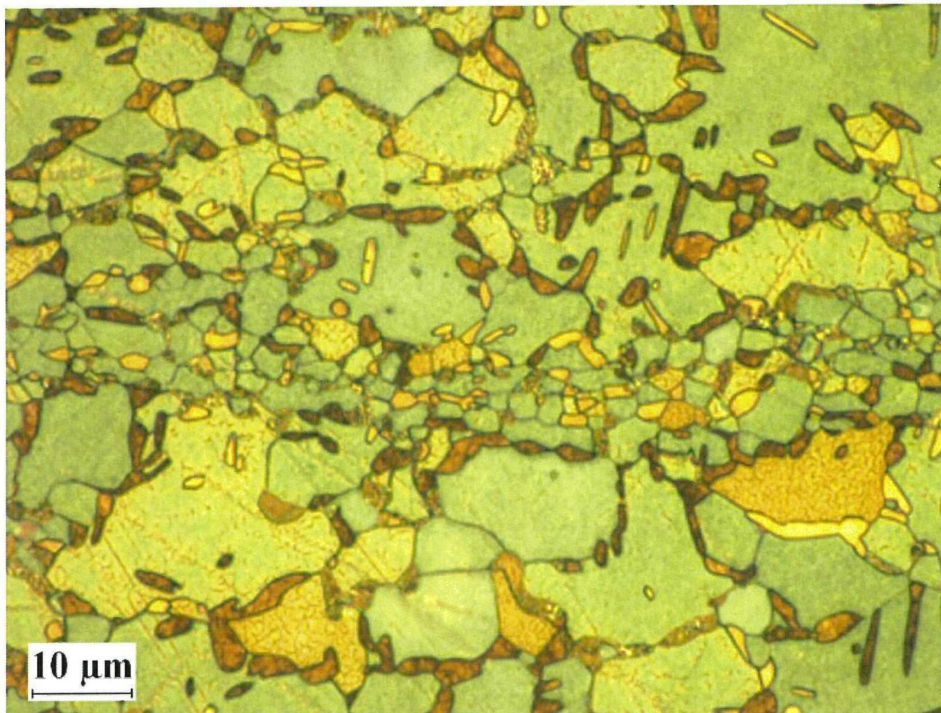
도면5



4시간 동안의 최적 임계간 어닐링의 광학 미세구조.

미세구조는 페라이트(청색), 마르텐사이트(갈색), 및 오스테나이트(백색)로 구성되었다.

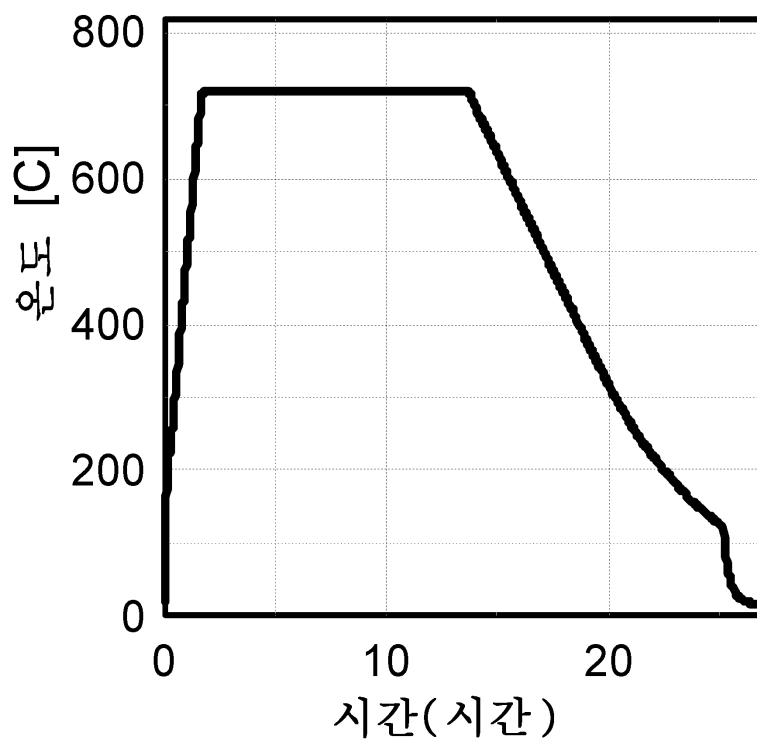
도면6



합금 41에 대한 최적 임계간 온도에서 배취 어닐링된 고온 밴드의 광학 미세구조.

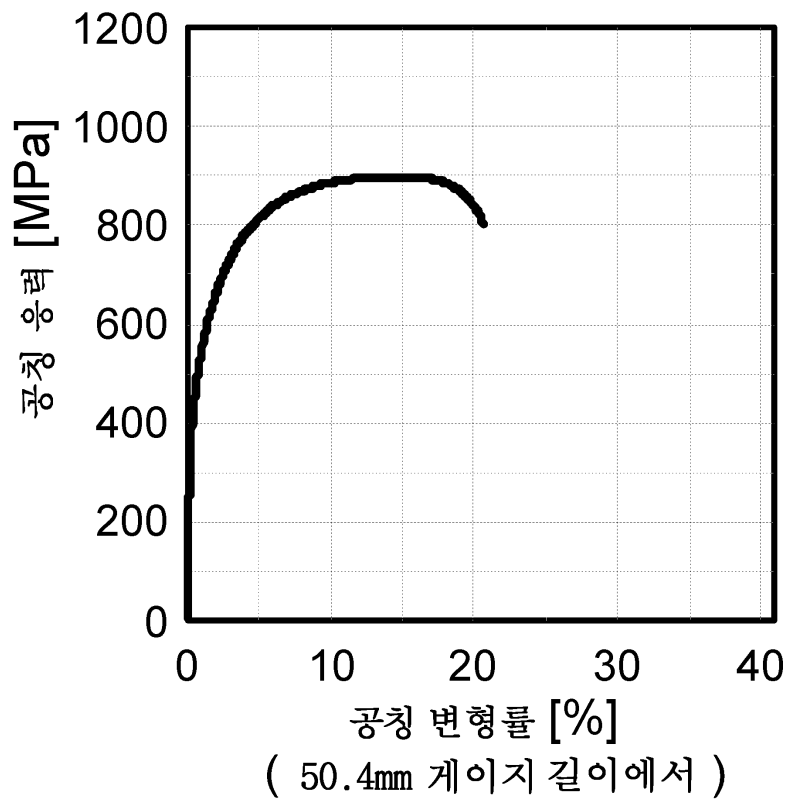
미세구조는 페라이트, 마르텐사이트, 및 잔류 오스테나이트의 매트릭스를 포함한다.

도면7



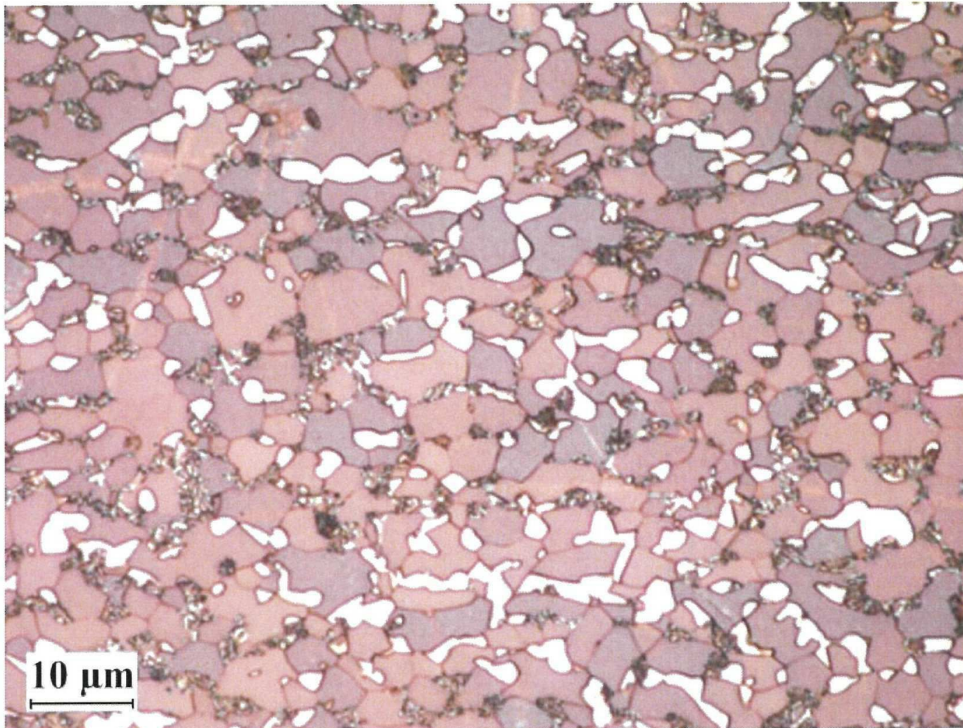
배취 어닐링 열 사이클.

도면8



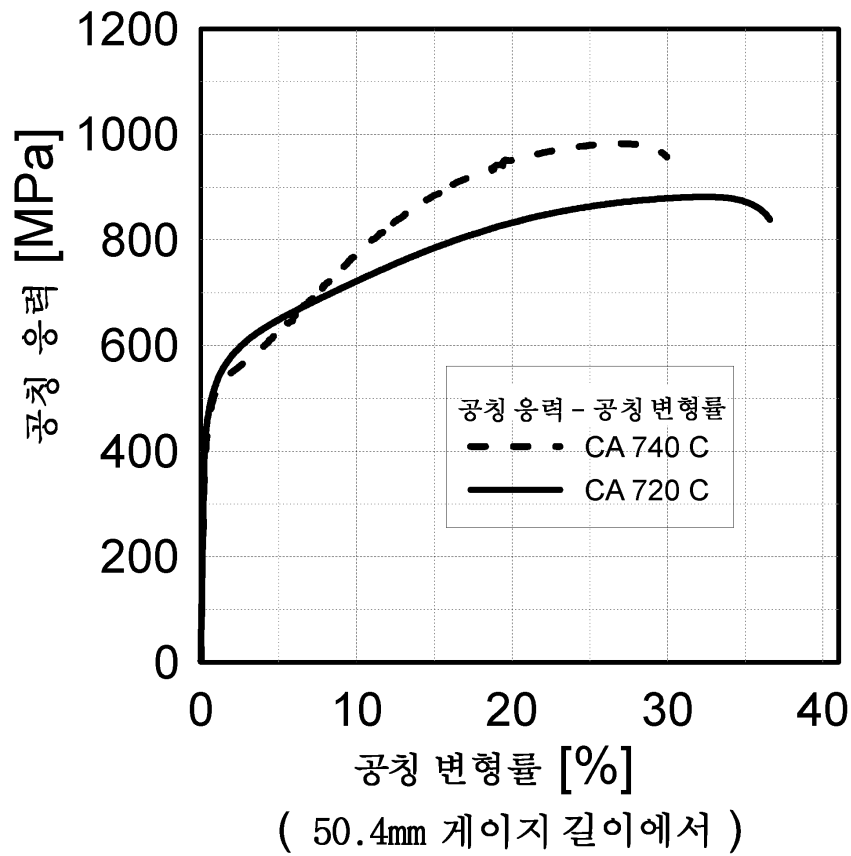
배취 어닐링 열처리된 스크립의 공칭 응력 - 공칭 변형률 곡선

도면9



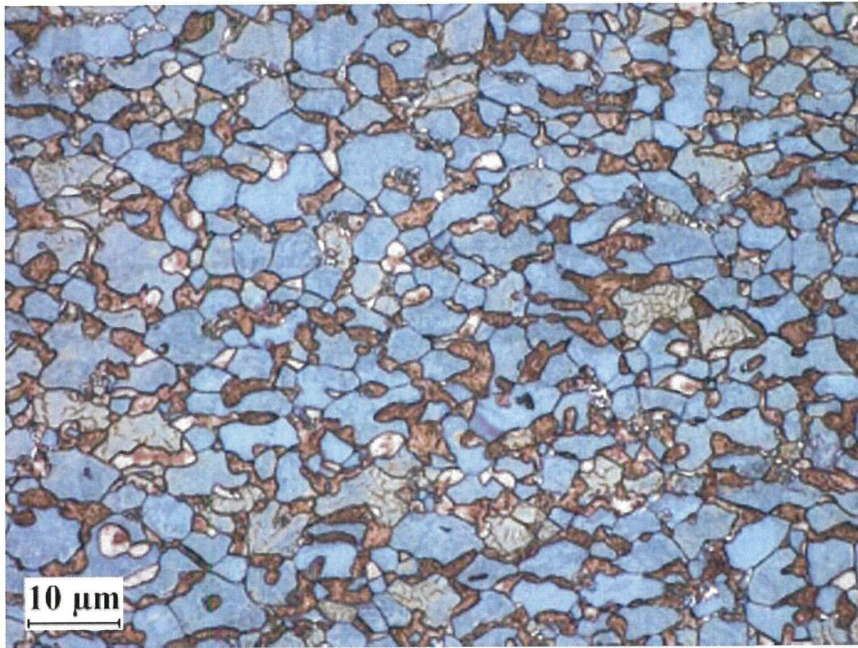
합금 41의 최적 온도에서의 배취 어닐링의 광학 미세구조.
미세구조는 페라이트(갈색), 마르텐사이트(백색), 카바이드 및 잔류
오스테나이트의 매트릭스를 포함한다.

도면10



720℃ 및 740℃의 온도에서 배취 어닐링에 이은 연속 어닐링 모의실험된 강철의 공칭 응력 - 공칭 변형률 곡선.

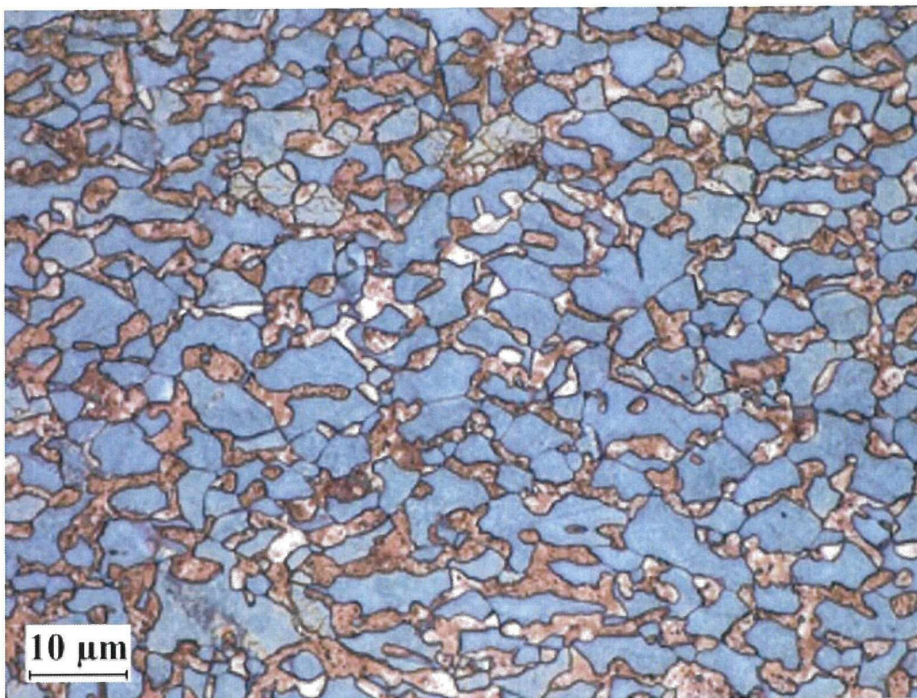
도면11



720℃의 최적 온도에서의 배취 어닐링에 이은 염 도가니 로에서 5분 동안 720℃에서 연속 어닐링 모의실험된 광학 미세구조

미세구조는 페라이트(청색), 마르텐사이트(갈색), 및 오스테나이트(백색)로 구성되었다.

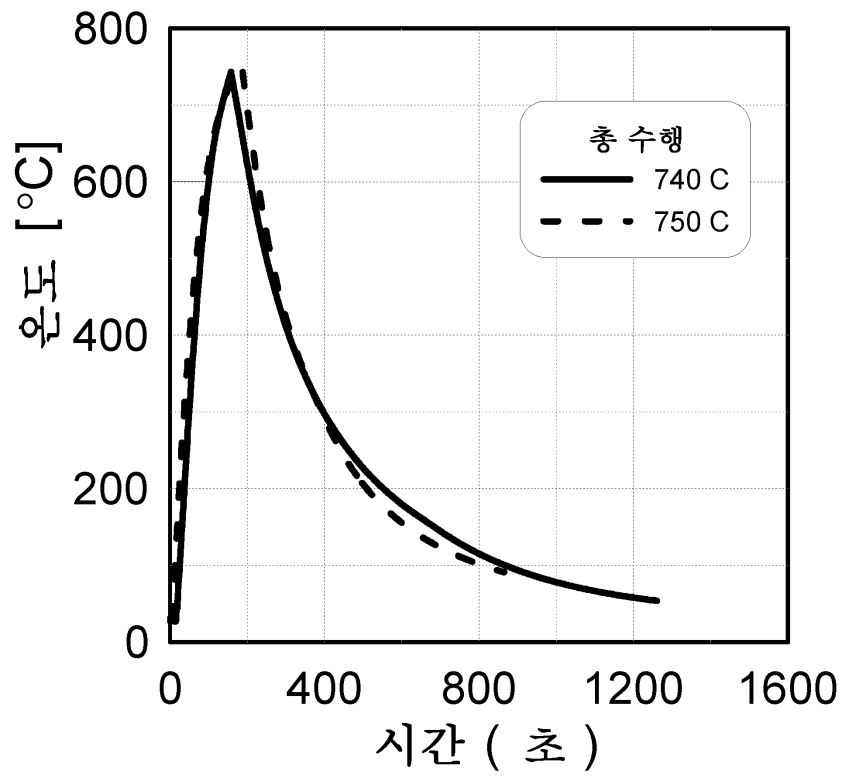
도면12



720℃의 최적 온도에서의 배취 어닐링에 이은 염 도가니 로에서 5분 동안 740℃에서 연속 어닐링 모의실험된 광학 미세구조.

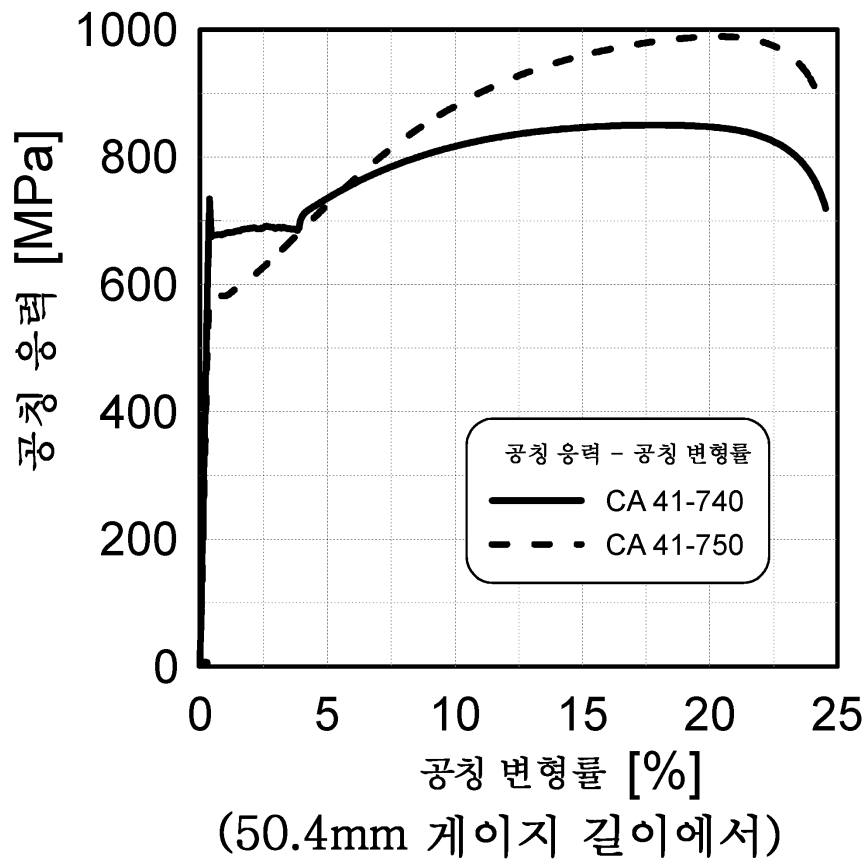
미세구조는 페라이트(청색), 마르텐사이트(갈색), 및 오스테나이트(백색)로 구성되었다.

도면13



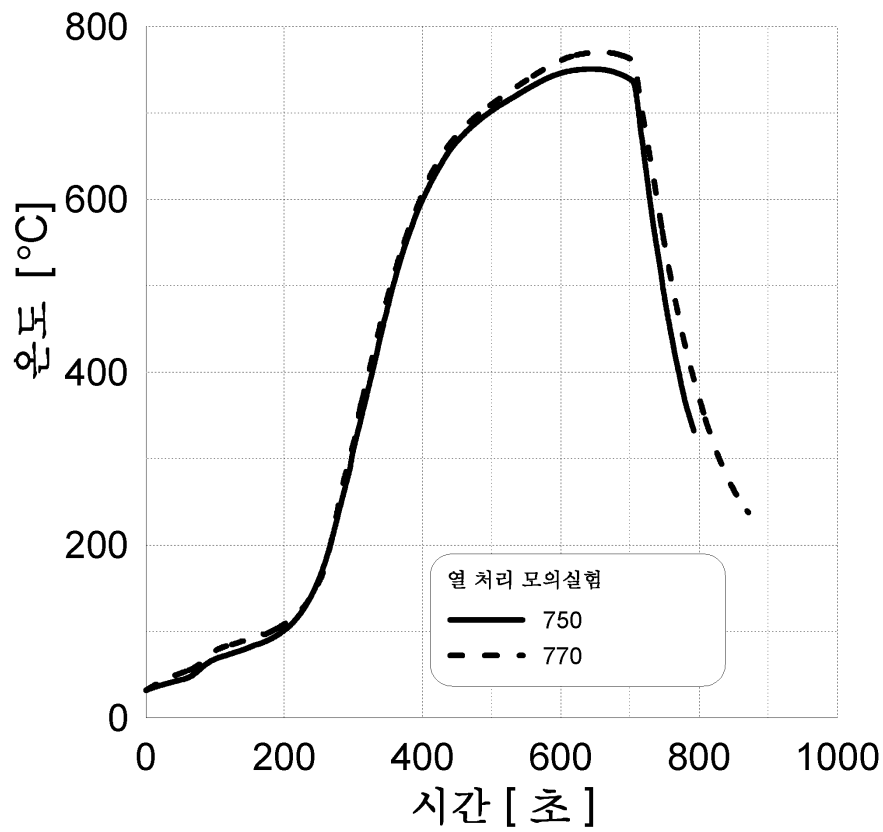
연속 어닐링 열 사이클.

도면14



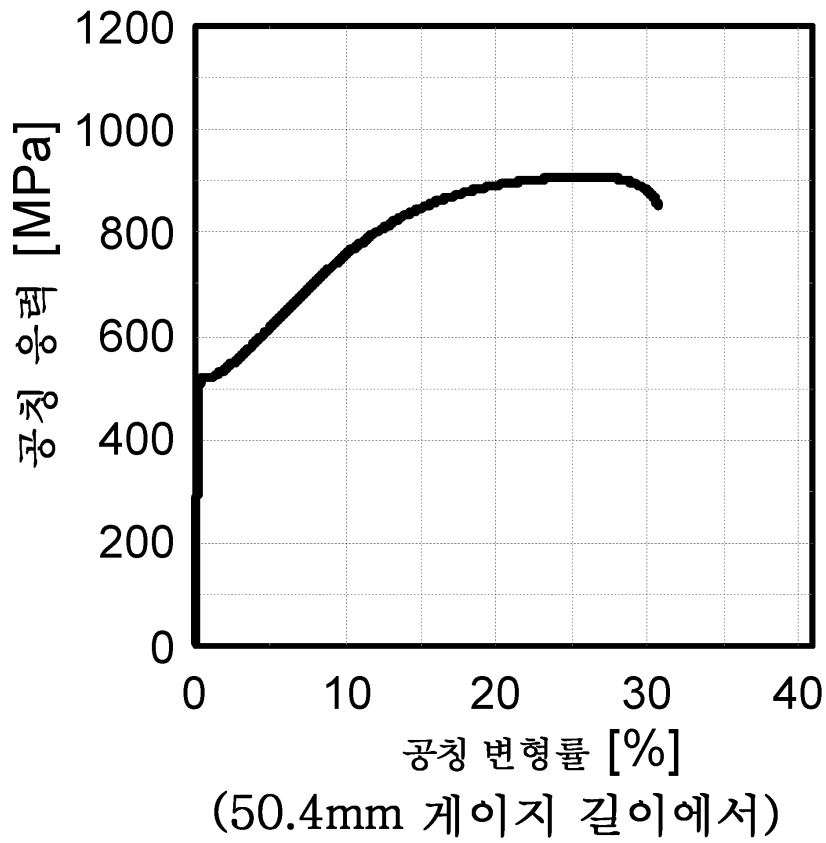
연속 어닐링 열 처리된 스트립의 공칭 응력 - 공칭 변형률 곡선.

도면15



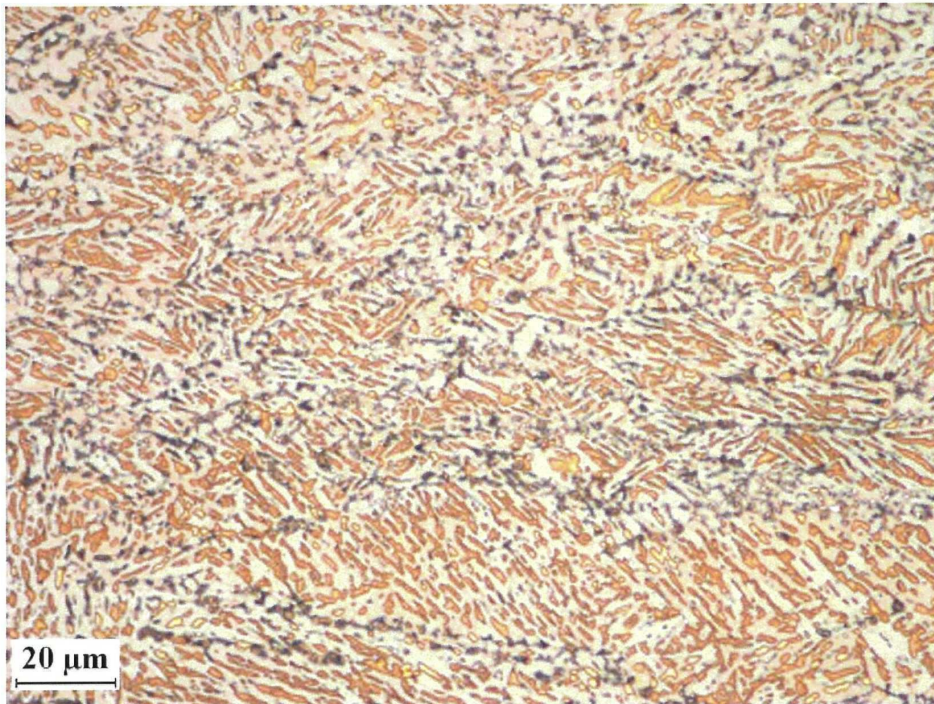
핫-딤 코팅 라인과 유사한, 연속 어닐링 온도 사이클.

도면16



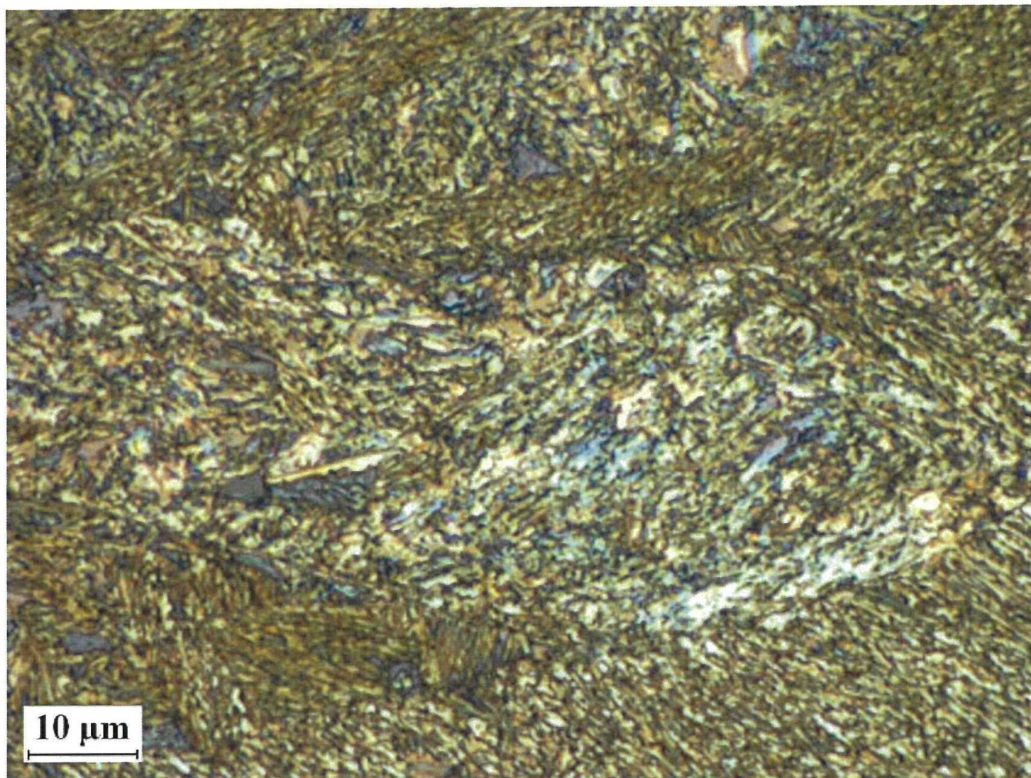
피크 금속 온도를 755℃로 하는 핫-딥 갈바나이징 라인 온도 사이클을 사용한, 동시 어닐링된 강철의 공칭 응력 - 공칭 변형률 곡선.

도면17



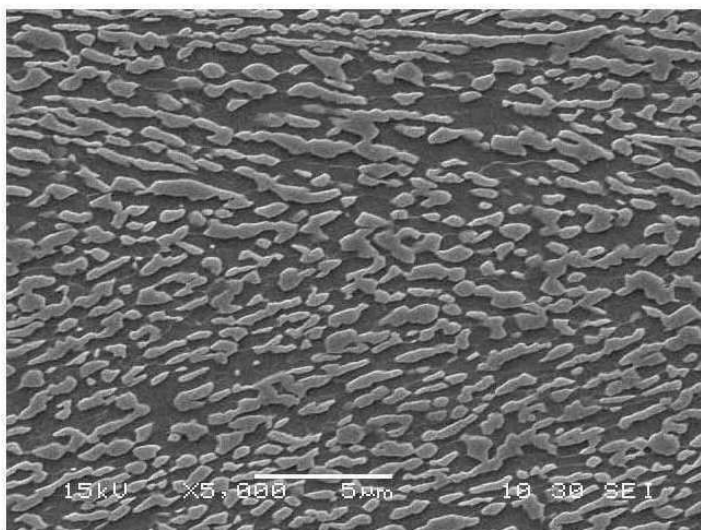
배취 어닐링된 고온 밴드의 광 최적 미세구조. 미세구조는 페라이트, 마르텐사이트, 및 잔류 오스테나이트의 미세 분산물을 포함한다.

도면18



벨트 로에서 연속 어닐링, 모의 어닐링/산세척 공정에서의 합금 61의 고온 밴드의 광학 미세구조.

도면19



임계간 어닐링/냉간 압하되고, 757℃의 온도에서 연속 어닐링된, 합금 61의 주사 전자 현미경 영상. 매트릭스는 페라이트를 포함하는 한편, 제2 상은 오스테나이트의 미세 분산물이다.