



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2023-0004237
(43) 공개일자 2023년01월06일

- | | |
|---|---|
| <p>(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 38/04 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/00 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01) C22C 38/06 (2006.01)
C22C 38/14 (2006.01)</p> <p>(52) CPC특허분류
C22C 38/04 (2013.01)
C21D 8/0226 (2013.01)</p> <p>(21) 출원번호 10-2022-0054587
(22) 출원일자 2022년05월03일
심사청구일자 2022년05월03일</p> <p>(30) 우선권주장
1020210085014 2021년06월29일 대한민국(KR)</p> | <p>(71) 출원인
현대제철 주식회사
인천광역시 동구 중봉대로 63 (송현동)</p> <p>(72) 발명자
김경민
경기도 안양시 동안구 부림로 113, 1307호
노현성
서울특별시 마포구 백범로 202, 101동 3001호
(뒷면에 계속)</p> <p>(74) 대리인
이인행, 김한, 김남식</p> |
|---|---|

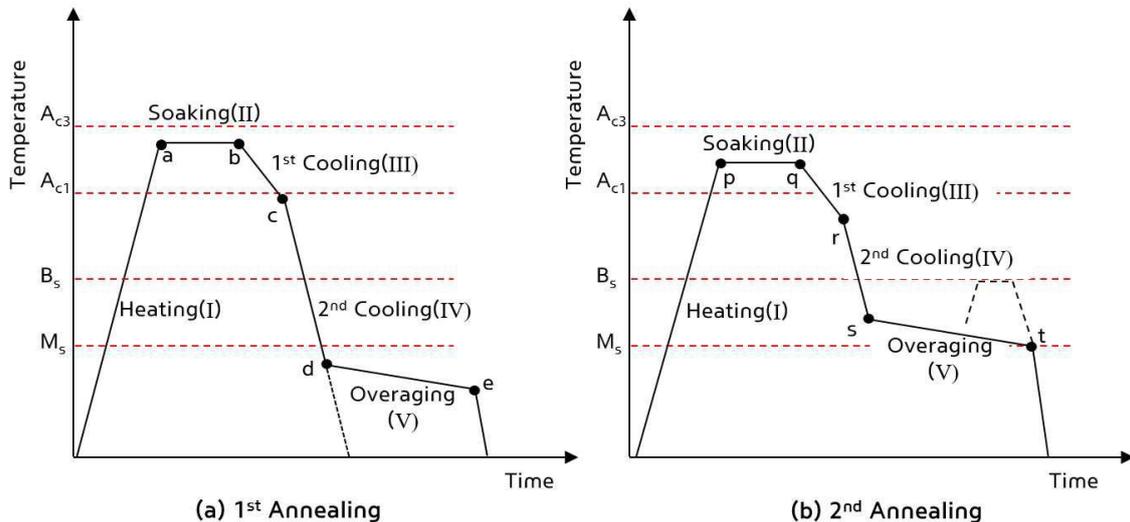
전체 청구항 수 : 총 9 항

(54) 발명의 명칭 냉연 강판 및 그 제조방법

(57) 요약

본 발명은 탄소(C): 0.15 내지 0.20중량%, 규소(Si): 1.0 내지 2.0중량%, 망간(Mn): 1.5 내지 3.0중량%, 인(P): 0 초과 0.02중량% 이하, 황(S): 0 초과 0.003중량% 이하, 알루미늄(Al): 0.01 내지 0.3중량%, 질소(N): 0 초과 0.01중량% 이하, 티타늄(Ti): 48/14*[N] 내지 0.1중량%(상기 [N]은 질소의 중량%값) 및 나머지 철(Fe)과 기타 불가피한 불순물로 이루어지며, 최종 미세조직은 페라이트, 침상형 잔류 오스테나이트, 마르텐사이트/오스테나이트의 복합 조직 및 괴상형 마르텐사이트로 이루어지되, 상기 페라이트의 면적분율은 30 내지 60%, 상기 침상형 잔류 오스테나이트의 면적분율은 5 내지 12%, 상기 마르텐사이트/오스테나이트의 복합 조직의 면적분율은 25 내지 50%, 상기 괴상형 마르텐사이트의 면적분율은 5 내지 12%이고, 잔류 오스테나이트 내 탄소 농화량 1.1중량% 이상인 것을 특징으로 하는, 냉연 강판을 제공한다.

대표도 - 도2



(52) CPC특허분류

C21D 8/0236 (2013.01)

C21D 8/0273 (2013.01)

C21D 9/46 (2013.01)

C22C 38/001 (2013.01)

C22C 38/02 (2013.01)

C22C 38/06 (2013.01)

C22C 38/14 (2013.01)

C21D 2211/001 (2013.01)

C21D 2211/005 (2013.01)

(72) 발명자

맹한솔

충청남도 천안시 서북구 봉정로 324, 111동 505호

구남훈

경기도 용인시 수지구 성북2로 86, 105동 101호

한성경

경기도 용인시 수지구 포은대로 298, 104동 106호

명세서

청구범위

청구항 1

탄소(C): 0.15 내지 0.20중량%, 규소(Si): 1.0 내지 2.0중량%, 망간(Mn): 1.5 내지 3.0중량%, 인(P): 0 초과 0.02중량% 이하, 황(S): 0 초과 0.003중량% 이하, 알루미늄(Al): 0.01 내지 0.3중량%, 질소(N): 0 초과 0.01중량% 이하, 티타늄(Ti): $48/14 * [N]$ 내지 0.1중량%(상기 [N]은 질소의 중량%값) 및 나머지 철(Fe)과 기타 불가피한 불순물로 이루어지며,

최종 미세조직은 페라이트, 침상형 잔류 오스테나이트, 마르텐사이트/오스테나이트의 복합 조직 및 괴상형 마르텐사이트로 이루어지되,

상기 페라이트의 면적분율은 30 내지 60%, 상기 침상형 잔류 오스테나이트의 면적분율은 5 내지 12%, 상기 마르텐사이트/오스테나이트의 복합 조직의 면적분율은 25 내지 50%, 상기 괴상형 마르텐사이트의 면적분율은 5 내지 12%이고,

잔류 오스테나이트 내 탄소 농화량 1.1중량% 이상인 것을 특징으로 하는,

냉연 강판.

청구항 2

제 1 항에 있어서,

상기 페라이트는 폴리고날 페라이트와 침상형 페라이트로 이루어지되,

상기 페라이트 중에서 상기 침상형 페라이트의 면적분율은 40% 이상인,

냉연 강판.

청구항 3

제 1 항에 있어서,

인장강도(TS): 980 내지 1180MPa이며, 연신율(E1): 23 내지 25%인 것을 특징으로 하는,

냉연 강판.

청구항 4

(a) 탄소(C): 0.15 내지 0.20중량%, 규소(Si): 1.0 내지 2.0중량%, 망간(Mn): 1.5 내지 3.0중량%, 인(P): 0 초과 0.02중량% 이하, 황(S): 0 초과 0.003중량% 이하, 알루미늄(Al): 0.01 내지 0.3중량%, 질소(N): 0 초과 0.01중량% 이하, 티타늄(Ti): $48/14 * [N]$ 내지 0.1중량%(상기 [N]은 질소의 중량%값) 및 나머지 철(Fe)과 기타 불가피한 불순물로 이루어진 강재를 재가열하는 단계;

(b) 상기 재가열된 강재를 열간 압연하는 단계;

(c) 상기 열간 압연된 강재에 대하여 냉간 압연하는 단계;

(d) 상기 냉간 압연된 강재에 대하여 ($Ac1 + 30^{\circ}C$) 이상 ($Ac3 - 30^{\circ}C$) 이하의 제 1 소둔온도에서 유지한 후 $340^{\circ}C$ 이하의 냉각중점온도까지 냉각하는 공정을 포함하는 제 1 소둔 열처리 단계; 및

(e) 상기 강재에 대하여 $Ac1$ 이상 ($Ac3 - 30^{\circ}C$) 이하의 제 2 소둔온도에서 유지한 후 마르텐사이트 변태개시온도(M_s) 이상 (베이나이트 변태개시온도(B_s) - $15^{\circ}C$) 이하의 냉각중점온도까지 냉각한 후 과시효하는 공정을 포함하는 제 2 소둔 열처리 단계;를 순차적으로 포함하되,

상기 제 2 소둔온도는 상기 제 1 소둔온도보다 낮은 것을 특징으로 하는,

냉연 강판의 제조방법.

청구항 5

제 4 항에 있어서,

상기 (a) 단계는 상기 강재를 1180 내지 1300℃에서 재가열하는 단계를 포함하고,

상기 (b) 단계는 마무리 압연 온도가 850 내지 950℃, 권취온도가 450 내지 650℃인 조건으로 열간 압연하는 단계를 포함하고,

상기 (c) 단계는 40 내지 70%의 압하율로 냉간 압연하는 단계를 포함하는,

냉연 강판의 제조방법.

청구항 6

제 4 항에 있어서,

상기 (d) 단계는 상기 냉간 압연된 강재에 대하여 상기 제 1 소둔온도에서 30 내지 120초 동안 유지한 후 15℃/s 이상의 냉각속도로 340℃ 이하의 냉각중점온도까지 냉각하는 공정을 포함하는,

냉연 강판의 제조방법.

청구항 7

제 6 항에 있어서,

상기 (d) 단계를 수행한 후 상기 강재의 미세조직에서 페라이트의 면적분율은 30 내지 50%인 것을 특징으로 하는,

냉연 강판의 제조방법.

청구항 8

제 4 항에 있어서,

상기 (e) 단계는 상기 강재에 대하여 상기 제 2 소둔온도에서에서 30 내지 120초 동안 유지한 후 15℃/s 이상의 냉각속도로 마르텐사이트 변태개시온도(Ms) 이상 (베이나이트 변태개시온도(Bs) - 15℃) 이하의 냉각중점온도까지 냉각한 후 30 ~ 300초동안 과시효하는 공정을 포함하는,

냉연 강판의 제조방법.

청구항 9

제 8 항에 있어서,

상기 (e) 단계를 수행한 후 상기 강재의 미세조직은 페라이트, 침상형 잔류 오스테나이트, 마르텐사이트/오스테나이트의 복합 조직 및 괴상형 마르텐사이트로 이루어지되,

상기 페라이트의 면적분율은 30 내지 60%, 상기 침상형 잔류 오스테나이트의 면적분율은 5 내지 12%, 상기 마르텐사이트/오스테나이트의 복합 조직의 면적분율은 25 내지 50%, 상기 괴상형 마르텐사이트의 면적분율은 5 내지 12%인 것을 특징으로 하는,

냉연 강판의 제조방법.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은 냉연 강판 및 그 제조방법에 관한 것으로서, 보다 상세하게는 성형성이 우수한 냉연 초고강도 저탄소 강판 및 그 제조방법에 관한 것이다.

배경 기술

[0002] 환경 규제 이슈 대응에 따른 차량 경량화 및 안전 규제 강화에 따른 충돌 안정성 기준 강화의 두 요인을 충족시

키기 위해 자동차 강판용 초고강도 강이 개발되고 있다. 하지만 강도와 연신율은 트레이드 오프(trade-off) 관계에 있어 강도 상승에 따른 성형성 저하 문제가 대두되었으며, 고강도강의 성형성 확보를 위한 여러 연구가 진행되어 왔다.

[0003] 미세조직 내 잔류 오스테나이트의 변형 중 마르텐사이트로 변태하는 TRIP(Transformation Induced Plasticity) 현상을 이용하는 TRIP-aided 강은 고강도와 고연신율과 모두 확보할 수 있는 3세대(3rd generation) 강판으로 개발되고 있다. 이러한 TRIP-aided 강은 TRIP 현상을 일으키는 잔류 오스테나이트의 상 안정도와 분율에 따라 강의 물성이 결정되므로 미세조직 내 안정한 잔류 오스테나이트를 확보하는 것이 그 강의 제조에 있어 중요하다.

[0004] 관련 선행 기술로는 한국특허출원 제2018-0033119호가 있다.

발명의 내용

해결하려는 과제

[0005] 본 발명이 이루고자 하는 기술적 과제는 성형성이 우수한 냉연 초고강도 저탄소 강판 및 그 제조방법을 제공하는 것이다.

과제의 해결 수단

[0006] 상기 과제를 해결하기 위한 본 발명의 일 실시예에 따른 냉연 강판은 탄소(C): 0.15 내지 0.20중량%, 규소(Si): 1.0 내지 2.0중량%, 망간(Mn): 1.5 내지 3.0중량%, 인(P): 0 초과 0.02중량% 이하, 황(S): 0 초과 0.003중량% 이하, 알루미늄(Al): 0.01 내지 0.3중량%, 질소(N): 0 초과 0.01중량% 이하, 티타늄(Ti): 48/14*[N] 내지 0.1 중량%(상기 [N]은 질소의 중량%값) 및 나머지 철(Fe)과 기타 불가피한 불순물로 이루어지며, 최종 미세조직은 페라이트, 침상형 잔류 오스테나이트, 마르텐사이트/오스테나이트의 복합 조직 및 괴상형 마르텐사이트로 이루어지되, 상기 페라이트의 면적분율은 30 내지 60%, 상기 침상형 잔류 오스테나이트의 면적분율은 5 내지 12%, 상기 마르텐사이트/오스테나이트의 복합 조직의 면적분율은 25 내지 50%, 상기 괴상형 마르텐사이트의 면적분율은 5 내지 12%이고, 잔류 오스테나이트 내 탄소 농화량 1.1중량% 이상이다.

[0007] 상기 냉연 강판에서, 상기 페라이트는 폴리고날 페라이트와 침상형 페라이트로 이루어지되, 상기 페라이트 중에서 상기 침상형 페라이트의 면적분율은 40% 이상일 수 있다.

[0008] 상기 냉연 강판은 인장강도(TS): 980 내지 1180MPa이며, 연신율(E1): 23 내지 25%일 수 있다.

[0009] 상기 과제를 해결하기 위한 본 발명의 일 실시예에 따른 냉연 강판의 제조방법은 (a) 탄소(C): 0.15 내지 0.20 중량%, 규소(Si): 1.0 내지 2.0중량%, 망간(Mn): 1.5 내지 3.0중량%, 인(P): 0 초과 0.02중량% 이하, 황(S): 0 초과 0.003중량% 이하, 알루미늄(Al): 0.01 내지 0.3중량%, 질소(N): 0 초과 0.01중량% 이하, 티타늄(Ti): 48/14*[N] 내지 0.1중량%(상기 [N]은 질소의 중량%값) 및 나머지 철(Fe)과 기타 불가피한 불순물로 이루어진 강재를 재가열하는 단계; (b) 상기 재가열된 강재를 열간 압연하는 단계; (c) 상기 열간 압연된 강재에 대하여 냉간 압연하는 단계; (d) 상기 냉간 압연된 강재에 대하여 (Ac1 + 30℃) 이상 (Ac3 - 30℃) 이하의 제 1 소둔온도에서 유지한 후 340℃ 이하의 냉각중점온도까지 냉각하는 공정을 포함하는 제 1 소둔 열처리 단계; 및 (e) 상기 강재에 대하여 Ac1 이상 (Ac3 - 30℃) 이하의 제 2 소둔온도에서 유지한 후 마르텐사이트 변태개시온도(Ms) 이상 (베이나이트 변태개시온도(Bs) - 15℃) 이하의 냉각중점온도까지 냉각한 후 과시효하는 공정을 포함하는 제 2 소둔 열처리 단계;를 순차적으로 포함하되, 상기 제 2 소둔온도는 상기 제 1 소둔온도보다 낮은 것을 특징으로 한다.

[0010] 상기 냉연 강판의 제조방법에서, 상기 (a) 단계는 상기 강재를 1180 내지 1300℃에서 재가열하는 단계를 포함하고, 상기 (b) 단계는 마무리 압연 온도가 850 내지 950℃, 권취온도가 450 내지 650℃인 조건으로 열간 압연하는 단계를 포함하고, 상기 (c) 단계는 40 내지 70%의 압하율로 냉간 압연하는 단계를 포함할 수 있다.

[0011] 상기 냉연 강판의 제조방법에서, 상기 (d) 단계는 상기 냉간 압연된 강재에 대하여 상기 제 1 소둔온도에서 30 내지 120초 동안 유지한 후 15℃/s 이상의 냉각속도로 340℃ 이하의 냉각중점온도까지 냉각하는 공정을 포함할 수 있다.

[0012] 상기 냉연 강판의 제조방법에서, 상기 (d) 단계를 수행한 후 상기 강재의 미세조직에서 페라이트의 면적분율은 30 내지 50%일 수 있다.

[0013] 상기 냉연 강관의 제조방법에서, 상기 (e) 단계는 상기 강재에 대하여 상기 제 2 소둔온도에서에서 30 내지 120 초 동안 유지한 후 15℃/s 이상의 냉각속도로 마르텐사이트 변태개시온도(Ms) 이상 (베이나이트 변태개시온도(Bs) - 15℃) 이하의 냉각중점온도까지 냉각한 후 30 ~ 300초동안 과시효하는 공정을 포함할 수 있다.

[0014] 상기 냉연 강관의 제조방법에서, 상기 (e) 단계를 수행한 후 상기 강재의 미세조직은 페라이트, 침상형 잔류 오스테나이트, 마르텐사이트/오스테나이트의 복합 조직 및 괴상형 마르텐사이트로 이루어지며, 상기 페라이트의 면적분율은 30 내지 60%, 상기 침상형 잔류 오스테나이트의 면적분율은 5 내지 12%, 상기 마르텐사이트/오스테나이트의 복합 조직의 면적분율은 25 내지 50%, 상기 괴상형 마르텐사이트의 면적분율은 5 내지 12%일 수 있다.

발명의 효과

[0015] 본 발명의 실시예에 따르면, 성형성이 우수한 냉연 초고강도 저탄소 강관 및 그 제조방법을 구현할 수 있다. 구체적으로, 0.2중량% 이하의 탄소를 함유한 저탄소 강종으로 설계하여 우수한 용접성을 확보할 수 있으며, 열처리 과정 중 여러 단계의 합금 원소 재분배 단계를 거쳐 충분한 양의 탄소와 망간을 오스테나이트에 농화시켜 우수한 강도와 연신율의 밸런스를 구현할 수 있으며, 980MPa 이상의 인장 강도, 23% 이상의 연신율을 확보하는 가공성이 우수한 냉연 초고강도 강을 구현할 수 있다.

[0016] 물론 이러한 효과에 의해 본 발명의 범위가 한정되는 것은 아니다.

도면의 간단한 설명

[0017] 도 1은 본 발명의 일 실시예에 따르는 냉연 강관의 제조방법을 개략적으로 나타내는 순서도이다.
 도 2는 본 발명의 일 실시예에 따른 냉연 강관의 제조방법에서 (a) 제 1 소둔 열처리 공정 및 (b) 제 2 소둔 열처리 공정의 개요를 도해하는 도면이다.
 도 3은 실험예 중 실시예1에서 제 1 소둔 열처리 이후의 미세조직을 촬영한 사진이다.
 도 4는 실험예 중 실시예1에서 제 2 소둔 열처리 이후의 미세조직을 촬영한 사진이다.
 도 5는 실험예 중 비교예6에서 제 1 소둔 열처리 이후의 미세조직을 촬영한 사진이고, 도 6은 실험예 중 비교예 7에서 최종 미세조직을 촬영한 사진이고, 도 7은 실험예 중 비교예8에서 최종 미세조직을 촬영한 사진이고, 도 8은 실험예 중 비교예9에서 최종 미세조직을 촬영한 사진이고, 도 9는 제 2 소둔 열처리 후 과시효 후 (a) 침상형 형상과 (b) 괴상형 형상 조직을 촬영한 사진이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0018] 본 발명의 일 실시예에 따른 냉연 강관 및 그 제조방법을 상세하게 설명한다. 후술되는 용어들은 본 발명에서의 기능을 고려하여 적절하게 선택된 용어들로서, 이러한 용어들에 대한 정의는 본 명세서 전반에 걸친 내용을 토대로 내려져야 할 것이다. 이하에서는 형성이 우수한 냉연 초고강도 저탄소 강관 및 그 제조방법의 구체적인 내용을 제공하고자 한다.

[0019] 한국특허출원번호 2018-0033119호는 강의 소둔 이후 급랭과 파티셔닝 열처리를 통해 템퍼드 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트를 포함하는 강(Quenching and Partitioning, Q&P)의 제조방법을 제시하고 있다. Q&P 강은 0.2 중량% 탄소강에서도 인장 강도 980MPa 이상, 연신율 21% 이상의 물성을 얻을 수 있다는 장점이 있으나 공정 온도에 대한 윈도우(window)가 좁아 연성 편차가 크므로 본 발명에서 목표로 하는 고연신율을 안정적으로 확보하기 어렵다.

[0020] 한국특허공개번호 2017-0113858호는 래스 형상의 페라이트와 잔류 오스테나이트를 확보하여 강의 연성을 증가시키기 위한 최종 소둔 전 미세조직(전 조직)을 확보하는 방법으로 2회 소둔 열처리를 공정을 제시하고 있다. 하지만 1차 소둔 이후 체적 분율 90% 이상의 저온 조직을 확보하기 위해 단상역 소둔을 실시해 탄소 함량이 낮은 강에서는 980MPa 이상의 인장 강도를 안정적으로 확보할 수 없고, 고온 소둔이 수반 되므로 로의 수명 단축이 우려된다.

[0021] 본 발명에서는 자동차용 부품에 적용 가능한 인장강도 980MPa 이상, 연신율 23% 이상을 가지는 연신율이 우수한 냉연 초고강도 강관과 그 제조방법을 개시한다. 냉연 강관의 미세조직은 면적 분율 20% 이상 50% 이하의 폴리곤 날 페라이트, 40% 이상의 침상형 페라이트, 5%이상 및 12% 이하의 침상형 잔류 오스테나이트, 5% 이상의 마르텐사이트/오스테나이트 복합 조직 및 잔부 베이나이트로 구성되며, 목표한 항복강도와 인장강도, 연신율을 확보하

기 위한 합금량 및 그에 적합한 열처리 조건을 개시한다.

[0022] **강판**

[0023] 본 발명의 일 실시예에 따른 냉연 강판은 탄소(C): 0.15 내지 0.20중량%, 규소(Si): 1.0 내지 2.0중량%, 망간(Mn): 1.5 내지 3.0중량%, 인(P): 0 초과 0.02중량% 이하, 황(S): 0 초과 0.003중량% 이하, 알루미늄(Al): 0.01 내지 0.3중량%, 질소(N): 0 초과 0.01중량% 이하, 티타늄(Ti): $48/14 * [N]$ 내지 0.1중량%(상기 [N]은 질소의 중량%값) 및 나머지 철(Fe)과 기타 불가피한 불순물로 이루어진다.

[0024] 이하에서는, 상기 냉연 강판에 포함되는 각 성분의 역할 및 함량에 대하여 설명한다.

[0025] **탄소(C)**

[0026] 탄소(C)는 강의 강도를 확보하기 위하여 첨가하며, 마르텐사이트 조직에서 탄소 함량이 증가할수록 강도가 증가한다. 나아가, 철 등의 원소와 화합하여 탄화물을 형성하여 강도와 경도를 향상시킨다. 탄소(C)는 본 발명의 일 실시예에 따른 냉연 강판에서 전체 중량의 0.15 내지 0.20중량%의 함량비로 첨가될 수 있다. 탄소의 함량이 전체 중량의 0.15중량% 미만일 경우에는 상술한 효과를 구현할 수 없으며 충분한 강도를 확보하지 못하는 문제점이 나타난다. 반대로, 탄소의 함량이 전체 중량의 0.20중량%를 초과할 경우에는 용접성 및 가공성이 저하되는 문제점이 나타난다.

[0027] **규소(Si)**

[0028] 규소(Si)는 페라이트 고용강화 효과로 강도 상승 및 탄화물 형성 억제를 위하여 첨가되는 원소이다. 또한, 규소는 페라이트 안정화 원소로 잘 알려져 있어 냉각 중 페라이트 분율을 높여 연성을 증가시킬 수 있다. 또한, 오스테나이트 탄소 농화로 마르텐사이트 형성을 촉진하여 강도를 확보할 수 있는 원소로 알려져 있다. 한편, 규소는 알루미늄과 함께 제강 공정에서 강 중의 산소를 제거하기 위한 탈산제로 첨가되며, 고용강화 효과도 가질 수 있다. 상기 규소는 본 발명의 일 실시예에 따른 냉연 강판에서 전체 중량의 1.0 내지 2.0중량%의 함량비로 첨가될 수 있다. 규소의 함량이 전체 중량의 1.0중량% 미만일 경우에는 연성을 확보할 수 없으며 상술한 규소 첨가 효과를 제대로 발휘할 수 없다. 반대로, 규소의 함량이 전체 중량의 2.0중량%를 초과하여 다량 첨가 시 제조과정에서 Mn_2SiO_4 등 산화물을 형성하여 도금성이 저해되고, 탄소당량을 높여 용접성을 저하시킬 수 있으며, 재가열 및 열간압연 시에 붉은 스케일(red scale)을 생성시킴으로써 표면품질에 문제를 줄 수 있으며, 인성 및 소성 가공성이 저하되는 문제가 있다.

[0029] **망간(Mn)**

[0030] 망간(Mn)은 소입성을 증대시켜 강도 향상에 기여하며, 저온 변태상의 형성을 용이하게 하며 고용강화로 강도를 상승시키는 효과를 제공하는 원소이다. 망간은 본 발명의 일 실시예에 따른 냉연 강판에서 전체 중량의 1.5 내지 3.0중량%의 함량비로 첨가될 수 있다. 망간의 함량이 1.5중량% 보다 작을 경우, 상술한 강도 확보의 효과를 충분히 발휘할 수 없다. 또한, 망간의 함량이 3.0중량%를 초과하는 경우, MnS 등 개재물의 형성이나 편석으로 인한 가공성 저하와 지연파괴 저항성이 저하가 발생하고 탄소당량을 높여 용접성을 저하시킬 수 있다.

[0031] **인(P)**

[0032] 인(P)은 고용강화에 의해 강도의 강도를 높이며, 탄화물의 형성을 억제하는 기능을 수행할 수 있다. 상기 인은 본 발명의 일 실시예에 따른 냉연 강판에서 전체 중량의 0 초과 0.02중량% 이하의 함량비로 첨가될 수 있다. 인의 함량이 0.02중량%를 초과하는 경우에는 용접부가 취화되며 저온취성이 유발되며 프레스 성형성이 저하되고 충격저항을 저하시키는 문제가 발생할 수 있다.

[0033] **황(S)**

[0034] 황(S)은 망간, 티타늄 등과 결합하여 강의 피삭성을 개선시키며 미세 MnS의 석출물을 형성하여 가공성을 향상시킬 수 있으나, 일반적으로 연성 및 용접성을 저해하는 원소이다. 상기 황은 본 발명의 일 실시예에 따른 냉연 강판에서 전체 중량의 0 초과 0.003중량% 이하의 함량비로 첨가될 수 있다. 황의 함량이 0.003중량%를 초과할 경우, FeS 개재물 또는 MnS 개재물 수가 증가하여 인성과 용접성이 저하되며 가공성이 열위되며, 연속주조 응고 중에 편석되어 고온 크랙이 발생하는 문제점이 발생할 수 있다.

[0035] **알루미늄(Al)**

[0036] 알루미늄(Al)은 탈산제로 주로 사용하는 원소로서, 페라이트 형성을 촉진하며 연신율을 향상시키며, 탄화물 형

성을 억제하고, 오스테나이트 내 탄소 농화량을 증진하여 오스테나이트를 안정화시킨다. 상기 알루미늄(Al)은 본 발명의 일 실시예에 따른 냉연 강판에서 전체 중량의 0.01 내지 0.3중량%의 함량비로 첨가되는 것이 바람직하다. 알루미늄(Al)의 함량이 0.01중량% 미만일 경우에는 상술한 알루미늄 첨가 효과를 제대로 발휘할 수 있다. 반대로, 알루미늄(Al)의 함량이 0.3중량%를 초과하여 과다 첨가될 경우에는 알루미늄 개재물이 증가하여 연주성을 저하시키며 강판의 표면에 농화되어 도금성이 저하되고 슬라브내 AlN을 형성하여 열연 크랙을 유발하는 문제점이 있다.

[0037] **질소(N)**

[0038] 질소(N)는 강판의 강도를 상승시킬 수 있는 고용강화 원소이며, 일반적으로 대기로부터 혼입되는 원소이다. 그 함량은 제강 공정의 탈가스 공정으로 제어되어야 한다. 질소의 함량이 0.01중량%를 초과하는 경우에는 용접부가 취화되며 저온취성이 유발되며 프레스 성형성이 저하되고 충격저항을 저하시키는 문제가 발생할 수 있다.

[0039] **티타늄(Ti)**

[0040] 티타늄(Ti)은 석출물 형성원소로, TiN의 석출과 결정립 미세화 효과가 있다. 특히 TiN의 석출을 통해 강 내부의 질소 함량을 낮출 수 있다. 티타늄은 48/14*[N] 내지 0.1중량%로 첨가되는 것이 바람직하며, 48/14*[N] 중량% 미만일 경우 TiC의 석출량이 적어서 Ti 첨가 효과가 불충분하고, 0.1 중량%를 초과하여 첨가될 경우 모재 내 탄소 고용도를 저감시켜 강도를 확보하기 어렵다.

[0041] 상술한 바와 같은, 합금 원소 조성을 가지는 본 발명의 일 실시예에 따른 냉연 강판은 인장강도 980MPa 이상, 연신율 23% 이상을 가지는 연신율이 우수한 냉연 초고강도 강판일 수 있다. 예를 들어, 상기 냉연 강판은 인장강도(TS): 980 내지 1180MPa이며, 연신율(E1): 23 내지 25%일 수 있다.

[0042] 상기 냉연 강판의 최종 미세조직은 최종 미세조직은 페라이트, 침상형 잔류 오스테나이트, 마르텐사이트/오스테나이트의 복합 조직 및 괴상형 마르텐사이트로 이루어지되, 상기 페라이트의 면적분율은 30 내지 60%, 상기 침상형 잔류 오스테나이트의 면적분율은 5 내지 12%, 상기 마르텐사이트/오스테나이트의 복합 조직의 면적분율은 25 내지 50%, 상기 괴상형 마르텐사이트의 면적분율은 5 내지 12%이고, 잔류 오스테나이트 내 탄소 농화량 1.1 중량% 이상이다. 상기 페라이트는 폴리고날 페라이트와 침상형 페라이트로 이루어지되, 상기 페라이트 중에서 상기 침상형 페라이트의 면적분율은 40% 이상일 수 있다.

[0043] 이하에서는 상술한 조성과 미세조직을 가지는 본 발명의 일 실시예에 따른 냉연 강판의 제조방법을 설명한다.

[0044] **강판의 제조방법**

[0045] 도 1은 본 발명의 일 실시예에 따르는 냉연 강판의 제조방법을 개략적으로 나타내는 순서도이다.

[0046] 도 1을 참조하면, 본 발명의 일 실시예에 따르는 강판의 제조방법은 (a) 탄소(C): 0.15 내지 0.20중량%, 규소(Si): 1.0 내지 2.0중량%, 망간(Mn): 1.5 내지 3.0중량%, 인(P): 0 초과 0.02중량% 이하, 황(S): 0 초과 0.003 중량% 이하, 알루미늄(Al): 0.01 내지 0.3중량%, 질소(N): 0 초과 0.01중량% 이하, 티타늄(Ti): 48/14*[N] 내지 0.1중량%(상기 [N]은 질소의 중량%값) 및 나머지 철(Fe)과 기타 불가피한 불순물로 이루어진 강재를 재가열하는 단계(S100); (b) 상기 재가열된 강재를 열간 압연하는 단계(S200); (c) 상기 열간 압연된 강재에 대하여 냉간 압연하는 단계(S300); (d) 상기 냉간 압연된 강재에 대하여 (Ac1 + 30℃) 이상 (Ac3 - 30℃) 이하의 제 1 소둔온도에서 유지한 후 340℃ 이하의 냉각중점온도까지 냉각하는 공정을 포함하는 제 1 소둔 열처리 단계(S400); 및 (e) 상기 강재에 대하여 Ac1 이상 (Ac3 - 30℃) 이하의 제 2 소둔온도에서 유지한 후 마르텐사이트 변태개시온도(Ms) 이상 (베이나이트 변태개시온도(Bs) - 15℃) 이하의 냉각중점온도까지 냉각한 후 과시효하는 공정을 포함하는 제 2 소둔 열처리 단계(S500);를 순차적으로 포함한다.

[0047] 상기 (a) 단계(S100)는 상기 조성을 가지는 슬라브 강재를 1180 내지 1300℃에서 재가열하는 단계를 포함할 수 있다. 슬라브는 제강공정을 통해 얻은 용강을 연속주조하여 반제품 형태로 제조되고, 재가열 공정을 통하여 주조 공정에서 발생한 성분 편석을 균질화하고, 열간압연 할 수 있는 상태로 만든다. 슬라브 재가열 온도(Slab Reheating Temperature, SRT)가 1180℃ 이하이면, 슬라브의 편석이 충분히 재고용 되지 못하는 문제가 있고, 1300℃를 초과하면 오스테나이트 결정립의 크기가 증가하며, 공정비용이 상승할 수 있다. 슬라브의 재가열은 1 ~ 4시간 동안 진행 될 수 있다. 재가열 시간이 1시간 미만일 경우 편석대 감소가 충분하지 않으며, 4시간을 초과하는 경우 결정립 크기가 증가하며, 공정비용이 상승할 수 있다.

[0048] 상기 (b) 단계(S200)는 상기 재가열된 슬라브를 열간 압연하는 단계이다. 열간 압연은 850 ~ 950℃의 마무리 압연온도(Finish Delivery Temperature, FDT)로 열간 압연한다. 마무리 압연온도가 850℃보다 낮아지면 압연 부

하가 급격히 증가하여 생산성이 저하되고, 950℃를 초과하는 경우 결정립의 크기가 증가하여 강도가 감소할 수 있다. 열간 압연 후에 450 ~ 650℃의 온도로 냉각한 후 권취한다. 권취온도가 450℃ 미만이면 열연 코일의 형상을 불균일하게 하고 강도가 증가하여 냉간 압연시 압연부하가 증가하고, 650℃를 초과하는 경우 표면 산화 등으로 후 공정에서 불량을 일으킬 수 있으며, 강판의 중심부와 엣지부의 냉각속도 차이에 의한 불균일 미세조직을 야기하며, 입계 내부가 산화되는 문제점이 발생할 수 있다.

- [0049] 상기 (c) 단계는 열연 코일을 산세하여 표면 스케일층을 제거하고 냉간 압연을 실시하는 단계이다. 냉간 압연시 두께 압하율은 대략 40~70%이다. 압하율이 높을수록 조직 미세화 효과로 인한 성형성 상승 효과가 있다. 냉간 압연에서 40% 미만으로 압하할 경우 균일한 미세조직을 얻기 어려우며 70%를 초과하여 설계할 경우 볼포스가 높아져 공정 부하가 높아진다.
- [0050] 냉간 압연 후에 제 1 소둔 열처리 공정 및 제 2 소둔 열처리 공정을 순차적으로 수행한다. 즉, 냉간 압연된 냉연 강판을 1차 소둔 및 2차 소둔으로 총 2회 소둔을 실시한다. 상온에서 1차 또는 2차 소둔 온도 구간까지 가열하는 승온 속도는 제한하지 않고 통상의 가열로 설비의 승온 속도를 따를 수 있다.
- [0051] 상기 (d) 단계는 상기 냉간 압연된 강재에 대하여 (Ac1 + 30℃) 이상 (Ac3 - 30℃) 이하의 제 1 소둔온도에서 유지한 후 340℃ 이하의 냉각중점온도까지 냉각하는 공정을 포함하는 제 1 소둔 열처리 단계이다.
- [0052] 상기 (d) 단계는 (Ac1 + 30℃) 이상 (Ac3 - 30℃) 이하의 제 1 소둔온도 구간에서 30 ~ 120초간 이상역 소둔 열처리하여 페라이트와 저온상의 이상(Dual-Phase) 조직을 확보하는 단계이다. 상기 제 1 소둔 열처리 공정은 제 2 소둔 열처리 공정 중 래쓰(lath) 형태의 침상형 페라이트와 오스테나이트 조직을 확보하기 위한 바람직한 전 조직을 형성시키는 공정이다. 본 명세서에서 '전 조직'이라 함은 제 1 소둔 열처리(S400)로 제조된 강재의 미세조직을 의미한다. 제 2 소둔 열처리 공정 중 저온상 조직이 오스테나이트로 역변태하며 래쓰 형태의 페라이트와 오스테나이트 미세조직이 형성되며, 여기서 저온상 조직은 마르텐사이트 혹은 베이나이트 상을 지칭한다. 이러한 래쓰 형태의 조직은 고강도와 고연성을 모두 확보할 수 있는 특징이 있다. 이상역 온도 구간에서 소둔하는 경우 탄소와 망간의 1차 재분배가 일어나 오스테나이트 영역으로 탄소와 망간이 농화되고, 오스테나이트의 상 안정도가 증가한다.
- [0053] 본 발명에서 제안하는 0.2중량% 이하의 강종에서 인장강도 980MPa 이상과 연신율 23% 이상의 인장 물성을 모두 만족하기 위해서는 종래 열처리 이상으로 탄소와 망간을 오스테나이트로 재분배시켜 마르텐사이트의 강도를 증가시켜 충분한 인장 강도를 확보하고, 잔류 오스테나이트의 상 안정도를 증가시켜 충분한 연성을 확보할 필요가 있으므로, 제 1 소둔은 이상역 온도 구간에서 행함이 바람직하다. 제 1 소둔 온도가 Ac3을 초과하는 경우 고온 소둔으로 오스테나이트 결정이 조대해지고, 탄소와 망간 함량이 낮은 오스테나이트가 다량 생성되어 최종 강의 인장 물성 확보가 어렵다. 반면, 제 1 소둔 온도가 Ac1 이상이라도 (Ac1 + 30℃) 미만인 경우 제 1 소둔 열처리 공정 이후 미세조직 내 페라이트 분율이 50%를 초과하게 되어 최종 미세조직 내에 연질의 조대한 폴리곤알 페라이트가 많아져 강의 인장 물성 확보에 어려움이 있다.
- [0054] 따라서, 바람직하게 제 1 소둔 열처리 공정 이후 미세조직은 페라이트와 저온상으로 구성된 DP(dual phase) 조직이 나타나야 하며, 더욱 바람직하게는 강도와 연성 밸런스를 위해 페라이트의 분율은 면적 분율로 30% 이상 50% 이하로 제한할 수 있다. 상술한 1차 소둔 열처리된 강판을 상온까지 냉각함에 있어 냉각 중 물성에 악영향을 끼치는 폴리곤알 페라이트의 생성을 억제하고 저온의 마르텐사이트 조직을 확보하기 위해 15℃/s 이상으로 냉각하며, 바람직하게는 25℃/s 이상으로 냉각할 수 있다.
- [0055] 한편, 본 발명의 변형된 실시예에서는, 제 1 소둔 열처리 공정 이후 미세조직이 페라이트와 저온상으로 구성된 DP(dual phase) 조직이며, 페라이트의 분율은 면적 분율로 30% 이상 50% 이하로 제한된다면, 1차 소둔의 열처리 온도는 (Ac1 + 30℃) 이상 (Ac3 - 30℃) 이하로 한정될 수 있다.
- [0056] 상기 (e) 단계는 상기 강재에 대하여 AAc1 이상 (Ac3 - 30℃) 이하의 제 2 소둔온도에서 유지한 후 마르텐사이트 변태개시온도(Ms) 이상 (베이나이트 변태개시온도(Bs) - 15℃) 이하의 냉각중점온도까지 냉각한 후 과시효하는 공정을 포함하는 제 2 소둔 열처리 단계이다.
- [0057] 상기 (e) 단계는 제 1 소둔 열처리 공정에서 생성된 마르텐사이트 조직이 역변태 되어 래쓰 형태의 페라이트와 오스테나이트가 형성되는 단계이다. 소둔 중에는 1차 저온상의 역변태와 더불어 오스테나이트로의 탄소와 망간의 재분배가 일어나므로 충분한 역변태와 합금 원소 재분배를 위해 소둔 시간은 길수록 바람직하나 소둔 시간이 지나치게 길어질 경우 생산성 저하가 우려되므로 소둔 유지 시간은 30초에서 120초 이내로 제한한다.
- [0058] 상기 2차 소둔 열처리된 강판을 마르텐사이트 변태개시온도(Ms)와 베이나이트 변태개시온도(Bs) 사이의 온도까

지 냉각하고 30 ~ 300초간 유지하여 탄소와 망간 합금 원소의 재분배를 유도해 잔류 오스테나이트의 상 안정도를 증가시키는 단계이다. 마르텐사이트 변태개시온도(Ms) 이상 (베이나이트 변태개시온도(Bs) - 15℃) 이하의 냉각중점온도까지 냉각함에 있어 그 냉각속도가 15℃/s 미만인 경우 냉각 중 폴리고날 페라이트가 생성되어 최종 강의 인장 물성 열위를 초래하므로 냉각속도는 15℃/s 이상으로 하며, 바람직하게는 25℃/s 이상이다. 냉각 중점온도가 (베이나이트 변태개시온도(Bs) - 15℃) 보다 높으면 유지 단계 중 페라이트가 또는 펄라이트가 생성되어 강도와 연신율을 감소시키는 원인이 되고, 냉각중점온도가 베이나이트 변태개시온도(Bs) 직하의 온도에서는 고온 베이나이트 생성 구간으로 베이나이트 변태와 탄소 재분배가 균형적으로 일어나지 않는다. 반대로 냉각 중점온도가 마르텐사이트 변태개시온도(Ms)보다 낮으면 냉각에 의한 프래쉬 마르텐사이트(fresh martensite)가 생성되어 강의 강도가 크게 증가하는 반면 잔류 오스테나이트가 감소해 본 발명에서 목표로 하는 23% 이상의 충분한 연신율을 확보할 수 없게 된다. 따라서, 냉각중점온도는 마르텐사이트 변태개시온도(Ms) 이상 (베이나이트 변태개시온도(Bs) - 15℃) 이하의 온도로 결정함이 바람직하다. 냉각중점온도까지 냉각한 이후 탄소와 망간의 추가적인 재분배를 위해 30 ~ 300초간 유지한 후 상온까지 냉각하며, 이때 상온까지의 냉각속도는 따로 한정하지 않으나 생산성을 위해 10℃/s 이상으로 함이 바람직하다.

[0059] 나아가, 본 발명의 냉연 강관의 제조방법에서는 상기 제 2 소둔온도는 상기 제 1 소둔온도보다 낮은 것을 특징으로 한다. 제 2 소둔온도가 제 1 소둔온도 이상으로 높으면 제 1 소둔 열처리(S400) 후 조직의 저온상 분율보다 제 2 소둔 열처리(S500)에서 생성되는 오스테나이트 분율이 높아진다. 저온상에서 역변태한 오스테나이트는 침상형 페라이트와 오스테나이트의 라멜라 구조로 나타나, 높은 소둔 온도로 인해 초과 생성되는 오스테나이트는 괴상형이 발달하고 그 결과 최종 미세조직에 괴상 마르텐사이트 분율이 증가해 강의 인장 강도가 크게 증가하는 반면 연신율은 감소한다.

[0060] 상술한 열처리 과정을 통해 최종적으로 구현된 강재의 미세조직은 페라이트, 침상형 잔류 오스테나이트, 마르텐사이트/오스테나이트의 복합 조직 및 괴상형 마르텐사이트로 이루어지되, 상기 페라이트의 면적분율은 30 내지 60%, 상기 침상형 잔류 오스테나이트의 면적분율은 5 내지 12%, 상기 마르텐사이트/오스테나이트의 복합 조직의 면적분율은 25 내지 50%, 상기 괴상형 마르텐사이트의 면적분율은 5 내지 12%일 수 있다.

[0061] 본 발명에서 기재하는 성분계 범위 내에서 상술한 열처리 과정과 그로부터 얻어진 상기 미세조직으로 구성된 강종은 인장강도(TS): 980 내지 1180MPa이며, 연신율(E1): 23 내지 25%의 성형성이 우수한 저탄소계 냉연 초고강도 강관을 구현할 수 있다.

[0062] 이하에서는 상술한 소둔 열처리 공정을 도면을 참조하여 설명하고자 한다.

[0063] 도 2는 본 발명의 일 실시예에 따른 냉연 강관의 제조방법에서 (a) 제 1 소둔 열처리 공정(S400) 및 (b) 제 2 소둔 열처리 공정(S500)의 개요를 도해하는 도면이다.

[0064] **제 1 소둔 열처리(S400)**

[0065] 도 2의 (a)를 참조하면, a-b 구간은 (Ac1 + 30℃) 이상 (Ac3 - 30℃) 이하의 제 1 소둔온도에서 유지하는 단계에 해당하며, b-c 구간은 냉각 구간 중 전반부로서 서냉 공정에 해당하며, c-d 구간은 냉각 구간 중 후반부로서 급냉 공정에 해당하며, d-e 구간은 과시효 공정에 해당한다. 본 발명의 변형된 실시예에서는, b-c 구간의 서냉 공정 및 d-e 구간은 과시효 공정을 생략할 수 있다.

[0066] 제 1 소둔 열처리 공정은 (Ac1 + 30℃) 이상 (Ac3 - 30℃) 이하의 제 1 소둔온도에서 30 ~ 120초간 유지할 수 있다. 본 실시예에서 제안하는 탄소 함량이 0.2중량% 이하인 경우 강의 인장 강도 확보를 위해서는 기존의 강종보다 합금 원소의 재분배를 증가시켜야 하므로 제 1 소둔 열처리 공정을 이상역 온도대에서 실시하여 합금 원소의 1차 재분배를 유도한다. 이때, 소둔 온도가 지나치게 낮을 경우 제 1 소둔 열처리 공정 이후 미세조직 내에 다량의 폴리고날 페라이트가 형성되어 충분한 인장 강도 확보가 어렵고, (Ac3 - 30℃)을 초과하는 경우 고온 소둔으로 결정립 조대화 및 합금원소량이 낮은(lean) 오스테나이트 분율이 많아져 목표로 하는 인장 물성을 달성하기 어렵다. 유지시간이 120초를 초과하는 경우 결정립의 크기가 조대화하고 생산성이 떨어질 수 있다. 상기 소둔된 냉연 강을 340℃ 이하의 온도로 15℃/s 이상의 냉각속도로 냉각한다. 이 때, 냉각 중점 온도가 340℃를 초과하는 경우 탄화물 석출로 인해 제 2 소둔 열처리 공정에서 래스 형태의 조직을 얻기 어렵고, 냉각속도가 15℃/s 미만인 경우 냉각 중 다량의 폴리고날 페라이트가 생성되어 인장 강도 확보에 불리하다.

[0067] b-c 구간은 소둔 열처리된 강관을 서냉하는 단계이다. 상기 소둔 열처리된 강관을 냉각함에 있어 열처리 설비에 따라 서냉각 구간을 포함할 수 있다. 서냉 구간을 포함할 경우, 서냉각 중점 온도나 냉각 속도는 따로 제한하지 않으나 냉각 중 폴리고날 페라이트가 다량 생성되지 않도록, 바람직하게는 서냉각 중점 온도는 740℃

이상, 냉각 속도는 $-5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 이상일 수 있다.

[0068] c-d 구간은 냉각 구간 중 후반부로서 급냉 공정에 해당하며, 상기 서냉 공정으로 냉각된 강관을 340°C 이하의 온도까지 냉각하는 단계이다. 상기 1차 소둔 열처리된 강관 혹은 1차 냉각된 강관을 냉각함에 있어 물성에 악영향을 끼치는 폴리고날 페라이트의 생성을 억제하고 저온상인 베이나이트 혹은 마르텐사이트를 형성시키기 위해 $-15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 이상으로 냉각하며, 바람직하게는 $25^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 이상으로 한다. 상기 냉각 속도는 하기 수학적 (1)로 표현되는 마르텐사이트 변태개시온도(M_s) 이하의 온도까지 유지하며, 그 이후 설비의 과시효 구간을 거쳐 상온까지 냉각한다. 혹은 과시효 구간을 생략하여 상온까지 바로 냉각하여도 무방하다.

[0069] 수학적 (1)

[0070]
$$M_s (^{\circ}\text{C}) = 491.1 - 302.6[\text{C}] - 14.5[\text{Si}] - 30.6[\text{Mn}] - 16.6[\text{Ni}] - 8.9[\text{Cr}] + 2.4[\text{Mo}] - 11.3[\text{Cu}] + 8.58[\text{Co}] + 7.4[\text{W}]$$

[0071] 여기에서, 상기 [C], [Si], [Mn], [Ni], [Cr], [Mo], [Cu], [Co], [W]는 강재 내 탄소, 실리콘, 망간, 니켈, 크롬, 몰리브덴, 구리, 코발트, 텅스텐의 질량%의 값이다.

[0072] **제 2 소둔 열처리(S500)**

[0073] 도 2의 (b)를 참조하면, p-q 구간은 Ac_1 이상 ($Ac_3 - 30^{\circ}\text{C}$) 이하의 제 2 소둔온도에서 유지하는 단계에 해당하며, q-r 구간은 냉각 구간 중 전반부로서 서냉 구간에 해당하며, r-s 구간은 냉각 구간 중 후반부로서 급냉 구간에 해당하며, s-t 구간은 과시효 구간에 해당한다. 한편, 도 2의 (b)에 개시된 제 2 소둔 열처리 공정에서 베이나이트 변태개시온도(B_s)와 마르텐사이트 변태개시온도(M_s) 사이의 점선 프로파일은 도금욕에서 도금 공정을 수행하는 경우에 해당한다.

[0074] 제 2 소둔 열처리 공정은 Ac_1 이상 ($Ac_3 - 30^{\circ}\text{C}$) 이하의 제 2 소둔온도에서 30 ~ 120초간 유지할 수 있다. 나아가, 상기 제 2 소둔온도는 상기 제 1 소둔온도보다 낮은 것을 특징으로 한다. Ac_1 이상 1차 소둔 온도 미만의 온도에서 30 ~ 120초간 이상역 소둔 열처리하는 단계를 수행한다. 제 1 소둔 열처리(S400)에서 생성된 저온상 조직이 역변태 되어 래스 형태의 페라이트와 오스테나이트가 형성되는 단계이다. 소둔 중에는 1차 저온상의 역변태와 더불어 오스테나이트로의 탄소(C), 망간(Mn)의 재분배가 일어나므로 충분한 역변태와 합금 원소 재분배를 위해 소둔 시간은 길수록 바람직하나 소둔 시간이 지나치게 길어질 경우 생산성 저하가 우려되므로 소둔 유지 시간은 30초에서 120초 이내로 제한한다. 제 2 소둔 열처리(S500)의 소둔 온도가 제 1 소둔 열처리(S400)의 소둔 온도 이상이면, 전 조직 내 저온상 분율보다 2차 소둔에서 생성되는 오스테나이트 분율이 더 크다. 그 결과, 저온상에서 역변태 되는 래스 형태의 오스테나이트 발달이 저해되고 초과한 분율만큼 과상형 오스테나이트가 생성된다. 이러한 과상형 오스테나이트는 래스 형태의 오스테나이트로 재분배 되는 탄소(C), 망간(Mn)을 줄여 오스테나이트의 상 안정도를 낮춘다. 이는 본 발명에서 달성코자 하는 연신을 확보를 위해 요구되는 래스 형태의 조직을 생성하는 제 1 소둔 열처리(S400)의 효과를 저해시킨다. 따라서, 제 2 소둔 열처리(S500)는 제 1 소둔 열처리(S400)보다 낮은 온도에서 시행함이 바람직하다.

[0075] 이후 $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 이상의 냉각속도로 마르텐사이트 변태개시온도(M_s) 이상 (베이나이트 변태개시온도(B_s) - 15°C) 이하의 냉각중점온도까지 냉각한 후 30 ~ 300초간 유지(과시효)함으로써 탄소(C), 망간(Mn) 합금 원소의 재분배를 유도해 잔류 오스테나이트의 상 안정도를 증가시키는 단계이다.

[0076] 베이나이트 변태개시온도(B_s)는 하기 수학적 (2)로 표현될 수 있다.

[0077] 수학적 (2)

[0078]
$$B_s (^{\circ}\text{C}) = 656 - 57.7[\text{C}] - 75[\text{Si}] - 35[\text{Mn}] - 15.3[\text{Ni}] - 34[\text{Cr}] - 41.2[\text{Mo}]$$

[0079] 여기에서, 상기 [C], [Si], [Mn], [Ni], [Cr], [Mo]는 강재 내 탄소, 실리콘, 망간, 니켈, 크롬, 몰리브덴의 질량%의 값이다.

[0080] 마르텐사이트 변태개시온도(M_s) 이상 (베이나이트 변태개시온도(B_s) - 15°C) 이하로 냉각함에 있어서, 냉각 속도가 $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 미만인 경우 냉각 중 폴리고날 페라이트가 생성되어 최종 강의 인장 물성 열위를 초래하므로 냉각 속도는 $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 이상으로 하며, 바람직하게는 $25^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 이상이다.

[0081] 냉각 중점 온도가 베이나이트 변태개시온도(B_s) 이하 (베이나이트 변태개시온도(B_s) - 15°C) 초과이면 유지 단계 중 오스테나이트가 페라이트 또는 펄라이트로 변태하여 강도와 연신율을 감소 시키는 원인이 되고, 베이나이트 변태개시온도(B_s) 직하이면 탄소 재분배가 부족해 잔류 오스테나이트의 상 안정도를 확보하기 어렵다. 반대

로 냉각 중점 온도가 마르텐사이트 변태개시온도(Ms) 미만이면, 프레스 마르텐사이트가 생성되어 강의 강도가 크게 증가하는 반면 잔류 오스테나이트가 감소해 본 발명에서 목표로 하는 23%이상의 충분한 연신율을 확보할 수 없게 된다. 또한, 유지 시간이 30초 미만인 경우 재분배 시간이 부족하여 재분배 효과가 떨어지고, 300초 초과 시 생산성이 떨어질 수 있다.

[0082] 냉각 중점 온도까지 냉각한 이후 탄소(C), 망간(Mn)의 재분배를 위해 30 ~ 300초간 과시효 후 상온까지 냉각한다. 과시효 중 온도는 냉각 중점 온도로 등온 유지할 필요는 없으며, 필요에 따라 냉각할 수 있으나 프레스 마르텐사이트 생성을 방지하기 위해 그 온도는 Ms 이상이어야 한다. 또한, 상온까지의 냉각 속도는 따로 한정하지 않으나 생산성을 위해 10℃/s 이상으로 함이 바람직하다. 과시효 중 탄소(C), 망간(Mn)의 재분배 효과는 오스테나이트 형상에 따라 다르며, 과상형 보다 침상형 형상에서 더 크다. 침상형 형상에서 탄소(C), 망간(Mn)의 확산 거리가 더 짧아 동일한 시간 동안 확산이 더 수월하게 일어나기 때문이며, 도 9 및 표 1와 같이 과시효 후 침상형 형상과 과상형 상 조직에 탄소(C), 망간(Mn)의 함량을 분석한 결과 침상형 형상에서 더 많은 탄소(C), 망간(Mn) 농화가 일어남을 확인할 수 있다. 그 결과 최종 냉각 이후 미세조직에서 침상형 형태의 오스테나이트는 마르텐사이트/오스테나이트의 복합 조직, 과상형 오스테나이트는 과상형 마르텐사이트로 남게 된다.

표 1

[0083]

중량%	침상형	과상형
탄소(C)	0.6±0.05	0.3±0.05
망간(Mn)	3.5±0.5	2.25±0.25

[0084] 상술한 본 발명의 기술적 사상에 따른 냉연 강판 및 그 제조방법에 의하면, 0.2중량% 이하의 탄소를 함유한 저탄소 강종으로 설계하여 우수한 용접성을 확보할 수 있으며, 열처리 과정 중 여러 단계의 합금 원소 재분배 단계를 거쳐 충분한 양의 탄소(C), 망간(Mn)을 오스테나이트에 농화시켜 우수한 강도와 연신율의 밸런스를 구현할 수 있으며, 980MPa 이상의 인장 강도, 23% 이상의 연신율을 확보하는 가공성이 우수한 냉연 초고강도 강재를 제공할 수 있다.

[0085] **실험예**

[0086] 이하 본 발명의 이해를 돕기 위해 바람직한 실험예를 제시한다. 다만, 하기의 실험예는 본 발명의 이해를 돕기 위한 것일 뿐, 본 발명이 하기의 실험예에 의해 한정되는 것은 아니다.

[0087] **1. 시편 제작**

[0088] 본 실험예에서는 표 2의 합금 원소 조성(단위: 중량%)을 가지는 시편들을 제공한다.

표 2

[0089]

C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N	Fe
0.18	1.70	2.30	0.01	0.001	0.03	0.015	0.003	Bal.

[0090] 표 2의 성분계는 본 발명의 일 실시예에 따른 냉연 강판의 조성인 탄소(C): 0.15 내지 0.20중량%, 규소(Si): 1.0 내지 2.0중량%, 망간(Mn): 1.5 내지 3.0중량%, 인(P): 0 초과 0.02중량% 이하, 황(S): 0 초과 0.003중량% 이하, 알루미늄(Al): 0.01 내지 0.3중량%, 질소(N): 0 초과 0.01중량% 이하, 티타늄(Ti): 48/14*[N] 내지 0.1중량%(상기 [N]은 질소의 중량%값) 및 나머지 철(Fe)의 조성을 만족한다.

[0091] 표 2의 성분에 의하면, 베이나이트 변태개시온도(Bs)는 437.6℃이며, 마르텐사이트 변태개시온도(Ms)는 341.6℃로 산출된다. 상기 온도는 하기의 관계식에 의하여 산출된다.

[0092]
$$Bs(℃) = 656 - 57.7[C] - 75[Si] - 35[Mn] - 15.3[Ni] - 34[Cr] - 41.2[Mo]$$

[0093]
$$Ms(℃) = 491.1 - 302.6[C] - 14.5[Si] - 30.6[Mn] - 16.6[Ni] - 8.9[Cr] + 2.4[Mo] - 11.3[Cu] + 8.58[Co] + 7.4[W]$$

[0094] 한편, 표 2의 성분에 의하면, Ac1 온도는 754℃이며, Ac3 온도는 900℃이다.

[0095] 본 발명의 실험예에서, 상기 조성을 가지는 강재는 1250℃에서 4시간 동안 재가열한 뒤 마무리압연온도(FDT)가 850℃인 조건에서 3.5mm 두께로 열간압연한 후 권취온도 600℃에서 권취하였다. 이후 산세를 통하여 표층 산화

스케일을 제거하고 1.2mm 두께로 냉간압연하였다. 이후 냉간 압연된 강판을 도 2에 개시된 구성에 따라 2회 연속 열처리를 실시하였다.

[0096] **2. 공정조건 및 물성평가**

[0097] 표 3은 본 발명의 실험예에서 적용한 1차 소둔 열처리 및 2차 소둔 열처리의 공정 조건을 나타낸 것이다.

표 3

[0098]

	A. 1차 소 둔 온도	B. 1차 소둔 시 간	C. 서냉각 종료 온 도	D. 급냉각 종 료 온도	E. 과시효 시 간	F. 2차소 둔 온 도	G. 2차소 둔 시 간	H. 급냉각종 료 온도	I. 과시효 종 료 온도	J. 과시효 시 간
실시예1	850	60	800	340	180	830	60	400	360	180
실시예2	850	60	800	340	180	840	120	400	360	300
실시예3	860	60	800	340	180	830	60	400	360	180
실시예4	850	60	-	25	-	830	60	400	360	180
비교예1	850	60	800	340	180	830	60	<u>440</u>	400	180
비교예2	850	60	800	340	180	850	60	<u>440</u>	400	180
비교예3	850	60	800	340	180	850	60	400	360	<u>25</u>
비교예4	850	60	800	340	180	850	60	<u>320</u>	280	180
비교예5	<u>890</u>	60	800	340	180	830	60	400	360	180
비교예6	<u>910</u>	60	800	340	180	830	60	<u>440</u>	400	180
비교예7	<u>910</u>	60	800	340	180	830	60	400	360	180
비교예8	850	60	800	340	180	<u>870</u>	60	400	360	180
비교예9	-	-	-	-	-	850	60	400	360	180

[0099] 표 3에서 A 항목은 1차 소둔 열처리 공정(S400)의 소둔 온도로서 도 2의 (a)에서 a-b 구간의 소둔 온도에 해당하며, B 항목은 1차 소둔 열처리 공정(S400)의 소둔 시간으로서 도 2의 (a)에서 a-b 구간의 공정 시간에 해당하며, C 항목은 1차 소둔 열처리 공정(S400)의 서냉각 종료 온도로서 도 2의 (a)에서 b-c 구간의 서냉 공정의 종료 온도인 c 지점의 온도에 해당하며, D 항목은 1차 소둔 열처리 공정(S400)의 급냉각 종료 온도로서 도 2의 (a)에서 c-d 구간의 급냉 공정의 종료 온도인 d 지점의 온도에 해당하며, E 항목은 1차 소둔 열처리 공정(S400)의 과시효 시간으로서 도 2의 (a)에서 d-e 구간의 과시효 공정의 공정 시간에 해당한다.

[0100] 또한, 표 3에서 F 항목은 2차 소둔 열처리 공정(S500)의 소둔 온도로서 도 2의 (b)에서 p-q 구간의 소둔 온도에 해당하며, G 항목은 2차 소둔 열처리 공정(S500)의 소둔 시간으로서 도 2의 (b)에서 p-q 구간의 공정 시간에 해당하며, H 항목은 2차 소둔 열처리 공정(S500)의 급냉각 종료 온도로서 도 2의 (b)에서 r-s 구간의 급냉 공정의 종료 온도인 s 지점의 온도에 해당하며, I 항목은 2차 소둔 열처리 공정(S500)의 과시효 종료 온도로서 도 2의 (b)에서 s-t 구간의 과시효 공정의 종료 온도인 t 지점의 온도에 해당하며, J 항목은 2차 소둔 열처리 공정(S500)의 과시효 시간으로서 도 2의 (b)에서 s-t 구간의 과시효 공정의 공정 시간에 해당한다.

표 4

[0101]

	A. 페라이트	B. 저온상	C. 페라이트	D. PF	E. Lath F	F. RA	G. M/A	H. 괴상M	I. C in RA
실시예1	43	57	53	18	35	8.9	33	5.1	1.12
실시예2	45	55	43	13	30	9.0	38	10.0	1.15
실시예3	30	70	55	17	38	9.4	30	5.6	1.21
실시예4	37	63	56	19	37	8.3	26	9.7	1.18
비교예1	45	55	55	18	37	4.0	29	12.0	1.03
비교예2	45	55	41	10	31	4.3	41	13.7	1.07
비교예3	45	55	44	11	33	4.0	39	13.0	0.94
비교예4	45	55	45	11	34	3.1	35	16.9	1.15
비교예5	<u>6</u>	94	44	7	37	12.5	42	<u>1.5</u>	1.00
비교예6	<u>0</u>	100	42	4	38	13.7	35	9.3	1.00
비교예7	<u>0</u>	100	42	4	38	15.6	40	<u>2.4</u>	1.07

비교예8	45	55	40	5	35	4.0	36	20.0	1.02
비교예9	-	-	55	39	16	3.0	24	18.0	1.17

[0102] 표 4는 본 발명의 실험예에서 미세조직의 면적분율(단위: %) 및 잔류 오스테나이트 내 탄소 농화량(단위: 중량 %)을 나타낸 것이다. 미세조직은 주사전자현미경(Scanning Electron Microscope, SEM)을 이용해 분석하였고, 잔류 오스테나이트 분율 및 잔류 오스테나이트 내 탄소 함량을 분석하기 위해 XRD 분석법을 이용하였다.

[0103] 표 4에서 A 항목은 1차 소둔 열처리 후 구현된 페라이트 상의 면적분율이며, B 항목은 1차 소둔 열처리 후 구현된 저온상의 면적분율이며, C 항목은 2차 소둔 열처리 후 구현된 페라이트 상의 면적분율이며, D 항목은 2차 소둔 열처리 후 구현된 페라이트 중 폴리고날 페라이트 상의 면적분율이며, E 항목은 2차 소둔 열처리 후 구현된 페라이트 중 침상형 페라이트 상의 면적분율이며, F 항목은 2차 소둔 열처리 후 구현된 침상형 잔류 오스테나이트 상의 면적분율이며, G 항목은 2차 소둔 열처리 후 구현된 마르텐사이트/오스테나이트의 복합 조직 상의 면적분율이며, H 항목은 2차 소둔 열처리 후 구현된 괴상형 마르텐사이트 상의 면적분율이며, I 항목은 2차 소둔 열처리 후 구현된 잔류 오스테나이트 내 탄소 농화량이다.

[0104] 표 5는 본 발명의 실험예에서 인장 물성을 나타낸 것이다. 인장 물성은 Zwick/Roell Corp Z100을 이용해 KS 5호 규격에 따라 인장 시험을 진행하여 평가하였다.

[0105] 표 5에서 TS 항목은 인장강도(단위: MPa)를 나타내고, T.EI 항목은 연신율(단위: %)을 나타내고, TS X T.EI 항목은 인장강도와 연신율의 곱(단위: MPa %)을 나타낸 것이다.

표 5

	TS	T.EI	TS X T.EI
실시예1	985	24.3	23,936
실시예2	1011	23.4	23,657
실시예3	990	23.7	23,463
실시예4	1029	23.8	24,490
비교예1	1053	18.6	19,586
비교예2	1090	18.1	19,729
비교예3	1106	17.7	19,576
비교예4	1158	14.6	16,907
비교예5	968	23.8	23,038
비교예6	1022	20.8	21,258
비교예7	946	25.1	23,745
비교예8	1142	16.7	19,071
비교예9	1164	15.8	18,391

[0107] 표 2 내지 표 5를 함께 참조하면, 실시예1, 실시예2, 실시예3, 실시예4는 본 발명에서 제안하는 제 1 소둔 열처리(S400)와 제 2 소둔 열처리(S500)를 적절히 실시함으로써 본 발명에서 달성코자 하는 인장 강도 980MPa 이상(예를 들어, 980 내지 1180MPa), 연신율 23% 이상(예를 들어, 23 내지 25%), TS x EI 22,000MPa% 이상의 인장 물성을 만족하고 있다.

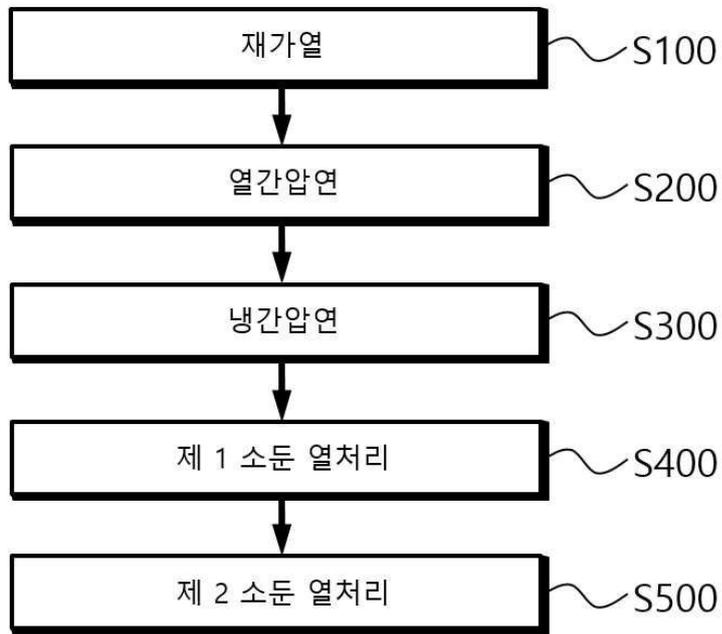
[0108] 도 3을 참조하면, 실시예1의 제 1 소둔 열처리(S400) 이후의 조직, 즉 전 조직으로 면적분율로써 43%의 페라이트와 57%의 저온상으로 구성되어 본 발명의 조건(페라이트의 면적분율: 30 내지 50%)을 만족하고 있다. 실시예1의 제 2 소둔 열처리(S500) 이후의 미세조직은 도 4와 같으며, 페라이트, 침상형 잔류 오스테나이트, 마르텐사이트/오스테나이트의 복합 조직 및 괴상형 마르텐사이트가 본 발명의 목표하는 분율로 구성되어 있음을 확인할 수 있다.

[0109] 비교예1, 비교예2, 비교예3, 비교예4는 850℃의 이상역 온도에서 제 1 소둔 열처리(S400)를 실시하여 제 1 소둔 열처리 이후 미세조직 내에 45%의 충분한 양의 페라이트를 확보하였으나, 제 2 소둔 열처리(S500)에서 합금 원소의 재분배가 원활히 이루어지지 않아 잔류 오스테나이트 분율과 상 안정도를 충분히 확보하지 못했기 때문에 인장 강도는 1000MPa 이상으로 충분히 높으나 연신율이 본 발명에서 달성코자 하는 23%에 크게 미치지 못하였다.

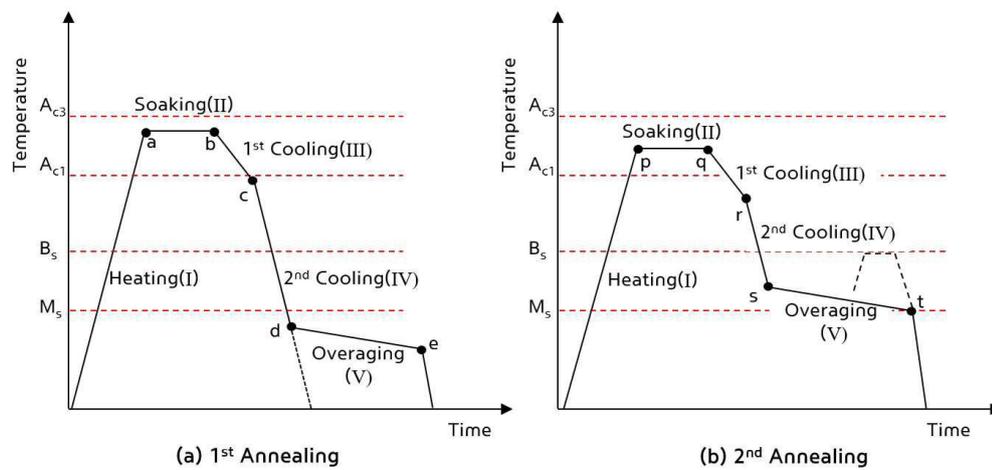
- [0110] 구체적으로 비교예1, 비교예2는 제 2 소둔 열처리(S500)에서 냉각 종점 온도가 베이나이트 변태개시온도(Bs) 이상으로 냉각 종점 이후 유지 시간 동안 탄소(C), 망간(Mn)의 재분배가 효과적이지 않으므로 연신율이 목표치(23% 이상)에 미달하였다.
- [0111] 비교예3은 실시예1, 실시예2, 실시예과 마찬가지로 마르텐사이트 변태개시온도(Ms) 이상 (베이나이트 변태개시온도(Bs) - 15℃) 이하의 적절한 온도로 냉각이 종료되었으나 유지 시간(과시효 시간)이 30초 미만으로 짧아 충분한 양의 재분배가 이루어지지 않아 연신율이 목표치(23% 이상)에 미달하였다. 실시예2는 비교예3보다 제 2 소둔 열처리(S500)에서 유지 시간을 증가시킨 것으로, 탄소(C), 망간(Mn)의 재분배가 충분히 이루어져 연신율이 크게 증가하여, 연신율을 증가시키기 위해서는 충분한 유지 시간이 필요함을 알 수 있다.
- [0112] 비교예4는 제 2 소둔 열처리(S500)에서 냉각 종료 온도가 마르텐사이트 변태개시온도(Ms) 미만으로 냉각 종료 시점에서 마르텐사이트가 형성되어 오스테나이트 분율이 줄어들고, 낮은 온도로 인해 탄소(C), 망간(Mn)의 재분배가 효과적이지 않아 연신율이 목표치(23% 이상)에 미달하였다.
- [0113] 비교예5, 비교예6, 비교예7은 제 1 소둔 열처리(S400)에서 소둔 온도가 높아 제 1 소둔 열처리 이후 미세조직 내에 페라이트 분율이 각각 6%와 0%으로 본 발명에서 제안하는 범위(30 내지 50%)에 미치지 못한다.
- [0114] 비교예6의 제 1 소둔 열처리(S400) 이후 전 조직을 나타낸 도 5를 참조하면, 단상역 소둔을 하여 제 1 소둔 열처리(S400) 후 전 조직이 모두 저온상으로 구성되어 있음을 확인할 수 있다. 이처럼 제 1 소둔 열처리(S400)의 소둔 온도가 증가할수록 전 조직 내 페라이트 분율이 감소하고 저온상 분율이 증가하면서 제 2 소둔 열처리(S500) 이후 최종 미세조직에서 폴리고날 페라이트가 줄어들고 침상 페라이트와 잔류 오스테나이트 분율은 증가하고, 괴상형 마르텐사이트의 분율은 감소한다.
- [0115] 비교예7의 최종 미세조직을 나타낸 도 6을 참조하면, 미세조직이 전반적으로 침상형 페라이트, 마르텐사이트/오스테나이트의 복합 조직, 잔류 오스테나이트로 구성되며, 강도 증가에 기여하는 괴상형 마르텐사이트가 매우 적어 비교예5와 비교예7에서 연신율은 본 발명의 목표치(23% 이상)를 만족하나 인장 강도는 만족하지 못하고 있다.
- [0116] 비교예6은 제 2 소둔 열처리(S500)에서 냉각 종료 온도를 베이나이트 변태개시온도(Bs)를 초과하는 440℃으로 하여 냉각 종료 이후 탄소(C), 망간(Mn)의 재분배를 줄여 인장 강도를 1022MPa 이상으로 충분히 확보하였으나 재분배가 부족하여 연신율이 목표치(23% 이상)에 미달하였다.
- [0117] 비교예8은 제 2 소둔 열처리(S500)의 소둔 온도(제 2 소둔 온도)가 제 1 소둔 열처리(S400)의 소둔 온도(제 1 소둔 온도)보다 높아 본 발명에서 제안하는 열처리 방법에 어긋난다. 제 2 소둔 온도가 제 1 소둔 온도 이상이면 제 1 소둔 열처리(S400) 후 조직의 저온상 분율보다 제 2 소둔 열처리(S500)에서 생성되는 오스테나이트 분율이 높아진다. 저온상에서 역변태한 오스테나이트는 침상형의 페라이트와 오스테나이트의 라멜라 구조로 나타나, 높은 소둔 온도로 인해 초과 생성되는 오스테나이트는 괴상형이 발달하고 그 결과 최종 미세조직에 괴상 마르텐사이트 분율이 증가해 강의 인장 강도가 크게 증가하는 반면 연신율은 감소한다(도 7 참조).
- [0118] 비교예9는 종래의 1회 소둔 열처리만을 시행한 것으로 도 8과 같이 괴상형 베이나이트와 마르텐사이트, 페라이트로 구성된 미세조직이 나타난다. 높은 괴상형 마르텐사이트 분율과 낮은 마르텐사이트/오스테나이트의 복합 조직 및 잔류 오스테나이트 분율로 인해 높은 인장 강도와 낮은 연신율을 보인다.
- [0119] 지금까지 설명한 실험예에 의하면, 제 1 소둔 열처리(S400)에서 페라이트와 저온상으로 구성된 이상 조직을 확보하지 않거나 제 2 소둔 열처리(S500)에서 침상형 페라이트와 오스테나이트를 적절히 확보하지 않으면 본 발명에서 목표로 하는 인장 강도와 연신율이 균형을 이룬 물성을 확보하기 어려운 것으로 확인되었다.
- [0120] 이상에서는 본 발명의 실시예를 중심으로 설명하였지만, 당업자의 수준에서 다양한 변경이나 변형을 가할 수 있다. 이러한 변경과 변형이 본 발명의 범위를 벗어나지 않는 한 본 발명에 속한다고 할 수 있다. 따라서 본 발명의 권리범위는 이하에 기재되는 청구범위에 의해 판단되어야 할 것이다.

도면

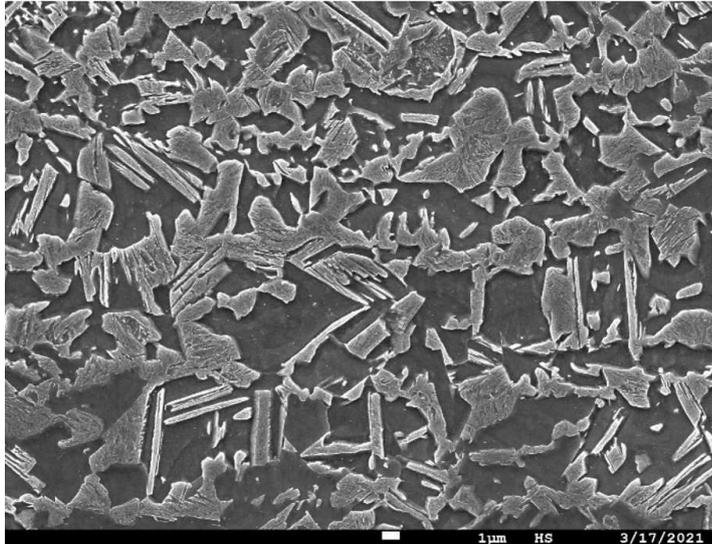
도면1



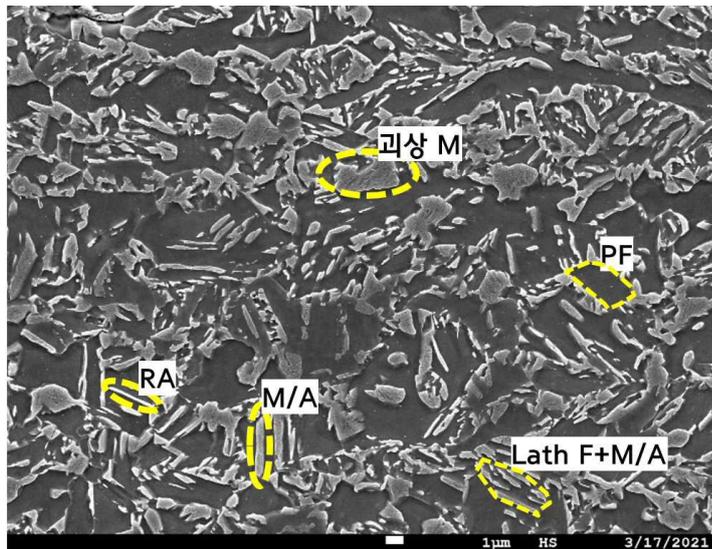
도면2



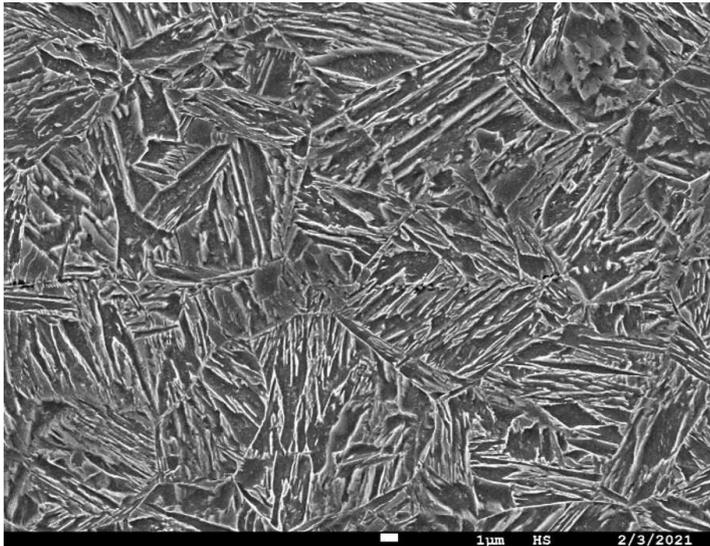
도면3



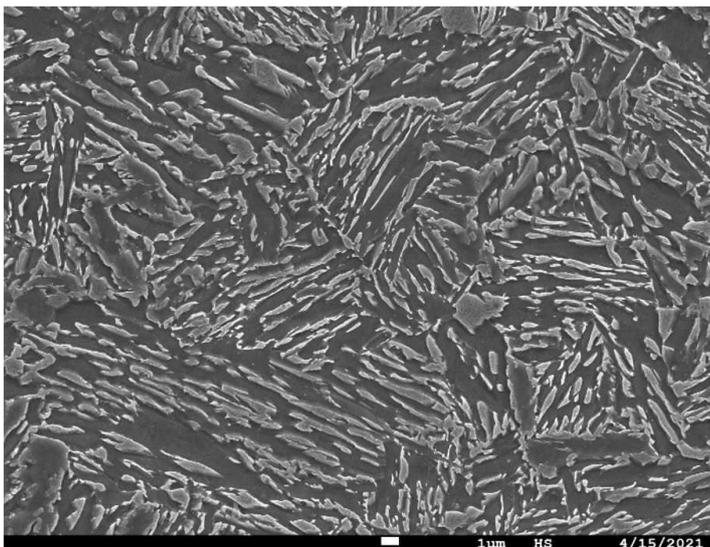
도면4



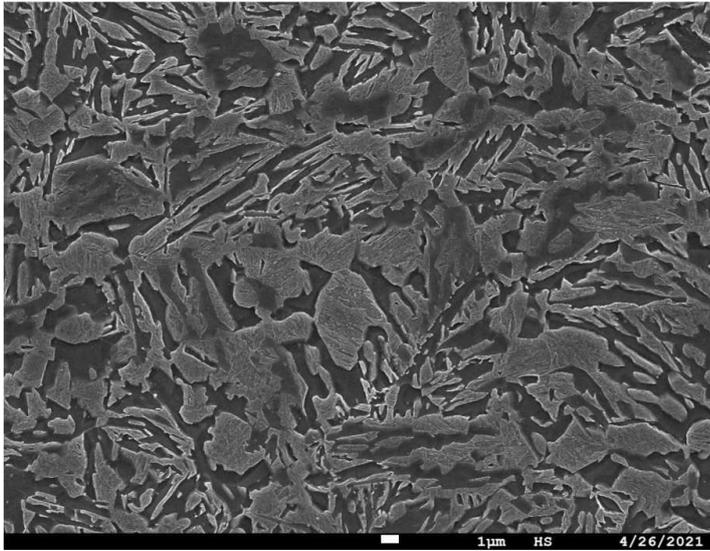
도면5



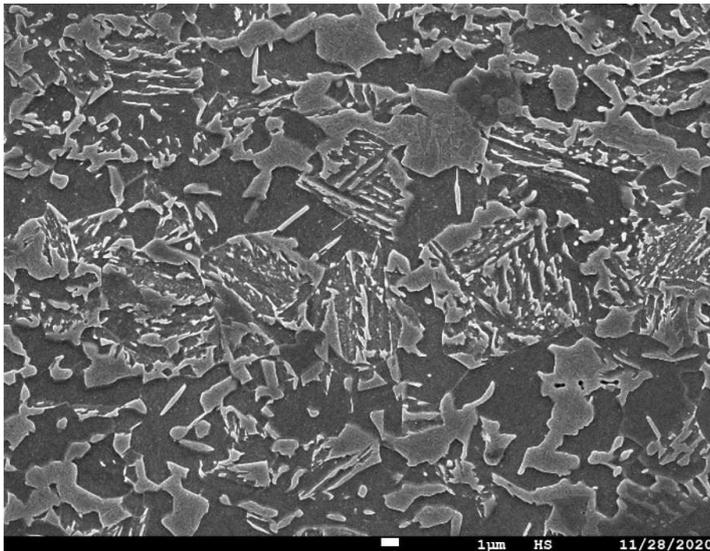
도면6



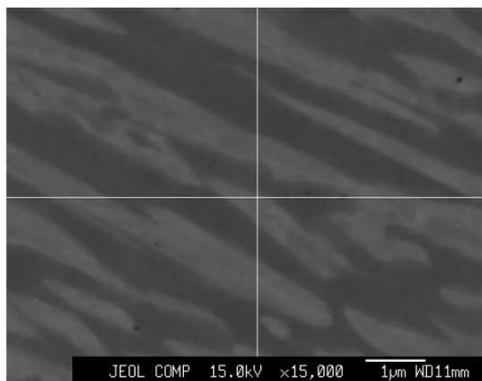
도면7



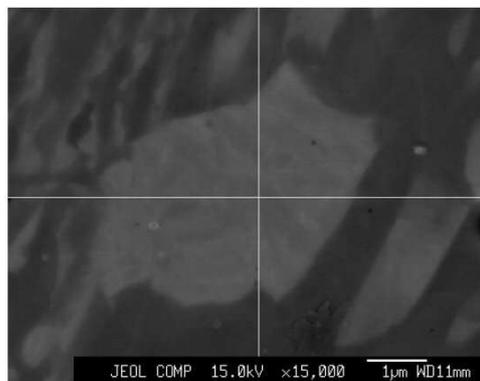
도면8



도면9



(a)



(b)