(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2012-0121811
(43) 공개일자 2012년11월06일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C21D 8/02 (2006.01) *C22C 38/00* (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)
(21) 출원번호 10-2011-0039841
(22) 출원일자 2011년04월27일
심사청구일자 2011년04월27일

(71) 출원인
현대제철 주식회사
인천광역시 동구 중봉대로 63 (송현동)
(72) 발명자
도형협
충청남도 당진군 송악읍 신복운로3길 8, 104동 306호 (동광아파트)
고강희
서울특별시 강남구 개포동 대치아파트 218동 104호
김성주
경기도 용인시 기흥구 신갈동 산양마을 푸르지오 602-304
(74) 대리인
특허법인 대아

전체 청구항 수 : 총 12 항

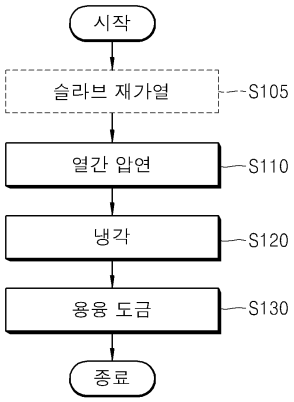
(54) 발명의 명칭 **고강도 강판 및 그 제조 방법**

(57) 요 약

인장강도 980MPa 이상의 고강도를 가지면서도 연신율 및 홀 확장성이 우수한 고강도 강판 및 그 제조 방법에 대하여 개시한다.

본 발명에 따른 고강도 강판 제조 방법은 중량%로, 탄소(C) : 0.04~0.15%, 실리콘(Si) : 0.2~1.0%, 망간(Mn) : 1.0~2.5%, 티타늄(Ti) : 0.03~0.15%, 니오븀(Nb) : 0.03~0.15%, 바나듐(V) : 0.01~0.15%, 몰리브덴(Mo) : 0.1~0.5%, 알루미늄(Al) : 0.01~0.1%, 보론(B) : 0.001~0.003%, 인(P) : 0.03% 이하, 황(S) : 0.005% 이하 및 나머지 철(Fe)과 불가피한 불순물로 이루어지는 슬라브 판재를 열간압연하는 단계; 상기 열간압연된 판재를 베이나이트 영역 또는 마르텐사이트 영역까지 냉각하는 단계; 및 상기 냉각된 판재를 용융도금하는 단계;를 포함하는 것을 특징으로 한다.

대 표 도 - 도1



특허청구의 범위

청구항 1

중량%로, 탄소(C) : 0.04~0.15%, 실리콘(Si) : 0.2~1.0%, 망간(Mn) : 1.0~2.5%, 티타늄(Ti) : 0.03~0.15%, 니오븀(Nb) : 0.03~0.15%, 바나듐(V) : 0.01~0.15%, 몰리브덴(Mo) : 0.1~0.5%, 알루미늄(Al) : 0.01~0.1%, 보론(B) : 0.001~0.003% 및 나머지 철(Fe)과 불가피한 불순물로 이루어지는 슬라브 판재를 열간압연하는 단계;

상기 열간압연된 판재를 베이나이트 영역 또는 마르텐사이트 영역까지 냉각하는 단계; 및

상기 냉각된 판재를 용융도금하는 단계;를 포함하는 것을 특징으로 하는 고강도 강판 제조 방법.

청구항 2

제1항에 있어서,

상기 슬라브 판재에는

인(P) : 0.03% 이하 및 황(S) : 0.005% 이하가 포함되어 있는 것을 특징으로 하는 고강도 강판 제조 방법.

청구항 3

제1항에 있어서,

상기 열간압연 전에, 상기 슬라브 판재를 1180~1250℃로 재가열하는 단계;를 더 포함하는 것을 특징으로 하는 고강도 강판 제조 방법.

청구항 4

제1항에 있어서,

상기 열간압연 단계는

860 ~ 920℃의 마무리압연온도로 실시되는 것을 특징으로 하는 고강도 강판 제조 방법.

청구항 5

제1항에 있어서,

상기 냉각 단계는

400~650℃까지 수냉 방식으로 실시되는 것을 특징으로 하는 고강도 강판 제조 방법.

청구항 6

제5항에 있어서,

상기 냉각 단계는

50 ~ 200 ℃/sec의 냉각 속도로 실시되는 것을 특징으로 하는 고강도 강판 제조 방법.

청구항 7

제1항에 있어서,

상기 용융도금 단계는

상기 냉각된 판재를 450~550℃에서 용융아연도금하는 것을 특징으로 하는 고강도 강판 제조 방법.

청구항 8

제1항에 있어서,

상기 용융도금 단계는

상기 냉각된 판재를 450~500℃에서 용융아연도금한 후, 500~550℃에서 합금화열처리하는 것을 특징으로 하는 고강도 강판 제조 방법.

청구항 9

중량%로, 탄소(C) : 0.04~0.15%, 실리콘(Si) : 0.2~1.0%, 망간(Mn) : 1.0~2.5%, 티타늄(Ti) : 0.03~0.15%, 니오븀(Nb) : 0.03~0.15%, 바나듐(V) : 0.01~0.15%, 몰리브덴(Mo) : 0.1~0.5%, 알루미늄(Al) : 0.01~0.1%, 보론(B) : 0.001~0.003% 및 나머지 철(Fe)과 불가피한 불순물로 이루어지고,

표면에 용융도금층이 형성되어 있으며,

인장강도(TS) : 980 ~ 1100 MPa, 홀 확장률(HER) : 50~65% 및 연신율(EL) : 11 ~ 15%를 갖는 것을 특징으로 하는 고강도 강판.

청구항 10

제9항에 있어서,

상기 강판에는

인(P) : 0.03% 이하 및 황(S) : 0.005% 이하가 포함되어 있는 것을 특징으로 하는 고강도 강판.

청구항 11

제9항에 있어서,

상기 강판은

페라이트 및 템퍼드 마르텐사이트를 포함하는 복합조직 또는 페라이트 및 템퍼드 베이나이트를 포함하는 복합조직을 갖는 것을 특징으로 하는 고강도 강판.

청구항 12

제9항에 있어서,

상기 용융도금층은

용융아연도금층 또는 합금화용융아연도금층인 것을 특징으로 하는 고강도 강판.

명 세 서

기 술 분 야

[0001] 본 발명은 고강도 강판 제조 기술에 관한 것으로, 보다 상세하게는 인장강도 980MPa 이상의 고강도를 가지면서

도 홀 확장성 및 연신율이 우수한 고강도 강판 및 그 제조 방법에 관한 것이다.

배 경 기 술

[0002] 일반적으로, 열연강판은 슬라브 재가열(slab reheating) 과정, 열간압연(hot-rolling) 과정 및 냉각/권취(cooling/coiling) 과정을 포함하는 열연 공정을 통하여 제조된다.

[0003] 슬라브 재가열 과정에서는 반제품 상태인 슬라브(slab) 판재를 재가열한다.

[0004] 열간압연 과정에서는 압연롤을 이용하여 고온에서 슬라브 판재를 최종 두께로 압연한다.

[0005] 냉각/권취 과정에서는 압연이 마무리된 판재를 정해진 권취 온도(Coiling Temperature : CT)까지 냉각(cooling)하여 권취한다.

[0006] 상기의 열연 공정을 통하여 제조된 열연강판은 그 자체로 사용될 수 있다. 또한, 제조된 열연강판은 용도에 따라, 냉연 공정 등 후처리 후에 사용된다.

발명의 내용

해결하려는 과제

[0007] 본 발명의 목적은 합금성분 및 공정 제어를 통하여 인장강도 980MPa 이상의 고강도를 가지면서도 홀 확장성 및 연신율이 우수한 고강도 강판의 제조 방법을 제공하는 것이다.

[0008] 본 발명의 다른 목적은 상기의 홀 확장성 및 연신율이 우수한 고강도 강판을 제공하는 것이다.

과제의 해결 수단

[0009] 상기 하나의 목적을 달성하기 위한 본 발명의 실시예에 따른 고강도 강판 제조 방법은 중량%로, 탄소(C) : 0.04~0.15%, 실리콘(Si) : 0.2~1.0%, 망간(Mn) : 1.0~2.5%, 티타늄(Ti) : 0.03~0.15%, 니오븀(Nb) : 0.03~0.15%, 바나듐(V) : 0.01~0.15%, 몰리브덴(Mo) : 0.1~0.5%, 알루미늄(Al) : 0.01~0.1%, 보론(B) : 0.001~0.003% 및 나머지 철(Fe)과 불가피한 불순물로 이루어지는 슬라브 판재를 열간압연하는 단계; 상기 열간압연된 판재를 베이나이트 영역 또는 마르텐사이트 영역까지 냉각하는 단계; 및 상기 냉각된 판재를 용융도금하는 단계;를 포함하는 것을 특징으로 한다.

[0010] 이때, 상기 슬라브 판재에는 인(P) : 0.03% 이하 및 황(S) : 0.005% 이하가 포함되어 있을 수 있다.

[0011] 또한, 상기 열간압연 전에, 상기 슬라브 판재를 1180~1250℃로 재가열하는 단계;를 더 포함할 수 있다.

[0012] 상기 다른 목적을 달성하기 위한 본 발명의 실시예에 따른 고강도 강판은 중량%로, 탄소(C) : 0.04~0.15%, 실리콘(Si) : 0.2~1.0%, 망간(Mn) : 1.0~2.5%, 티타늄(Ti) : 0.03~0.15%, 니오븀(Nb) : 0.03~0.15%, 바나듐(V) : 0.01~0.15%, 몰리브덴(Mo) : 0.1~0.5%, 알루미늄(Al) : 0.01~0.1%, 보론(B) : 0.001~0.003% 및 나머지 철(Fe)과 불가피한 불순물로 이루어지고, 표면에 용융도금층이 형성되어 있으며, 인장강도(TS) : 980 ~ 1100 MPa, 홀 확장률(HER) : 50~65% 및 연신율(EL) : 11 ~ 15%를 갖는 것을 특징으로 한다.

발명의 효과

[0013] 본 발명에 따른 방법에 따라 제조된 고강도 강판은 몰리브덴, 보론 등의 합금성분 조절을 통하여 펄라이트 생성을 억제할 수 있으며, 공정 조건의 제어, 그리고 용융도금 공정을 통하여, 인장강도 980MPa 이상의 고강도를 가지면서도 홀 확장률 50% 이상, 연신율 : 11% 이상의 우수한 성형성을 확보할 수 있었다.

[0014] 또한, 본 발명에 따른 고강도 강판 제조 방법은 합금원소 저감과 더불어, 냉연 공정, 소둔 열처리 공정을 거치

지 않고 열연 공정 및 용융 도금 공정만으로도 목표로 하는 강도 및 성형성을 확보할 수 있다. 따라서, 강판 제조 비용을 크게 절감할 수 있다.

도면의 간단한 설명

[0015] 도 1은 본 발명의 실시예에 따른 고강도 강판 제조 방법을 개략적으로 나타낸 것이다.

도 2는 도 1에 도시된 냉각 과정의 예를 나타낸 것이다.

도 3은 실시예 1에 따라 제조된 시편에 대한 인장시험 결과를 스트레인-스트레스 커브로 나타낸 것이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0016] 본 발명의 이점 및 특징, 그리고 그것들을 달성하는 방법은 첨부되는 도면과 함께 상세하게 후술되어 있는 실시예들을 참조하면 명확해질 것이다. 그러나, 본 발명은 이하에서 개시되는 실시예들에 한정되는 것이 아니라 서로 다른 다양한 형태로 구현될 것이며, 단지 본 실시예들은 본 발명의 개시가 완전하도록 하며, 본 발명이 속하는 기술분야에서 통상의 지식을 가진 자에게 발명의 범주를 완전하게 알려주기 위해 제공되는 것이며, 본 발명은 청구항의 범주에 의해 정의될 뿐이다. 명세서 전체에 걸쳐 동일 참조 부호는 동일 구성요소를 지칭한다.

[0017] 이하 첨부된 도면을 참조하여 본 발명의 바람직한 실시예에 따른 고강도 강판 및 그 제조 방법에 관하여 상세히 설명하면 다음과 같다.

[0018] **고강도 강판**

[0019] 본 발명에 따른 고강도 강판은 중량%로, 탄소(C) : 0.04~0.15%, 실리콘(Si) : 0.2~1.0%, 망간(Mn) : 1.0~2.5%, 티타늄(Ti) : 0.03~0.15%, 니오븀(Nb) : 0.03~0.15%, 바나듐(V) : 0.01~0.15%, 몰리브덴(Mo) : 0.1~0.5%, 알루미늄(Al) : 0.01~0.1%, 보론(B) : 0.001~0.003%를 포함한다.

[0020] 또한, 본 발명에 따른 고강도 강판에는 인(P) : 0.03% 이하 및 황(S) : 0.005% 이하가 포함될 수 있다.

[0021] 상기 합금 성분들 외 나머지는 철(Fe)과 제강 과정 등에서 발생하는 불가피한 불순물로 이루어진다.

[0022] 이하, 본 발명에 따른 고강도 강판에 포함되는 각 성분의 역할 및 그 함량에 대하여 설명하면 다음과 같다.

[0023] 탄소(C)

[0024] 탄소(C)는 강의 강도 증가에 기여하는 원소이다.

[0025] 상기 탄소는 본 발명에 따른 강판 전체 중량의 0.04 ~ 0.15 중량%의 함량비로 첨가되는 것이 바람직하다. 탄소 첨가량이 0.04 중량% 미만인 경우, 원하는 강도를 확보하기 어렵다. 반대로, 탄소 첨가량이 0.15 중량%를 초과하는 경우, 성형성 및 인성이 저하되는 문제점이 있다.

[0026] 실리콘(Si)

[0027] 실리콘(Si)은 강도 확보에 기여하며, 또한 강 중의 산소를 제거하기 위한 탈산제 역할을 한다.

[0028] 상기 실리콘은 본 발명에 따른 강판 전체 중량의 0.2 ~ 1.0 중량%로 첨가되는 것이 바람직하다. 실리콘의 첨가량이 0.2 중량% 미만일 경우 실리콘 첨가에 따른 탈산 효과 및 강도 향상 효과가 불충분하다. 반대로 실리콘의 첨가량이 1.0 중량%를 초과할 경우 용접성 및 도금성이 저하되는 문제점이 있다.

[0029] 망간(Mn)

[0030] 망간(Mn)은 강의 강도 및 인성을 증가시키고 강의 소입성을 증가시키는 원소로서, 망간의 첨가는 탄소의 첨가보

다도 강도 상승시 연성의 저하가 적다.

[0031] 상기 망간은 본 발명에 따른 강판 전체 중량의 1.0 ~ 2.5 중량%로 첨가되는 것이 바람직하다. 망간이 첨가량이 1.0 중량% 미만일 경우, 그 첨가 효과가 불충분하다. 반대로, 망간의 첨가량이 2.5 중량%를 초과하는 경우, MnS계 비금속개재물을 과다하게 생성하여, 용접시 크랙 발생 등 용접성을 저하시키는 문제점이 있다.

[0032] 티타늄(Ti)

[0033] 본 발명에서 티타늄(Ti)은 니오븀(Nb), 바나듐(V)과 함께 석출물 형성원소로서, 슬라브 재가열시 고온안정성이 우수한 TiN 석출물을 형성하여 오스테나이트 결정립 성장을 억제하여 강도를 증대시키는 역할을 한다. 특히, TiN 석출물은 높은 용해온도로 인하여 고온에서 쉽게 용해되지 않으며, 이로 인해 용접 열영향부(HAZ)에서 결정립을 미세화시키는 역할을 한다.

[0034] 상기 티타늄은 본 발명에 따른 강판 전체 중량의 0.03 ~ 0.15 중량%로 첨가되는 것이 바람직하다. 티타늄의 첨가량이 0.03 중량% 미만이면 상기의 티타늄 첨가 효과가 미미하다. 반대로, 티타늄의 첨가량이 0.15 중량%를 초과하면 TiN석출물이 조대해져 결정립 성장을 억제하는 효과가 저하되고, 제조되는 강판의 표면 결함을 유발시킬 수 있다.

[0035] 니오븀(Nb)

[0036] 니오븀(Nb)은 석출물 형성원소로서 강도 확보에 유효하게 작용한다. 특히, Nb(C,N)과 같은 니오븀계 석출물은 1200℃ 정도의 가열로에서 고용된 후 열간압연 중 미세하게 석출하여 강의 강도를 효과적으로 증가시킨다.

[0037] 상기 니오븀은 본 발명에 따른 강판 전체 중량의 0.03 ~ 0.15 중량%로 첨가되는 것이 바람직하다. 니오븀의 첨가량 0.03 중량% 미만일 경우 니오븀 첨가에 따른 효과가 불충분하다. 반대로, 니오븀의 함량이 0.15 중량%를 초과할 경우 가공성 및 성형성을 저하시키는 문제점이 있다.

[0038] 바나듐(V)

[0039] 바나듐(V)은 고용강화 및 저온에서 니오븀(Nb)과 함께 복합 석출물 형성을 통해 강도 향상에 기여한다.

[0040] 상기 바나듐은 본 발명에 따른 강판 전체 중량의 0.01 중량% 이상 첨가될 때, 그 효과를 충분히 발휘한다. 반면, 바나듐을 0.15 중량%를 초과하여 첨가할 경우 제조 비용 상승과 함께 용접성을 저하시키고, 저온에서의 과다한 석출에 의하여 권취시 문제를 발생할 수 있다.

[0041] 몰리브덴(Mo)

[0042] 몰리브덴(Mo)은 경화능 증가를 통해 강도 향상에 기여한다. 또한, 몰리브덴은 보론과 복합 첨가에 따라 강판 제조 과정에서 펄라이트(pearlite) 형성을 억제하는 역할을 한다.

[0043] 상기 몰리브덴은 본 발명에 따른 강판 전체 중량의 0.1 ~ 0.5 중량%로 첨가되는 것이 바람직하다. 몰리브덴의 첨가량이 0.1 중량% 미만일 경우 그 첨가 효과가 불충분하다. 반대로, 몰리브덴의 첨가량이 0.5 중량%를 초과할 경우, 강판의 인성이 저하되는 문제점이 있다.

[0044] 알루미늄(Al)

[0045] 본 발명에서 알루미늄(Al)은 실리콘(Si)이나 망간(Mn)에 비해 우수한 탈산능을 가짐으로써 강 중 산소 제거에 효과적인 원소이다.

[0046] 상기 알루미늄은 본 발명에 따른 강판 전체 중량의 0.01 ~ 0.1 중량%로 첨가되는 것이 바람직하다. 알루미늄의 첨가량 0.01 중량% 미만일 경우, 탈산 효과가 불충분하다. 반대로, 알루미늄의 함량이 0.1 중량%를 초과할 경우 강판의 인성을 저해할 수 있다.

[0047] 보론(B)

[0048] 보론(B)은 강력한 소입성 원소로서, 본 발명에 따른 강판 전체 중량의 0.001 중량% 정도의 미량을 첨가한 경우에도 마르텐사이트 형성에 크게 기여한다. 다만, 보론이 0.003 중량%를 초과하여 첨가될 경우, 인성을 저해하는 문제점이 있다.

[0049] 따라서, 상기 보론은 본 발명에 따른 강판 전체 중량의 0.001 ~ 0.003 중량%로 첨가되는 것이 바람직하다.

[0050] 인(P)

[0051] 인(P)은 강도 향상에 일부 기여한다. 그러나, 인은 강판 제조시 편석 가능성이 큰 원소로서, 중심 편석은 물론 미세 편석도 형성하여 재질에 좋지 않은 영향을 주며, 또한 용접성을 악화시킬 수 있다.

[0052] 따라서, 본 발명에서는 인의 함량을 본 발명에 따른 강판 전체 중량의 0.03 중량% 이하로 제한하였다.

[0053] 황(S)

[0054] 황(S)은 망간과 결합하여 MnS 와 같은 비금속개재물을 형성하여 용접성을 저해하는 원소이다.

[0055] 따라서, 본 발명에서는 황의 함량을 본 발명에 따른 강판 전체 중량의 0.005 중량% 이하로 제한하였다.

[0056] 본 발명에 따른 고강도 강판은 슬라브 판재로부터 열연 강판 제조 후, 용융도금 공정에 따라, 다양한 용융도금 강판이 될 수 있다. 보다 구체적으로, 본 발명에 따른 고강도 강판은 표면에 용융아연도금층이 형성된 열연 용융아연도금 강판(HGI)이 되거나, 또는 표면에 합금화용융아연도금층이 형성된 열연 합금화용융아연도금 강판(HGA)이 될 수 있다.

[0057] 본 발명에 따른 고강도 강판은 전술한 합금조성 및 후술하는 열연공정 및 용융도금 공정을 통하여, 페라이트, 템퍼드 마르텐사이트 등을 포함하는 복합조직, 혹은 페라이트, 템퍼드 베이나이트 등을 포함하는 복합조직을 가질 수 있다.

[0058] 기계적 특성 측면에서, 본 발명에 따른 고강도 강판은 용융도금 공정 후 980~1100MPa의 인장강도(TS), 50~65%의 홀 확장률(HER), 11~15%의 연신율을 가질 수 있었다.

[0059] **고강도 강판 제조 방법**

[0060] 이하, 본 발명에 따른 고강도 강판 제조 방법에 대하여 설명하기로 한다.

[0061] 도 1은 본 발명의 실시예에 따른 고강도 강판 제조 방법을 개략적으로 나타낸 것이다.

[0062] 도 1을 참조하면, 본 발명에 따른 열연강판 제조 방법은 열간압연 단계(S110), 냉각 단계(S120), 용융도금 단계(S130)를 포함한다. 또한, 본 발명에 따른 열연강판 제조 방법은 열간압연 단계(S110) 이전에 슬라브 재가열 단계(S105)를 더 포함할 수 있다.

[0063] 본 발명에서 열간압연대상이 되는 반제품 상태의 슬라브 판재는 중량%로, 탄소(C) : 0.04~0.15%, 실리콘(Si) : 0.2~1.0%, 망간(Mn) : 1.0~2.5%, 티타늄(Ti) : 0.03~0.15%, 니오븀(Nb) : 0.03~0.15%, 바나듐(V) : 0.01~0.15%, 몰리브덴(Mo) : 0.1~0.5%, 알루미늄(Al) : 0.01~0.1%, 보론(B) : 0.001~0.003%을 포함하고, 나머지 철(Fe)과 불가피한 불순물로 이루어진다. 또한, 슬라브 판재에는 인(P) : 0.03% 이하 및 황(S) : 0.005% 이하가 포함되어 있을 수 있다.

[0064] 슬라브 판재는 제강공정을 통해 원하는 조성의 용강을 얻은 다음, 연속주조공정을 통해 얻어질 수 있다.

[0065] 슬라브 재가열

[0066] 슬라브 재가열 단계(S105)는 슬라브 판재의 재가열을 통하여, 주조시 편석된 성분 및 석출물을 재고용하기 위하여 실시할 수 있다.

[0067] 슬라브 재가열은 1180~1250℃의 온도에서 실시되는 것이 바람직하다. 슬라브 재가열 온도가 1180℃ 미만이면 슬라브 판재의 온도가 낮아 압연 부하가 커지는 문제점이 있다. 반대로, 슬라브 재가열 온도가 1250℃를 초과하면 오스테나이트 결정립이 조대화되어, 강도 확보가 어려운 문제점이 있다.

[0068] 열간압연

[0069] 열간압연 단계(S110)에서는 슬라브 판재를 열간압연한다.

[0070] 열간압연 단계(S110)에서 마무리 압연 온도(FDT)는 860 ~ 920℃인 것이 바람직하다. 상기 온도 범위에서 열간압연이 마무리될 경우, 열간압연 후 냉각 전 강판의 조직이 오스테나이트 상이 될 수 있다. 마무리 압연 온도가 920℃를 초과할 경우 오스테나이트 결정립이 조대화되어 변태후 페라이트 결정립 미세화가 충분히 이루어지지 않으며, 이에 따라 강도 확보가 어려워질 수 있다. 반대로, 마무리 온도가 860℃ 미만이면, 이상역 압연에 의한 혼립 조직이 발생하는 등의 문제가 발생할 수 있다.

[0071] 냉각

[0072] 냉각 단계(S120)에서는 충분한 강도를 확보하기 위하여, 열간압연된 판재를 베이나이트 영역 혹은 마르텐사이트 영역까지 강제 냉각한다.

[0073] 냉각이 종료된 후에는 코일링(coiling) 공정을 수행한 후 상온까지 공냉하거나, 코일링없이 상온까지 공냉할 수 있다. 코일링 공정을 수행하는 경우, 후속되는 용융도금 이전에, 예를 들어 열연강판의 산세시 강판을 언코일링(coiling)한다.

[0074] 냉각은 도 2에 도시된 예와 같이, 열간 압연 단계(S110) 이후, 마르텐사이트 영역 또는 베이나이트 영역까지 급냉하는 방식으로 실시될 수 있다. 이때, 냉각 종료 온도는 마르텐사이트 변태점(Ms) 상부의 베이나이트 영역 또는 마르텐사이트 변태점(Ms) 하부의 마르텐사이트 영역에 해당하는 400~650℃인 것이 바람직하다. 냉각 종료 온도가 650℃를 초과하는 경우, 충분한 강도를 확보하기 어렵다. 반대로, 냉각 종료 온도가 400℃ 미만일 경우, 용융도금 공정에 의하여도 50% 이상의 홀 확장성을 확보하기 어렵다.

[0075] 냉각 속도는 50 ~ 200℃/sec인 것이 바람직하다. 이를 위하여 냉각은 수냉 방식으로 실시될 수 있다. 냉각 속도가 50℃/sec 미만일 경우 충분한 강도를 확보할 수 없는 문제점이 있다. 반대로, 냉각 속도가 200℃/sec를 초과할 경우, 강판의 인성 등이 저하되는 문제점이 있다.

[0076] 냉각 후, 제조되는 열연강판은 냉각 종료 온도에 따라서, 미세조직이 페라이트와 마르텐사이트를 포함하는 복합조직, 혹은 페라이트와 베이나이트를 포함하는 복합조직을 가질 수 있다.

[0077] 용융도금

[0078] 용융도금 단계(S130)에서는 산세 처리된 강을 용융도금하여 열연 용융도금강판을 제조한다. 용융도금을 통하여 강판의 내식성을 향상시킬 수 있으며, 아울러 베이나이트와 마르텐사이트와 같은 경질 조직의 풀림을 제어할 수 있다.

[0079] 용융 도금 전에 냉각 혹은 냉각/권취된 열연 강판의 스케일(scale)을 제거하기 위하여 염산 등을 이용하여 강판의 표면을 산세(pickling) 처리하는 산세 공정이 더 포함될 수 있다. 또한, 산세 처리된 강판 표면에 오일(oil)을 도포하여 강판 표면 산화를 방지할 수 있다.

[0080] 용융도금은 도금욕에 강판을 연속적으로 침지시키는 방식로 실시될 수 있다. 또한, 용융도금전 강판을 도금 온도까지 예비 가열할 수 있다.

[0081] 용융도금은 용융아연도금 방법이나 합금화용융아연도금 방법이 이용될 수 있다.

[0082] 용융아연도금을 통한 열연 용융아연도금 강판(HGI) 제조시, 도금 온도는 450~550℃인 것이 바람직하다. 도금 온도가 450℃ 미만일 경우 강 표면에 충분한 도금이 이루어지기 어렵다. 반대로, 도금 온도가 550℃를 초과하는

경우, 도금 밀착성이 저하될 수 있다.

[0083] 용융아연도금 이후에는 마르텐사이트 분율 확보를 위하여 10~50℃/sec 정도의 속도로 대략 250℃까지 냉각을 수행할 수 있다.

[0084] 한편, 합금화용융아연도금을 통한 열연 합금화용융아연도금 강판(HGA) 제조시에는 용융아연도금 후, 도금층의 안정적 성장을 위하여 재가열을 통한 합금화열처리 과정이 요구된다.

[0085] 이 경우, 용융아연도금 온도는 후속되는 합금화열처리를 고려하여 450 ~ 500℃가 바람직하다. 도금 온도가 450℃ 미만일 경우 강 표면에 충분한 도금이 이루어지기 어렵다. 반대로, 도금 온도가 500℃를 초과하는 경우, 합금화열처리 범위가 좁아진다.

[0086] 합금화열처리온도는 500 ~ 550℃가 바람직하다. 합금화열처리 온도가 500℃ 미만인 경우 용융아연 도금층의 안정적 성장이 어렵다. 반대로 합금화열처리 온도가 550℃를 초과하는 경우 도금밀착성이 저하될 수 있다.

[0087] 합금화열처리 이후에는 마르텐사이트 분율 확보를 위하여 대략 10~50℃/sec의 속도로 대략 250℃까지 냉각을 수행할 수 있다.

[0088] 상기 용융도금 단계(S130)까지 거친 강판은 980~1100MPa의 인장강도(TS), 50~65%의 홀 확장률(HER), 11~15%의 연신율(EL)을 가질 수 있었다.

[0089] 용융도금 공정 전 열연강판의 경우, 인장강도 1000~1150MPa, 홀 확장률 25~35%, 연신율 8~10% 정도를 나타내었다. 이를 고려하면, 도금 공정에 의하여 홀 확장률(HER) 및 연신율(EL)이 크게 상승한 것을 볼 수 있다. 즉, 용융도금 공정은 열연강판에 템퍼링(tempering)을 수행한 것과 같은 효과를 가질 수 있다.

[0090] **실시예**

[0091] 이하, 본 발명의 바람직한 실시예를 통해 본 발명의 구성 및 작용을 더욱 상세히 설명하기로 한다. 다만, 이는 본 발명의 바람직한 예시로 제시된 것이며 어떠한 의미로도 이에 의해 본 발명이 제한되는 것으로 해석될 수는 없다.

[0092] 여기에 기재되지 않은 내용은 이 기술 분야에서 숙련된 자이면 충분히 기술적으로 유추할 수 있는 것이므로 그 설명을 생략하기로 한다.

[0093] **1. 시편의 제조**

[0094] 표 1에 기재된 조성 및 표 2에 기재된 공정 조건으로 실시예 1~3, 비교예 1~3에 따른 시편을 대략 2㎜ 두께로 제조하였다. 열간압연후 냉각속도는 평균 70℃/sec 였다.

[0095] 이들 시편 중, 비교예 1에 따른 시편을 제외하고는 500℃에서 용융아연도금을 60초 동안 실시하였다.

[0096] [표 1] (단위 : 중량%)

[0097]

구분		C	Si	Mn	Ti	Nb	V	Mo	Al	B	P	S
실시예	1	0.08	0.5	2.0	0.1	0.05	0.02	0.3	0.03	0.002	0.02	0.003
	2	0.1	0.6	1.3	0.02	0.06	0.01	0.1	0.05	0.003	0.02	0.003
	3	0.05	0.2	2.2	0.06	0.03	0.02	0.3	0.1	0.002	0.02	0.003
비교예	1	0.08	0.5	2.0	0.1	0.05	0.02	0.3	0.03	0.002	0.02	0.003
	2	0.08	0.05	2.0	0.2	0.05	0.2	1.0	0.03	-	0.02	0.003
	3	0.08	1.0	1.8	0.1	0.05	-	-	0.03	0.002	0.02	0.003

[0098] [표 2]

[0099]

구 분		재가열 온도 (℃)	압연종료 온도 (℃)	냉각종료 온도 (℃)	용융아연도금 (℃)
실시예	1	1200	890	450	500
	2	1200	900	500	500
	3	1200	880	400	500
비교예	1	1200	890	450	-
	2	1200	860	380	500
	3	1200	880	450	500

[0100] **2. 기계적 특성 평가**

[0101] 실시예 1 ~ 3 및 비교예 1 ~ 3에 따라 제조된 시편들에 대하여 인장시험 및 홀 확장성 평가를 실시하였다.

[0102] 인장시험은 JIS 5호 시험편에 의하였다 .

[0103] 홀 확장성 평가는 초기 직경(d_0:10㎜)의 천공 구멍을 형성한 후, 60°ð 원추펀치로 확장시켜서, 크랙(crack)이 판을 관통한 시점의 구멍 직경(d)으로부터 홀 확장률($(d-d_0)/d_0$ X 100)을 평가하였다.

[0104] 표 3은 실시예 1~3 및 비교예 1~3에 따라 제조된 시편 각각의 인장시험 결과를 나타낸 것이고, 도 3은 실시예 1에 따라 제조된 시편에 대한 인장시험 결과를 스트레인-스트레스 커브(SS Curve)로 나타낸 것이다.

[0105] [표 3]

구 분		인장강도 (MPa)	홀 확장률 (%)	연신율 (%)
실시예	1	1009	57	12
	2	998	63	15
	3	1083	52	11
비교예	1	1013	31	10
	2	1142	41	9
	3	845	69	17

[0106]

[0107] 표 3 및 도 3을 참조하면, 실시예 1 ~ 3에 따라 제조된 시편들의 경우, 980~1100MPa 범위 내의 인장강도와 함께 50~65% 범위 내의 홀 확장률(HER), 그리고, 11~15%의 연신율(EL)을 나타내었다. 또한, 실시예 1 ~ 3에 따라 제조된 시편의 경우, 미도금 면적이 0.1% 미만으로 도금성 역시 우수하였다.

[0108] 반면, 실시예 1에 따라 제조된 시편과 조성 및 열연 공정은 동일하나 용융도금 공정을 수행하지 않은 비교예 1에 따라 제조된 시편의 경우, 인장강도는 우수하였으나, 홀 확장률 및 연신율이 낮게 나타났다.

[0109] 또한, 티타늄(Ti), 몰리브덴(Mo), 바나듐(V)이 다량 첨가된 비교예 2에 따라 제조된 시편의 경우, 도금 공정 후, 석출 경화를 통하여 인장강도는 매우 우수하였으나, 홀 확장률 및 연신율이 실시예 1 ~ 3에 따라 제조된 시편에 비하여 크게 낮게 나타났다. 또한, 비교예 2에 따라 제조된 시편의 경우, 미도금 면적이 0.5%로 상대적으로 높았다.

[0110] 또한, 바나듐(V) 및 몰리브덴이 첨가되지 않은 비교예 3에 따라 제조된 시편의 경우, 도금 공정 후, 인장강도가 목표로 하는 980MPa에 미치지 못하였다.

[0111] 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.

부호의 설명

[0112] S105 : 슬라브 재가열 단계

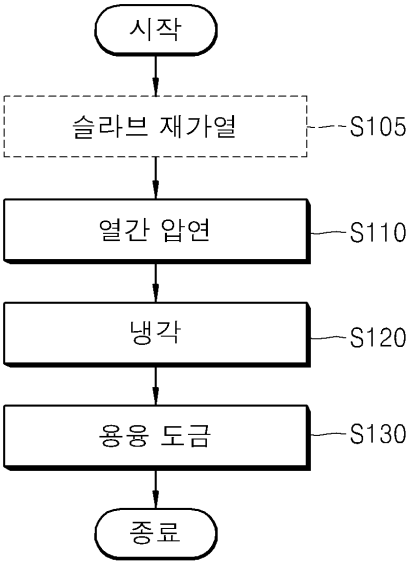
S110 : 열간압연 단계

S120 : 냉각 단계

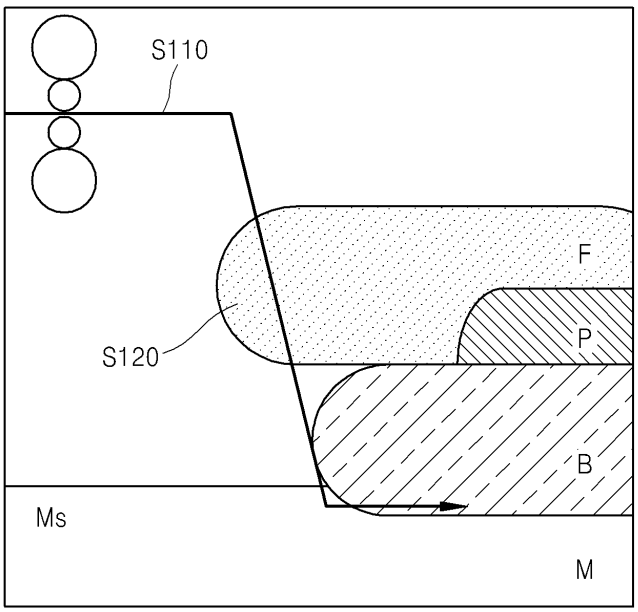
S130 : 용융도금 단계

도면

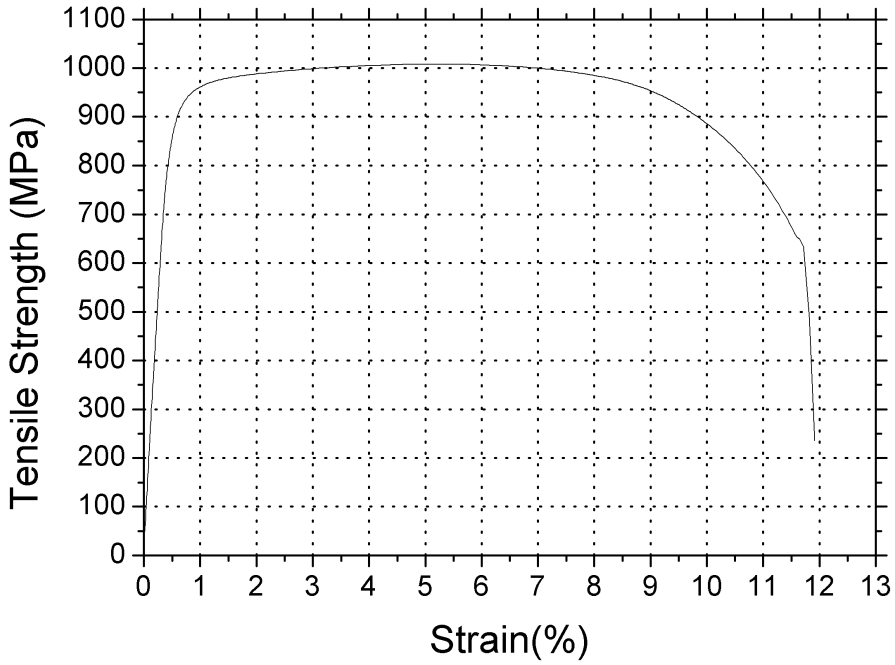
도면1


시작
슬라브 재가열
S105
열간 압연
S110
냉각
S120
용융 도금
S130
종료

도면2


S110
F
P
S120
B
Ms
M

도면3


Tensile Strength (MPa)
1100
1000
900
800
700
600
500
400
300
200
100
0
0 1 2 3 4 5 6 7 8 9 10 11 12 13
Strain(%)