(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2015년08월11일
(11) 등록번호 10-1543836
(24) 등록일자 2015년08월05일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 38/00 (2006.01) *C21D 8/02* (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) *C22C 38/38* (2006.01)
(21) 출원번호 10-2013-0081793
(22) 출원일자 2013년07월11일
심사청구일자 2013년07월11일
(65) 공개번호 10-2015-0007607
(43) 공개일자 2015년01월21일
(56) 선행기술조사문헌
WO2013022043 A1
WO2012105126 A1
KR1020130025961 A

(73) 특허권자
주식회사 포스코
경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동)
(72) 발명자
서석종
전남 광양시 폭포사랑길 20-26, 내 (금호동, 광양제철소)
김성일
전남 광양시 폭포사랑길 20-26, 내 (금호동, 광양제철소)
김용우
전남 광양시 폭포사랑길 20-26, 내 (금호동, 광양제철소)
(74) 대리인
특허법인씨엔에스

전체 청구항 수 : 총 9 항 심사관 : 정상익

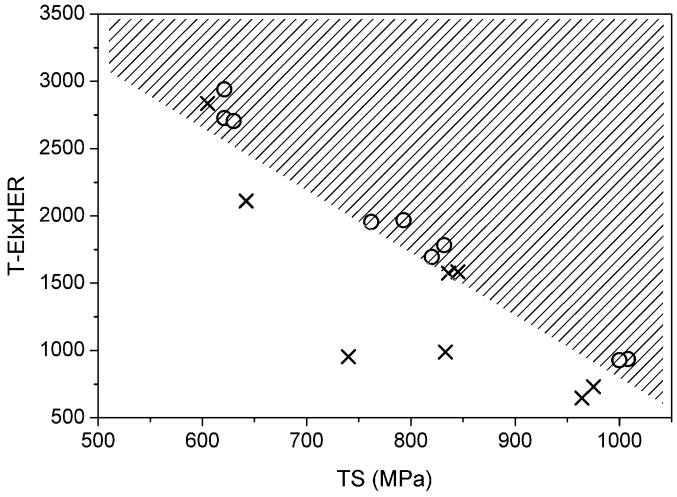
(54) 발명의 명칭 **내충격 특성 및 성형성이 우수한 고강도 열연강판 및 그 제조방법**

(57) 요 약

중량%로, C: 0.03~0.08%, Si: 0.01~1.0%, Mn: 1.2~1.8%, Cr: 0.005~0.4%, Mo: 0.01~0.2%, P: 0.001~0.05%, S: 0.0005~0.005%, Al: 0.01~0.3%, N: 0.001~0.01%를 포함하고, Ti, Nb 및 V로 이루어진 그룹으로부터 선택된 1종 이상을 합계 0.001~0.25% 포함하고, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하며,

직경 100nm 이상의 Ti, Nb 및 V의 단독 또는 복합 탄질화물이 $5x10^8$개/㎠ 이하인 내충격 특성 및 성형성이 우수한 고강도 열연강판 및 그 제조방법을 제공한다.

대 표 도 - 도1



명 세 서

청구범위

청구항 1

중량%로, C: 0.03~0.08%, Si: 0.01~1.0%, Mn: 1.2~1.8%, Cr: 0.005~0.4%, Mo: 0.01~0.2%, P: 0.001~0.05%, S: 0.0005~0.005%, Al: 0.01~0.3%, N: 0.001~0.01%를 포함하고, Ti, Nb 및 V로 이루어진 그룹으로부터 선택된 1종 이상을 합계 0.001~0.25% 포함하고, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하며,

직경 100nm 이상의 Ti, Nb 및 V의 단독 또는 복합 탄질화물이 $5x10^{8}$개/㎠ 이하인 내충격 특성 및 성형성이 우수한 고강도 열연강판.

청구항 2

제 1항에 있어서,

상기 열연강판의 미세조직은 페라이트가 단면 면적율로 95% 이상인 내충격 특성 및 성형성이 우수한 고강도 열연강판.

청구항 3

제 1항에 있어서,

연신율(T-El), 신장플랜지성(HER) 및 인장강도(TS)가 하기 관계식 1을 만족하는 내충격 특성 및 성형성이 우수한 고강도 열연강판.

[관계식 1]

$T\text{-}El \times HER \geq 5447 - 4.64 \times TS$

청구항 4

제 1항에 있어서,

상기 열연강판은 -20℃에서의 충격에너지가 80J 이상을 갖는 것을 특징으로 하는 내충격 특성 및 성형성이 우수한 고강도 열연강판.

청구항 5

제 1항에 있어서,

상기 열연강판은 용융아연도금층을 추가로 포함하는 것을 특징으로 하는 내충격 특성 및 성형성이 우수한 고강도 열연강판.

청구항 6

중량%로, C: 0.03~0.08%, Si: 0.01~1.0%, Mn: 1.2~1.8%, Cr: 0.005~0.4%, Mo: 0.01~0.2%, P: 0.001~0.05%, S: 0.0005~0.005%, Al: 0.01~0.3%, N: 0.001~0.01%를 포함하고, Ti, Nb 및 V로 이루어진 그룹으로부터 선택된 1종 이상을 합계 0.001~0.25% 포함하며, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하는 용강을 연속주조하여 슬라브를 얻는 단계;

상기 슬라브를 하기 관계식 2의 조건을 만족하도록 냉각하는 단계;

상기 냉각된 슬라브를 1200~1300℃로 재가열하는 단계;

상기 재가열된 슬라브를 열간압연하여 열연강판을 얻는 단계;

상기 열연강판을 550~750℃까지 10~100℃/s의 냉각속도로 냉각하는 단계; 및

상기 냉각된 열연강판을 550~700℃에서 권취하는 단계를 포함하며,

상기 열연강판을 얻는 단계는 하기 관계식 3의 조건을 만족하도록 마무리 열간압연하는 것을 포함하는 내충격 특성 및 성형성이 우수한 고강도 열연강판의 제조방법.

[관계식 2]

$CR(℃/sec) \geq 45.5 - 56.1[C] + 2.1[Si] - 19.2[Mn] - 8.9[Cr] + 8.0[Al] - 26.9[Mo]$

(단, 상기 CR은 냉각속도, 상기 [C], [Si], [Mn], [Cr], [Al], 및 [Mo]는 각각 해당 원소의 함량(중량%)을 의미함)

[관계식 3]

$(FET - FDT)(℃) \leq 166 - 456[C] - 27.9[Mn] + 4.39[Si] - 28.5[Mo] - 28.2[Ti] - 51.1[Nb]$

(단, 상기 FET는 마무리 열간압연 개시온도, 상기 FDT는 마무리 열간압연 종료온도, 상기 [C], [Mn], [Si], [Mo], [Ti] 및 [Nb]는 각각 해당 원소의 함량(중량%)을 의미함)

청구항 7

제 6항에 있어서,

상기 권취하는 단계 후, 상기 열연강판을 산세처리하는 단계; 및

상기 산세처리된 열연강판을 도유하는 단계를 추가로 포함하는 내충격 특성 및 성형성이 우수한 고강도 열연강판의 제조방법.

청구항 8

제 6항에 있어서,

상기 권취하는 단계 후, 상기 열연강판을 산세처리하는 단계; 및

상기 산세처리된 열연강판을 450~480℃의 용융아연도금욕에 침지하여 용융아연도금하는 단계를 추가로 포함하는 내충격 특성 및 성형성이 우수한 고강도 열연강판의 제조방법.

청구항 9

제 7항 또는 제8항에 있어서,

상기 산세처리하는 단계는 200℃ 이하의 온도에서 행하는 것을 특징으로 하는 내충격 특성 및 성형성이 우수한 고강도 열연강판의 제조방법.

발명의 설명

기 술 분 야

[0001] 본 발명은 자동차 부품 중 로어암(Lower arm), 서스펜션(Suspension) 및 휠디스크(Wheel-disc) 등 샤시 구조용 강으로 사용되기에 적합한 고강도 열연강판 및 그 제조방법에 관한 것이다.

배 경 기 술

[0002] 자동차에 고강도 및 경량화 효과를 부여하기 위하여, 자동차를 구성하는 각종 부품의 소재에 관하여 많은 연구가 이루어지고 있다. 한편, 자동차 부품 중 로어 암 (Lower-Arm), 서스펜션(Suspension) 및 휠 디스크(Wheel-Disc) 등의 샤시 구조용 강에는 주로 열연 고버링 강이 적용되고 있는데, 이러한 열연 고버링 강은 페라이트-베이나이트의 이상복합조직강으로써, 일반 자동차 구조용 강으로 사용되고 있는 석출강화강에 비하여 우수한 신장플랜지성을 가진다.

[0003] 대표적인 예로서, 특허문헌 1 및 2에서는 열간압연 후 700℃ 전후의 온도까지 냉각시킨 후, 일정 시간 공냉하고 다시 냉각하여 권취하는 3단 냉각을 사용함으로써 페라이트-베이나이트 조직을 형성하여 신장플랜지성을 향상하는 방안을 제시하였다. 또한, 특허문헌 3에서는 690N/mm^2 이상의 인장강도를 가지며 연신율과 연신플랜지성이 동시에 우수한 열연강판을 제조하기 위하여 페라이트-베이나이트 조직을 주체로 하며 이때 페라이트 비율을 80% 이상으로 하고, 결정 입자의 짧은 직경(ds)와 긴 직경(dl)의 비가 0.1인 결정입자가 80% 이상 되도록 제어하는 방안을 제시하였다.

[0004] 그러나, 상기와 같은 페라이트-베이나이트의 이상복합조직강은 신장플랜지성을 개선하여 버링가공에는 유리하지만 연신율이 열위하여 연신율과 신장플랜지성 모두를 요구하는 부품의 적용에는 한계가 있다. 또한, 이러한 열연 고강도강을 제조하기 위해 주로 활용하는 C, Si, Mn, Al, Mo, Cr 등의 합금성분은 강중에 국부적으로 편석되기 쉬우며 미세조직의 편차를 유발하여 내충격 특성을 열위하게 하는 문제가 있었다.

선행기술문헌

특허문헌

[0005] (특허문헌 0001) 일본 공개특허공보 제1986-130454호

(특허문헌 0002) 일본 공개특허공보 제1994-293910호

(특허문헌 0003) 한국 공개특허공보 제10-2003-0055339호

발명의 내용

해결하려는 과제

[0006] 본 발명의 일측면은 강판의 조성 및 제조방법을 적절히 제어하여, 조대한 탄질화물 형성을 억제하고 강판의 미세조직을 제어함으로써, 내충격 특성 및 성형성이 우수한 고강도 열연강판과 이를 제조하는 방법을 제공하고자 하는 것이다.

과제의 해결 수단

[0007] 본 발명은 중량%로, C: 0.03~0.08%, Si: 0.01~1.0%, Mn: 1.2~1.8%, Cr: 0.005~0.4%, Mo: 0.01~0.2%, P: 0.001~0.05%, S: 0.0005~0.005%, Al: 0.01~0.3%, N: 0.001~0.01%를 포함하고, Ti, Nb 및 V로 이루어진 그룹으로부터 선택된 1종 이상을 합계 0.001~0.25% 포함하고, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하며,

[0008] 직경 100nm 이상의 Ti, Nb 및 V의 단독 또는 복합 탄질화물이 5x10^8개/㎠ 이하인 내충격 특성 및 성형성이 우수한 고강도 열연강판을 제공한다.

[0009] 또한, 본 발명은 중량%로, C: 0.03~0.08%, Si: 0.01~1.0%, Mn: 1.2~1.8%, Cr: 0.005~0.4%, Mo: 0.01~0.2%, P: 0.001~0.05%, S: 0.0005~0.005%, Al: 0.01~0.3%, N: 0.001~0.01%를 포함하고, Ti, Nb 및 V로 이루어진 그룹으로부터 선택된 1종 이상을 합계 0.001~0.25% 포함하며, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하는 용강을 연속주조하여 슬라브를 얻는 단계;

[0010] 상기 슬라브를 하기 관계식 2의 조건을 만족하도록 냉각하는 단계;

[0011] 상기 냉각된 슬라브를 1200~1300℃로 재가열하는 단계;

[0012] 상기 재가열된 슬라브를 열간압연하여 열연강판을 얻는 단계;

[0013] 상기 열연강판을 550~750℃까지 10~100℃/s의 냉각속도로 냉각하는 단계; 및

[0014] 상기 냉각된 열연강판을 550~700℃에서 권취하는 단계를 포함하며,

[0015] 상기 열연강판을 얻는 단계는 하기 관계식 3의 조건을 만족하도록 마무리 열간압연하는 것을 포함하는 내충격 특성 및 성형성이 우수한 고강도 열연강판의 제조방법을 제공한다.

[0016] [관계식 2]

[0017] $CR(℃/sec) \geq 45.5 - 56.1[C] + 2.1[Si] - 19.2[Mn] - 8.9[Cr] + 8.0[Al] - 26.9[Mo]$

[0018] (단, 상기 CR은 냉각속도, 상기 [C], [Si], [Mn], [Cr], [Al], 및 [Mo]는 각각 해당 원소의 함량(중량%)을 의미함)

[0019] [관계식 3]

[0020] $(FET - FDT)(℃) \leq 166 - 456[C] - 27.9[Mn] + 4.39[Si] - 28.5[Mo] - 28.2[Ti] - 51.1[Nb]$

[0021] (단, 상기 FET는 마무리 열간압연 개시온도, 상기 FDT는 마무리 열간압연 종료온도, 상기 [C], [Mn], [Si], [Mo], [Ti] 및 [Nb]는 각각 해당 원소의 함량(중량%)을 의미함)

[0022] 덧붙여, 상기한 과제의 해결 수단은, 본 발명의 특징을 모두 열거한 것은 아니다. 본 발명의 다양한 특징과 그에 따른 장점 및 효과는 하기의 구체적인 실시형태를 참조하여 보다 상세하게 이해될 수 있을 것이다.

발명의 효과

[0023] 본 발명에 따르면, -20℃에서의 충격에너지가 80J 이상이고, 연신율(T-El), 신장플랜지성(HER) 및 인장강도(TS)의 밸런스가 우수한 내충격 특성 및 성형성이 우수한 고강도 열연강판을 제공할 수 있다.

도면의 간단한 설명

[0024] 도 1은 본 발명의 일 실시예에 따른 발명강과 비교강의 인장강도(TS)와 연신율(T-El)×신장플랜지성(HER) 값을 도시한 그래프이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0025] 이하, 본 발명의 일측면인 내충격 특성 및 성형성이 우수한 고강도 열연강판에 대하여 상세히 설명한다.

[0026] 본 발명의 일측면인 내충격 특성 및 성형성이 우수한 고강도 열연강판은 중량%로, C: 0.03~0.08%, Si: 0.01~1.0%, Mn: 1.2~1.8%, Cr: 0.005~0.4%, Mo: 0.01~0.2%, P: 0.001~0.05%, S: 0.0005~0.005%, Al: 0.01~0.3%, N: 0.001~0.01%를 포함하고, Ti, Nb 및 V로 이루어진 그룹으로부터 선택된 1종 이상을 합계 0.001~0.25% 포함하고, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하며,

[0027] 직경 100nm 이상의 Ti, Nb 및 V의 단독 또는 복합 탄질화물이 $5x10^8$개/㎠ 이하인 특징을 가진다.

[0028] 먼저, 본 발명 열연강판의 합금조성에 대하여 상세히 설명한다.

[0029] 탄소(C): 0.03~0.08중량%

[0030] 탄소는 강을 강화시키는데 가장 경제적이며 효과적인 원소이다. 상기 탄소의 함량이 0.03중량% 미만인 경우에는 Ti, Nb 및 V 등과 같은 석출원소와의 반응이 적어 석출강화 효과가 낮다는 문제점이 있다. 반면에, 상기 탄소의 함량이 0.08중량%를 초과하는 경우에는 과도한 강도상승과 국부적인 편석의 증가, 용접성, 버링성 및 내충격성이 저하되는 문제점이 있다. 따라서, 상기 탄소의 함량은 0.03~0.08중량%로 제한하는 것이 바람직하다.

[0031] 실리콘(Si): 0.01~1.0중량%

[0032] 실리콘은 용강을 탈산시키고, 고용강화에 의한 강도 향상을 위하여 첨가되는 원소이다. 또한, 실리콘은 페라이트 안정화 원소로서 열연 후 냉각 중 페라이트 변태를 촉진하는 효과가 있어 균일한 페라이트 조직을 형성하는데 효과적인 원소이다. 상기 실리콘의 함량이 0.01중량% 미만인 경우에는 페라이트 안정화 효과가 적어 기지조직을 페라이트 조직으로 만들기 어렵다. 반면에, 상기 실리콘의 함량이 1.0중량%를 초과하면 열간압연시 강판표면에 실리콘에 의한 붉은색 스케일이 형성되어 강판표면 품질이 매우 나빠질 뿐만 아니라 연성, 용접성 및 내충격성도 저하되는 문제가 있다. 따라서, 상기 실리콘의 함량은 0.01~1.0중량%로 제한하는 것이 바람직하다.

[0033] 망간(Mn): 1.2~1.8중량%

[0034] 망간은 실리콘과 마찬가지로 강을 고용강화시키는데 효과적인 원소이다. 본 발명에서 이러한 효과를 나타내기 위하여 상기 망간의 함량이 1.2중량% 이상 포함되는 것이 바람직하다. 반면에, 상기 망간의 함량이 1.8중량%를 초과하는 경우에는 과도하게 페라이트 변태를 지연하여 본 발명의 기지조직인 페라이트의 적정 분율 확보를 어렵게 하는 문제가 있다. 또한, 연주공정에서 슬라브 주조시 두께중심부에서 편석부가 크게 발달되어 최종제품의 내충격 특성을 해치는 문제가 있다. 따라서, 상기 망간의 함량은 1.2~1.8중량%로 제한하는 것이 바람직하다.

[0035] 크롬(Cr): 0.005~0.4중량%

[0036] 크롬은 강을 고용강화시키는데 효과적인 원소로써, 용접후 냉각시 베이나이트 상변태를 지연시켜 마르텐사이트 형성을 돕는 역할을 한다. 본 발명에서 이러한 효과를 나타내기 위하여 상기 크롬의 함량이 0.005중량% 이상 포함되는 것이 바람직하다. 반면에, 상기 크롬의 함량이 0.4중량%를 초과하면 페라이트 변태를 과도하게 지연하여 열연공정에서의 페라이트 분율을 감소시켜 연신율과 신장플랜지성을 열위하게 한다. 따라서, 상기 크롬의 함량은 0.005~0.4중량%로 제한하는 것이 바람직하다.

[0037] 몰리브덴(Mo): 0.01~0.2중량%

[0038] 몰리브덴은 강을 고용강화시키는데 효과적인 원소이며, 또한, 티타늄과 함께 첨가될 경우 미세 복합석출물을 형성하여 석출강화에도 크게 기여한다. 몰리브덴이 함유된 석출물은 열적 안정성이 우수하여 온도 변화에 따른 석출경화능의 변화가 적은 특징을 가진다. 본 발명에서 이러한 효과를 나타내기 위하여 상기 몰리브덴의 함량이 0.01중량% 이상 포함되는 것이 바람직하다. 반면에, 상기 몰리브덴의 함량이 0.2중량%를 초과하면 과도한 소입성 증가로 국부적인 미세조직 편차가 발생하여 내충격 특성 및 용접성을 악화시키며 경제적으로도 불리하다. 따라서, 상기 몰리브덴의 함량은 0.01~0.2중량%로 제한하는 것이 바람직하다.

[0039] 인(P): 0.001~0.05중량%

[0040] 인은 탄소와 마찬가지로 고용강화 효과가 매우 커서 소량으로도 높은 강도를 얻을 수 있는 유용한 원소이다. 하

지만 상기 인의 함량이 0.001중량% 미만에서는 원하는 강도를 얻기에 불충분하고, 상기 인의 함량이 0.05중량%를 초과하면 마이크로 편석에 의한 밴드 조직 유발 및 입계편석에 의한 연성과 충격인성 저하를 가져오게 된다. 따라서, 상기 인의 함량은 0.001~0.05중량%로 제한하는 것이 바람직하다.

[0041] 황(S): 0.0005~0.005중량%

[0042] 황은 강 중에 존재하는 불순물로써, 가능한 한 낮게 제어하는 것이 바람직하다. 이론상 황의 함량은 0%로 제어하는 것이 유리하나, 제조공정상 필연적으로 함유될 수 밖에 없다. 상기 황의 함량을 0.0005중량% 미만으로 제조하기 위해서는 제강조업시 시간이 많이 소요되어 생산성이 떨어지게 되며, 상기 황의 함량이 0.005중량%를 초과하면 Mn 등과 결합하여 비금속개재물을 형성하며 이에 따라 강의 신장플랜지성을 크게 떨어뜨리는 문제점이 있다. 따라서, 상기 황의 함량은 0.0005~0.005중량%로 제한하는 것이 바람직하다.

[0043] 알루미늄(Al): 0.01~0.3중량%

[0044] 알루미늄은 주로 탈산을 위하여 첨가하는 성분이며, 페라이트 안정화 원소로서, 열간압연 후 냉각 중 강에 페라이트 상의 형성을 도와주는 효과가 있다. 본 발명에서 이러한 효과를 나타내기 위하여 상기 알루미늄의 함량이 0.01중량% 이상 포함되는 것이 바람직하다. 반면에, 상기 알루미늄의 함량이 0.3중량%를 초과하면 연속주조시에 슬라브에 결함이 발생하기 쉬우며, 충격특성이 열위해지고, 열연후 표면 결함 발생으로 표면품질이 떨어지는 문제점이 있다. 따라서, 상기 알루미늄의 함량은 0.01~0.3중량%로 제한하는 것이 바람직하다.

[0045] 질소(N): 0.001~0.01중량%

[0046] 질소는 탄소와 함께 대표적인 고용강화 원소이며 티타늄, 알루미늄 등과 함께 조대한 석출물을 형성한다. 일반적으로, 질소의 고용강화 효과는 탄소보다 우수하지만, 강 중에 질소의 양이 증가될수록 인성이 크게 떨어지는 문제점이 있다. 상기 질소의 함량을 0.001중량% 미만으로 제조하기 위해서는 제강 조업시 시간이 많이 소요되어 생산성이 떨어지게 되며, 상기 질소의 함량이 0.01중량%를 초과하는 경우에는 조대한 질화물의 형성이 용이하여 취성이 발생하는 문제점이 있다. 따라서, 상기 질소의 함량은 0.001~0.01중량%로 제한하는 것이 바람직하다.

[0047] 한편, Ti, Nb 및 V로 이루어진 그룹으로부터 선택된 1종 이상을 포함하는 것이 바람직하다. 이 경우, Ti, Nb 및 V의 함량의 합은 총 0.001~0.15%로 제한하는 것이 바람직하다.

[0048] Ti, Nb 및 V는 결정립을 미세화시키는데 유효한 성분으로, Ti는 강중에 TiN으로 존재하여 열간압연을 위한 가열과정에서 결정립이 성장되는 것을 억제하는 효과가 있다. 또한, 질소와 반응하고 남은 Ti이 강 중에 고용되어 탄소와 결합함으로써 TiC 석출물이 형성되어 강의 강도를 향상시키는데 유용한 성분이다.

[0049] Nb 및 V은 강중 탄화물을 형성하여 결정립 미세화에 효과적이며 미세한 석출물을 형성하여 강의 강도와 인성을 향상시킨다. 또한, 강중 편석에 의한 미세조직 및 물성의 국부적인 편차를 증가시키는 C, N 등의 고용원소를 안정화시켜 주므로 내충격 특성을 향상시키는 효과도 있다.

[0050] 나머지는 Fe 및 불가피한 불순물을 포함한다. 상기 조성 이외에 유효한 성분의 첨가가 배제되는 것은 아니다.

[0051] 이하, 본 발명에 의한 열연강판의 미세조직 및 석출물에 대하여 상세히 설명한다.

[0052] 본 발명에 의한 열연강판은 페라이트가 단면 면적율로 95% 이상이고, 펄라이트, 베이나이트, 마르텐사이트 및 잔류오스테나이트로 이루어진 그룹으로부터 선택된 1종 이상을 포함하는 제 2상이 단면 면적율로 5% 이하인 것

이 바람직하며, 상기와 같은 미세조직을 확보함으로써, 우수한 연성과 신장플랜지성을 확보할 수 있다. 상기 제2상의 단면 면적율이 5%를 초과하는 경우, 성형중 국부적으로 미세한 균열이 발생하기 쉽고 신장플랜지성이 급격히 감소하는 문제가 있다.

[0053] 또한, 본 발명에 의한 열연강판은 직경 100nm 이상의 Ti, Nb 및 V의 단독 또는 복합 탄질화물이 $5x10^{8}$개/㎠ 이하인 것이 바람직하다. 조대한 탄질화물을 저감시킴으로써, 외부 충격에 대한 국부적인 응력집중이 억제되어, 열연강판의 내충격 특성이 우수하게 된다.

[0054] 한편, 상기와 같이 제공되는 본 발명에 의한 열연강판은 연신율(T-El), 신장플랜지성(HER) 및 인장강도(TS)에 관한 하기 관계식 1의 조건을 만족할 수 있다.

[0055] [관계식 1]

[0056] $T\text{-}El \times HER \geq 5447 - 4.64 \times TS$

[0057] 한편, 상기와 같이 제공되는 본 발명에 의한 열연강판은 -20℃에서 80J 이상의 충격에너지를 확보할 수 있어, 자동차 샤시부품과 구조부재 등에 바람직하게 적용될 수 있다.

[0058] 한편, 본 발명에 의한 열연강판은 그 표면에 용융아연도금층이 형성되어, 용융아연도금강판으로도 이용가능하다.

[0059] 이하, 본 발명의 다른 일측면인 내충격 특성 및 성형성이 우수한 고강도 열연강판의 제조방법에 대하여 상세히 설명한다.

[0060] 본 발명의 다른 일측면인 내충격 특성 및 성형성이 우수한 고강도 열연강판의 제조방법은 중량%로, C: 0.03~0.08%, Si: 0.01~1.0%, Mn: 1.2~1.8%, Cr: 0.005~0.4%, Mo: 0.01~0.2%, P: 0.001~0.05%, S: 0.0005~0.005%, Al: 0.01~0.3%, N: 0.001~0.01%를 포함하고, Ti, Nb 및 V로 이루어진 그룹으로부터 선택된 1종 이상을 합계 0.001~0.25% 포함하며, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하는 용강을 연속주조하여 슬라브를 얻는 단계; 상기 슬라브를 하기 관계식 2의 조건을 만족하도록 냉각하는 단계; 상기 냉각된 슬라브를 1200~1300℃로 재가열하는 단계; 상기 재가열된 슬라브를 열간압연하여 열연강판을 얻는 단계; 상기 열연강판을 550~750℃까지 10~100℃/s의 냉각속도로 냉각하는 단계; 및 상기 냉각된 열연강판을 550~700℃에서 권취하는 단계를 포함하며, 상기 열연강판을 얻는 단계는 하기 관계식 3의 조건을 만족하도록 마무리 열간압연하는 것을 포함한다.

[0061] [관계식 2]

[0062] $CR(℃/sec) \geq 45.5 - 56.1[C] + 2.1[Si] - 19.2[Mn] - 8.9[Cr] + 8.0[Al] - 26.9[Mo]$

[0063] (단, 상기 CR은 냉각속도, 상기 [C], [Si], [Mn], [Cr], [Al], 및 [Mo]는 각각 해당 원소의 함량(중량%)을 의미함)

[0064] [관계식 3]

[0065] $(FET - FDT)(℃) \leq 166 - 456[C] - 27.9[Mn] + 4.39[Si] - 28.5[Mo] - 28.2[Ti] - 51.1[Nb]$

[0066] (단, 상기 FET는 마무리 열간압연 개시온도, 상기 FDT는 마무리 열간압연 종료온도, 상기 [C], [Mn], [Si], [Mo], [Ti] 및 [Nb]는 각각 해당 원소의 함량(중량%)을 의미함)

[0067] **슬라브를 얻는 단계 및 냉각하는 단계**

[0068] 전술한 조성을 만족하는 용강을 연속주조하여 슬라브를 얻고, 상기 슬라브를 하기 관계식 2를 만족하도록 냉각

한다. 이는 냉각중 발생하는 페라이트 변태를 회피하여 상변태 중에 발생하는 강성분의 편석이나 확산을 억제함으로써 조대한 탄화물과 질화물이 형성되는 것을 억제하기 위함이다. 나아가, 가열로에서의 슬라브 재가열시에 합금원소의 재고용이 비교적 낮은 재가열온도에서 빠르게 발생하여 균일하고 미세한 오스테나이트 상을 얻을 수 있게 되며, 열간압연 후, 열연강판 중의 직경 100nm 이상의 조대 석출물이 $5x10^{8}$개/㎠ 이하가 되어 내충격 특성이 향상된다.

[0069] [관계식 2]

[0070] CR(℃/sec) ≥ 45.5 - 56.1[C] + 2.1[Si] - 19.2[Mn] - 8.9[Cr] + 8.0[Al] - 26.9[Mo]

[0071] (단, 상기 CR은 냉각속도, 상기 [C], [Si], [Mn], [Cr], [Al], 및 [Mo]는 각각 해당 원소의 함량(중량%)을 의미함)

[0072] **재가열하는 단계**

[0073] 상기 냉각된 슬라브를 1200~1300℃의 온도에서 재가열한다. 이때 상기 재가열온도가 1200℃ 미만이면 석출물이 충분히 재고용되지 않아 열간압연 이후의 공정에서 NbC, TiC 등의 석출물이 감소하게 되며, 1300℃를 초과하면 오스테나이트 결정립의 이상입성장에 의하여 강도와 내충격 특성이 저하되므로, 상기 재가열온도는 1200~1300℃로 제한하는 것이 바람직하다.

[0074] **열연강판을 얻는 단계**

[0075] 상기 재가열된 슬라브를 하기 관계식 3을 만족하도록 열간압연하여 열연강판을 얻는다. 이는 열간압연 중 강판에 동적변형유기석출에 의한 석출물이 발생하지 않도록 하여 열간압연 후 석출강화 효과가 감소하는 것을 최소화하는 동시에 열간압연 중 강판에 변형에너지를 최대한 누적시켜 페라이트 상변태시 미세하고 균일한 페라이트 결정립들이 형성되도록 하기 위함이다.

[0076] [관계식 3]

[0077] (FET - FDT)(℃) ≤ 166 - 456[C] - 27.9[Mn] + 4.39[Si] - 28.5[Mo] - 28.2[Ti] - 51.1[Nb]

[0078] (단, 상기 FET는 마무리 열간압연 개시온도, 상기 FDT는 마무리 열간압연 종료온도, 상기 [C], [Mn], [Si], [Mo], [Ti] 및 [Nb]는 각각 해당 원소의 함량(중량%)을 의미함)

[0079] **냉각하는 단계**

[0080] 상기 열연강판을 550~750℃까지 10~100℃/sec의 냉각속도로 냉각한다. 상기 냉각단계에서 온도가 550℃ 미만이면 석출원소의 석출량이 감소하여 원하는 강도를 얻지 못하게 되며, 저온페라이트와 베이나이트 분율 또한 증가하게 된다. 반면에, 750℃를 초과하면 조대한 페라이트와 펄라이트 조직의 형성과 석출물의 조대화가 발생하여 원하는 강도를 얻을 수 없게 된다. 그리고 냉각속도가 10℃/sec 미만일 경우 페라이트 결정립의 조대화가 일어나고 석출물 또한 조대화가 되어 원하는 고강도 강을 얻기가 어렵고, 반면에 100℃/sec를 초과할 경우 저온 페라이트 분율이 증가하여 연신율이 하락하게 된다.

[0081] **권취하는 단계**

[0082] 이후, 상기 냉각된 열연강판을 550~750℃에서 권취한다. 상기 권취온도가 550℃ 미만인 경우에는 석출원소의 석출량이 감소하여 원하는 강도를 얻지 못하게 되며, 저온페라이트와 베이나이트 분율 또한 증가하는 문제가 있으며, 반면에 750℃를 초과하는 경우에는 조대한 페라이트와 펄라이트 조직의 형성과 석출물의 조대화가 발생하여 원하는 강도를 얻을 수 없게 되는 문제가 있다. 따라서, 상기 권취온도는 550~750℃로 제한하는 것이 바람직하다.

[0083] 한편, 상기와 같이 권취된 열연강판은 상온~200℃에서 공냉 한 후에 산세처리함으로써 표층부 스케일을 제거하

고 도유하는 공정을 통해 산세강판으로 제조될 수 있다. 상기 산세처리하는 단계에서 그 온도가 200℃를 초과하게 되면 열연강판의 표층부가 과산세되어 표층부 조도가 나빠지게 되는 문제가 있으므로, 상기 산세처리하는 온도는 200℃ 이하로 제한하는 것이 바람직하다.

[0084] 또한, 상기 권취 또는 산세 후에는 상기 열연강판을 450~480℃에서 가열하고 용융아연도금욕에 통과시켜 용융아연도금강판으로 제조될 수 있다. 상기 가열온도가 450℃ 미만이면 미도금이 발생하기 쉬우며, 반면에 480℃를 초과하면 도금 결함이 발생하거나 도금층의 두께를 균일하게 제조하기 어려운 문제가 있다. 따라서, 상기 가열온도는 450~480℃로 제한하는 것이 바람직하다.

[0085] 이하, 본 발명을 실시예를 통하여 보다 상세하게 설명한다. 그러나, 이러한 실시예의 기재는 본 발명의 실시를 예시하기 위한 것일 뿐 이러한 실시예의 기재에 의하여 본 발명이 제한되는 것은 아니다.

[0086] **(실시예)**

[0087] 하기 표 1에 본 발명에 의거한 발명강과 비교강의 성분 조성을 갖는 강 슬라브 조성을 나타내었다. 또한, 하기 표 2에는 표 1에 나타낸 강종들에 대하여 슬라브 냉각조건, 열연조건, 권취온도를 나타내었다. 표2에서 CR, FET, FDT와 CT는 각각 슬라브 냉각속도, 마무리 열간압연 개시온도, 마무리 열간압연 종료온도 및 권취온도를 의미하며 열간압연 직후 권취온도까지의 열간압연된 판재의 평균 냉각속도는 60~80℃/sec로 일정하게 하였다.

[0088] 표 3에는 발명강과 비교강의 기계적 성질과 내충격특성 평가결과 및 미세조직 관찰결과를 나타내었다. 상기 표 3에서 YS, TS, T-El, HER은 각각 항복강도, 인장강도, 파괴연신율, 신장플랜지성(Hole Expanding Ratio)을 의미하며 특히, YS는 0.2%off-set 항복강도 또는 하부항복점을 의미한다. 인장시험은 압연판재의 압연방향에 대하여 90° 방향을 기준으로 JIS 5호 규격에 의거하여 채취된 시험편으로 하였다. 또한, HER의 평가는 JFST 1001-1996 규격을 기준으로 실시하였다. 미세조직중 제2상 상분율은 해당 압연판재 시편을 Lepera 에칭액 또는 Nital 에칭액으로 에칭한후 광학현미경을 이용하여 500배율로 관찰하고 이를 image 분석기로 분석하여 구하였다. 조대한 Ti, Nb 및 V의 단독 또는 복합 탄질화물은 Replica법으로 샘플을 준비하여 TEM(Transmission Electron Microscopy)으로 관찰하였다. 표3에 나타낸 인장시험 및 HER시험의 결과는 3회 실시후 평균한 값이다. 또한, 표3에 나타낸 열연강판의 내충격성은 ASTM Standard E8m-04 규격을 기준으로 시험하여 얻은 결과이다. 이 때 충격시험편은 압연방향의 수직방향으로 채취하였으며, 충격에너지는 -20℃에서 3회 시험한 결과중 최소값이다. 이 충격흡수에너지 값이 80J보다 작을 경우 내충격 특성이 열위한 것으로 판단하였다.

표 1

[0089]

시편	C	Si	Mn	Cr	Al	P	S	N	Ti	Mo	Nb	V
비교강1	0.07	0.3	1.5	0.4	0.1	0.01	0.003	0.004	0.08	0.24	0	0.025
비교강2	0.08	0.2	1.9	0.1	0.03	0.01	0.003	0.004	0.18	0.12	0	0.03
비교강3	0.1	0.05	1.8	0.01	0.2	0.01	0.003	0.004	0.08	0.06	0.03	0
비교강4	0.04	0.1	1.6	0.01	0.1	0.01	0.003	0.004	0.08	0.1	0	0
비교강5	0.04	0.15	1.2	0.01	0.03	0.01	0.003	0.004	0.1	0.01	0.025	0
비교강6	0.055	0.05	1.4	0.01	0.03	0.01	0.003	0.004	0.11	0.11	0.015	0.045
비교강7	0.06	0.05	1.5	0.3	0.03	0.01	0.003	0.004	0.15	0.15	0.02	0.06
비교강8	0.045	0.4	1.3	0.01	0.03	0.01	0.003	0.004	0.1	0.09	0.02	0.03
발명강1	0.04	0.1	1.6	0.01	0.1	0.01	0.003	0.004	0.08	0.1	0	0
발명강2	0.07	0.3	1.5	0.4	0.1	0.01	0.003	0.004	0.08	0.18	0	0.025
발명강3	0.08	0.05	1.8	0.01	0.2	0.01	0.003	0.004	0.08	0.06	0.03	0
발명강4	0.03	0.05	1.2	0.01	0.03	0.0025	0.003	0.005	0.08	0.04	0	0
발명강5	0.04	0.15	1.2	0.01	0.03	0.01	0.003	0.004	0.1	0.01	0.02	0
발명강6	0.055	0.05	1.4	0.01	0.03	0.01	0.003	0.004	0.11	0.11	0.015	0.045
발명강7	0.06	0.05	1.5	0.3	0.03	0.01	0.003	0.004	0.15	0.15	0.02	0.06
발명강8	0.06	0.05	1.4	0.1	0.1	0.01	0.003	0.004	0.15	0.05	0	0.03

발명강9	0.06	0.5	1.5	0.01	0.03	0.01	0.003	0.004	0.15	0.12	0.01	0.04

표 2

[0090]

시편	CR(℃/sec)	①	FET(℃)	FDT(℃)	FET-FDT(℃)	②	CT(℃)
비교강1	4.4	4.2	989	910	79	84	615
비교강2	7.8	1.1	984	905	79	69	642
비교강3	4.8	5.3	988	907	81	65	643
비교강4	9.8	10.8	994	875	119	98	540
비교강5	19.0	20.4	1002	899	103	111	615
비교강6	12.3	12.8	1000	902	98	95	622
비교강7	6.7	7.0	982	898	84	87	545
비교강8	16.2	16.6	1015	925	90	105	636
발명강1	11.7	10.8	975	883	92	98	623
발명강2	7.4	5.8	973	892	81	86	625
발명강3	8.4	6.5	992	899	63	74	626
발명강4	22.6	20.0	993	902	91	116	600
발명강5	21.6	20.4	995	908	87	111	600
발명강6	14.0	12.8	990	916	74	95	642
발명강7	8.1	7.0	989	917	72	87	638
발명강8	15.7	13.9	982	906	76	94	600
발명강9	12.9	11.3	989	905	84	91	642

① = 45.5 - 56.1[C] + 2.1[Si] - 19.2[Mn] - 8.9[Cr] + 8.0[Al] - 26.9[Mo]

② = 166 - 456[C] - 27.9[Mn] + 4.39[Si] - 28.5[Mo] - 28.2[Ti] - 51.1[Nb]

표 3

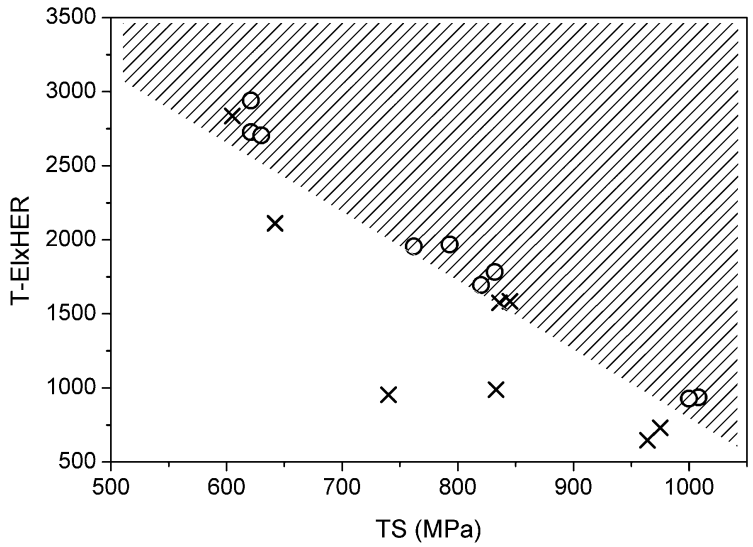
[0091]

시편	YS (MPa)	TS (MPa)	T-El (%)	HER (%)	①	②	제2상 상분율 (%)	조대 석출물 개수 (EA/cm^2)	충격 에너지 (J)	내충격성
비교강1	773	833	19	52	988	1582	6	3.2×10^8	93.3	○
비교강2	896	964	17	38	646	974	3	8.8×10^8	55.4	×
비교강3	655	740	18	53	954	2013	2	7.2×10^8	70.2	×
비교강4	547	642	24	88	2112	2468	7	6.5×10^8	78.6	×
비교강5	552	605	27	105	2835	2640	3	7.5×10^8	74.3	×
비교강6	760	836	21	75	1575	1568	3	7.2×10^8	68.3	×
비교강7	887	975	17	43	731	923	6	8.5×10^8	55.9	×
비교강8	778	845	22	72	1584	1526	3	8.8×10^8	68.1	×
발명강1	494	624	28	105	2940	2565	4	2.1×10^8	113.2	○
발명강2	760	820	22	77	1694	1642	4	3.9×10^8	102.8	○
발명강3	605	762	23	85	1955	1911	3	3.5×10^8	115.4	○
발명강4	568	621	27	101	2727	2565	3	4.2×10^8	121.5	○
발명강5	573	630	26	104	2704	2524	3	4.1×10^8	125.7	○
발명강6	774	832	22	81	1782	1586	3	3.8×10^8	106.4	○
발명강7	925	1008	17	55	935	770	2	3.5×10^8	87.1	○
발명강8	725	793	24	82	1968	1767	3	4.2×10^8	96.3	○

발명강9	899	1000	16	58	928	807	3	2.8×10^8	85.6	○
① = T-El×HER ② = 5447 - 4.64×TS										

[0092] 비교강 1은 슬라브의 냉각속도와 마무리 열간압연시 온도조건이 관계식 2 및 3에 부합하여 우수한 내충격 특성을 나타내었으나, 강 성분 중 Mo의 함량이 과다하여 제2상의 부피분율도 5%를 초과하였고, HER값이 낮아 관계식 1을 만족하지 못했다. 비교강 2 및 3은 강 성분중 Mn, C의 함량이 각각 본 발명의 성분범위를 벗어나 결정립계에서 조대한 탄화물이 발생하였으며 HER값이 낮아 관계식 1을 만족하지 못했다. 특히, 비교강 2의 경우에는 마무리 열간압연시 온도조건이 관계식 3에 부합하지 못하였으며, 비교강 3은 슬라브의 냉각속도와 마무리 열간압연시 온도조건이 관계식 2 및 3 모두에 부합하지 못하여 미세한 페라이트 결정립이 형성되지 않았으며 내충격 특성이 열위하게 나타났다. 비교강 4 내지 8은 강 성분의 함량이 본 발명에서 제안한 성분 범위에 해당하였으나, 관계식 2 및 3 중 하나 또는 모두를 만족하지 못하였으며 내충격 특성이 열위한 결과를 나타내었다. 또한, 비교강 4와 7은 권취온도가 낮아서 석출물이 충분히 형성되지 못하였으며 제2상의 부피분율이 5%를 초과하여 연신율, 신장플랜지성 및 인장강도의 밸런스도 열위하였다. 이에 반해, 발명강들은 모두 본 발명에서 제안한 성분범위와 관계식 1, 2 및 3을 모두 만족하여 재질 및 내충격 특성이 우수한 결과를 나타내었다.

[0093] 비교강 1 내지 8과 발명강 1 내지 9의 인장강도(TS)와 연신율(T-El)×신장플랜지성(HER) 값을 도 1에 도시하였다. 도1에서 ○는 내충격성 평가결과 충격에너지의 값이 80J 이상인 경우이며, X는 80J 미만의 경우를 나타내며 도 1의 빗금친 영역이 본 발명강 범위에 해당한다.

도면

도면1