



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2015-0075312
(43) 공개일자 2015년07월03일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 38/00 (2006.01) B21B 3/00 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
(21) 출원번호 10-2013-0163362
(22) 출원일자 2013년12월25일
심사청구일자 2013년12월25일

(71) 출원인
주식회사 포스코
경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동)
(72) 발명자
김성일
전남 광양시 폭포사랑길 20-26, 내 (금호동, 광양 제철소)
서석중
전남 광양시 폭포사랑길 20-26, 내 (금호동, 광양 제철소)
김성환
전남 광양시 폭포사랑길 20-26, 내 (금호동, 광양 제철소)
(74) 대리인
특허법인씨엔에스

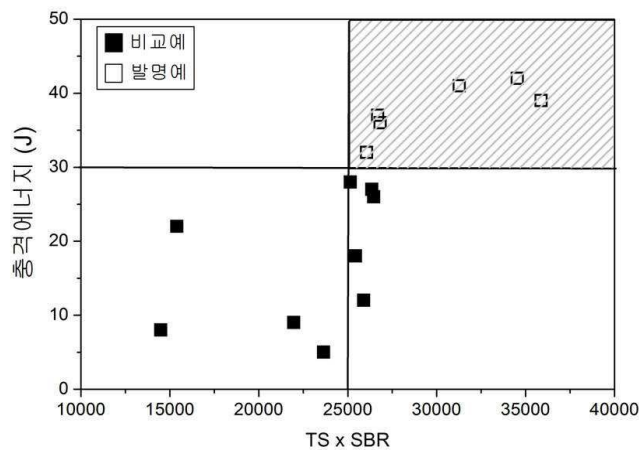
전체 청구항 수 : 총 8 항

(54) 발명의 명칭 **내충격특성 및 엣지부 성형성이 우수한 고강도 복합조직 열연강판 및 그 제조방법**

(57) 요약

본 발명은 내충격특성 및 엣지부 성형성이 우수한 고강도 복합조직 열연강판에 관한 것으로서, 0.03~0.15 중량%, Si: 0.5~1.5 중량%, Mn: 1.5~2.0 중량%, Sol.Al: 0.01~0.08 중량%, Cr: 0.2~0.8 중량%; Mo: 0.01~0.3 중량%, P: 0.001~0.05 중량%, S: 0.001~0.005 중량% 및 N: 0.001~0.01 중량%를 포함하고, Nb, Ti 및 V 중에서 선택된 적어도 하나의 성분을 총 0.001~0.2 중량% 추가적으로 포함하며, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, 페라이트 기지조직과 80 체적%이상의 베이나이트 상을 포함하는 미세조직을 갖고, 미세조직 중 직경 100nm 이상의 Ti, Nb 및 V의 단독 또는 복합 탄질화물의 개수가 단위면적(1cm²)당 3x10⁸ 이하이고, 그리고 열연강판 엣지(Edge)부에서의 미세조직중 마르텐사이트 상분율이 5 체적% 미만인 내충격특성 및 엣지부 성형성이 우수한 고강도 복합조직 열연강판 및 그 제조방법에 관한 것이다.

대표도 - 도1



명세서

청구범위

청구항 1

C: 0.03~0.15 중량%, Si: 0.5~1.5 중량%, Mn: 1.5~2.0 중량%, Sol.Al: 0.01~0.08 중량%, Cr: 0.2~0.8 중량%; Mo: 0.01~0.3 중량%, P: 0.001~0.05 중량%, S: 0.001~0.005 중량% 및 N: 0.001~0.01 중량%를 포함하고, Nb, Ti 및 V 중에서 선택된 적어도 하나의 성분을 총 0.001~0.2 중량% 추가적으로 포함하며, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, 미세조직은 80체적%이상의 베이나이트로 이루어져 있으며, 상기 미세조직 중 직경 100nm이상의 Ti, Nb 및 V의 단독 또는 복합 탄질화물의 개수가 단위면적(1cm²)당 3x10⁸ 이하고, 그리고 열연강판 엣지(Edge)부 (여기에서, 엣지부는 열연강판의 엣지에서부터 관중심부로 50mm까지의 부위를 의미함)에서의 미세조직중 마르텐사이트 상분율이 5체적%미만인 내충격특성 및 엣지부 성형성이 우수한 고강도 복합조직 열연강판.

청구항 2

제 1 항에 있어서, 상기 복합조직 열연강판은 인장강도와 하기 관계식 3으로 나타내는 SBR (Sheared-edge Bending Ratio)의 값이 25,000 이상이고, -20℃에서의 충격에너지가 30J 이상인 내충격특성 및 엣지부 성형성이 우수한 고강도 복합조직 열연강판.

[관계식 3]

$$SBR = (L_f - L_o) \times 100 / L_o$$

(여기서, L_o는 초기 원형 노치부 간격(mm)이고, L_f는 균열 발생시 변형된 원형 노치부 간격(mm)이다)

청구항 3

제 1 항에 있어서, 상기 복합조직 열연강판은 산세처리후 도유된 내충격특성 및 엣지부 성형성이 우수한 고강도 복합조직 열연강판.

청구항 4

제 1 항에 있어서, 상기 복합조직 열연강판은 용융아연도금된 내충격특성 및 엣지부 성형성이 우수한 고강도 복합조직 열연강판.

청구항 5

제 1 항에 있어서, 상기 복합조직 열연강판은 연속주조 및 열연공정이 직결화된 프로세스에서 제조된 내충격특성 및 엣지부 성형성이 우수한 고강도 복합조직 열연강판.

청구항 6

C: 0.03~0.15 중량%, Si: 0.5~1.5 중량%, Mn: 1.5~2.0 중량%, Sol.Al: 0.01~0.08 중량%, Cr: 0.2~0.8 중량%; Mo: 0.01~0.3 중량%, P: 0.001~0.05 중량%, S: 0.001~0.005 중량% 및 N: 0.001~0.01 중량%를 포함하고, Nb, Ti 및 V 중에서 선택된 적어도 하나의 성분을 총 0.001~0.2 중량% 추가적으로 포함하며, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하는 용강을 슬라브로 주조하고 하기 관계식 1의 냉각속도(CR; °C/sec)를 만족하도록

슬라브를 냉각하는 슬라브 제조단계;

상기와 같이 제조된 슬라브를 재가열하는 단계;

열간압연 개시온도(FET)와 종료온도(FDT)의 차이[FET-FDT=ΔT(°C)]가 하기 관계식 2를 만족하도록 상기 재가열된 슬라브를 열간압연하여 열연강판을 제조하는 단계;

상기 열연강판을 300~500°C의 온도범위까지 평균 냉각속도 10~70°C/sec로 냉각하는 단계; 및 300~500°C의 범위의 온도에서 열연강판을 권취하는 단계를 포함하는 내충격특성 및 옛지부 성형성이 우수한 고강도 복합조직 열연강판의 제조방법.

[관계식 1]

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

[관계식 2]

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

청구항 7

제 6 항에 있어서, 상기 슬라브의 재가열 온도는 1200~1300°C인 내충격특성 및 옛지부 성형성이 우수한 고강도 복합조직 열연강판의 제조방법.

청구항 8

제 6 항에 있어서, 권취하는 단계 후에, 상기 열연강판을 산세처리 후 강판의 온도가 450~480°C가 되도록 열연강판을 가열한 다음, 용융아연도금하는 단계를 추가로 포함하는 내충격특성 및 옛지부 성형성이 우수한 고강도 복합조직 열연강판의 제조방법.

발명의 설명

기술분야

[0001] 본 발명은 주로 자동차 휠 및 샤프 부품의 멤버류 등의 용도로 사용되는 고강도 열연강판 및 그 제조방법에 관한 것으로, 보다 상세하게는 내충격특성 및 옛지부 성형성이 우수한 고강도 복합조직 열연강판 및 그 제조방법에 관한 것이다.

배경기술

[0002] 종래의 샤프 부품용 고강도 열연강판 관련 기술에서는 열연강판을 성형성을 향상시키기 위해 페라이트-베이나이트의 2상 복합조직강으로 제조하여 신장플랜지성을 향상시키거나 페라이트상 또는 베이나이트상을 기본 기지조직으로 하는 고강도 고버링성 강을 제조하였다.

[0003] 종래기술의 하나인 특허문헌 1에서는 강을 열간압연 직후에 특정한 냉각조건에 따라 페라이트 변태역에서 수초간 유지한 후 베이나이트가 형성되도록 베이나이트 형성온도에서 권취하여 금속 조직을 폴리고날 페라이트 및 베이나이트의 혼합조직으로 형성시킴으로써 강도와 신장 플랜지성을 동시에 확보하고자 하였다.

[0004] 또한, 종래기술의 다른 하나인 특허문헌 2에서는 C-Si-Mn 성분계를 기본으로 베이나이트 페라이트와 그래놀러 베이나이트페라이트를 기지조직으로 하는 고버링강을 제안하였다.

[0005] 또한, 종래기술의 또 다른 하나인 특허문헌 3에서는 베이나이트상을 95%이상 갖으며 압연방향으로 연신된 결정

립을 적게 제조하여 신장플랜지성을 향상시키는 기술을 제안하였다.

- [0006] 또한, 종래기술의 또 다른 하나인 특허문헌 4에서는 페라이트 조직을 기지조직으로 하고 결정립내에 미세한 석출물이 특정 비율이상으로 석출되도록 하여 고강도와 고버링성을 동시에 확보하는 기술을 제안하였다.
- [0007] 상기 종래기술에서는 고 강도강들을 제조하기 위해 주로 Si, Mn, Al, Mo등의 합금성분이 활용되고 있는데, 이들 합금성분은 상기 열연강관의 강도와 신장 플랜지성을 향상시키는데 효과적이지만 이와 같은 물성들을 향상시키기 위해 이들 합금성분이 많이 첨가되면 합금성분의 편석과 미세조직의 불균일을 초래하는 문제점이 있다.
- [0008] 특히, 냉각 시 강의 경화능이 증가하여 냉각조건에 따라 미세조직의 변화가 민감하게 변화하게 된다. 따라서, 열간압연 직후 열연강관의 냉각시 열연강관 중심부에 비해 냉각속도가 큰 엣지(Edge)부에 마르텐사이트상의 분율이 크게 증가하여 연성, 굽힘가공성, 신장플랜싱 등이 모두 열위하게 된다.
- [0009] 이와 같이 열연강관의 엣지부의 성형성이 열위해지면 엣지부를 제거해야 하므로 불필요한 공정에 의한 생산성 저하와 열연강관의 실사용량이 감소하게 되어 경제적으로 불리하게 된다. 또한, 고강도 열연강관을 제조하기 위해 상기 종래기술에서와 같이 합금성분을 과도하게 사용하는 것은 주조후 슬라브에도 심한 편석을 발생시켜 성형중 균열이나 결함이 형성되어 내피로특성과 내충격특성을 악화시킨다.
- [0010] 더욱이, 추가적인 강도향상을 위해 활용되는 Ti, Nb, V, W 등의 합금성분이 과다하게 첨가되거나 열간압연 등의 제조조건 등이 부적합할 경우 조대한 석출물이 잔류하거나 동적변형유기석출의 발생으로 열간압연중 변형저항이 급격히 증가되어 압연관의 형상품질이 열위하게 되며, 석출강화효과가 감소하여 원하는 고강도를 얻지 못하는 문제가 있다.

선행기술문헌

특허문헌

- [0011] (특허문헌 0001) 특허문헌 1: JP 1994-293910
- (특허문헌 0002) 특허문헌 2: KR 10-1114672
- (특허문헌 0003) 특허문헌 3: KR 10-2013-7009196
- (특허문헌 0004) 특허문헌 4: KR 10-2002-7006320

발명의 내용

해결하려는 과제

- [0012] 본 발명은 내충격특성 및 엣지부 성형성이 우수한 고강도 복합조직 열연강관을 제공하고자 하는 것이다.
- [0013] 또한, 본 발명은 강 조성 및 제조조건을 적절히 제어하여 내충격특성 및 엣지부 성형성이 우수한 고강도 복합조직 열연강관을 제조하는 방법을 제공하고자 하는 것이다.

과제의 해결 수단

- [0014] 본 발명은 C: 0.03~0.15 중량%, Si: 0.5~1.5 중량%, Mn: 1.5~2.0 중량%, Sol.Al: 0.01~0.08 중량%, Cr: 0.2~0.8 중량%; Mo: 0.01~0.3 중량%, P: 0.001~0.05 중량%, S: 0.001~0.005 중량% 및 N: 0.001~0.01 중량%를 포함하고, Nb, Ti 및 V 중에서 선택된 적어도 하나의 성분을 총 0.001~0.2 중량% 추가적으로 포함하며, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, 미세조직은 80체적%이상의 베이나이트로 이루어져 있으며, 상기 미세조직 중 직경 100nm이상의 Ti, Nb 및 V의 단독 또는 복합 탄질화물의 개수가 단위면적(1cm²)당 3×10^8 이하이고, 그리고 열연강판 엣지(Edge)부 (여기에서, 엣지부는 열연강판의 엣지에서부터 관중심부로 50mm까지의 부위를 의미함)에서의 미세조직중 마르텐사이트 상분율이 5체적%미만인 내충격특성 및 엣지부 성형성이 우수한 고강도 복합조직 열연강판에 의하여 달성된다.
- [0015] 여기에서, 바람직하게는 상기 복합조직 열연강판은 인장강도와 하기 관계식 3으로 나타내는 SBR (Sheared-edge Bending Ratio)의 값이 25,000 이상이고, -20℃에서의 충격에너지가 30J 이상이다.
- [0016] [관계식 3]
- [0017] $SBR = (L_f - L_o) \times 100 / L_o$
- [0018] (여기서, L_o는 초기 원형 노치부 간격(mm)이고, L_f는 균열 발생시 변형된 원형 노치부 간격(mm)이다)
- [0019] 바람직하게는, 상기 복합조직 열연강판은 산세처리 후 도유된다.
- [0020] 바람직하게는, 상기 복합조직 열연강판은 용융아연도금된다.
- [0021] 바람직하게는, 상기 복합조직 열연강판은 연속주조 및 열연공정이 직결화된 프로세스에서 제조된다.
- [0022] 또한, 본 발명은 C: 0.03~0.15 중량%, Si: 0.5~1.5 중량%, Mn: 1.5~2.0 중량%, Sol.Al: 0.01~0.08 중량%, Cr: 0.2~0.8 중량%; Mo: 0.01~0.3 중량%, P: 0.001~0.05 중량%, S: 0.001~0.005 중량% 및 N: 0.001~0.01 중량%를 포함하고, Nb, Ti 및 V 중에서 선택된 적어도 하나의 성분을 총 0.001~0.2 중량% 추가적으로 포함하며, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하는 용강을 슬라브로 주조하고 하기 관계식 1의 냉각속도(CR; ℃/sec)를 만족하도록 슬라브를 냉각하는 슬라브 제조단계; 상기와 같이 제조된 슬라브를 재가열하는 단계; 열간압연 개시온도(FET)와 종료온도(FDT)의 차이[FET-FDT=ΔT(℃)]가 하기 관계식 2를 만족하도록 상기 재가열된 슬라브를 열간 압연하여 열연강판을 제조하는 단계; 상기 열연강판을 300~500℃의 온도범위까지 평균 냉각속도 10~70℃/sec로 냉각하는 단계; 및 300~500℃의 범위의 온도에서 열연강판을 권취하는 단계를 포함하는 내충격특성 및 엣지부 성형성이 우수한 고강도 복합조직 열연강판의 제조방법에 의하여 달성된다.
- [0023] [관계식 1]
- [0024] $CR(\text{℃/sec}) \geq 45.5 - 56.1[C] + 2.1[Si] - 19.2[Mn] - 8.9[Cr] + 8.0[Al] - 26.9[Mo]$
- [0025] [관계식 2]
- [0026] $FET-FDT=\Delta T(\text{℃}) \leq 166 - 456[C] - 27.9[Mn] + 4.39[Si] - 28.5[Mo] - 28.2[Ti] - 51.1[Nb]$
- [0027] 여기에서, 바람직하게는 상기 슬라브의 재가열 온도는 1200~1300℃이다.
- [0028] 바람직하게는, 권취하는 단계 후에, 상기 열연강판을 산세처리후 강판의 온도가 450~480℃가 되도록 열연강판을 가열한 다음, 용융아연도금하는 단계를 추가로 포함한다.

발명의 효과

[0029] 상술한 바와 같이, 본 발명에 의하여 내충격특성 및 옛지부 성형성이 우수한 고강도 복합조직 열연강관을 제공할 수 있다.

도면의 간단한 설명

[0030] 도 1은 본 발명에 따른 발명예와 본 발명 범위를 벗어난 비교예의 인장강도와 옛지부 성형성(SBR)의 곱과 충격 에너지 값을 나타내는 그래프이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0031] 본 발명은 내충격특성 및 옛지부 성형성이 우수한 고강도 복합조직 열연강관 및 그 제조방법에 관한 것이다.

[0032] 본 발명자들은 상술한 종래 기술의 문제점을 해결하기 위하여 다양한 성분을 갖는 강들에 대해, 주조 후 슬라브의 냉각속도(CR)를 다르게 하는 동시에 열간압연 구간에서 압연 개시온도(FET)와 종료온도(FDT)와의 온도차이를 다르게 하여 제조한 강관의 내충격특성을 측정하여 내충격특성과 주조후 슬라브의 냉각속도(CR)와의 상관성 및 내충격특성과 열간압연 개시온도(FET)와 종료온도(FDT)의 차이와의 상관성을 조사하고, 그 결과에 기초하여 본 발명을 완성하였다.

[0033] 이하, 본 발명의 내충격특성 및 옛지부 성형성이 우수한 고강도 복합조직 열연강관에 대하여 상세히 설명한다.

[0034] 본 발명본 발명의 내충격특성 및 옛지부 성형성이 우수한 고강도 복합조직 열연강관의 성분조성은 C: 0.03~0.15 중량%, Si: 0.5~1.5 중량%, Mn: 1.5~2.0 중량%, Sol.Al: 0.01~0.08 중량%, Cr: 0.2~0.8 중량%; Mo: 0.01~0.3 중량%, P: 0.001~0.05 중량%, S: 0.001~0.005 중량% 및 N: 0.001~0.01 중량%를 포함하고, Nb, Ti 및 V 중에서 선택된 적어도 하나의 성분을 총 0.001~0.2 중량% 추가적으로 포함하며, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함한다.

[0035] 이하, 상기 각각의 성분조성에 관하여 상세히 설명한다.

[0036] C: 0.03-0.15 중량%

[0037] 상기 C는 강을 강화시키는데 가장 경제적이며 효과적인 원소이고 첨가량이 증가하면 베이나이트상 분율이 증가하여 인장강도가 증가하게 된다. 그 함량이 0.03 중량% 미만이면 열연후 냉각중 페라이트 형성속도가 빨라서 베이나이트 상의 형성이 용이하지 않고, 0.15 중량%를 초과하면 마르텐사이트 상 분율이 증가하여 과도한 강도상승과 성형성 및 내충격특성이 저하되는 문제점이 있으며, 용접성도 열위하게 된다. 더욱이, 열간압연관의 냉각시 경화능이 상승하여 옛지(Edge)부에는 마르텐사이트 상이 형성되어 성형성이 급격히 열위해진다. 따라서, 상기 C의 함량은 0.03-0.15 중량%로 제한하는 것이 바람직하다.

[0038] Si: 0.5-1.5 중량%

[0039] 상기 Si는 용강을 탈산시키고 강을 고용 강화시키는데 효과적이고, 조대한 탄화물 형성을 지연시켜서 성형성을 향상시키는데 유리한 원소이다. 그러나 그 함량이 0.5 중량%미만이면 탄화물 형성을 지연시키는 효과가 적어 성형성을 향상시키기 어려우며, 1.5 중량%를 초과하면 열간압연 시 강관표면에 Si에 의한 붉은색 스케일이 형성되어 강관표면 품질이 매우 나빠질 뿐만 아니라 연성과 용접성도 저하되는 문제점이 있으므로, 그 함량은 1.5 중량% 이하로 제한하는 것이 바람직하다.

- [0040] Mn: 1.5~2.0 중량%
- [0041] 상기 Mn은 Si과 마찬가지로 강을 고용 강화시키는데 효과적이고 강의 경화능을 증가시켜 열연후 냉각중 베이나이트상의 형성을 용이하게 하는 원소이다. 하지만, 그 함량이 1.5 중량% 미만이면 첨가에 따른 상기 효과를 얻을 수 없고, 2.0 중량%를 초과하면 경화능이 크게 증가하여 마르텐사이트 상변태가 일어나기 쉽고 연주공정에서 슬라브 주조시 두께중심부에서 편석부가 크게 발달되어 최종제품의 용접성과 내충격특성을 해치는 문제점이 있다. 또한, 열간압연관의 냉각시 냉각속도가 커지기 쉬운 엣지(Edge)부에는 마르텐사이트 상이 형성되어 성형성이 급격히 열위해진다. 따라서, 상기 Mn의 함량은 1.5~2.0 중량%로 제한하는 것이 바람직하다.
- [0042] Sol.Al: 0.01~0.08 중량%
- [0043] 상기 Sol.Al은 주로 탈산을 위하여 첨가하는 성분이며 그 함량이 0.01 중량% 미만이면 그 첨가 효과가 부족하고, 0.08 중량%를 초과하면 질소와 결합하여 AlN이 형성되어 연주주조시 슬라브에 코너크랙이 발생하기 쉬우며 열연관의 엣지(Edge)부에 개재물 형성에 의한 결합이 발생하기 쉽다. 또한, 열간압연 후 표면 결합 발생으로 표면품질이 떨어지는 문제점이 있으므로, 그 함량은 0.01~0.08 중량%로 제한하는 것이 바람직하다.
- [0044] Cr: 0.2~0.8 중량%
- [0045] 상기 Cr은 강을 고용강화시키며 냉각시 페라이트 상변태를 지연시켜 권취온도에서 베이나이트 형성을 돕는 역할을 하는 원소이다. 하지만, 그 함량이 0.2 중량% 미만이면 첨가에 따른 상기 효과를 얻을 수 없고, 0.8 중량%를 초과하면 페라이트 변태를 과도하게 지연하여 마르텐사이트 상 형성으로 연신율이 열위하게 되며, 특히, 냉각속도가 빠른 열연강관의 엣지(Edge)부의 성형성은 더욱 열위해진다. 또한, 내충격특성에도 악영향을 미칠수 있다. 따라서, 상기 Cr의 함량은 0.2~0.8 중량%로 제한하는 것이 바람직하다.
- [0046] Mo: 0.01~0.3 중량%
- [0047] 상기 Mo는 강의 경화능을 증가시켜 베이나이트 조직 형성을 용이하게 하는 원소이다. 하지만, 0.01 중량% 미만이면 첨가에 따른 상기 효과를 얻을 수 없고, 0.3 중량%를 초과하면 과도한 소입성 증가로 내충격특성을 악화시키며 열간압연관의 냉각시 경화능이 상승하여 엣지(Edge)부에는 마르텐사이트 상이 형성되어 성형성이 급격히 열위해진다. 또한, 경제적으로도 불리하며 용접성에도 해롭다. 따라서, 상기 Mo의 함량은 0.01~0.3 중량%로 제한하는 것이 바람직하다.
- [0048] P: 0.001~0.05 중량%
- [0049] 상기 P는 Si과 마찬가지로 고용강화 및 페라이트 변태 촉진효과를 동시에 가지고 있어서 페라이트 베이나이트 강에서는 매우 중요한 원소이다. 하지만, 그 함량이 0.001 중량% 미만에서는 강도를 얻기에 불충분 하고, 그 함량이 0.05 중량%를 초과하면 마이크로 편석에 의한 밴드조직화로 인한 연성 저하를 가져오며 내충격특성을 크게 악화시킨다. 따라서 상기 P는 0.001~0.05 중량%로 제한하는 것이 바람직하다.
- [0050] S: 0.001~0.005 중량%
- [0051] 상기 S는 강 중에 존재하는 불순물로서, 그 함량이 0.005 중량%를 초과하면 Mn 등과 결합하여 비금속개재물을 형성하며 이에 따라 강의 신장플렌지성과 내충격성을 크게 떨어뜨리는 문제점이 있으며, 특히, 엣지(Edge)부의 성형성을 크게 저하시킨다. 또한 0.001 중량%이하로 제조하기 위해서는 제강조업 시 시간이 많이 소요되어 생산성이 떨어지게 된다. 따라서, 그 함량은 0.001~0.005 중량%로 제한하는 것이 바람직하다.
- [0052] N: 0.001~0.01 중량%

- [0053] 상기 N은 C와 함께 대표적인 고용강화 원소이며 Ti, Al 등과 함께 조대한 석출물을 형성한다. 일반적으로, N의 고용강화 효과는 탄소보다 우수하지만, 강 중에 N의 양이 증가될수록 인성이 크게 떨어지는 문제점이 있다. 또한 그 함량이 0.001 중량% 미만으로 제조하기 위해서는 제강조업시 시간이 많이 소요되어 생산성이 떨어지게 된다. 따라서, 본 발명에서는 그 함량을 0.001~0.01 중량%로 제한하는 것이 바람직하다.
- [0054] 본 발명에서는 상기 강 조성에 Ti, Nb 및 V중에서 선택된 적어도 1종 이상을 첨가한다. 상기 Ti, Nb 및 V중 선택된 적어도 1종 이상의 함량은 총 합으로 0.001~0.2중량% 로 제한하는 것이 바람직하다.
- [0055] 상기 Ti, Nb 및 V는 결정립을 미세화시키는데 유효한 성분들로서, 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 향상시키게 된다.
- [0056] 상기 Nb와 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 내충격특성을 향상시키는 효과도 있다.
- [0057] 본 발명의 열연강판의 미세조직은 80 체적% 이상의 베이나이트를 포함하는 미세조직을 갖고, 상기 열연강판 엣지(Edge)부에서의 미세조직중 마르텐사이트 상분율이 5 체적% 미만이다. 일반적인 냉각조건에서 엣지부의 냉각속도가 중심부에 비해 높기 때문에 엣지부의 미세조직은 베이나이트가 80체적%이상 포함하고, 여기에 더 단단한 조직인 마르텐사이트가 형성되기 쉽다. 그러므로, 상기 열연강판 엣지 (Edge)부에서의 미세조직중 마르텐사이트 상분율이 5 체적% 미만으로 제한할 필요가 있다.
- [0058] 또한, 상기 미세조직 중의 단위면적(1cm^2)내 직경 100nm이상의 Ti, Nb 및 V의 단독 또는 복합 탄질화물의 개수가 단위면적(1cm^2)당 3×10^8 이하이다. 본 발명자는 다양한 강에 대해 내충격특성을 평가하고 그 결과를 강의 탄화물 분석결과와 비교하였다. TEM (Transmission Electron Microscopy)을 이용하여 탄질화물의 분석을 실시한 결과, 탄질화물의 직경이 큰 경우에 내충격성이 열위해지는 것을 확인하였다. 그 결과를 탄질화물의 직경과 단위면적당 개수로 도시하였을 때 -20°C 에서의 충격에너지가 30J이상일 때를 확인하여, 직경 100nm, 단위면적당 3×10^8 이 경계기준인 것을 알 수 있었다.
- [0059] 바람직하게는, 본 발명의 열연강판은 인장강도와 하기 관계식 3으로 나타내는 SBR (Sheared-edge Bending Ratio)의 곱이 25,000 이상이고 그리고 -20°C 에서의 충격에너지가 30J 이상이다.
- [0060] [관계식 3]
- [0061]
$$\text{SBR} = (\text{L}_f - \text{L}_0) \times 100 / \text{L}_0$$
- [0062] (여기에서 L_0 는 초기 원형 노치부 간격(mm)이고, L_f 는 균열 발생시 변형된 원형 노치부 간격(mm)이다)
- [0063] 이하, 본 발명의 내충격특성 및 엣지부 성형성이 우수한 고강도 복합조직 열연강판의 제조방법에 대하여 상세히 설명한다.
- [0064] 본 발명에 따라 열연강판을 제조하기 위해서는 우선 중량%로, C: 0.03~0.15%, Si: 0.5~1.5%, Mn: 1.5~2.0%, Sol.Al: 0.01~0.08%, Cr: 0.2~0.8%; Mo: 0.01~0.3%, P: 0.001~0.05%, S: 0.001~0.005%, N: 0.001~0.01% 및 Nb, Ti 및 V 중에서 선택된 적어도 하나 이상: 총량으로 0.001% ~ 0.2, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하는 용강을 슬라브로 주조하고 하기 관계식 1의 냉각속도(CR; $^\circ\text{C}/\text{sec}$)를 만족하도록 슬라브를 냉각하는 슬라브

제조한다.

[0065] [관계식 1]

[0066]
$$CR(^\circ\text{C}/\text{sec}) \geq 45.5 - 56.1[C] + 2.1[\text{Si}] - 19.2[\text{Mn}] - 8.9[\text{Cr}] + 8.0[\text{Al}] - 26.9[\text{Mo}]$$

[0067] 상기 관계식 1은 탄질화물이 형성되기에 불리한 강의 성분의 함량에 따라 냉각속도가 일정속도 이상이어야 한다는 기준을 정하고 있는 관계식이다. 강의 탄질화물은 초기 슬라브 주조 시 응고될 때 형성되는데, 이때 너무 느린 냉각속도로 냉각되면 탄질화물의 크기가 지나치게 커지게 되며, 그 이후 공정인 재가열공정에서도 탄질화물이 재용해되어 시간이 많이 소요되는 문제가 발생한다. 그러므로, 냉각속도가 일정속도보다 높아야 한다는 기준이 필요하며, 상기 관계식 1은 강의 경화능에 영향을 주어 탄질화물이 형성되기에 불리한 강의 성분과 그 함량에 따라 달라지는 냉각속도와의 관계를 도출한 결과이다.

[0068] 상기 관계식 1의 냉각속도(CR; $^\circ\text{C}/\text{sec}$)를 만족하도록 슬라브를 냉각하면, 냉각중 발생하는 페라이트 변태를 회피하여 상변태중에 발생하는 강성분의 편석이나 확산을 억제하여 조대한 탄화물과 질화물의 형성이 현저히 감소하게 되고 가열로에서의 슬라브 재가열시에 합금원소의 재용용이 비교적 낮은 재가열온도에서 빠르게 발생하여 균일하고 미세한 오스테나이트 상을 얻을 수 있게 되고, 직경 100nm이상의 조대 석출물의 단위면적 (1cm^2)당 개수가 3×10^8 이하가 되어 열연강판의 내충격성이 향상된다.

[0069] 다음에, 상기와 같이 제조된 슬라브를 재가열한다.

[0070] 상기 슬라브의 재가열온도는 1200~1300 $^\circ\text{C}$ 로 제한하는 것이 바람직하다.

[0071] 상기 재가열온도가 1200 $^\circ\text{C}$ 미만이면 석출물이 충분히 재용용되지 않아 열간압연 이후의 공정에서 NbC, TiC 등의 석출물이 감소하게 되며, 1300 $^\circ\text{C}$ 를 초과하면 오스테나이트 결정립의 이상입성장에 의하여 강도가 저하되므로, 상기 재가열온도는 1200~1300 $^\circ\text{C}$ 로 제한하는 것이 바람직하다.

[0072] 다음에, 상기와 같이 재가열된 슬라브를 열간압연하여 열연강판을 제조한다.

[0073] 상기 열간압연은 열간압연 개시온도(FET)와 종료온도(FDT)의 차이[FET-FDT= $\Delta T(^\circ\text{C})$]가 하기 관계식 2를 만족하도록 행한다.

[0074] [관계식 2]

[0075]
$$\text{FET-FDT}=\Delta T(^\circ\text{C}) \leq 166 - 456[C] - 27.9[\text{Mn}] + 4.39[\text{Si}] - 28.5[\text{Mo}] - 28.2[\text{Ti}] - 51.1[\text{Nb}]$$

[0076] 상기 관계식 2를 만족하도록 열간압연을 행하는 것은 열간압연중 강판에 동적변형유기석출에 의한 석출물이 발생하지 않도록 하여 열간압연후 석출강화효과가 감소하는 것을 최소화 하는 동시에 열간압연중 강판에 변형에너지를 최대한 누적시켜 페라이트 상변태시 미세하고 균일한 페라이트 결정립들이 형성되도록 하기 위함이다.

[0077]

[0078] 다음에, 상기 열연강판을 300~500 $^\circ\text{C}$ 의 온도범위까지 평균 냉각속도 10~70 $^\circ\text{C}/\text{sec}$ 로 냉각하고 그리고 300~500 $^\circ\text{C}$ 의 범위의 온도에서 열연강판을 권취한다.

[0079] 이때, 상기 열연강판의 냉각 시 냉각속도가 10 $^\circ\text{C}/\text{sec}$ 보다 느리면 페라이트 상변태가 발생하여 충분한 강도를 얻

기 어려우며, 70℃/sec보다 빠르면 마르텐사이트 상의 형성으로 엷지부 성형성이 급격히 열위해지게 된다.

[0080] 또한 상기 권취 시 권취온도가 300℃ 미만이면 열연판에 마르텐사이트 상 변태분율이 증가하여 연성이 열위하게 되며, 엷지(edge)부에는 마르텐사이트상이 지나치게 증가하여 강도가 크게 증가하고 성형성이 크게 부족하게 된다. 또한, 권취온도가 500℃를 초과하면 페라이트상 분율이 증가하여 강도가 감소하고 조대한 탄화물이 형성되어 강의 성형성이 열위하게 된다.

[0081] 상기 복합조직 열연강판은 연속주조 및 열연공정이 직결화된 프로세스에서 제조될 수 있다.

[0082] 상기 권취된 열연코일을 산세강판으로 제조할 때에는 상온~200℃의 범위로 자연냉각한 후에 산세하여 표층부 스케일을 제거하고 도유할 수 있다. 이때, 열연강판의 산세온도가 200℃를 초과하면 열연강판의 표층부가 과산세되어 표층부 조도가 나빠지게 될 수 있다.

[0083] 상기 권취된 열연코일을 용융아연도금강판으로 제조할 때에는 상온~200℃의 범위로 자연냉각한 후에 산세하여 표층부 스케일을 제거하고 강판의 온도가 450~480℃가 되도록 가열하여 용융아연 도금욕에 통과시킨다. 이때, 강판의 산세온도가 200℃를 초과하면 열연강판의 표층부가 과산세되어 표층부 조도가 나빠지게 될 수 있다. 또한, 도금 시 강판의 온도가 450℃ 미만이면, 미도금이 발생하기 쉬우며 480℃를 초과하면 도금결함이 발생하거나 도금층의 두께를 균일하게 제조하기 어려울 수 있다.

[0084] 이하, 본 발명을 실시예를 통하여 보다 상세하게 설명하나, 이러한 실시예의 기재는 본 발명의 실시를 예시하기 위한 것일 뿐 이러한 실시예의 기재에 의하여 본 발명이 제한되는 것은 아니다.

[0085] **[실시예]**

[0086] 하기 표 1의 조성을 갖는 슬라브를 하기 표 2의 조건으로 냉각하고, 1250℃로 재가열하여, 슬라브를 하기 표 2의 조건으로 열간압연하여 열연강판을 제조하였다. 그리고 상기 제조된 열연강판에 대하여 기계적 특성 및 미세조직을 조사하고, 그 결과를 하기 표 3에 나타내었다. 또한, 상기 열연강판에 대한 인장강도와 엷지부 성형성(SBR)의 굽과 충격에너지 값을 도 1에 나타내었다. 하기 표 2에 나타내지 않은 열간압연 직후 냉각은 냉각속도를 20℃/sec로 실시하였으며, 비교예 9는 냉각속도를 90℃/sec로 적용하였다.

[0087] 하기 표 2에서 FET, FDT와 CT는 각각 열간압연 시 마무리압연 개시온도와 종료온도 및 권취온도를 의미한다. 하기 표 3에서 YS, TS, T-E1, SBR은 각각 항복강도, 인장강도, 파괴연신율, 엷지부 성형성(Sheared edge Bending Ratio)을 의미한다.

[0088] SBR은 시험편 중심부에 곡률반경 5mm의 전단변형된 원형 노치(Notch)를 갖는 시험편을 이용한다. 이때 시험편은 열간압연판의 엷지부에서 채취하여 압연방향과 평행하게 준비하며 3점 굽힘시험하여 노치부에서 균열이 발생하는 시점에 시험을 멈추어 그 변화를 측정한다. 즉, SBR은 노치부의 간격(Lo=10mm)이 굽힘시험으로 점차 벌어져 노치부에서 균열이 발생했을 때의 간격(Lf)을 측정하여 다음의 관계식 3에 의해 구할 수 있다.

[0089] [관계식 3]

[0090] $SBR = (Lf - Lo) \times 100 / Lo$

[0091] 여기에서 Lo는 초기 원형 노치부 간격(mm)이고, Lf는 균열 발생시 변형된 원형 노치부 간격(mm)이다.

[0092] SBR은 전단변형부를 갖는 열연판 엷지부의 성형성을 대표할 수 있다.

[0093] 여기에서, YS는 0.2%off-set 항복강도 또는 하부항복점을 의미한다. 인장시험은 압연판재의 압연방향에 대하여 90° 방향을 기준으로 JIS5호 규격에 의거하여 채취된 시험편으로 하였다. 또한, 하기 표 3의 열연강판의 내충격

성은 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 30J보다 작을 경우 내충격특성이 열위한 것으로 판단하였다.

[0094]

하기 표 3에 나타난 인장시험 및 SBR시험의 결과는 3회 실시 후 평균한 값이다. 그리고 하기 표 3의 베이나이트 상 분율은 해당 압연판재에서 중심부위 시편에서 분석한 결과이며 마르텐사이트 상 분율은 압연판재의 엣지부에서 분석한 결과이다. 시편은 각각 채취하여 에칭한 후 광학현미경을 이용하여 500배율로 관찰하고 이를 이미지(image) 분석기로 분석하여 구하였다. 조대한 Ti, Nb, V의 단독 또는 복합 탄질화물은 Replica법으로 샘플을 준비하여 TEM(Transmission Electron Microscopy)으로 관찰하였다.

표 1

구분	C	Si	Mn	Cr	Al	P	S	N	Ti	Mo	Nb	V
비교예 1	0.06	0.1	1.5	0.1	0.03	0.01	0.006	0.004	0.05	0.01	0.05	0.006
비교예 2	0.06	0.6	1.7	0.4	0.04	0.01	0.005	0.004	0.05	0.01	0.005	0.005
비교예 3	0.06	1.6	1.6	0.5	0.03	0.01	0.004	0.004	0.04	0.05	0.06	0.008
비교예 4	0.06	1.1	1.4	0.35	0.05	0.01	0.004	0.004	0.06	0.01	0.06	0.005
비교예 5	0.07	0.9	1.6	0.25	0.04	0.01	0.003	0.004	0.08	0.05	0.007	0.03
비교예 6	0.07	1.5	1.9	0.3	0.03	0.01	0.003	0.004	0.04	0.15	0.02	0.05
비교예 7	0.08	1.2	1.6	0.2	0.03	0.01	0.003	0.004	0.04	0.1	0.03	0.005
비교예 8	0.08	1.3	1.7	0.9	0.04	0.01	0.003	0.004	0.1	0.05	0.02	0.05
비교예 9	0.1	1.4	1.9	0.5	0.03	0.01	0.003	0.004	0.05	0.01	0.06	0.02
발명예 1	0.05	0.8	1.7	0.2	0.03	0.003	0.003	0.005	0.005	0.2	0.04	0.005
발명예 2	0.05	0.7	1.8	0.3	0.04	0.01	0.003	0.005	0.04	0.15	0.02	0.02
발명예 3	0.07	1.4	1.5	0.7	0.08	0.005	0.003	0.004	0.01	0.2	0.04	0.05
발명예 4	0.085	0.8	1.6	0.4	0.05	0.01	0.002	0.004	0.07	0.15	0.04	0.02
발명예 5	0.11	1.1	1.7	0.4	0.03	0.008	0.002	0.004	0.08	0.1	0.02	0.05
발명예 6	0.12	1.5	1.5	0.6	0.05	0.01	0.002	0.004	0.1	0.2	0.04	0.06

[0095]

표 2

[0096]

구분	슬라브 냉각속도 (℃/sec)	관계식 1	FET (℃)	FDT (℃)	FET-FDT (℃)	관계식 2	CT (℃)
비교예 1	7.5	12.6	1003	888	115	93	405
비교예 2	4.5	7.2	988	889	99	92	415
비교예 3	7.0	9.2	997	892	105	95	423
비교예 4	21.0	14.6	994	903	91	99	206
비교예 5	6.5	9.5	992	905	87	89	406
비교예 6	5.5	1.8	1002	904	98	81	355
비교예 7	15.2	8.6	999	907	92	85	227
비교예 8	6.2	2.1	992	891	101	83	347
비교예 9	3.0	1.9	998	897	101	69	403
발명예 1	10.5	4.8	982	892	90	91	411
발명예 2	12.0	3.2	987	899	88	90	413
발명예 3	8.0	4.7	982	896	86	90	416
발명예 4	7.0	4.5	981	908	73	78	405
발명예 5	9.2	3.0	980	915	65	67	423

발명예 6	8.5	2.8	975	911	64	65	415
-------	-----	-----	-----	-----	----	----	-----

표 3

구분	YS (MPa)	TS (MPa)	T-E1 (%)	SBR (%)	TSxSBR	엣지부 Martensite 상분율 (%)	중심부 Bainite 상분율 (%)	조대 석출물 개수 (EA/cm ²)	충격 에너지 (J)	내충격성
비교예 1	598	753	18	35	26355	1	72	3.9x10 ⁸	27	X
비교예 2	562	735	18	36	26460	3	80	3.5x10 ⁸	26	X
비교예 3	602	795	21	32	25440	2	75	4.9x10 ⁸	18	X
비교예 4	565	855	12	18	15390	17	73	2.8x10 ⁸	22	X
비교예 5	543	762	13	33	25146	2	91	3.2x10 ⁸	28	X
비교예 6	745	959	10	27	25893	3	97	4.6x10 ⁸	12	X
비교예 7	667	966	10	15	14490	15	78	3.8x10 ⁸	8	X
비교예 8	773	955	9	23	21965	8	84	4.2x10 ⁸	9	X
비교예 9	773	985	8	24	23640	5	78	4.8x10 ⁸	5	X
발명예 1	652	803	18	43	34529	1	83	1.8x10 ⁸	42	0
발명예 2	691	875	16	41	35875	1	86	2.2x10 ⁸	39	0
발명예 3	669	845	17	37	31265	1	84	2.7x10 ⁸	41	0
발명예 4	722	925	11	29	26825	1	90	2.4x10 ⁸	36	0
발명예 5	774	988	10	27	26676	1	89	2.6x10 ⁸	37	0
발명예 6	784	1002	9	26	26052	2	91	2.8x10 ⁸	32	0

[0097]

[0098]

상기 표 1 - 3에 나타난 바와 같이, 비교예 1은 강중 Si과 Cr의 함량이 본 발명에서 제안한 성분범위를 벗어난 예로 Si과 Cr이 모두 부족하여 충분한 베이나이트 상분율을 확보하지 못하였고 강도도 충분히 높지 않았다. 또한, 엣지부의 성형성은 만족하였으나, 조대 석출물의 개수가 단위면적(1cm²)당 3x10⁸ 보다 많이 형성되었으며 내충격특성이 열위한 것으로 평가되었다.

[0099]

비교예 2는 합금성분의 함량은 본 발명의 범위를 만족하였고 엣지부 성형성도 양호하였으나 슬라브의 냉각속도가 느렸고, 열간압연시 열간압연 개시온도와 종료온도의 차이가 커서 조대한 석출물이 필요이상을 형성되었으며 내충격성도 열위하였다.

[0100]

비교예 3은 Si의 함량이 과다하게 많이 첨가되어 고용강화효과는 충분히 확보하였으나 기지조직에 베이나이트상이 충분히 형성되지 않았고, 슬라브의 냉각속도와 열간압연시 종료온도와 개시온도와의 차이가 본 발명의 범위를 벗어났으며 내충격특성이 낮게 나타났다. 비교예 4와 7은 열연후 권취온도가 본 발명의 범위를 벗어나 엣지부 성형성이 열위해졌으며, 비교예 4는 조대한 석출물의 개수가 작았지만 기지조직내 발생한 마르텐사이트상으로 인해 내충격성이 열위하였다. 또한 비교예 7은 조대한 석출물의 개수도 본 발명의 범위를 벗어났다. 비교예 5와 6은 각각 슬라브의 냉각속도와 열간압연시 종료온도와 개시온도와의 차이가 본 발명의 범위를 벗어났으며 내충격특성도 본 발명의 기준을 만족하지 못하였다. 비교예 8은 Cr의 함량이 본 발명의 범위를 벗어났으며 지나친 경화능으로 인하여 엣지부 성형성이 열위하였으며, 열간압연시 종료온도와 개시온도와의 차이가 본 발명

의 범위를 벗어났으며 내충격특성이 낮게 나타났다. 비교예 9는 냉각속도가 본 발명에서 제안한 범위보다 크게 적용된 예로 옛지부 성형성이 열위하였으며 내충격성도 부족하였다.

[0101]

한편, 본 발명에서 제안한 성분범위와 권취온도, 냉각속도, 관계식 1 및 2를 모두 만족하는 발명예(1-6)는 모두 재질 및 내충격특성이 우수한 결과를 나타내었다. 도 1에도 나타난 바와 같이, 발명예(1-6)은 모두 우수한 TS x SBR과 충격에너지 값을 나타냄을 알 수 있다.

[0102]

이상 설명한 바와 같이 본 발명의 예시적인 실시예가 도시되어 설명되었지만, 다양한 변형과 다른 실시예가 본 분야의 숙련된 기술자들에 의해 행해질 수 있을 것이다. 이러한 변형과 다른 실시예들은 첨부된 청구범위에 모두 고려되고 포함되어, 본 발명의 진정한 취지 및 범위를 벗어나지 않는다 할 것이다.

도면

도면1

