



**(19) 대한민국특허청(KR)**  
**(12) 등록특허공보(B1)**

(45) 공고일자 2012년10월23일  
(11) 등록번호 10-1193756  
(24) 등록일자 2012년10월16일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)  
C22C 38/00 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)  
C22C 38/02 (2006.01)  
(21) 출원번호 10-2009-0103175  
(22) 출원일자 2009년10월29일  
심사청구일자 2010년03월25일  
(65) 공개번호 10-2011-0046653  
(43) 공개일자 2011년05월06일  
(56) 선행기술조사문헌  
JP2008169427 A\*  
KR1020070089670 A\*  
\*는 심사관에 의하여 인용된 문헌

(73) 특허권자  
현대제철 주식회사  
인천광역시 동구 중봉대로 63 (송현동)  
(72) 발명자  
김동용  
충청남도 당진군 송악읍 신복운로3길 8, 101동 104 호 (동광아파트)  
송완규  
충청남도 아산시 권곡로 47, 더샵퍼스트타워 105-503 (권곡동)  
황규연  
충청남도 아산시 어의정로183번길 14, 106동 503호 (풍기동, 주은아파트)  
(74) 대리인  
한양특허법인

전체 청구항 수 : 총 3 항

심사관 : 정상익

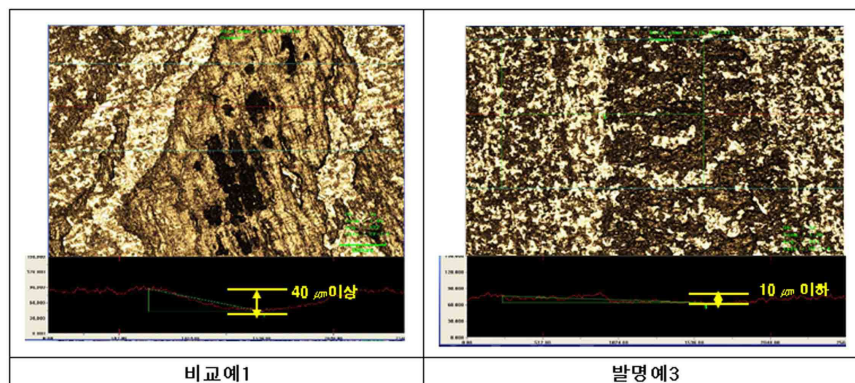
(54) 발명의 명칭 **표면특성이 우수한 고강도 고성형 강판 및 그 제조방법**

**(57) 요약**

본 발명은 표면특성이 우수한 고강도 고성형 강판 및 그 제조방법에 관한 것이다. 본 발명은 C: 0.002~0.01wt%, Si: 0.05~0.25wt%, Mn: 0초과 1.0wt% 이하, P: 0초과 0.05wt% 이하, S: 0초과 0.01wt% 이하, Al: 0.01~0.06wt%, Ti: 0.02~0.07wt%, Nb: 0.01~0.05wt%, Sb: 0.01~0.2wt%, Mo: 0.01~0.2wt%, Cu: 0.05~0.25wt%, Sn: 0.008~0.025wt%, N: 0.002~0.01wt% 및 나머지가 Fe과 불가피한 불순물로 조성되고, 상기 Si, Mn, Sb, Mo의 함량은 식  $2 \leq (Si+Mn)/(Sb+Mo) \leq 22$ 를 만족한다.

본 발명은 440MPa 이상의 인장강도와, 40% 이상의 연신율 및 1.5 이상의 r값 을 만족하고, 도금표면등급도 2등급 이상을 만족한다. 따라서 우수한 표면특성을 요구하는 자동차용 강판에 널리 이용될 수 있는 이점이 있다.

**대표도 - 도1**



**특허청구의 범위**

**청구항 1**

C: 0.002~0.01wt%, Si: 0.05~0.25wt%, Mn: 0초과 1.0wt% 이하, P: 0초과 0.05wt% 이하, S: 0초과 0.01wt% 이하, Al: 0.01~0.06wt%, Ti: 0.02~0.07wt%, Nb: 0.01~0.05wt%, Sb: 0.01~0.2wt%, Mo: 0.01~0.2wt%, Cu: 0.05~0.25wt%, Sn: 0.008~0.025wt%, N: 0.002~0.01wt% 및 나머지가 Fe과 불가피한 불순물로 조성되고,

인장강도가 440MPa 이상, 연신율이 40% 이상, r값이 1.5 이상이며,

상기 Si, Mn, Sb, Mo의 함량은 식  $2 \leq (Si+Mn)/(Sb+Mo) \leq 22$ 를 만족하는 것을 특징으로 하는 표면특성이 우수한 고강도 고성형 강판.

**청구항 2**

삭제

**청구항 3**

C: 0.002~0.01wt%, Si: 0.05~0.25wt%, Mn: 0초과 1.0wt% 이하, P: 0초과 0.05wt% 이하, S: 0초과 0.01wt% 이하, Al: 0.01~0.06wt%, Ti: 0.02~0.07wt%, Nb: 0.01~0.05wt%, Sb: 0.01~0.2wt%, Mo: 0.01~0.2wt%, Cu: 0.05~0.25wt%, Sn: 0.008~0.025wt%, N: 0.002~0.01wt% 및 나머지가 Fe과 불가피한 불순물로 조성되는 슬라브를

1100~1200℃로 재가열한 다음, 880~930℃에서 마무리 열간압연을 수행하고 500~700℃에서 권취하여 열연강판을 제조하는 단계;

상기 열연강판을 산세하고 30~80%의 압하율로 냉간압연하여 냉연강판을 제조하는 단계; 및

상기 냉연강판을 (111)집합조직이 발달하도록 소둔 열처리하고 용융아연도금처리하는 단계를 포함하며,

상기 Si, Mn, Sb, Mo의 함량은 식  $2 \leq (Si+Mn)/(Sb+Mo) \leq 22$ 를 만족하는 것을 특징으로 하는 표면특성이 우수한 고강도 고성형 강판의 제조방법.

**청구항 4**

청구항 3에 있어서,

상기 소둔 열처리는

냉간압연된 강판을 800~860℃로 가열하여 30~100초 동안 유지한 후, 10~20℃/sec의 냉각속도로 400~500℃까지 냉각하여 180~300초 동안 유지시키는 것을 특징으로 하는 표면특성이 우수한 고강도 고성형 강판의 제조방법.

**청구항 5**

삭제

**명세서**

**발명의 상세한 설명**

**기술분야**

[0001] 본 발명은 고강도 고성형 강판에 관한 것으로, 더욱 상세하게는 440MPa 이상의 인장강도와 우수한 연신율 및 우수한 도금 표면품질을 갖는 표면특성이 우수한 고강도 고성형 강판에 관한 것이다.

**배경기술**

[0002] 최근 철강업계 및 자동차 업계의 연구관심은 환경오염과 고강도, 경량화에 집중되고 있으며, 자동차 디자인이 복잡해지고 소비자의 욕구가 다양화됨에 따라 고강도이면서 가공성과 성형성이 우수한 강을 요구하고 있다.

[0003] 특히, 자동차의 외판재로 사용되는 냉연강판의 경우에는 시대적 흐름에 따라 강도향상을 통한 형상유지, 안전성, 에너지 절감이 중요시되고 있으며, 디자인에 대한 고객의 요구가 다양해지고 복잡해짐에 따라 충분한

성형성과 표면품질이 기본적으로 확보된 고급강관을 요구하고 있다.

[0004] 성형성을 요하는 강관은 우수한 딥드로잉(Deep drawing)성이 요구되며, 자동차용 소재나 일반 구조용 소재는 높은 딥드로잉성에 의해 소재의 불량 여부가 판단되므로 딥드로잉성의 확보가 필수적이다.

**발명의 내용**

**해결 하고자하는 과제**

[0005] 딥드로잉성을 확보하기 위해서는 기본적으로 우수한 r값을 확보해야 한다. .

[0006] 따라서, 본 발명의 목적은 극저탄소강에서 집합조직을 발달시킴으로써 높은 연신율과 r-value가 확보되도록 하며, 합금조성의 제어를 통해서 스케일 생성을 억제하여 표면 품질을 향상시키는 표면특성이 우수한 고강도 고성형 강관 및 그 제조방법을 제공하는 것이다.

**과제 해결수단**

[0007] 상기한 바와 같은 목적을 달성하기 위한 본 발명의 특징에 따르면, 본 발명은 C: 0.002~0.01wt%, Si: 0.05~0.25wt%, Mn: 0초과 1.0wt% 이하, P: 0초과 0.05wt% 이하, S: 0초과 0.01wt% 이하, Al: 0.01~0.06wt%, Ti: 0.02~0.07wt%, Nb: 0.01~0.05wt%, Sb: 0.01~0.2wt%, Mo: 0.01~0.2wt%, Cu: 0.05~0.25wt%, Sn: 0.008~0.025wt%, N: 0.002~0.01wt% 및 나머지가 Fe과 불가피한 불순물로 조성되고, 인장강도가 440MPa 이상, 연신율이 40% 이상, r값이 1.5 이상이다.

[0008] 상기 Si, Mn, Sb, Mo의 함량은 식  $2 \leq (Si+Mn)/(Sb+Mo) \leq 22$ 를 만족한다.

[0009] C: 0.002~0.01wt%, Si: 0.05~0.25wt%, Mn: 0초과 1.0wt% 이하, P: 0초과 0.05wt% 이하, S: 0초과 0.01wt% 이하, Al: 0.01~0.06wt%, Ti: 0.02~0.07wt%, Nb: 0.01~0.05wt%, Sb: 0.01~0.2wt%, Mo: 0.01~0.2wt%, Cu: 0.05~0.25wt%, Sn: 0.008~0.025wt%, N: 0.002~0.01wt% 및 나머지가 Fe과 불가피한 불순물로 조성되는 슬라브를 1100~1200℃로 재가열한 다음, 880~930℃에서 마무리 열간압연을 수행하고 500~700℃에서 권취하여 열연강관을 제조하는 단계; 상기 열연강관을 산세하고 30~80%의 압하율로 냉간압연하여 냉연강관을 제조하는 단계; 및 상기 냉연강관을 (111)집합조직이 발달하도록 소둔 열처리하고 용융아연도금처리하는 단계를 포함한다.

[0010] 상기 소둔 열처리는 냉간압연된 강관을 800~860℃로 가열하여 30~100초 동안 유지한 후, 10~20℃/sec의 냉각속도로 400~500℃까지 냉각하여 180~300초 동안 유지시킨다.

[0011] 상기 Si, Mn, Sb, Mo의 함량은 식  $2 \leq (Si+Mn)/(Sb+Mo) \leq 22$ 를 만족한다.

**효과**

[0012] 본 발명은 C와 N의 함량이 100ppm이하로 함유되는 극저탄소강으로 Si함량을 높이고 Mn함량은 낮추며, Sb, Mo를 첨가하는 것에서 스케일 생성을 억제하고 고른 도금층을 형성하여 강관의 표면특성을 향상시킨다.

[0013] 또한, 본 발명은 미니밀 공정에서 불가피하게 포함되는 불순물 원소가 존재하더라도 Ti, Nb를 첨가하여 강 내에 존재하는 고용원소 C와 N을 충분히 제거하는 것과, 집합조직을 생성하는 공정으로 충분한 r값을 확보한다.

[0014] 따라서, 440MPa 이상의 인장강도와, 40% 이상의 연신율 및 1.5 이상의 r값 외에도 도금 표면 등급이 모두 만족되는 표면특성이 우수한 강관을 제조할 수 있다. 따라서, 자동차의 외관재에 널리 이용될 수 있는 효과가 있다.

**발명의 실시를 위한 구체적인 내용**

[0015] 이하, 본 발명에 의한 표면특성이 우수한 고강도 고성형 강관 및 그 제조방법의 바람직한 실시예를 상세하게 설명한다.

[0016] 본 발명은 C: 0.002~0.01wt%, Si: 0.05~0.25wt%, Mn: 0초과 1.0wt% 이하, P: 0초과 0.05wt% 이하, S: 0초과 0.01wt% 이하, Al: 0.01~0.06wt%, Ti: 0.02~0.07wt%, Nb: 0.01~0.05wt%, Sb: 0.01~0.2wt%, Mo: 0.01~0.2wt%, Cu: 0.05~0.25wt%, Sn: 0.008~0.025wt%, N: 0.002~0.01wt% 및 나머지가 Fe과 불가피한 불순물로 조성된다.

[0017] 제조방법은, 상술한 합금조성을 갖는 슬라브를 Ac3이상의 온도에서 균질화 처리한 후, Ar3 온도 이상에서 열간압연을 마무리하고, 500~700℃에서 강관 코일 형태로 권취한다.

[0018] 열간압연 처리된 강관 코일을 산세처리하여 30~80%의 압하율로 냉간압연을 실시한다. 이후 냉간압연된 강관을

소둔 열처리하고 용융아연도금한 후 합금화 열처리한다.

- [0019] 본 발명은 Si 함량을 높여 표면 스케일 형성을 억제한다. Si 함량을 높이면 열연강판 표면에 우선적으로  $\text{FeSiO}_2$  층이 얇게 형성되어 스케일 형성이 억제된다.
- [0020] Si 함량을 높이면 강도가 증가하므로 강도 향상 효과가 있는 Mn, P의 함량은 최소로 한다.
- [0021] 또한, 고른 도금층 형성을 위해 Sb, Mo을 첨가한다.
- [0022] 또한, 불순물 원소가 포함되는 미니밀 공정에서 우수한 성형성을 확보하기 위해 r값을 1.5 이상으로 한다. r값을 확보하기 위해 불순물 원소, 특히 Sn의 함유량을 0.025wt% 이하로 규제하며, Ti, Nb를 첨가하여 강 내에 존재하는 고용원소 C와 N을 충분히 제거한다. 고용원소 C와 N을 충분히 제거하면 충분한 r값이 확보된다.
- [0023] 이하, 본 발명의 합금원소들의 기능 및 함량의 한정 이유에 대해 설명한다.
- [0024] C: 0.002~0.01wt%
- [0025] C는 강의 강도를 향상시키는데 가장 효과적인 원소이다. 그러나 C는 강내 고용원소로 존재하여 냉연 및 소둔시 강판의 집합조직 형성과정에서 가공성에 유리한 (111)집합조직의 형성을 저해하여 가공성 및 성형성을 저하시킨다.
- [0026] C는 0.002wt% 미만에서는 목표하는 강도를 확보하기 어렵고 입계 취화현상이 발생할 수 있다. 반대로, C는 0.01wt%를 초과하면 C가 강판 내에 고용원소로 존재하여 가공성 및 성형성을 저하시킨다. 또한, 강 중에 존재하는 C의 경우 시효문제를 일으켜 스트레처 스트레인(Stretcher Strain) 문제를 야기시키고 슬라브 연주시 크랙발생의 위험이 있다. 이 경우 탄화물 형성 원소인 Ti와 Nb의 첨가량을 늘려야 하지만, Ti와 Nb의 함량이 많아지면 강의 원가상승을 유도할 뿐 아니라 Ti, Nb의 다량 첨가에 의해 강판의 재질 및 표면물성이 저하된다.
- [0027] 따라서, C는 함유량을 0.002~0.01wt%로 제한한다.
- [0028] 보다 정확하게는, 가공성 향상을 위해 C와 N의 함량이 100ppm이하인 극저탄소강을 적용한다.
- [0029] Si: 0.05~0.25wt%
- [0030] Si는 강 중 고용원소로 존재하여 강판의 강도를 상승시킨다. 본 발명에서 Si는 강판 표면의 스케일 형성을 억제할 목적으로 투입된다. Si는 강판 표면에 얇은  $2\text{FeSiO}_2$ 를 형성하여 강판과 산소의 접촉을 막음으로써 스케일 형성을 억제한다.
- [0031] Si는 0.05wt% 미만에서는  $2\text{FeSiO}_2$ 를 형성하지 않으므로 스케일 형성 억제 효과가 없다. 그리고, Si는 함량이 높을수록 강도 증가에 효과적이다. 그러나 0.25wt%를 초과하면 오히려 후공정의 도금특성을 저하시키게 된다.
- [0032] 따라서, Si의 함량은 0.05~0.25wt% 범위로 설정한다.
- [0033] Mn: 0초과 1.0wt% 이하
- [0034] Mn은 어느 정도까지의 강도확보와 함께 MnS를 형성하여 S에 의한 크랙발생을 방지하기 위해 첨가하는 성분이다.
- [0035] 그러나 본 발명의 경우, Si 함량 증가와 미니밀 공정의 불순물 원소가 강도 증가에 기여하고, 강도상승 효과보다는 가공성을 향상시켜야 하기에 Mn의 함량을 최소로 한다. 또한, Mn은 입계에 존재하여 도금성을 저하시키는 원인이 되므로 최소로 첨가하는 것이 바람직하다.
- [0036] 상한값은 1.0wt% 이하로 설정한다. 이는 Mn의 함량이 1.0wt%을 초과하면 입계편석에 의해 가공성 및 성형성을 저하시키기 때문이다.
- [0037] P: 0초과 0.05wt% 이하

- [0038] P는 고용강화 효과가 탁월한 성분으로서 강도상승의 목적으로 많이 첨가되고 소량첨가에 의한 효과가 상당하다.
- [0039] 상한값을 정한 이유는 본 발명의 경우 강도상승 효과보다는 가공성 향상이 목적이고, P가 다량으로 첨가되어 있는 경우 입계에 P가 편석되어 2차 가공취성을 유발하기 때문이다. 2차 가공 취성의 유발은 미량의 B첨가로 억제 가능하다.
- [0040] 따라서, P의 함량은 0초과 0.05wt% 이하로 제한한다.
- [0041] S: 0초과 0.01wt% 이하
- [0042] S는 강의 제조시 불가피하게 함유되는 원소로 강의 인성 및 용접성을 저해하고, 유화물계(MnS 등) 개재물을 형성하며, FeS를 형성하여 에지크랙 등의 발생을 야기한다. 특히, S는 과다첨가시 조대한 개재물을 증가시켜 피로 특성을 열화하고 강의 저온 충격인성을 저하시키므로 0.01wt% 이하의 범위로 제한한다.
- [0043] Al: 0.01~0.06wt%
- [0044] Al은 탈산제로서의 역할을 하는 성분으로서, 강 중 용존 산소량을 충분히 낮은 상태로 유지한다. Al은 탈산제의 역할로서는 상한 이상의 첨가시에 연주시 문제를 발생할 수 있다. 또한, Al은 고용N과 반응하여 AlN 석출물을 생성하여 고용원소를 제거한다. 또한, 연속소둔 방식을 적용할 경우 높은 권취온도를 유지시켜 열간압연단계에서 미리 AlN을 석출시켜야 한다.
- [0045] Al은 0.01wt% 미만에서는 그 효과가 미비하고, 0.06wt%를 초과하면 상술한 바와 같이 연주시 문제를 발생할 수 있다.
- [0046] 따라서, Al의 함량은 0.01~0.06wt% 범위로 설정한다.
- [0047] Ti: 0.02~0.07wt%
- [0048] Ti는 첨가량이 많을수록 r값을 증가시키고 비시효특성을 나타낸다.
- [0049] Ti는 강 중에 고용원소로 존재하는 C와 N을 TiN, TiC 등의 석출물 형태로 석출시켜 강 중의 고용원소를 제거함으로써 r값을 향상시킨다.
- [0050] 따라서, Ti의 함량은 강 중 고용원소를 충분히 제거할 수 있도록 고려해야 한다.
- [0051] Ti의 하한값은 고용원소를 화학양론적으로 석출시킬 수 있는 양으로 설정한다. 고용원소를 화학양론적으로 석출시킬 수 있는 양은  $4C+3.4N+1.5S$ 로 산출한다.  $4C+3.4N+1.5S$ 는 복수회 실험에 의해 산출된 식이다. Ti는 고온에서 Al이나 Nb에 앞서 N 또는 S와 결합하여 고용N을 제거하고, S에 의한 취성을 방지한다.
- [0052] 따라서, Ti 함량이 증가할수록 r값은 증가한다. 하지만 Ti 함량이 증가하면 그 만큼 원가가 상승하므로 상한값으로 규제한다.
- [0053] Nb: 0.01~0.05wt%
- [0054] Nb는 Ti와 마찬가지로 강 중에 고용원소로 존재하는 C와 N을 NbC, NbN의 석출물 형태로 석출시켜 강 중의 고용원소를 제거함으로써 r값을 향상시킨다. 이는 강 중의 C를 제거시켜 비시효특성을 나타낸다.
- [0055] Nb는 고용원소를 화학양론적으로 석출시킬 수 있는 양 이상 첨가시 r값을 저하시킨다. 또한, 그 만큼의 원가 상승으로 이어지므로 제조단가를 높인다. 하지만 Nb첨가시 우수한 도금특성을 나타낸다.
- [0056] Nb가 고용원소를 화학양론적으로 석출시킬 수 있는 양은  $0.5C*93/12$ 로 산출한다.  $0.5C*93/12$ 는 복수회 실험에 의해 산출된 식이다. Nb는 Ti에 의해 제거되고 남은 강 중의 C를 열간압연 과정에서 NbC 형태로 석출한다.
- [0057] 그리고, Nb는 0.01wt% 미만에서는 고용 C의 제거효과가 없고, 0.05wt%를 초과하면 오히려 r값을 저하시킨다.

- [0058] Sb: 0.01~0.2wt%
- [0059] Sb는 고온에서 원소 자체가 산화피막을 형성하지는 않지만 표면 및 결정립 계면에 농화되어 강 중 Mn, Si가 표면에 확산되는 것을 억제함으로써 산화물 형성을 조절한다.
- [0060] 이러한 Sb는 소둔공정 중 산화물 생성을 억제하여 도금특성을 개선시키며 도금재 표면에 덴트결함을 억제한다.
- [0061] Sb는 0.01wt% 미만에서 그 효과를 발휘하기 어렵고, 0.2wt%를 초과하면 연성이 저하되어 재질 특성이 열화된다.
- [0062] 따라서, Sb의 함량은 0.01~0.2wt% 범위로 설정한다.
- [0063] Mo: 0.01~0.2wt%
- [0064] Mo는 Ti, Nb와 마찬가지로 강 중의 고용원소로 존재하는 C를 MoC 석출물 형태로 석출시켜 강 중의 고용C를 제거하여 r값을 상승시킨다. 또한, MoC석출물은 강관의 용융아연도금시 도금형성을 고르게 한다. 또한, 고용원소 C를 제거함에 따라 비시효특성을 나타낸다.
- [0065] Mo는 0.01wt% 미만에서 강도값 및 우수한 도금특성 확보가 어렵고, 0.2wt%를 초과하면 원가가 상승하고 과도한 강도 상승으로 가공성이 저하되고 우수한 도금성을 확보하기 어렵다.
- [0066] 따라서, Mo의 함량은 0.01~0.2wt%로 설정한다.
- [0067] Cu: 0.05~0.25wt%
- [0068] Cu는 스크랩을 원료로 사용하는 제강공정에서 제거할 수 없는 불순물, 즉 트랩프(tramp) 원소로 존재한다. Cu는 강도를 높이는 측면이 있지만 연신율, r값을 떨어뜨리고 표면품질을 저하시키므로 그 함량을 0.25wt% 이하로 규제한다.
- [0069] Cu는 0.25wt% 이상 함유되면 연주 및 소둔 열처리시 표면에 Cu가 농축되어 적열취성이 발생하므로 주편 표면 크랙을 생성하고 표면 특성을 저하시킨다. 하지만 고용강화 효과를 위해 0.05wt% 이상은 함유되도록 한다.
- [0070] 따라서, Cu의 함량은 0.05~0.25wt% 범위로 규제한다.
- [0071] Sn: 0.008~0.025wt%
- [0072] Sn은 Cu와 마찬가지로 스크랩을 원료로 사용하는 제강공정에서는 제거할 수 없는 불순물, 즉 트랩프(tramp) 원소로 존재하게 된다. Sn은 다른 트랩프 원소와 달리 강의 기계적 성질을 저하시키는 결정적인 역할을 한다.
- [0073] Sn은 0.008wt% 미만으로 함유되면 고용강화 효과가 저하되어 목표한 강도값을 확보하기 어렵고, 0.025wt%를 초과하면 고용강화의 효과에 의해 강도를 급격히 상승시킬 뿐 아니라 연신율과 r값을 떨어뜨려 성형성에 악영향을 미치게 된다.
- [0074] 따라서, Sn은 0.008~0.025wt% 범위로 규제한다.
- [0075] Cu와 Sn외에도 미니밀 생산방식의 경우 포함될 수 밖에 없는 Ni, Cr의 경우 0.07wt% 이하로 함유될 수 있다.
- [0076] 상기 불순물 원소는 기계적 성질을 저하시키는 원인이므로 가능한한 최소한으로 규제한다. 특히, 본 발명강은 강도 상승의 목적보다는 표면품질 향상이 목적이므로 본 발명의 목적에 맞게 0.07wt% 이하로 규제한다.
- [0077] N: 0.002~0.01wt%
- [0078] N은 C와 마찬가지로 강 내 고용원소로 존재하여 연신율을 저하시켜 강관의 가공성 및 성형성을 저하시킨다. N은 그 함량이 적을수록 성형성에는 유리하다. 그러나 제강수준 및 원가를 고려하여 하한을 0.002wt%으로 설정한다.

- [0079] 또한, N은 함량이 많을수록 가공성을 저하시키기에 그 상한을 0.01wt%로 둔다. 따라서, N은 0.002~0.01wt% 범위로 규제한다.
- [0080] 상술한 합금원소외에도 P에 의한 2차 가공취성을 방지하기 위해 B를 첨가할 수 있다. 이 경우 B는 0.001wt% 이하로 함유될 수 있다.
- [0081] 도금 특성 확보를 위해 Si, Mn, Sb, Mo의 함량은 식  $2 \leq (Si+Mn)/(Sb+Mo) \leq 22$ 를 만족한다.
- [0082]  $(Si+Mn)/(Sb+Mo)$ 값이 2 미만에서는 Si, Mn함량에 비해 Sb, Mo의 함량이 과다하여 재질 특성이 열화될 수 있고,  $(Si+Mn)/(Sb+Mo)$ 값이 22를 초과하면 Si, Mn가 입계에 확산 분포할 수 있다.
- [0083] 본 발명의 강판은 상기 성분들을 함유하고, 잔부 Fe이며, 원료, 자재, 제조설비 등의 상황에 따라 함유되는 원소로서 0.01wt% 이하 산소 등의 기타 불가피한 불순물의 미세한 혼입도 허용된다.
- [0084] 상기와 같은 조성을 갖는 슬라브는 제강공정을 통해 원하는 조성의 용강을 얻은 다음 연속주조공정을 통해 제조되며, 재가열, 열간압연을 거쳐 열연강판으로 제조된 후, 산세공정, 냉간압연공정, 소둔공정 및 용융아연도금공정을 통해 고강도 고성형 강판으로 제조된다.
- [0085] 이와 같이 제조된 고강도 고성형 강판은 440MPa 이상의 인장강도와, 40% 이상의 연신율 및 1.5 이상의 r값을 갖는다.
- [0086] 미세조직의 결정립 크기는  $15\mu m$ 이하이고, 상기 결정립에는  $0.2\mu m$  이하의 탄질화물이 균일하게 분포된다.
- [0087] 구체적인 제조공정은 아래와 같다.
- [0088] [재가열 공정]
- [0089] 슬라브를 재가열하는 공정은 주조시 편석된 성분 및 석출물을 재고용하기 위한 것이다. 재가열은 오스테나이트 단상역인 Ac3 온도 이상에서 1~3시간 동안 실시한다. Ac3 온도 이상은 본 실시예의 경우 1100~1200℃이다.
- [0090] 재가열 온도가 저온이면 Ti석출을 조장하는 역할을 한다. TiN, TiC의 경우에는 실제 재가열 온도에 따라 그 석출경향이 크게 변화되지 않으나, Ti4C2S2 및 TiS석출물은 재가열 온도에 따라 변화한다.
- [0091] 따라서 재가열 온도를 낮춰 Ti4C2S2 및 TiS석출이 용이하게 함으로써 고용원소 C, N을 제거한다. 따라서 재가열 온도를 저온 가열인 1100~1200℃ 범위로 한다.
- [0092] 저온 가열시 인성이 향상되고 재질 편차는 감소하나 스케일 박리성은 불리하다. 하지만, 본 발명에서 스케일은 Si 함량을 증가시킴에 의해 형성을 억제하므로 재가열 온도를 저온가열로 하여도 표면품질에 악영향을 주지 않는다.
- [0093] 한편, 재가열 온도가 1100℃보다 낮으면 주조시 편석된 성분이 재고용되지 못한다. 그리고, 재가열 온도가 1200℃를 초과하면 스케일 박리성 및 압연성은 양호하나 인성이 감소하게 된다.
- [0094] [열간압연 및 권취공정]
- [0095] 가열로 공정에서 재가열된 슬라브를 오스테나이트 단상역인 Ar3~ Ar3+50℃의 온도에서 마무리 열간압연하고, 500~700℃에서 강판 코일 형태로 권취한다. 마무리 열간압연 후 권취까지는 공냉한다.
- [0096] 마무리 열간압연 온도는 Ar3 이상이면 냉각과정 중에 오스테나이트가 페라이트로 변태된다. 이 변태과정에서 냉연 소둔 후 (111)집합조직 발달의 기초가 되는 집합조직이 형성된다. 하지만, 마무리 열간압연 온도가 Ar3+50

℃를 초과하면 스케일 등의 고온에서 발생하는 결합에 노출되기 쉽다.

- [0097] 본 실시예의 경우 Ar3~ Ar3+50℃는 880~930℃ 온도범위이다.
- [0098] 권취는 결정립 조대화를 방지하기 위해 500~700℃에서 수행한다. 권취 온도는 500℃ 미만이면 불균일 마찰로 형상이 뒤틀리는 문제가 발생할 수 있고, 700℃를 초과하면 결정립이 조대하게 성장하여 목표 강도를 확보하기 어려울 수 있다.
- [0099] 바람직하게는 우수한 표면특성을 위해 권취범위는 600~630℃로 한다. 이는 상기 범위일 경우 결정립 조대화 방지 및 불균일 마찰 최소화 측면에서 가장 안정한 범위이기 때문이다.
- [0100] 이와 같이 제조된 열연강관은 Si첨가로 인해 표면에 실리콘 계열 산화물(2FeSiO<sub>2</sub>)이 얇게 형성되고, 이 2FeSiO<sub>2</sub>가 강관과 산소의 접촉을 막음으로써 스케일 형성을 억제한다. 또한, 2FeSiO<sub>2</sub>는 얇게 형성되므로 산세과정에서 박리도 용이하다.
- [0101] [냉간압연 공정]
- [0102] 열간압연을 마친 열연강관을 산세공정을 거쳐 스케일을 제거한 후 냉간압연 한다.
- [0103] 냉간압연 공정은 강관의 최종 원하는 두께를 얻고 원하는 재질을 얻기 위해 냉간압연하는 단계이다. 냉간압연은 30~80%의 압하율로 실시하고 60~75%로 압하시 더 바람직하다.
- [0104] 냉간압연의 압하율은 (111)집합조직 발달에 중요한 역할을 한다. 냉간압연의 압하율이 높을수록 (111)집합조직이 잘 발달한다. 하지만 냉간압하율이 과도하게 높으면 소둔 결정립이 너무 미세해져 강도가 상승하여 가공성에 오히려 나쁜 영향을 준다.
- [0105] 따라서, 집합조직 발달 및 가공성을 고려하여 30~80%, 바람직하게는 60~75%의 압하율로 냉간압연 한다.
- [0106] [소둔 공정]
- [0107] 냉간압연된 강관을 800~860℃에서 30~100초 동안 유지한 후, 10~20℃/sec의 냉각속도로 400~500℃까지 냉각하여 180~300초 동안 유지시키는 연속소둔을 실시한다. 이후 공냉한다.
- [0108] 이때, 소둔 온도는 800℃ 미만이면 재결정 집합조직의 발달이 부족하여 성형성이 저하되고, 860℃를 초과하면 이상 결정립 성장이 발생할 수 있다.
- [0109] 소둔 후 냉각속도는 10℃/sec 미만이면 연성이 저하되고, 20℃/sec를 초과하면 재질 불균일의 문제가 발생할 수 있다.
- [0110] 소둔이 완료된 냉연강관은 460~480℃의 용융아연도금 포트(pot)에 침지하여 3~5초동안 유지하는 용융아연도금을 수행하고, 480~520℃에서 3~5초 이상 유지하는 합금화 열처리를 한 후 냉각한다.
- [0111] 합금화 열처리는 온도가 480℃보다 낮으면 도금층의 안정적 성장이 어렵고 520℃보다 높으면 재질 저하가 발생한다.
- [0112] 이와 같이 제조된 강관은 인장강도가 440MPa 이상, 연신율이 40% 이상, r값이 1.5 이상이고 도금표면 등급이 2등급 이하이다.
- [0113] 이하, 상술한 표면특성이 우수한 고강도 고성형 강관 및 그 제조방법을 발명예와 다른 비교예를 대비하여 설명하기로 한다.
- [0114] 표 1은 본 발명의 발명예와 다른 비교예의 성분비를 나타낸 것이다.

**표 1**



[0115] (단위:wt%, 잔부 Fe)

구분	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb	Sb	Mo	Cu	Sn	N
비교예1	0.004	0.03	1.5	0.07	0.008	0.04	0.04	0.02	-	-	-	-	0.004
비교예2	0.003	0.03	1.5	0.07	0.008	0.04	0.04	0.02	-	-	-	-	0.004
비교예3	0.003	0.03	1.5	0.07	0.008	0.04	0.04	0.02	-	-	0.1	0.01	0.004
비교예4	0.003	0.03	1.5	0.07	0.008	0.04	0.04	0.02	-	-	0.1	0.01	0.004
비교예5	0.004	0.03	1.5	0.07	0.008	0.04	0.04	0.02	-	-	0.1	0.01	0.004
발명예1	0.003	0.15	0.8	0.045	0.008	0.04	0.04	0.015	0.02	0.02	0.1	0.01	0.004
발명예2	0.003	0.2	0.8	0.045	0.008	0.04	0.04	0.015	0.05	0.02	0.1	0.015	0.004
발명예3	0.004	0.2	0.8	0.045	0.008	0.04	0.04	0.015	0.06	0.02	0.1	0.015	0.004
발명예4	0.004	0.2	0.8	0.045	0.008	0.04	0.04	0.015	0.07	0.02	0.1	0.015	0.004
발명예5	0.004	0.25	0.8	0.045	0.008	0.04	0.04	0.015	0.03	0.01	0.1	0.02	0.004

표 2

구분	(Si+Mn)/(Sb+Mo)	기계적 성질				결정립크기	탄질화물 (석출물)크기	도금표면 등급
		TS	YP	E1	r			
비교예1	-	444	310	32	1.4	8~17 $\mu$ m	0.2 $\mu$ m이하	4
비교예2	-	441	287	34	1.4	5~17 $\mu$ m	0.2 $\mu$ m이하	3
비교예3	-	450	300	32	1.5	7~18 $\mu$ m	0.4 $\mu$ m이하	4
비교예4	-	451	288	31	1.4	8~16 $\mu$ m	0.3 $\mu$ m이하	4
비교예5	-	456	279	31	1.3	7~17 $\mu$ m	0.3 $\mu$ m이하	5
발명예1	23.8	450	310	42	1.7	8~13 $\mu$ m	0.1 $\mu$ m이하	2
발명예2	14.3	458	304	41	1.6	8~13 $\mu$ m	0.2 $\mu$ m이하	1
발명예3	12.5	457	325	40	1.8	8~13 $\mu$ m	0.15 $\mu$ m이하	1
발명예4	11.1	468	315	42	1.7	8~13 $\mu$ m	0.1 $\mu$ m이하	1
발명예5	26.3	465	323	41	1.8	8~13 $\mu$ m	0.1 $\mu$ m이하	2

[0117] [TS(MPa):인장강도, YP(MPa):항복강도, E1(%):연신율, r:소성변형비]

[0118] 여기서, r값은 드로잉시 폭 방향 변형을 두께 방향 변형으로 나누어 준 값을 의미한다.

[0119] 상기 표 1과 같이 조성된 슬라브를 사용하여 다음과 같은 열간압연, 냉간압연 및 소둔 조건에 의해 제조된 시편의 기계적 성질을 측정된 결과는 표 2에 나타내었다.

[0120] 제조방법은 표 1의 합금조성을 갖는 슬라브를 1150℃에서 2시간 재가열한 후 900℃에서 마무리 열간압연하고 500℃로 권취하였다.

[0121] 이 열연강관을 산세처리하고 65%의 압하율로 냉간압연한다. 냉간압연된 강관을 850℃에서 50초간 유지한 후, 20℃의 냉각속도로 500℃까지 냉각하여 200초간 유지하는 소둔 열처리를 실시하였다.

[0122] 이후, 소둔 열처리된 냉연강관을 460℃의 아연도금욕에 침적하여 용융아연도금을 실시하였으며 용융아연도금 후에는 510℃로 가열하여 합금화 열처리를 실시하였다.

[0123] 여기서, 도금 표면등급에서 1등급은 총 강관 면적 대비 스케일 발생면적이 3% 이하, 2등급은 5% 이하, 3등급은 10% 이하, 4등급은 20% 이하, 5등급은 30% 이하를 의미한다.

[0124] 표 1과 표 2를 살펴보면, Si의 함량을 증가시키고 Mn의 함량은 낮추며 Mo, Sb를 첨가한 경우 도금 표면등급이 우수하였다.

[0125] 특히, Si, Mn, Sb, Mo의 함량이 식  $2 \leq (Si+Mn)/(Sb+Mo) \leq 22$ 를 만족하는 발명예 2와 발명예 3에서도 도금 표면등급이 1등급을 만족했다. 이는 Si, Mn함량과 Sb, Mo의 함량이 상기 범위를 만족하는 경우 고른 도금층 형성에 가장 효과적임을 알 수 있다.

[0126] 도 1은 비교예1과 발명예3의 스케일 결함 존재하는 영역과 존재하지 않는 영역과의 단차를 보인 SEM 사진이다.

[0127] 도 1에 도시된 바에 의하면, 비교예 1의 경우 스케일 결함 존재하는 영역의 단차가 40 $\mu$ m 이상으로 넓다. 반

면, 발명에 3의 경우 스케일 결함이 존재하더라도 10 $\mu$ m 이하이고 모재와 유사함을 알 수 있다.

[0128] 이는 Si첨가로 인해 표면에 실리콘 계열 산화물(2FeSiO<sub>2</sub>)이 얇게 형성되고, 이 2FeSiO<sub>2</sub>가 강판과 산소의 접촉을 막음으로써 스케일 형성을 억제한 결과 스케일형성이 최소화되고 산세과정에서 박리도 용이했기 때문이다.

[0129] 또한, 비교예 1의 경우 Sb 미첨가로 미도금부름이 있음이 확인된다. 이러한 미도금부름은 도금특성에 악영향을 준다.

[0130] 또한, 발명에1 내지 발명에 5의 경우 미니밀 공정의 불가피한 불순물인 Cu, Sn이 함유되어도 r값이 1.5이상으로 가공성이 우수하다. 그리고 미세조직의 결정립 크기도 15 $\mu$ m이하를 만족하고 결정립에 형성되는 탄질화물의 크기도 0.2 $\mu$ m 이하로 균일하게 분포된다. 이는 Ti, Nb에 의한 고용원소의 제어와 집합조직 형성 때문으로 보인다.

[0131] 이에 반해, 비교예 1 내지 비교예 5는 Si함량이 낮음에도 불구하고 Mo, Sb의 미첨가로 r값도 낮고 도금 표면등 급도 낮음을 알 수 있다. 또한, 미세조직의 결정립크기나 탄질화물의 크기도 균일하게 분포되지 않았다.

[0132] 이를 통해, C와 N의 함량이 100ppm이하인 극저탄소강에서 Si의 함량을 증가시키더라도 Mn의 함량을 낮추고 Mo, Sb를 첨가하는 경우 고강도 및 높은 연신율과 함께 도금성이 우수한 강판을 제조할 수 있음을 알 수 있다.

[0133] 본 발명의 권리범위는 위에서 설명된 실시예에 한정되지 않고 청구범위에 기재된 바에 의해 정의되며, 본 발명의 기술분야에서 통상의 지식을 가진 자가 청구범위에 기재된 권리범위 내에서 다양한 변형과 개작을 할 수 있다는 것은 자명하다.

### 도면의 간단한 설명

[0134] 도 1은 표 1의 비교예1과 발명에3의 스케일 결함이 존재하는 영역과 존재하지 않는 영역과의 단차를 보인 SEM 사진.

### 도면

#### 도면1

