



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2011년08월11일
 (11) 등록번호 10-1055818
 (24) 등록일자 2011년08월03일

(51) Int. Cl.

C21D 8/04 (2006.01)

(21) 출원번호 10-2003-0095241
 (22) 출원일자 2003년12월23일
 심사청구일자 2008년12월05일
 (65) 공개번호 10-2005-0063982
 (43) 공개일자 2005년06월29일
 (56) 선행기술조사문헌
 KR100328018 B1
 KR100368253 B1
 KR1019980052457 A
 KR100328017 B1

전체 청구항 수 : 총 3 항

(73) 특허권자

주식회사 포스코

경북 포항시 남구 괴동동 1번지

(72) 발명자

강희재

경상북도포항시남구괴동1

진영술

경상북도포항시남구괴동1

(74) 대리인

김익환

심사관 : 김성곤

(54) 미니밀공정에 의한 심가공용 고강도 강관의 제조방법

(57) 요약

본 발명은 미니밀 공정에 의해 인장강도 35kg/mm² 이상의 강도를 가지면서 동시에 종래의 심가공용 고강도강관보다 내2차가공취성 및 용접부 피로특성이 우수한 특성을 나타내는 심가공용 고강도 강관의 제조방법에 관한 것이다.

본 발명에 의하면, 중량 %로 C:0.006~0.020%, Si:0.02%이하, Mn:0.8%이하, P:0.04%이하, S:0.015%이하, 산가용성 Al:0.03~0.40%, N:0.007%이하, 총 트랩프 원소(Cu+Ni+Cr+Mo+Sn등):0.12%이하, 탄질화물 형성원소:0.005~0.040% , 및 나머지는 Fe로 이루어진 강을 두께 50~100mm의 슬라브로 연속주조하여 950~1100℃의 온도에서 조압연을 실시하는 단계, 조압연한 강관을 다시 가열 및 보열하는 단계, 곧이어 780~930℃사이의 마무리 압연온도에서 마무리 압연하는 단계, 이 열연관을 560~700℃범위에서 권취하는 단계, 권취된 강관을 산세하고, 65~80%의 압하율로 냉간압연하는 단계, 및 780℃~860℃의 온도구간에서 연속소둔하는 단계로 구성됨을 특징으로하는 미니밀에 의한 심가공용 고강도 강관의 제조방법이 제공된다.

본 발명은 미니밀 공정에서 중,저탄소강의 성분계를 이용하여 인장강도 35kg/mm²이상의 심가공용 고강도강관을 제조할 수 있도록 한다는 면에서 매우 획기적이다.

특허청구의 범위

청구항 1

미니밀 공정으로 강판을 제조하는 방법에 있어서,

중량 %로 C:0.006~0.020%, Si:0.01~0.02%, Mn:0.01~0.8%, P:0.001~0.04%, S:0.001~0.015%, 산가용성 Al:0.03~0.40%, N:0.001~0.007%, 총 트랩프 원소(Cu+Ni+Cr+Mo+Sn):0.01~0.12%, 탄질화물 형성원소(Ti 및/또는 Nb): 0.005~0.040%, 및 나머지는 Fe로 이루어진 강을 두께 50~100mm의 슬라브로 연속주조하여 950~1100℃의 온도에서 조압연을 실시하는 단계,

조압연한 강판을 다시 가열 및 보열하는 단계,

곧이어 780~930℃사이의 마무리 압연온도에서 마무리 압연하는 단계,

이 열연판을 560~700℃범위에서 권취하는 단계,

권취된 강판을 산세하고, 65~80%의 압하율로 냉간압연하는 단계, 및

780℃~860℃의 온도구간에서 연속소둔하는 단계로 구성됨을 특징으로하는 미니밀 공정에 의한 심가공용 고강도 강판의 제조방법.

청구항 2

제 1항에 있어서, 상기 가열 및 보열은 1030~1150℃의 온도범위에서 10~90분간 실시하는 것을 특징으로 하는 미니밀 공정에 의한 심가공용 고강도 강판의 제조방법.

청구항 3

삭제

청구항 4

제 1항 또는 제 2항에 있어서, 상기 마무리압연은 텐덤형식의 압연기에서 실시하는 것을 특징으로 하는 미니밀 공정에 의한 심가공용 고강도 강판의 제조방법.

명세서

발명의 상세한 설명

발명의 목적

발명이 속하는 기술 및 그 분야의 종래기술

[0001] 본 발명은 심가공용 고강도 강판의 제조방법에 관한 것으로, 보다 상세하게는, 미니밀 공정에 의해 인장강도 35kg/mm² 이상의 강도를 가지면서 동시에 종래의 심가공용 고강도강판보다 내2차가공취성 및 용접부 피로특성이 우수한 특성을 나타내는 심가공용 고강도 강판의 제조방법에 관한 것이다.

[0002] 종래의 심가공용 고강도강판의 제조방법은 일본 특허번호 86-15948, 92-247828,92-28094, 93-70836, 98-96051, 02-363685등에서 알 수 있는 바와 같이 극저탄소강에 가공성 확보를 위하여 Ti 또는 Nb등의 탄질화물 형성원소를 0.03~0.07% 정도 첨가하고, 강도확보를 위하여 Mn, P, Si등의 치환형 고용강화원소를 첨가하여 제조하는 것이 일반적이지만, 이경우 극저탄소강 제조 및 Ti, Nb첨가에 의한 비용상승, 제품특성에 있어서의 2차가공취성 발생 및 도금특성저하 문제는 피하기 어려운 실정이다. 2차가공취성을 개선하기 위하여 B등의 입계강화원소를 첨가(일본특허번호 93-268314, 93-247540, 94-256899)하기도 하지만, 이경우 B첨가에 의한 가공성악화는 물론 강중 B첨가량 제어를 위한 조업상의 어려움은 피할 수 없는 문제로 남게된다.

[0003] 또한, 심가공용강판을 제조하기 위해서는 드로잉성에 지대한 영향을 미치는 집합조직을 제어해야 하며, 이 집합조직은 열연공정에서의 강중 석출물 분포 및 크기에 크게 영향을 받는다.

[0004] 종래에는 200mm이상의 두꺼운 슬라브를 만든 후 재가열하여 강관을 제조(이하 기존밀이라 함)하였으나, 미니밀에서는 연주에 의해 50~90mm두께의 박슬라브를

[0005] 만들고 이를 바로 열간직송압연함으로써 제품을 제조하고 있으며, 미니밀은 그 투자비가 저렴하기 때문에 전 세계적으로 건설이 활발하게 진행되어, 이미 그 생산능력이 연간 6,500만톤에 이르고 있다. 이 미니밀 공정은 초기에는 스크랩등을 철원으로 이용하여 비교적 저급재의 생산에 만 주력하여 왔으나, 최근에는 여러가지 기술개발에 힘입어 일반 고강도강, 내후성장 및 유정용 고강도강등의 다양한 제품을 생산하기에 이르렀지만 그 용도가 매우 다양한 심가공용 제품은 아직 생산되고 있지 않다. 그 이유는 통상 심가공용 고강도강을 제조하기 위해서는 50ppm이하의 탄소 및 30ppm이하의 질소를 함유하고 있는 극저탄소강을 이용하여야 하나, 일반적으로 미니밀 공정은 전기로 제강공정을 채택하고 있으며, 또한 극저탄소강 제조를 위한 이차정련설비(예 RH-OB)는 보유하고 있지 않아 극저탄소강의 제조가 어렵기 때문이다.

[0006] 한편, 미니밀 공정은 기존밀과는 달리 연주(연속주조)와 열연공정이 직결화되어 있기 때문에 열간압연시 열간직송압연이 적용되므로 제품생산시 금속학적으로 매우 다른 거동, 특히 가공성과 깊은 관련이 있는 탄질화물의 석출거동이 크게 달라지는 현상이 예상된다. 본 발명자들은 미니밀에서의 이러한 석출거동의 차이를 이용하여 미니밀에서 탄소함량 0.006~0.02wt%정도의 중저탄소강으로 심가공용강관을 제조할 수 있는 방안을 안출하였다.

발명이 이루고자 하는 기술적 과제

[0007] 본 발명의 목적은 미니밀 공정특성을 이용함으로써 종래의 극저탄소강이 아닌 중,저탄소강으로 매우 경제적이면서도 인장강도 35kg/mm²급의 심가공용 고강도강관을 미니밀에서 제조하는 것이다.

발명의 구성 및 작용

[0008] 상기 목적을 달성하기위해,본 발명은 미니밀 공정으로 강관을 제조하는 방법에 있어서, 중량 %로 C:0.006~0.020%, Si:0.02%이하, Mn:0.8%이하, P:0.04%이하, S:0.015%이하, 산가용성 Al:0.03~0.40%, N:0.007%이하, 총 트랩트 원소(Cu+Ni+Cr+Mo+Sn등):0.12%이하,탄질화물 형성원소: 0.005~0.040% , 및 나머지는 Fe로 이루어진 강을 두께 50~100mm의 슬라브로 연속주조하여 950~1100℃의 온도에서 조압연을 실시하는 단계, 조압연한 강관을 다시 가열 및 보열하는 단계, 곧이어 780~930℃사이의 마무리 압연온도에서 마무리 압연하는 단계,이 열연관을 560~700℃범위에서 권취하는 단계, 권취된 강관을 산세하고, 65~80%의 압하율로 냉간압연하는 단계, 및 780℃~860℃의 온도구간에서 연속소둔하는 단계로 구성됨을 특징으로하는 미니밀 공정에 의한 심가공용 고강도 강관의 제조방법을 제공한다.

[0009] 상기 가열 및 보열은 1030~1150℃의 온도범위에서 10~90분간 실시하는 것이 바람직하다.또한, 상기 마무리압연은 텐덤형식의 압연기로 행하는 것이 바람직하다.또한, 상기 탄질화물 형성원소로는 Ti과 Nb 을 단독으로 또는 복합으로 첨가하는 것이 바람직하다.

[0010] 이하에서는 본 발명에 대하여 상세히 설명한다.

[0011] 강중 탄소는 침입형 고용원소로 작용하여 냉연 및 소둔시 강관의 집합조직 형성과정에서 가공성에 유리한 {111} 집합조직의 형성을 저해하기 때문에 그 함량이 낮을수록 유리하여 종래의 제조법에서는 통상 0.005wt%이하로 제한하고 있으나, 본 발명의 경우는 미니밀 공정의 열간직송압연에 의해 석출물의 효과적인 제거가 가능하여 0.006wt%이상에서도 심가공성을 확보할 수 있기 때문에 그 하한치를 0.006wt%로 한정하였다. 한편 강중 함유량이 0.02wt%을 초과하는 경우는 가공성이 급격히 저하하기 때문에 그 양을 0.006~0.020wt%이하로 한정하였다. 즉 본 발명에서는 상기 범위의 강을 기본 성분계로 이용함으로써 강도향상을 위해 P를 첨가한다거나, 또는 종래의 방법처럼 극저탄소강의 취성방지를 위해 입계강화원소인 B을 첨가한다거나 하는 성분설계는 필요가 없는 이점이 있게된다.

[0012] 강중 Si은 표면 스케일결함을 유발할 뿐 만 아니라, 소둔시 텀퍼칼라 및 도금시 미도금 부분을 발생시키므로 그

함량을 0.02wt%이하로 제한하였다.

- [0013] 강중 Mn은 강도확보를 위해 치환형 고용강화 원소로서 첨가되지만, 그함량이 0.8wt%이상이 되면 연신률과 함께 r값(Lankford값)이 저하하기 때문에 0.8wt%이하로 한정하였다.
- [0014] 강중 P는 그 첨가량이 많을수록 입계취성 및 피로특성을 저하시키는 역할을 하는 원소이기 때문에 가능한 한 강중 적게 첨가되도록 하는 것이 요망되지만, 종래의 제조법에 의하면 드로잉성의 하락을 최소화하면서 효과적인 강도상승을 위해서는 필수불가결하게 0.03~0.06wt%정도는 첨가될 수 밖에 없는 원소였다. 하지만 본 발명에서는 기본 성분계를 극저탄소강이 아닌 중저탄소강을 사용하기 때문에 P를 첨가하지 않고도 발명에서 이루고자하는 강도의 확보가 가능하기 때문에 그 함량을 불순물 원소 수준인 0.04wt%이하로 한정하였다.
- [0015] 강중 S량은 FeS를 형성하여 슬라브의 에지크랙을 유발하는 원소이기때문에 압연시의 에지크랙의 발생 위험이 있는 영역을 피하기위해 그 함유량을 0.015wt%이하로 제한하였다.
- [0016] 강중의 산가용성 Al(Sol.Al)은 ,강중 용존 산소량을 충분히 낮은 상태로 유지하면서 경제적인 측면을 고려하여, 냉연제품의 경우, 그 함유량을 0.02~0.07wt%정도로 관리하여 생산하는 것이 일반적이다. 하지만 본 발명강의 경우는 탄소함량이 비교적 높은 경우에도 심가공성을 안정적으로 확보할 수 있게 해주는 역할을 한다. 즉, 본 발명강에 있어서 강중 산가용성 Al이 많을수록 강중 고용C의 재결정억제 작용을 방해하는 효과를 뚜렷하게 나타내어, 재결정을 촉진시킬 뿐 만 아니라 {111}계열의 집합조직을 발달시키는 역할을 나타낸다.그러나, 그 함유량이 0.40%이상인 경우는 비용 상승 및 연주조업성을 해치기 때문에 그 함량을 0.03~0.40wt%로 한정하였다.
- [0017] 강중 N는 고용상태로 존재하는 경우, 연신을 및 드로잉성을 해치기 때문에 그 함유량을 0.007wt%이하로 한정하였다.
- [0018] 통상 스크랩으로부터 혼입되게 되는 강중 트랩프원소는 주요 성분이 Cu, Ni,Cr,Mo,Sn등으로써, 그 양이 0.12wt% 이상을 초과하면 연신을 및 드로잉성의 하락이 커서 심가공용의 재질을 확보하기 어려울 뿐 만 아니라 표면품질을 저하시키는 역할을 하므로 그 함유량을 0.12wt%이하로 제한하였다.
- [0019] 탄질화물 형성원소들(Ti, Nb ,V등)은 가공성 확보 측면에서 매우 중요한 원소들인 바, 가공성(특히 r값) 상승효과를 내기위한 최적량 및 경제적인 측면을 고려하여 그 함유량을 0.005~0.040wt%의 범위로 한정하였다. 탄질화물 형성원소로는 Ti과 Nb 을 단독으로 또는 복합으로 첨가하는 것이 바람직하다. 상기와같은 함유량은 종래의 제조법에서 일반적으로 첨가하는 0.03~0.07wt%보다 훨씬 적은 양이다..이와 같이 그 함량이 적은데도 불구하고 본 발명의 경우 양호한 드로잉성(r값)의 확보가 가능한 이유는 본 발명에서 채택하고 있는 열간직송압연법이 탄소나 질소 등과 같은 침입형 고용원소들을 석출물로 안정화시키는데 훨씬 유리하기 때문인 것으로 판단되며, 이의 효과적인 달성을 위해서는 조압연후 마무리압연전의 열처리 과정을 제어하는 것이 필요한 것으로 나타났다.
- [0020] 상기에서 설명한 바와 같은 합금설계 방식으로 성분이 조성된 강을 두께 50~100mm의 슬라브로 연속주조하여, 950~1100℃의 온도에서 조압연을 실시한 직후, 다시 가열 및 보열한 후 마무리압연을 실시한다.
- [0021] 조압연 후 마무리 압연전에 반드시 가열 및 보열단계를 거치는 것은 본 발명에 있어 매우 중요하다. 본 발명의 경우는 냉각 후, 슬라브가 재가열로를 통과하는 종래의 제조법(기준밀에 의한 제조법)과 달리 연주후에 곧바로 압연을 실시하는 공정(열간직송압연)을 채택하고 있기 때문에 강중 고용 C 및 N이 과포화 고용상태로 존재하게 되며, 이경우 상기 고용원소들의 석출을 조장하기 위해서는 Ti,Nb계 고온 석출물(주로 질화물,유화물 및 이들의 복합 석출물)이 석출이 활발하게 일어나는 950~1100℃의 온도에서 조압연을 실시하여야 한다. 또한 최종 제품인 냉연제품의 가공성 향상을 위하여는 원하는 {111}계열 집합조직을 형성시키는게 중요하며, 이 집합조직을 발달시키기 위해서는 열연관의 석출물을 수십나노미터의 크기로 균일하게 분포하도록 하면서 동시에 저온석출물 [TiC, NbC, Ti,Nb(C,N)]을 조대화시키는 것이 필요하다. 상기와 같이 열연관 석출물을 형성시키기 위해서는 마무리압연전에 반드시 가열 및 보열단계를 거쳐야 하며, 이 가열 및 보열은 1030~1150℃의 온도범위에서 10~90분간 행하는 것이 가장 바람직한 것으로 나타났다.이와같은 가열온도에서 유지시간이 10분 이하인 경우는 석출물이 안정화되지 않으며, 또한 90분 이상으로 시간이 너무 긴 경우는 생산성 하락과 함께 표면결함이 발생할 위험이 크므로 그 시간을 10~90분으로 한정하였다.
- [0022] 상기의 열처리 과정을 거친 강재는 곧이어 마무리압연온도가 780~930℃사이가 되도록 압연하고 560~700℃의 온도에서 권취한다. 이는 저온석출물이 가능한 한 조대하게 안정화되도록 하기 위한 것으로써, 마무리압연온도가 너무 낮으면 압연 변형저항이 크게 증가하는 문제가 있으며, 또한 그 온도가 너무 높은 경우는 스티킹 현상에 의해 결함이 발생하기 때문에 마무리 압연온도는 780~930℃로 한정하였으며, 또한 권취온도가 560℃ 이하로 낮

으면 석출물이 미세해지고, 700℃이상으로 높은 경우는 스케일 결함 발생의 위험이 있기 때문에 권취온도는 560~700℃로 제한하였다. 이때 마무리 압연은 텐덤형식의 압연기로 행하는 것이 바람직하다.

[0023] 상기의 방식으로 제조한 열연판을 산세하여 65~80%의 냉간압하율로 냉간압연한 후 780℃~860℃의 온도구간에서 연속소둔하는데, 냉간 압하율이 65%이하이거나 소둔온도가 780℃이하인 경우는 심가공성을 얻기가 어려우며, 또한 소둔온도가 860℃이상으로 높은 경우는 고온소둔으로 인하여 조업상 스트립의 통관성등에 문제가 발생할 위험성이 매우 높기 때문에 그 설정 범위를 제한하였다.

[0024] 이하에서는 본 발명의 실시예를 설명한다.

[0025] 하기 표1에 나타낸 바와 같이 본 발명의 성분조성을 갖는 슬라브(미니밀 공정에 의해 만들어짐)와 기존의 인장강도 35kg/mm²급 심가공용 고강도강(35E grade)의 성분계를 갖는 슬라브(기존밀 공정에 의해 만들어짐)를 소재로 하기 표2에 나타낸 바와 같은 열연, 냉연 및 연속소둔조건으로 소둔판을 제조한 후, 재질특성을 측정하였으며, 그 결과는 표3에 나타내었다.

[0026] 재질특성의 평가시 점용접부 피로특성 평가를 위한 피로시험 조건은 최대하중 대 최소하중의 비율을 10으로 하여 1000만번 반복 하중을 주어도 파괴되지 않는 조건을 피로강도로 설정하였으며, 또한 연성취선 취이온도는 드로잉 비율을 1.9로 하여 컵을 성형한후, 추를 자유낙하시키며 취성파괴가 일어나지 않는 최저온도를 구한 값이며 그 외의 재질특성 값들은 일반적인 측정방법에 의해 구한 것이다.

[0027] 표1

구분	화 학 성 분 (중량%)											비고
	C	Mn	Si	P	S	N	Ti	Nb	S.Al	총트랩 프원소	B (ppm)	
1	0.008	0.29	0.01	0.012	0.006	0.0045	0.010	0.009	0.05	0.09	-	본발 명강
2	0.013	0.32	0.01	0.013	0.005	0.0062	0.021	-	0.12	0.06	-	
3	0.012	0.33	0.01	0.008	0.011	0.0053	0.012	0.009	0.32	0.10	-	
4	0.009	0.28	0.01	0.016	0.008	0.0071	-	0.021	0.04	0.11	-	
5	0.0038	0.48	0.01	0.061	0.012	0.0021	0.045	-	0.041	0.05	8	비교강
6	0.0031	0.38	0.01	0.058	0.011	0.0029	0.048	-	0.039	0.04	5	

[0028]

[0029] 표2

구분	공정	조압연 온도(℃)	가열·보열		마무리압연 온도(℃)	권취온도 (℃)	냉간압하율 (%)	연속소둔 온도(℃)	비고
			온도(℃)	시간(분)					
1	미니밀	1020	1100	15	910	592	73	820	본발 명강
2	미니밀	980	1090	60	906	632	75	835	
3	미니밀	1010	1085	75	852	672	73	798	
4	미니밀	1060	1120	25	833	605	75	815	
5	기존밀	1006	-	-	-	632	75	830	비교강
6	기존밀	1012	-	-	-	638	75	830	

[0030]

[0031] 표3

구분	인장강도 (kg/mm ²)	연신율 (%)	r값	용접부 피로강도 (kgf)	연성취성 전이온도 (℃)	비고
1	35.4	41.2	1.92	135	-55	본발명강
2	36.6	40.5	1.86	130	-60	
3	37.1	39.8	1.82	135	-60	
4	36.2	42.4	1.91	130	-55	
5	35.8	43.2	1.89	115	-40	비교강
6	35.4	42.3	1.85	110	-35	

[0032]

[0033] 상기 표3에 나타낸 바와 같이, 본 발명의 방법에 의해 제조된 심가공용 고강도 강관은 종래의 극저탄소강을 이용하여 만든 심가공용 고강도 강관에 비해 인장강도, 연신율, r값에 있어서는 동등하고, 용접부 피로강도 및 내이차가공취성 특성은 더욱 우수한 것을 알 수 있다.

발명의 효과

[0034] 이상과 같이 본 발명은 미니밀 공정에서 중,저탄소강의 성분계를 이용하여 인장강도 35kg/mm²이상의 심가공용 고강도강관을 제조할 수 있도록 하며, 제조된 강관은 종래의 극저탄소강을 이용하여 만든 강관에 있어 문제점으로 지적되고 있는 2차가공취성, 용접부 피로특성 및 도금특성 저하를 방지할 수 있는 획기적인 것이다. 더욱이 중,저탄소강으로 심가공용 고강도강관을 제조함으로써, 극저탄소강 제조를 위한 설비투자비 및 조업비용의 상승을 피할 수 있다는 점에서 경제적인 면에서도 매우 획기적이라 할 수 있다.

[0035] 본 발명의 강은 용융아연도금제품(GI, GA)의 생산 시에도 동일하게 적용될 수 있다.