



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

(45) 공고일자 2013년03월21일  
(11) 등록번호 10-1246391  
(24) 등록일자 2013년03월15일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)  
C21D 8/02 (2006.01) C22C 38/04 (2006.01)  
C23C 2/06 (2006.01)  
(21) 출원번호 10-2009-0057900  
(22) 출원일자 2009년06월26일  
심사청구일자 2010년01월28일  
(65) 공개번호 10-2011-0000432  
(43) 공개일자 2011년01월03일  
(56) 선행기술조사문헌  
KR1020060073252 A  
KR1020060103480 A  
JP2005298964 A

(73) 특허권자  
현대제철 주식회사  
인천광역시 동구 중봉대로 63 (송현동)  
(72) 발명자  
한성경  
충청남도 당진군 송악읍 신복운로3길 8, 102동 101호 (동광아파트)  
백선필  
충청남도 당진군 송악읍 신복운로3길 8, 104동 306호 (동광아파트)  
(74) 대리인  
한양특허법인

전체 청구항 수 : 총 4 항

심사관 : 오준철

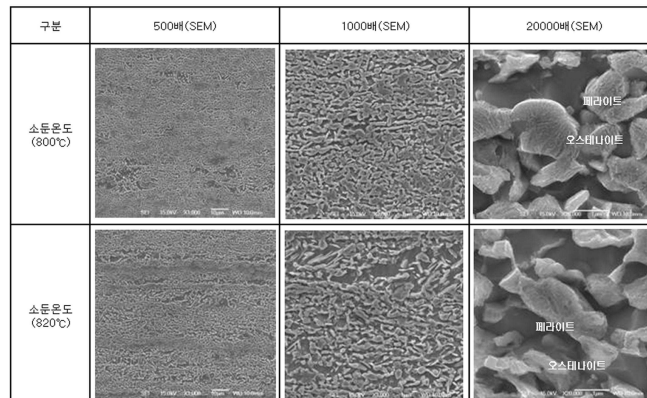
(54) 발명의 명칭 **성형성이 우수한 변태강화형 초고강도 강판 및 그 제조방법**

**(57) 요약**

본 발명은 성형성이 우수한 변태강화형 초고강도 강판 및 그 제조방법에 관한 것이다. 본 발명은 C:0.20~0.25wt%, Si:0.3~0.5wt%, Mn:2.50~2.80wt%, Al:0.50~1.50wt%, Nb:0.02~0.05wt%을 포함하고 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물의 합금조성을 갖는 강을 1150~1250℃에서 균질화 처리하고, Ar<sub>3</sub>~Ar<sub>3</sub>+50℃에서 열간압연을 마무리하여 500~600℃에서 권취한 후, 40~70%의 압하율로 냉간압연하고 소둔한 후 450~550℃에서 용융아연도금 처리하여 제조한다.

본 발명에 의하면, 1370MPa 이상의 인장강도와 우수한 연신율 및 도금성이 확보되는 초고강도 강판의 제조가 가능하므로 복잡한 부품형상의 가공이 용이하고 강도 증가로 인한 강판의 두께를 감소시킬 수 있으므로 자동차 총중량감소 및 연비 효율 상승을 기대할 수 있는 이점이 있다.

**대표도** - 도1



**특허청구의 범위**

**청구항 1**

C:0.20~0.25wt%, Si:0.3~0.5wt%, Mn:2.50~2.80wt%, Al:0.50~1.50wt%, Nb:0.02~0.05wt%을 포함하고 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물의 합금조성을 갖는 강을

1150~1250℃에서 균질화 처리하고, Ar<sub>3</sub>~Ar<sub>3</sub>+50℃에서 열간압연을 마무리하여 500~600℃에서 권취한 후, 40~70%의 압하율로 냉간압연하고 소둔한 후 450~550℃에서 용융아연도금 처리하며,

상기 소둔은 780~820℃에서 실시하며, 상기 소둔 중 400~500℃ 온도범위로 냉각하여 30초 이상 유지하는 항온변태구간을 두는 것을 특징으로 하는 성형성이 우수한 변태강화형 초고강도 강판의 제조방법.

**청구항 2**

삭제

**청구항 3**

청구항 1에 있어서,

상기 불순물은 P:0초과 0.03wt%이하, S:0초과 0.02wt%이하, N:0초과 0.01wt%이하를 포함하는 것을 특징으로 하는 성형성이 우수한 변태강화형 초고강도 강판의 제조방법.

**청구항 4**

C:0.20~0.25wt%, Si:0.3~0.5wt%, Mn:2.50~2.80wt%, Al:0.50~1.50wt%, Nb:0.02~0.05wt%을 포함하고 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로 조성되며,

미세조직은 페라이트, 베이나이트, 잔류 오스테나이트로 이루어지며,

상기 페라이트는 결정립 크기가 10 $\mu$ m 이하로 10~40%의 분율을 갖고,

상기 베이나이트는 결정립 크기가 10 $\mu$ m 이하로 5~10%의 분율을 가지며,

상기 잔류 오스테나이트는 결정립 크기가 15 $\mu$ m 이하인 것을 특징으로 하는 성형성이 우수한 변태강화형 초고강도 강판.

**청구항 5**

삭제

**청구항 6**

청구항 4에 있어서,

상기 불순물은 P:0초과 0.03wt%이하, S:0초과 0.02wt%이하, N:0초과 0.01wt%이하를 포함하는 것을 특징으로 하는 성형성이 우수한 변태강화형 초고강도 강판.

**명세서**

**발명의 상세한 설명**

**기술분야**

[0001] 본 발명은 변태강화형 초고강도 강판 및 그 제조방법에 관한 것으로, 더욱 상세하게는 성형성이 우수한 1370~1470MPa급 변태강화형 초고강도 강판 및 그 제조방법에 관한 것이다.

**배경기술**

[0002] 기존 자동차 산업은 경쟁이 심화됨에 따라 자동차 품질에 대한 고급화, 다양화 요구가 높아지고 있으며, 강화되고 있는 안전 및 환경규제에 대한 법규를 만족시키기 위해 자체 강성을 증대시키고 연비 효율을 향상시키기 위

한 노력을 하고 있다.

- [0003] 그 예로, 자동차 차체 등 구조부재에 사용되는 초고강도 강판은 DP(Dual Phase), TRIP(Transformation Induced Plasticity), MS(Martensitic), CP(Complex Phase) 등이 있다.
- [0004] 이 강들은 멤버류, 필라류, 범퍼보강재, 실사이드 등 차량 충돌시 높은 에너지 흡수능이 요구되는 부품에 주로 적용되며 롤포밍을 이용해 가공하기 때문에 고강도 및 고성형성을 필요로 하고 극한 환경조건에서도 녹슬지 않고 견딜 수 있도록 내부식성을 필수로 요구하고 있다.
- [0005] 이런 자동차 구조부재용 부품은 340~440MPa급에서 현재 440~590MPa급으로 적용이 활발히 되고, 향후 780~1470MPa급 초고강도 강판으로 대체되어 경량화 및 충격흡수능이 향상될 전망이다.
- [0006] 그러나 이러한 강들은 고강도에 따른 연신율의 감소는 피할 수 없어 HPF(Hot Press Forming)같은 신규공정을 거쳐야 하기 때문에 제조비가 상승하는 단점이 있다. 그 중에서도 1180MPa급 강판은 연신율이 10% 미만으로 원활한 생산 및 부품으로의 성형이 어려운 상황이다.

### 발명의 내용

#### 해결하고자하는 과제

- [0007] 본 발명은 상기한 바와 같은 종래의 문제점을 해결하기 위한 것으로, 본 발명의 목적은 합금원소를 조절하고, 열간압연 및 권취, 소둔, 도금공정을 제어하여 변태유기소성을 가지는 다상조직을 구성함에 의해 성형성을 향상시키는 성형성이 우수한 변태강화형 초고강도 강판 및 그 제조방법을 제공하는 것이다.

#### 과제 해결수단

- [0008] 상기한 바와 같은 목적을 달성하기 위한 본 발명의 특징에 따르면, 본 발명은 C:0.20~0.25wt%, Si:0.3~0.5wt%, Mn:2.50~2.80wt%, Al:0.50~1.50wt%, Nb:0.02~0.05wt%을 포함하고 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물의 합금조성을 갖는 강을 1150~1250℃에서 균질화 처리하고, Ar<sub>3</sub>~Ar<sub>3</sub>+50℃에서 열간압연을 마무리하여 500~600℃에서 권취한 후, 40~70%의 압하율로 냉간압연하고 소둔한 후 450~550℃에서 용융아연도금 처리한다.
- [0009] 상기 소둔은 780~820℃에서 실시하며, 상기 소둔 중 400~500℃ 온도범위로 냉각하여 30초 이상 유지하는 항온변태구간을 둔다.
- [0010] 상기 불순물은 P:0초과 0.03wt%이하, S:0초과 0.02wt%이하, N:0초과 0.01wt%이하를 포함한다.
- [0011] C:0.20~0.25wt%, Si:0.3~0.5wt%, Mn:2.50~2.80wt%, Al:0.50~1.50wt%, Nb:0.02~0.05wt%을 포함하고 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로 조성되며, 미세조직은 페라이트, 베이나이트, 잔류 오스테나이트를 포함한다.
- [0012] 상기 페라이트는 결정립 크기가 10 $\mu$ m 이하로 10~40%의 분율을 갖고, 상기 베이나이트는 결정립 크기가 10 $\mu$ m 이하로 5~10%의 분율을 가지며, 상기 잔류 오스테나이트는 결정립 크기가 15 $\mu$ m 이하이다.
- [0013] 상기 불순물은 P:0초과 0.03wt%이하, S:0초과 0.02wt%이하, N:0초과 0.01wt%이하를 포함한다.

#### 효과

- [0014] 본 발명은 TRIP강판 제조시 첨가하는 Si의 함량을 낮추고, 대체원소로 Al을 첨가하여 도금성 저하를 방지하였으며, 부족한 강도 향상을 위해 추가로 미량의 Nb를 첨가하고, 열간압연, 냉간압연, 소둔 열처리를 통해 잔류 오스테나이트의 분율을 증가시킴으로써 1370MPa 이상의 인장강도와 10% 이상의 연신율이 확보되는 초고강도 강판을 제조한다.
- [0015] 따라서, 1370MPa급 이상 HPF공정을 이용한 냉연강판을 대체하는 것이 가능하고, 강도 증가로 인한 강판의 두께를 감소시킬 수 있으므로 자동차의 총 중량을 감소시켜 연비 효율 향상에 기여할 수 있다. 또한 용융아연도금이 가능하므로 낮은 단가로 내부식성을 확보하는 것이 가능하다.
- [0016] 또한, 자동차 구조부재로 성형하여 부품 적용시, 성형성이 우수하여 복잡한 부품형상의 가공이 용이하고, 증가된 오스테나이트 분율로 인하여 자동차 충돌시 충격에너지 흡수능이 향상되는 효과를 기대할 수 있다.

**발명의 실시를 위한 구체적인 내용**

- [0017] 이하, 본 발명에 의한 성형성이 우수한 변태강화형 초고강도 강판 및 그 제조방법의 바람직한 실시예를 상세하게 설명한다.
- [0018] 본 발명의 강판은, C:0.20~0.25wt%, Si:0.3~0.5wt%, Mn:2.50~2.80wt%, Al:0.50~1.50wt%, Nb:0.02~0.05wt%, P:0초과 0.03wt%이하, S:0초과 0.02wt%이하, N:0초과 0.01wt%이하, 잔부 Fe의 합금조성을 갖는다.
- [0019] 상기 합금조성을 갖는 슬라브를 1200±50℃ 온도범위에서 균질화 처리하고, Ar3 ~ Ar3+50℃에서 열간압연을 마무리하여 열연 강판으로 제조하고, 이어서 500~600℃의 온도 범위에서 열연 권취한 다음에, 권취된 열연강판을 냉간압연하고 소둔한다. 소둔 중에는 450±50℃에서 항온 베이나이트 생성처리를 한다. 이 후 450~550℃에서 용융아연도금 한다.
- [0020] 강화원소로 주로 사용되는 Si를 첨가할 경우, 열처리 도중 Si가 표면에 농화되어 Zn의 도금성을 저하시키므로 Si의 함량을 줄이고, 대체원소로 Al을 첨가하였다.
- [0021] 또한, 미세한 석출상을 생성시켜 강도를 증가시키는 Nb를 미량 첨가하여 합금원소의 첨가량을 최소화 한다.
- [0022] 또한, 합금성분 및 열간압연, 냉간압연, 소둔 열처리, 도금공정을 제어하여 변태유기소성 특성을 가지는 다상조직을 구성하여 성형성을 향상시킨다.
- [0023] 미세조직은 페라이트, 베이나이트, 잔류 오스테나이트(마르텐사이트 일부 포함 가능)를 포함한 3상 또는 4상 조직을 갖는다.
- [0024] 페라이트는 결정립 크기가 10μm 이하로 10~40%의 분율[체적분율]을 갖고, 베이나이트는 결정립 크기가 10μm 이하로 5~10%의 분율[체적분율]을 가지며, 잔류 오스테나이트(마르텐사이트 포함 가능)는 결정립 크기가 15μm 이하로 50% 이상의 분율[체적분율]을 갖는다.
- [0025] 여기서 페라이트 분율이 10% 미만일 경우에는 연성 확보 및 유지에 어려움이 있고, 40%를 초과하는 경우에는 강도를 확보하는데 어려움이 있으므로 페라이트 분율은 10~40%로 유지하는 것이 바람직하다.
- [0026] 또, 베이나이트가 5% 미만일 경우에는 강도 확보에 어려움이 있고, 10%를 초과할 경우에는 연성 확보에 어려움이 있으므로, 베이나이트 분율은 5~10%로 유지하는 것이 바람직하다.
- [0027] 또, 잔류 오스테나이트가 50% 미만일 경우에는 변태유기소성에 의한 원하는 연신을 향상을 기대하기 어렵고, 분율이 높을수록 유리하나 페라이트와 베이나이트 분율을 고려한다.
- [0028] 그리고, 페라이트, 베이나이트, 잔류 오스테나이트의 결정립 크기는 상술한 범위보다 크면 강도저하를 수반한다.
- [0029] 이하, 본 발명의 합금원소들의 기능 및 함량의 한정 이유에 대해 설명한다.
- [0030] C:0.20~0.25wt%
- [0031] C는 소재 강도 확보를 위해 첨가된다. C는 이상역에서 소둔 후 냉각시 오스테나이트상에 농화되고 베이나이트 변태 온도 범위에서 오스테나이트를 안정화시키고 페라이트 내부에서 오스테나이트로 확산 이동, 농축되어 상온으로 냉각 후에도 50%이상의 잔류 오스테나이트 및 마르텐사이트가 존재하여 초고강도를 확보하면서도 가공시 변태유기소성이 발생되어 성형성을 개선하는 기능을 갖는다.
- [0032] C는 0.20wt% 미만으로 첨가되면 강도가 저하되고 오스테나이트가 페라이트로 변태되어 잔류 오스테나이트 및 마르텐사이트 분율을 50%이상 확보하기 어렵고, 반대로 C는 0.25wt%를 초과하면 고용강화 효과로 인장강도가 증가하여 연성 및 스트레치 플렌지성이 저하되며 다량의 잔류 오스테나이트 형성으로 내지연 파괴와 같은 현상이 나타날 뿐아니라 용접성도 나빠진다.
- [0033] 따라서, C의 함량은 0.20~0.25wt%의 범위로 한다. 그리고, 1370~1470MPa급의 인장강도와 50%이상의 잔류 오스테나이트를 얻기 위해서는 0.22~0.24wt%로 첨가하는 것이 바람직하다.
- [0034] Si:0.3~0.5wt%
- [0035] Si는 고용강화 효과에 의해 강판의 강도를 향상시키고 강의 청정화 및 오스테나이트 내의 탄소 농화를 촉진하며

오스테나이트의 안정도를 증가시켜 상온에서도 오스테나이트를 잔류시킨다.

- [0036] 또한, Si는 적정 Mn을 첨가하는 강 중에서 용접시 용융 금속의 유동성을 좋게 하여 용접부내 개재물 잔류를 최대한 감소시키고, 항복비, 강도 및 연신율의 균형을 저해하지 않으면서 강도를 향상하며 페라이트내 탄소의 확산속도를 느리게 하여 탄화물 성장을 억제하며 페라이트를 안정화하여 연신율을 향상시킨다.
- [0037] Si는 함량이 0.3wt% 미만이면 소둔 처리후 잔류 오스테나이트를 5%이상 잔류시켜 Trip특성을 얻기가 어렵고, 0.5wt%를 초과하면 도금성 및 적스케일로 인한 표면결함을 발생시키고 도금 젖음성이 크게 저하되고 미도금 및 도금 박리 등의 용융도금특성을 저해시킨다.
- [0038] 따라서, Si의 함량은 0.3~0.5wt% 범위로 하는 것이 바람직하다.
- [0039] Mn:2.50~2.80wt%
- [0040] Mn은 펄라이트상 (페라이트 + 세멘타이트) 생성을 억제하고 오스테나이트 형성 및 내부에 C 농화를 촉진하여 잔류 오스테나이트 형성에 기여하고 경화능을 높여 냉각시 마르텐사이트의 형성을 용이하게 한다.
- [0041] 즉, Mn은 고용강화 원소로서, 오스테나이트를 안정화하여 2상역 온도를 저하시키고, 낮은 임계냉각속도에서도 오스테나이트가 펄라이트로 분해되는 것을 방지하여 잔류 오스테나이트 및 마르텐사이트가 생성되기 쉽게 한다.
- [0042] Mn은 1370MPa 이상의 인장강도를 얻기 위해 최소 2.5wt%이상을 첨가하고, 과도하게 첨가되는 경우 경화능이 증가하여 가공성이 열악해지고 슬라브 주조시 두께 중심부에서 망간 밴드가 발달하여 굽힘 가공성이 저하되는 것 과 동시에 스폿 용접시 너겟 용접부에서 파괴를 유발하므로 최대 2.80wt%이하로 제한한다.
- [0043] 따라서, Mn의 함량은 2.50~2.80wt% 범위로 하는 것이 바람직하다.
- [0044] Al:0.50~1.50wt%
- [0045] Al은 Si와 마찬가지로 소둔 후 세멘타이트 석출을 억제함으로써 변태의 진행을 지연시켜 페라이트 결정립을 안정화 한다. 또한 페라이트 변태가 초기에 시작되므로 오스테나이트내 탄소의 농화를 촉진하여 상온에서의 오스테나이트상의 안정성을 증가시킨다.
- [0046] 또한, Al은 강 중 N과 결합하여 AlN의 형성으로 조직을 미세화하며, 강 중 O를 제거하여 슬라브 제조시 균열을 방지한다.
- [0047] Al은 0.50wt% 미만으로 첨가되면 잔류 오스테나이트 확보가 어렵고, 1.50wt%을 초과하면 Si와 마찬가지로 도금 성능이 저하되고 연주공정중 슬라브제조시 표면결함이 증가한다.
- [0048] 따라서, Al의 함량은 0.50~1.50wt% 범위로 하는 것이 바람직하다.
- [0049] Nb:0.02~0.05wt%
- [0050] Nb는 Nb(C,N) 형태의 석출물을 형성하거나 Fe 내 고용강화를 통하여 강의 강도를 개선한다. 경우에 따라, 기본 첨가원소를 저감할 경우 Nb를 첨가하여 성형성을 해치지 않으면서 강도를 증가시킬 수 있다.
- [0051] Nb는 0.02wt% 미만이면 효과가 미비하고, 0.05wt%를 초과하면 석출강화효과가 과다하여 강도가 크게 증가되므로 연성이 저하되는 문제점이 있다.
- [0052] 따라서, Nb의 함량은 0.02~0.05wt% 범위로 하는 것이 바람직하다.
- [0053] P:0초과 0.03wt%이하
- [0054] P은 불가피한 첨가원소이나 Al과 마찬가지로 세멘타이트 형성을 억제하고 강도를 증가시키는 효과를 갖는다. P는 다량으로 첨가되면 용접성이 악화되고 슬라브 중심편석에 의해 최종 재질편차가 발생하는 문제가 있으므로 0.03wt% 이하로 제한하는 것이 바람직하다.

- [0055] S:0초과 0.02wt%이하
- [0056] S는 강의 제조시 불가피한 첨가원소이다. S는 인성 및 용접성을 저해하고 유화물계(MnS 등) 개재물을 형성하여 크랙 발생을 야기하며 조대한 개재물을 증가시켜 피로특성을 열화하므로 0.02wt% 이하로 제한하는 것이 바람직하다.
- [0057] N:0초과 0.01wt%이하
- [0058] N는 강의 제조시 불가피한 첨가원소이다. N는 AlN을 형성하여 결정립을 미세화하나 용융아연도금시 아연 도금층의 합금화 공정에서 냉각시 과포화되어 균일 연신율을 저하시키므로 0.01wt%이하로 제한하는 것이 바람직하다.
- [0059] 본 발명은 상기 합금강의 성분들을 포함하고, 나머지는 Fe 및 불가피한 원소들이며, 원료, 자재, 제조설비 등의 상황에 따라 함유되는 원소로서, 0.01wt% 이하의 산소 등의 불가피한 불순물의 미세한 혼입도 허용될 수 있다.
- [0060] 본 발명의 제조공정은 다음과 같다.
- [0061] [가열로 공정]
- [0062] 상기와 같은 조성을 갖는 슬라브를 주조시 편석된 성분을 재고용하기 위해 1150~1250℃에서 소정시간, 예를 들어, 1~3시간 동안 재가열 한다.
- [0063] 가열로에서 오스테나이트 최종 결정립 크기는 15~25 $\mu$ m가 되도록 균일하게 제어한다. 재가열 온도는 1150℃ 미만이면 편석된 성분이 재고용되지 못하고, 1250℃를 초과하면 오스테나이트 결정입도가 증가하여 페라이트 결정입도가 조대화되면서 강도가 낮아진다.
- [0064] [열간압연 공정]
- [0065] 가열로 공정에서 재가열된 슬라브를 Ar<sub>3</sub>~Ar<sub>3</sub>+50℃에서 열간압연을 마무리한 다음에, 500~600℃에서 권취한다.
- [0066] 열간압연 마무리 온도는 열간압연 후 냉각전까지 강관의 조직이 오스테나이트 조직을 갖도록 한다. 이는 최종조직의 잔류 오스테나이트 분율을 확보한다.
- [0067] 권취온도는 500℃보다 낮으면 페라이트가 베이나이트로 변할 수 있고, 600℃를 초과하면 조직이 너무 조대해져 강도의 저하를 가져오게 된다.
- [0068] 권취 후에는 산세를 수행하여 열간압연 공정에서 생긴 산화물을 제거한다.
- [0069] [냉간압연 및 소둔 열처리 공정]
- [0070] 40~70%의 압하율로 냉간압연을 실시한다. 냉간압하율은 40% 미만이면 재결정 온도를 상승시키고, 70%를 초과하면 압연이 어렵다.
- [0071] 냉간압연을 거친 강관을 오스테나이트-페라이트( $\alpha + \gamma$ ) 2상역 구간인 780~820℃에서 소둔한다. 그러면 소둔 과정에서 페라이트의 일부가 오스테나이트로 변태되어 TRIP의 복합상을 제조하기 용이하다.
- [0072] 소둔 온도는 780℃ 미만이면 충분한 가공성을 확보하기 어렵고 오스테나이트 변태가 충분하지 않으며, 820℃보다 높으면 오스테나이트 완전 변태 후 냉각시 페라이트 변태가 일어나므로 잔류 오스테나이트의 탄소농화가 낮아지는 문제가 발생한다.
- [0073] 소둔 중 780~820℃로 가열한 강관을 400~500℃ 온도범위로 냉각하여 30초 이상 유지하는 항온변태구간을 둔다. (공정속도 150mpm기준) 항온변태구간은 베이나이트 생성을 위한 것이다.
- [0074] [합금화 용융아연도금 또는 용융아연도금 공정]

[0075] 용융아연도금 온도인 450~550℃에서 용융아연도금 및 합금화 열처리를 실시한다. 용융아연도금은 소둔 후 이어서 실시할 수 있으며 이때, 용융아연도금 온도가 높아지는 것은 내부 잠열에 의해 강판의 온도가 상승하기 때문이다.

[0076] 용융아연도금 온도 및 합금화 열처리 온도는 450℃ 미만이면 dross 발생으로 인해 용융아연도금강판의 표면품질 열화가 초래될 수 있으며, 500℃를 초과하거나 유지시간이 120초를 초과하면 잔류 오스테나이트가 베이나이트나 탄화물로 변태하여 잔류 오스테나이트 분율이 급격히 감소하는 문제가 발생할 수 있다.

[0077] 이하, 상술한 성형성이 우수한 변태강화형 초고강도 강판 및 그 제조방법을 실시예(비교강, 발명강)를 통해 상세하게 설명하기로 한다.

[0078] [실시예]

[0079] 표 1의 조성을 가지는 강을 1250℃에서 2시간 재가열한 후, 900℃이상에서 3.0mm 두께로 열간압연을 마무리하고 550℃에서 권취하였다. 이 후, 권취된 강판을 산세(PO)하고 약 53%의 압하율로 냉간압연하여 최종두께 1.4mm 인 소재로 제조한 후 소둔 열처리를 실시하였다.

[0080] 소둔 열처리 온도 및 항온변태온도, 도금온도 등은 표 2의 조건으로 실시하였으며, 최종 강판의 항복강도, 인장강도, 연신율, n값, r값을 측정하였다.

[0081] 표 1은 본 발명의 발명강과 비교강의 성분비를 나타낸 것이고, 표 2는 표 1의 발명강과 비교강의 열처리, 압연 조건 및 그에 따라 제조된 최종 강의 기계적 성질을 측정된 결과를 나타낸 결과표이다.

**표 1**

[0082] (잔부 Fe, 단위:wt%)

| 구분 | C    | Si   | Mn   | P     | S     | Al   | Nb    | N      | 비고  |
|----|------|------|------|-------|-------|------|-------|--------|-----|
| 1  | 0.11 | 0.52 | 2.52 | 0.010 | 0.004 | 0.97 | 0.022 | 0.0048 | 비교강 |
| 2  | 0.22 | 0.52 | 2.14 | 0.010 | 0.003 | 0.98 | 0.023 | 0.0059 | 비교강 |
| 3  | 0.22 | 0.49 | 2.52 | 0.010 | 0.004 | 0.95 | 0.023 | 0.0077 | 발명강 |

**표 2**

[0083]

| 구분 | 열간압연조건 (℃) |          |       | 냉간압연조건<br>압하율 (%) | 소둔열처리조건 |          |       |        | 화학성분 |      |      |      |      | 비고 |     |
|----|------------|----------|-------|-------------------|---------|----------|-------|--------|------|------|------|------|------|----|-----|
|    | 재가열 온도     | 압연 종료 온도 | 권취 온도 |                   | 소둔 온도   | 항온 변태 온도 | 도금 온도 | 합금화 온도 | YP   | TS   | EL   | n값   | r값   |    | 도금성 |
| 1  | 1250       | 900      | 550   | 53                | 780     | 460      | 460   | 520    | 340  | 845  | 22.1 | 0.21 | 0.95 | 0  | 비교강 |
|    |            |          |       |                   | 800     |          |       |        | 322  | 837  | 22.4 | 0.21 | 0.91 | 0  | 비교강 |
|    |            |          |       |                   | 820     |          |       |        | 338  | 849  | 24.9 | 0.21 | 0.96 | 0  | 비교강 |
| 2  |            |          |       |                   | 780     |          |       |        | 513  | 970  | 18.7 | -    | -    | 0  | 비교강 |
|    |            |          |       |                   | 800     |          |       |        | 568  | 975  | 19.7 | -    | -    | 0  | 비교강 |
|    |            |          |       |                   | 820     |          |       |        | 502  | 950  | 20.1 | -    | -    | 0  | 비교강 |
| 3  |            |          |       |                   | 780     |          |       |        | 538  | 1381 | 11.4 | 0.15 | -    | 0  | 발명강 |
|    |            |          |       |                   | 800     |          |       |        | 595  | 1471 | 10.5 | 0.13 | -    | 0  | 발명강 |
|    |            |          |       |                   | 820     |          |       |        | 569  | 1399 | 10.3 | 0.14 | -    | 0  | 발명강 |

[0084] [YS(MPa): 항복강도, TS(MPa): 인장강도, EL(%): 연신율, n값: 가공경화지수, r값: 소성이방성지수]

[0085] 표 1의 1~3은 Si의 함량을 낮추고 Al을 첨가하여 강도를 확보하되, 연신율 특성을 알 수 있도록 C, Si, Mn의 함량을 변화시킨 후 추가적으로 Nb를 첨가한 성분계이다.

[0086] 표 1과 표 2를 살펴보면, 비교강1은 연신율을 확보되나, C의 함량 감소로 인장강도가 확보되지 않았고, 비교강2

는 Mn의 함량 감소로 인장강도가 확보되지 않았다.

[0087] 그에 반해 발명강3은 1370MPa급 이상의 인장강도가 확보되었고, 연신율도 10%이상 확보되었다.

[0088] 도 1에서도 확인되는 바와 같이, 소둔 열처리 후 조직에서 평균 10 $\mu$ m대의 페라이트 결정립과 50% 이상의 잔류 오스테나이트(마르텐사이트 포함)와 소량의 베이나이트가 균일하게 분포됨이 관찰된다.

[0089] 따라서, Si의 첨가량을 줄이더라도 Al, Nb의 첨가와 열간압연, 냉간압연, 소둔 열처리를 통해 1370MPa급 이상의 초고강도와 연신율을 얻었고, 도금성도 확보하였음을 알 수 있다.

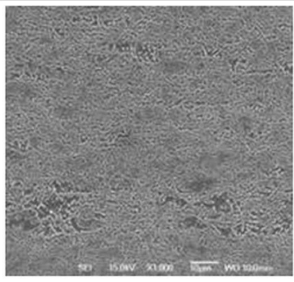
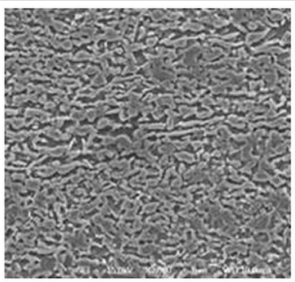
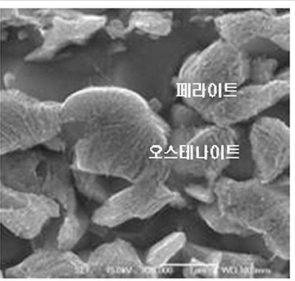
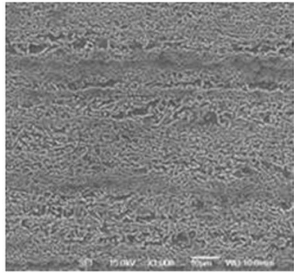
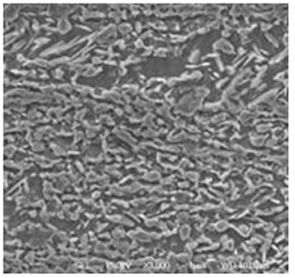
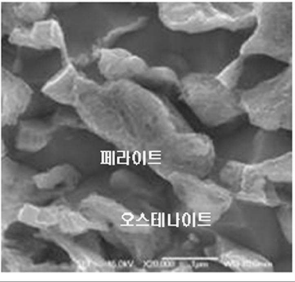
[0090] 이와 같은 본 발명의 기본적인 기술적 사상의 범주 내에서, 당업계의 통상의 지식을 가진 자에게 있어서는 다른 많은 변형이 가능함은 물론이고, 본 발명의 권리범위는 첨부한 특허청구 범위에 기초하여 해석되어야 할 것이다.

**도면의 간단한 설명**

[0091] 도 1은 표 1에 제시된 발명강 3을 550 $^{\circ}$ C에서 권취하고, 소둔 열처리한 후 조직을 보인 주사전자현미경(SEM) 사진.

**도면**

**도면1**

| 구분                         | 500배(SEM)   | 1000배(SEM)   | 20000배(SEM)   |
|----------------------------|---|--|---|
| 소둔온도<br>(800 $^{\circ}$ C) |  |  |  |
| 소둔온도<br>(820 $^{\circ}$ C) |  |  |  |