

(12) 특허협력조약에 의하여 공개된 국제출원

(19) 세계지식재산권기구
국제사무국

(43) 국제공개일
2012년 7월 5일 (05.07.2012)



(10) 국제공개번호
WO 2012/091328 A2

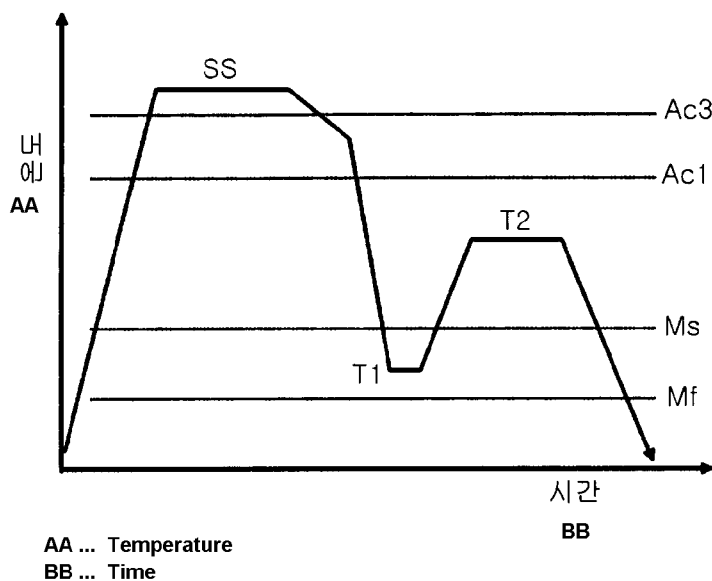
- (51) 국제특허분류: **C22C 38/00** (2006.01) **C21D 8/00** (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)
- (21) 국제출원번호: PCT/KR2011/009634
- (22) 국제출원일: 2011년 12월 14일 (14.12.2011)
- (25) 출원언어: 한국어
- (26) 공개언어: 한국어
- (30) 우선권정보: 10-2010-0135166 2010년 12월 27일 (27.12.2010) KR
- (71) 출원인 (US 을(를) 제외한 모든 지정국에 대하여): **주식회사 포스코 (POSCO)** [KR/KR]; 경상북도 포항시 남구 괴동동 1번지, 790-300 Kyungsangbook-do (KR).
- (72) 발명자: **김**
- (75) 발명자/출원인 (US 에 한하여): **오진근 (OH, Jin-Keun)** [KR/KR]; 전라남도 광양시 금호동 700번지 광양제철소내, 545-711 Jeollanam-do (KR). **곽재현 (KWAK, Jai-Hyun)** [KR/KR]; 전라남도 광양시 금호동 700번지 광양제철소내, 545-711 Jeollanam-do (KR). **조열래 (CHO, Yeol-Rae)** [KR/KR]; 전라남도 광양시 금호동 700번지 광양제철소내, 545-711 Jeollanam-do (KR). **김기수 (KIM, Ki-Soo)** [KR/KR]; 전라남도 광양시 금호동 700번지 광양제철소내, 545-711 Jeollanam-do (KR).
- (74) 대리인: 특허법인 씨앤에스 (C&S PATENT AND LAW OFFICE); 서울특별시 서초구 서초동 1451-34 서초평화빌딩 13층, 137-070 Seoul (KR).
- (81) 지정국 (별도의 표시가 없는 한, 가능한 모든 종류의 국내 권리의 보호를 위하여): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 지정국 (별도의 표시가 없는 한, 가능한 모든 종류의 역내 권리의 보호를 위하여): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), 유라시아 (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), 유럽 (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

[다음 쪽 계속]

(54) Title: STEEL SHEET HAVING ENHANCED DUCTILITY FOR A MOLDING MEMBER, MOLDING MEMBER, AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 발명의 명칭: 연성이 우수한 성형 부재용 강판, 성형 부재 및 그 제조방법

【도 1】



(57) Abstract: The present invention relates to a steel sheet having enhanced ductility for a molding member, to a molding member, and to a method for manufacturing same, and more particularly, to a steel sheet for a molding member, which has ultra-high strength and ductility so as to be usable for automotive structural members or reinforcement members, to a molding member, and to a method for manufacturing same. The present invention relates to a steel sheet having enhanced ductility for a molding member, to a molding member, and to a method for manufacturing same, wherein the steel sheet comprises, in wt %: 0.1-1.0% of C; 0.4-3.0% of Si+Al; 0.1-5.0% of Mn; 0.0001-0.1% of P; 0.0001-0.03% of S; 0.03% or less (but not 0) of N; the remainder being Fe and unavoidable impurities. According to one aspect of the present invention, a molding member which has ultra-high strength and ductility, and which can be used for automotive structural members or reinforcement members, can be provided, and further, the field in which said molding member can be used can be expanded to heat-treatable collision members.

(57) 요약서:

[다음 쪽 계속]

WO 2012/091328 A2

**공개:**

- 국제조사보고서 없이 공개하며 보고서 접수 후 이를 별도 공개함 (규칙 48.2(g))

본 발명은 연성이 우수한 성형 부재용 강판, 성형 부재 및 그 제조방법에 관한 것으로서, 보다 상세하게는 자동차 구조 부재 및 보강재 등에 사용될 수 있는 초고강도 및 연성을 갖는 성형 부재용 강판, 성형 부재와 그 제조방법에 관한 것이다. 본 발명은 중량%로, C: 0.1~1.0%, Si+Al: 0.4~3.0%, Mn: 0.1~5.0%, P: 0.0001~0.1%, S: 0.0001~0.03%, N: 0.03%이하(0은 제외), 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로 이루어지는 연성이 우수한 성형 부재용 강판, 성형 부재 및 그 제조방법을 제공한다. 본 발명의 일측면에 따르면, 자동차 구조부재 및 보강재 등에 사용될 수 있는 초고강도 및 연성을 갖는 성형 부재를 제공할 수 있으며, 나아가, 열처리형 충돌 부재까지 확대 적용이 가능하다.

【명세서】**【발명의 명칭】**

연성이 우수한 성형 부재용 강판, 성형 부재 및 그 제조방법

【기술분야】

본 발명은 연성이 우수한 성형 부재용 강판, 성형 부재 및 그 제조방법에 관한 것으로서, 보다 상세하게는 자동차 구조부재 및 보강재 등에 사용될 수 있는 초고강도 및 연성을 갖는 성형 부재용 강판, 성형 부재와 그 제조방법에 관한 것이다.

【배경기술】

최근 자동차 승객의 안전성 규제 및 경량화에 대한 필요가 증가되면서 차체의 내충돌성 향상을 위하여 강판의 고강도화에 대한 연구가 진행되고 있다. 그러나, 자동차용 강판의 고강도화는 강판의 성형성을 현저하게 저하시켜 고강도화에 한계를 보이고 있다.

이와 같은 문제점을 해결하기 위한 대표적인 기술로는 한국 공개특허공보 제2007-0110914호가 있는데, 상기 기술에는 잔류 오스테나이트의 마르텐사이트 변태를 이용한 인장강도 800MPa급의 성형성이 우수한 강판에 관하여 개시되어 있다. 그러나, 1000MPa급 보다 더 높은 고강도를 확보하기 위해서는 다량의 C, Mn 등의 원소를 첨가해야 하며, 이로 인한 제조비용이 증가되는 문제와 냉간성형을 위한 금형마모, 형상교정의 어려움 등이 발생한다.

이와 같은 문제를 해결하면서 보다 높은 강도를 확보할 수 있는 기술로는 한국 공개특허공보 제2007-0057689호와 미국 등록특허 US6296805가 있는데, 상기 특허에는 열처리 전의 낮은 강도와 높은 가공성을 이용하여 오스테나이트 단상역에서 열처리 및 프레스 성형을 행한 후, 금형에 의한 빠른 냉각을 실시함으로써 최종 제품에서 주상을 마르텐사이트로 하는 초고강도 강판에 관한 내용이 개시되어 있다. 그러나, 상기 기술들은 10%미만의 낮은 연신율로 인하여 충분한 내충돌특성을 확보하기 어려워 적용할 수 있는 자동차용 부품에 한계가 있다.

【발명의 상세한 설명】

【기술적 과제】

본 발명의 일측면은 열처리에 의하여 초고강도를 가지면서도 동시에 우수한 연성을 갖는 성형 부재용 강판, 성형 부재와 그 제조방법을 제공하고자 하는 것이다.

【기술적 해결방법】

본 발명은 중량%로, C: 0.1~1.0%, Si+Al: 0.4~3.0%, Mn: 0.1~5.0%, P: 0.0001~0.1%, S: 0.0001~0.03%, N: 0.03%이하(0은 제외), 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로 이루어지는 연성이 우수한 성형 부재용 강판을 제공한다.

상기 강판은 하기 (a), (b), (c), (d) 및 (e)로 이루어지는 그룹으로부터 선택된

1종이상을 추가로 포함하는 것이 바람직하다.

(a): Cr: 0.01~2.0%, Mo: 0.01~2.0% 및 W: 0.01~2.0%로 이루어지는 그룹으로부터 선택된 1종 이상

(b): Ti: 0.001~0.4%, Nb: 0.001~0.4%, Zr: 0.001~0.4% 및 V: 0.001~0.4%로 이루어지는 그룹으로부터 선택된 1종 이상

(c): Cu: 0.005~2.0% 또는 Ni: 0.005~2.0% 중 1종 또는 2종

(d): B: 0.0001~0.01%

(e): Sb: 0.001~0.1%

상기 강판은 열연강판, 냉연강판 또는 도금강판 중 하나일 수 있으며, 이 때, 상기 도금강판은 열연강판 또는 냉연강판에 금속 혹은 수지 코팅층이 형성된 것이 바람직하다. 또한, 상기 금속 코팅층은 알루미늄도금, 아연도금, 합금화 아연도금 및 아연전기도금 중 하나를 이용하여 형성되는 것이 바람직하며, 상기 수지 코팅층은 솔젤 또는 알루미늄 분말 중 1종 또는 2종을 사용하여 형성되는 것이 바람직하다.

상기 강판은 열처리 후 미세조직이 면적분율로 5~40%의 잔류 오스테나이트, 60~95%의 마르텐사이트 및 10%이하(0% 포함)의 페라이트를 포함하는 것이 바람직하다.

본 발명은 중량%로, C: 0.1~1.0%, Si+Al: 0.4~3.0%, Mn: 0.1~5.0%, P: 0.0001~0.1%, S: 0.0001~0.03%, N: 0.03%이하(0은 제외), 잔부 Fe 및 기타

불가피한 불순물로 이루어지며, 미세조직은 면적분율로 5~40%의 잔류 오스테나이트, 60~95%의 마르텐사이트 및 10%이하(0% 포함)의 페라이트를 포함하는 연성이 우수한 성형 부재를 제공한다.

상기 성형 부재는 하기 (a), (b), (c), (d) 및 (e)로 이루어지는 그룹으로부터 선택된 1종이상을 추가로 포함하는 것이 바람직하다.

(a): Cr: 0.01~2.0%, Mo: 0.01~2.0% 및 W: 0.01~2.0%로 이루어지는 그룹으로부터 선택된 1종 이상

(b): Ti: 0.001~0.4%, Nb: 0.001~0.4%, Zr: 0.001~0.4% 및 V: 0.001~0.4%로 이루어지는 그룹으로부터 선택된 1종 이상

(c): Cu: 0.005~2.0% 또는 Ni: 0.005~2.0% 중 1종 또는 2종

(d): B: 0.0001~0.01%

(e): Sb: 0.001~0.1%

상기 성형 부재는 인장강도가 1000Mpa이상이며, 연신율이 10%이상인 것이 바람직하다.

본 발명은 중량%로, C: 0.1~1.0%, Si+Al: 0.4~3.0%, Mn: 0.1~5.0%, P: 0.0001~0.1%, S: 0.0001~0.03%, N: 0.03%이하(0은 제외), 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로 이루어지는 강판을 프레스 성형하는 프레스 성형단계; 상기 프레스 성형된 강판을 Ms~Mf의 온도영역까지 급냉하는 급냉단계; 및 상기 급냉된 강판을 Ac1이하의 온도영역까지 가열 후, 유지하는 가열단계를 포함하는 연성이

우수한 성형 부재의 제조방법을 제공한다.

상기 강판은 하기 (a), (b), (c), (d) 및 (e)로 이루어지는 그룹으로부터 선택된 1종이상을 추가로 포함하는 것이 바람직하다.

(a): Cr: 0.01~2.0%, Mo: 0.01~2.0% 및 W: 0.01~2.0%로 이루어지는 그룹으로부터 선택된 1종 이상

(b): Ti: 0.001~0.4%, Nb: 0.001~0.4%, Zr: 0.001~0.4% 및 V: 0.001~0.4%로 이루어지는 그룹으로부터 선택된 1종 이상

(c): Cu: 0.005~2.0% 또는 Ni: 0.005~2.0% 중 1종 또는 2종

(d): B: 0.0001~0.01%

(e): Sb: 0.001~0.1%

상기 프레스 성형 단계 전, Ac3온도이상의 오스테나이트 영역으로 승온하는 승온단계를 더 포함하거나, 상기 프레스 성형 단계 후, Ac3온도이상의 오스테나이트 영역으로 승온하는 승온단계를 더 포함할 수 있다. 상기 급냉은 10~500°C/s의 속도로 행하는 것이 바람직하고, 상기 재가열 후, 유지시간은 1~10000초인 것이 바람직하다.

【유리한 효과】

본 발명의 일측면에 따르면, 자동차 구조부재 및 보강재 등에 사용될 수 있는 초고강도 및 연성을 갖는 성형 부재를 제공할 수 있으며, 나아가, 열처리형 충돌 부재까지 확대 적용이 가능하다.

【도면의 간단한 설명】

도 1은 본 발명에 부합하는 제조공정 조건을 나타낸 그래프이다.

도 2 (a)는 본 발명 실시예의 비교예 6에 대한 미세조직 사진이다.

도 2 (b)는 본 발명 실시예의 발명예 7에 대한 미세조직 사진이다.

【발명의 실시를 위한 형태】

본 발명은 성형 부재를 제조함에 있어서, 성분계를 적절히 제어하고, 강판의 Mn~Mf 온도 사이까지 급냉하고, 다시 Ac1온도 이하로 재가열 및 유지하는 방법을 통해 부재의 연신율을 향상시키고자 하는 것이다. 즉, 통상의 열처리용 강판의 부재 제조방법은 강판을 열간성형 후 Mf온도 미만까지 급냉시켜 마르텐사이트를 주상으로 하는 고강도 부재를 제조하는 반면, 마르텐사이트 변태가 완전히 완료되지 않는 Ms~Mf온도 사이까지 냉각할 경우 충분한 잔류 오스테나이트가 생성되고, 잔류된 오스테나이트를 Ac1온도 이하에서 적절히 유지시킬 경우, 마르텐사이트 내 탄소가 잔류된 오스테나이트로 농화됨으로써, 다시 냉각시킬 때 잔류 오스테나이트를 안정화시켜 일부는 마르텐사이트로 변태하지만 일부 잔류 오스테나이트가 상온까지 안정화될 수 있다는 점을 이용한 것이다.

이하, 본 발명에 대하여 상세히 설명한다.

하기에서 언급하는 성형 부재는 강판을 일정형태로 가공한 가공물을 의미하는 것으로서, 본 발명의 강이 갖는 물리적 특성을 이용할 수 있는 용도에 적용될 수

있는 모든 부재를 포함한다.

C: 0.1~1.0%(이하 %는 중량%를 의미함)

C는 강판의 강도를 증가시키는 필수적인 원소일 뿐만 아니라, 본 발명에서 구현하고자 하는 잔류오스테나이트를 확보하기 위하여 적절히 첨가할 필요가 있다. C 함유량이 0.1% 미만인 경우에는 오스테나이트 단상역에서 열처리를 행하여도 충분한 강도를 얻을 수 없을 뿐만 아니라, 부재를 열간성형 또는 냉간성형 후 열처리 시 5%이상의 잔류오스테나이트를 확보하기 어렵다. 또한, 1.0%를 초과하여 함유하게 되면, 인성 및 용접성의 저하가 일어나기 쉽고, 강판의 제조 시 즉, 열연강판을 산세와 압연공정에서 강판의 용접을 어렵게 할 뿐만 아니라, 소둔 및 도금 공정에서 강판의 강도가 너무 높기 때문에 냉간성형이 어렵다. 이에 따라, 상기 C의 함량 범위는 0.1~1.0%의 범위로 하는 것이 바람직하다.

Si+Al: 0.4~3.0%

Si와 Al은 본 발명에서 매우 중요한 역할을 한다. Si와 Al은 강판을 Ms와 Mf 사이까지 급냉한 후 Ac1 온도 이하에서 유지할 때, 마르텐사이트 내 탄소가 석출되지 않게 함으로써 다량의 탄소가 미변태 잔류오스테나이트로 농화하여 최종 부재에서 안정한 잔류오스테나이트를 확보하도록 하는 원소이다. Si와 Al의 합계 함유량이 0.4% 미만인 경우에는 이러한 효과를 기대하기 어렵고, 3%를 초과하는 경우에는 열연강판의 표면 스케일을 제거하기 어렵고 부재를 제조하기 위한 열처리 온도를 높여 제조비용의 상승을 야기하기 때문에, 그 함량을

0.4~3.0%로 하는 것이 바람직하다.

Mn: 0.1~5.0%

Mn은 고용강화 원소로서 강도 상승에 기여할 뿐만 아니라, 동시에 오스테나이트에서 페라이트로의 변태를 지연시키고, Ac3온도를 낮추는 역할을 하는 원소이다. Mn 함유량이 0.1% 미만인 경우, 강판을 오스테나이트 단상역에서 열처리를 하기 위해서는 높은 열처리온도가 필요하고, 이것은 강판의 산화를 가속시키고 도금강판을 사용할지라도 도금강판의 내열성을 열화시킨다. 또한, 페라이트와 오스테나이트가 공존하는 이상역 열처리에 의해 원하는 높은 강도를 확보할 수 없다. Mn 함유량이 5.0%를 초과하는 경우에는 용접성, 열간압연성 등의 문제가 되기 때문에, 상기 Mn의 함량 범위는 0.1~5.0%로 하는 것이 바람직하다.

P: 0.0001~0.1%

P는 Si와 유사하게 마르텐사이트를 열처리 시 탄화물 생성을 억제시키는 효과를 보이지만, 과다하게 함유되면 용접성이 열화되기 때문에 상한을 0.1%로 한정한다. 다만, P를 0.0001% 미만으로 제어하기 위해서는 많은 제조비용이 들기 때문에 하한을 0.0001%로 한정하는 것이 바람직하다.

S: 0.0001~0.03%,

S는 강 중에 불순물로서 존재하여, 강판의 연성 및 용접성을 저해하는 원소이다.

S 함량이 0.03% 이하에서는 이러한 악영향이 크지 않기 때문에 그 상한을

0.03%로 하는 것이 바람직하다. 다만, S의 함량을 0.0001% 미만으로 제어하기 위해서는 많은 제조비용이 들기 때문에 그 하한을 0.0001%로 한정하는 것이 바람직하다.

N: 0.03%이하(0은 제외)

N은 강 중에 불가피하게 함유되는 원소이기는 하나, 질화물을 형성시켜 수소에 의한 내지연파괴특성을 향상시키고, 고용 N에 의하여 도장 후 소부경화 열처리시 항복강도를 향상시키는 역할을 하기도 한다. 다만, 상기 N이 0.03%를 초과하는 경우에는 연주시 슬라브 크랙 민감성이 증가하고, 슬라브 내 기공이 발생하기 쉽기 때문에 0.03%이하로 제어하는 것이 바람직하다. 상기 N의 함량은 0.02%이하로 제어하는 것이 보다 바람직하고, 0.01%이하로 제어하는 것이 보다 더 바람직하다.

상기와 같이 조성되는 강에 추가로, 경화능 향상 원소인 Cr, Mo 및 W로 이루어지는 그룹으로부터 선택된 1종 이상을 0.01~2.0%, 석출강화원소인 Ti, Nb, Zr 및 V로 이루어지는 그룹으로부터 선택된 1종 이상을 0.001~0.4%, 강도 향상 원소인 Cu 또는 Ni 중 1종 또는 2종을 0.005~2.0%, 입계강화 및 경화능 원소로서 B: 0.0001~0.01% 또는 도금성 향상을 위하여 Sb: 0.001~0.1%를 추가로 포함시킬 수 있다.

Cr, Mo, W: 0.01~2.0%

Cr, Mo 및 W은 경화능을 향상시키기 때문에, 고강도를 확보할 수 있는 효과가

크다. 또한 경화능을 향상시키기 때문에, 고온 성형 가공 시 금형과 불완전한 접촉으로 냉각능이 확보되지 않을 경우에도 적절한 강도를 확보할 수 있다. Cr, Mo 또는 W의 함량이 0.01%인 경우에는 충분한 경화능을 얻을 수 없고, 2.0%를 초과하는 경우에는 그 효과가 포화될 뿐만 아니라 제조 비용이 상승하기 때문에, 함량 범위를 0.01~2.0%로 하는 것이 바람직하다.

Ti, Nb, Zr, V: 0.001~0.4%

Ti, Nb, Zr 및 V은 강판의 강도 상승, 입경 미세화 및 열처리 특성을 향상시키는 원소이다. 상기 Ti, Nb, Zr 및 V의 함량이 0.001% 미만인 경우에는 위와 같은 효과를 기대하기 어렵고, 그 함량이 0.4%를 초과하게 되면, 과도한 제조 비용이 상승하게 된다. 따라서, 그 함량을 0.001~0.4%로 하는 것이 바람직하다.

Cu, Ni: 0.005~2.0%

Cu는 미세한 Cu 석출물을 생성하여 강도를 향상시키는 원소이다. 상기 Cu 함량이 0.005% 미만인 경우, 충분히 원하는 강도를 얻을 수 없고, 2.0%를 초과하면 조업성을 열위시킬 수 있다. 한편, Ni는 강도 상승 및 열처리성을 향상시키는데 유효한 원소이다. 그러나, 0.005% 미만에서는 그 효과를 얻을 수 없고, 2.0% 초과하는 경우에는 제조 비용 상승이 발생하기 때문에, 상기 Cu와 Ni의 함량은 0.005~2.0%로 하는 것이 바람직하다.

B: 0.0001~0.01%

B는 경화능이 큰 원소로서, 미량 첨가하여도 열처리강에서 높은 강도를 확보할

수 있다. 그러나, 0.0001% 미만인 경우, 이러한 효과를 얻을 수 없고, 0.01% 초과하는 경우에는 그 효과가 포화될 뿐만 아니라 열간 가공성의 열화를 초래하므로, 그 함량을 0.0001~0.01%로 하는 것이 바람직하다.

Sb: 0.001~0.1%

Sb는 표면농화 원소로서, 본 발명에서 첨가되는 Si과 Al이 소둔 시 표면 농화되어 산화물이 생성되어 도금성이 열위해지는 것을 억제할 수 있다. 그러나, 0.001% 미만에서는 이러한 효과를 얻을 수 없고, 0.1%가 초과하게 되면 열간 가공성이 열위하게 되므로, 그 함량을 0.001~0.1%로 하는 것이 바람직하다.

본 발명이 제안하는 성형 부재의 미세조직은 면적분율로 5~40%의 잔류 오스테나이트, 60~95%의 마르텐사이트 및 10%이하(0% 포함)의 페라이트를 포함하는 것이 바람직하다. 잔류 오스테나이트 분율이 5%미만인 경우에는 본 발명에서 목표로 하는 높은 연신율을 확보하기 곤란하다. 다만, 이러한 잔류 오스테나이트를 40%를 초과하도록 확보하기 위해서는 과도한 C, Si 및 Al을 첨가하여야 하기 때문에, 제조가 곤란하다는 문제가 있다.

상기 잔류 오스테나이트 외 잔부 조직으로는 마르텐사이트를 포함하는 것이 바람직하다. 마르텐사이트는 Ms와 Mf 사이까지 급냉 시에 일부 생성되고, Ac1온도 이하에서 열처리 후 냉각 시 생성될 수 있다. 이 때, 상기 마르텐사이트 내에는 일부 탄화물이 생성될 수 있다. 이러한 마르텐사이트는 그 분율이 60~95%가 되는 것이 바람직하다. 마르텐사이트 분율이 60%미만인 경우에는

원하는 강도를 충분히 확보하기 어렵고, 95%를 초과하는 경우에는 잔류 오스테나이트를 충분히 확보할 수 없다. 상기 언급한 마르텐사이트는 마르텐사이트와 템퍼트 마르텐사이트 둘 다 포함할 수 있다.

다만, Ac1과 Ac3 온도 사이에서 열처리시 또는 열처리 후 느린 냉각시에 페라이트가 생성될 수 있는데, 그 상한을 10%로 포함되도록 하는 것이 바람직하다. 페라이트 분율이 10%를 초과하게 되면 원하는 강도를 충분히 확보하기 어렵다.

전술한 성분계 및 미세조직 그리고 하기에서 설명하는 제조조건을 만족하는 경우에 본 발명이 달성하고자 하는 물성인 1000Mpa이상의 인장강도와 10%이상의 연신율을 확보할 수 있으며, 이에 따라 우수한 강도와 연성을 갖는 성형 부재를 제공할 수 있다. 다만, 상기 인장강도와 연신율은 높으면 높을수록 좋으므로, 그 상한에 대해서 특별히 한정하지는 않는다.

이하, 본 발명에 적용될 수 있는 강판, 즉 열연강판, 냉연강판 및 도금강판의 제조방법은 다음과 같다.

상기와 같은 조성성분을 지니는 강 슬라브를 1000~1300°C에서 가열한 후, 열간압연을 행한다. 상기 가열온도가 1000°C미만인 경우에는 연주 조직의 균질화가 충분히 이루어지지 않고, 1300°C를 초과하게 되면 제조 비용의 상승이

발생할 가능성이 크다. 이후, Ar3온도 이상 1000°C이하의 온도에서 열간마무리압연을 종료한다. 열간마무리압연 온도가 Ar3온도 미만인 경우에는 이상역 압연이 되어 열연혼립 발생을 초래할 수 있으며, 조업성을 열위시킨다. 1000°C를 초과하는 경우에는 결정립 조대화를 야기시킬 수 있다. 이어 Ms온도 초과 750°C이하에서 권취한다. Ms온도 이하인 경우에는 마르텐사이트 변태를 일으켜 열연강판 강도가 너무 높아지는 단점이 있고, 750°C를 초과하는 경우에는 열연강판 산화층의 두께가 증가하게 되는 단점이 있다. 상기와 같이 제조되는 열연강판은 바로 열처리 부재로 사용되거나, 산세된 후 성형 부재로 사용될 수 있다. 또한, 내식성 향상을 위하여 열연강판 또는 산세된 열연강판에 대하여 도금처리를 실시할 수 있으며, 이러한 도금강판 또한 성형 부재로 사용되기에 적합하다. 다만, 상기 도금 종류 및 방법은 당해 기술분야의 통상의 방법을 이용하면 되므로, 특별히 한정하지는 않는다.

상기와 같이 제조된 열연강판을 산세 및 냉간압연을 실시한다. 상기 냉간압연시 압하율에 대해서는 특별히 한정하지 않으며, 통상의 조건으로 행하면 된다. 상기 냉간압연된 강판은 연속소둔 또는 상소둔을 행하게 되는데, 소둔공정의 조건에 대해서는 특별히 한정하지 않으나, 다만, 냉간성형 및 열처리에 유리하게 하기 위하여 열처리 전 강도를 낮추는 것이 바람직하다. 상기 냉연강판 또한 열연강판과 마찬가지로 도금처리를 실시할 수 있으나, 이 또한 도금 종류 및 방법에 대해서는 본 발명이 추구하는 재질을 확보하는데 미미한 영향을 미치므로, 특별히 한정하지 않는다.

상기한 열연강판 및 냉연강판의 도금 방법으로는 알루미늄도금, 아연도금, 합금화 아연도금 및 아연전기도금 등을 이용할 수 있다. 또한, 상기 도금 대신 수지 코팅을 할 수 있는데, 상기 수지 코팅은 솔젤 또는 알루미늄 분말 중 1종 또는 2종을 사용하여 행하여질 수 있다.

한편, 본 발명의 강판은 전술한 바와 같이, 열처리 후 미세조직이 면적분율로 5~40%의 잔류 오스테나이트, 60~95%의 마르텐사이트 및 10%이하(0% 포함)의 페라이트를 포함하는 것이 바람직하다.

이하, 본 발명의 성형 부재의 제조방법에 대하여 설명한다.

상기와 같이 제조되는 강판을 이용하여 열간프레스 성형 또는 냉간 프레스 성형 후 열처리하는 프레스 성형을 행한다. 상기한 열간프레스 성형은 프레스 성형 전에 Ac_3 온도이상의 오스테나이트 영역으로 승온시킨 후, 프레스 성형하는 것으로 행해지고, 냉간 프레스 성형은 상기 제조된 강판을 냉간에서 프레스 한 후, 상기 Ac_3 온도이상의 오스테나이트 영역으로 승온하는 것으로 행해진다.

이후, 상기 프레스 성형된 강판을 $Ms \sim Mf$ 의 온도영역까지 급냉한다. 만약, 급냉온도가 Ms 온도보다 높을 경우에는 마르텐사이트 변태가 일어나지 않고, 베이나이트 변태가 일어나게 되며, 후공정인 냉각 후에는 잔류 오스테나이트가 마르텐사이트로 변태되어 잔류 오스테나이트를 5%이상으로 확보하기 어렵다.

Mf온도보다 낮을 경우에는 잔류 오스테나이트가 생성되지 않고, 바로 마르텐사이트 변태가 일어나게 되고, 다시 Ac1온도 이하로 유지하여 탄소를 확산시키더라도 잔류 오스테나이트가 거의 형성되지 않거나, 5%미만으로 형성되는 단점이 있다.

상기 언급한 급냉온도는 Ms~Mf(90%)의 범위를 갖는 것이 보다 바람직한데, Mf(90%)온도는 10% 수준의 잔류 오스테나이트가 생성될 수 있는 온도이다. 즉, Mf(90%)보다 높은 온도 영역에서 냉각을 정지함으로써, 오스테나이트 내 탄소함량을 더욱 농화시키고, 재가열 및 냉각 시 마르텐사이트로 변태되는 오스테나이트를 고려하여 최종 냉각 후 안정적으로 5%이상의 잔류 오스테나이트를 확보할 수 있다.

이 때, 상기 급냉은 10~500°C/s의 속도의 행해지는 것이 바람직하다. 상기 급냉속도가 10°C/s미만인 경우에는 낮은 냉각속도로 인하여 마르텐사이트 대신 페라이트 또는 베이나이트 조직이 생성될 수 있어 충분한 양의 마르텐사이트를 확보할 수 없다는 문제점이 있으며, 500°C/s를 초과하면 마르텐사이트 충분히 확보할 수는 있으나, 지나치게 높은 냉각속도로 인하여 제조비용이 상승할 수 있다.

이후, 상기 급냉된 강판을 Ac1이하의 온도영역까지 가열 후, 유지할 필요가 있다. 이 가열온도 즉, 템퍼링 온도가 Ac1 초과인 페라이트와 오스테나이트 이상역에서

열처리하게 될 경우, 다량의 페라이트가 생성될 뿐만 아니라 생성된 마르텐사이트의 연화가 급속히 진행되어 원하는 고강도를 확보할 수 없다. 본 발명에서는 상기 템퍼링 온도의 하한에 대해서는 특별히 한정하지는 않으나, 만약 Ms온도 미만에서는 급냉 시 잔류하는 오스테나이트로의 탄소 확산을 시키는데 너무 많은 시간이 걸리기 때문에 바람직하게는 Ms온도 이상에서 행하는 것이 바람직하다.

이 때, 상기 열처리 후, 유지시간은 1~10000초의 범위인 것이 바람직한데, 1초 미만에서는 마르텐사이트 내에 있는 탄소가 잔류된 오스테나이트로 농화하는데 충분하지 않고, 10000초를 초과하는 경우에는 마르텐사이트 연화가 과도하게 진행되어 원하는 강도를 확보하기 어렵다.

이하, 실시예를 통해 본 발명을 보다 상세히 설명한다. 다만, 하기 실시예는 본 발명을 보다 구체화하기 위한 것일 뿐, 본 발명의 권리범위를 한정하지는 않는다.

(실시예)

하기 표 1과 같은 조성성분을 갖는 강 슬라브를 진공용해하고, 가열로에서 1000~1300°C로 1시간동안 가열한 뒤, 열간압연을 실시하였다. 상기 열간압연된 강판을 냉각한 후, 소정의 온도에서 노냉하였다. 이 때, 열간압연은 850~950°C의 온도 범위에서 종료하였으며, 노냉온도는 680°C였다. 이후, 열간압연한 강판을 이용하여 산세를 실시하고, 냉간압하율을 50%로 하여 압연을 실시하였다. 상기

냉간압연된 강판을 780°C에서 소둔시킨 후, 과시효 온도 400°C에서 연속소둔을 실시하여 냉연강판 제조를 마무리 하였다.

【표 1】

구분	화학 조성(중량%)							
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	기타
발명강1	0.11	1.6	3.03	0.0027	0.0053	0.034	0.0033	-
발명강2	0.31	1.6	1.54	0.0023	0.0038	0.032	0.0022	-
발명강3	0.31	1.6	3.03	0.0025	0.0043	0.039	0.0153	-
발명강4	0.32	1.6	3.00	0.0029	0.0054	0.032	0.0037	-
발명강5	0.31	1.7	2.98	0.0035	0.0045	0.565	0.0027	-
발명강6	0.31	1.1	1.54	0.0160	0.0071	0.013	0.0039	-
발명강7	0.31	1.7	2.97	0.0032	0.0043	0.022	0.0040	Ti:0.049
발명강8	0.31	1.6	3.02	0.0026	0.0045	0.026	0.0027	Nb:0.048
발명강9	0.30	1.6	2.97	0.0042	0.0038	0.041	0.0032	V:0.095
발명강10	0.31	1.7	3.04	0.0051	0.0027	0.034	0.0028	Zr:0.047
발명강11	0.632	1.7	3.03	0.0027	0.0051	0.032	0.0028	B:0.0027
발명강12	0.31	1.6	2.98	0.0031	0.0052	0.030	0.0036	Cr:0.50
발명강13	0.30	1.5	2.99	0.0045	0.0028	0.027	0.0047	Mo:0.08
발명강14	0.31	1.7	3.10	0.0037	0.0046	0.045	0.0033	W:0.04
발명강15	0.29	1.6	3.03	0.0028	0.0038	0.033	0.0027	Cu:0.12
발명강16	0.32	1.6	2.99	0.0028	0.0053	0.030	0.0035	Ni:0.51
발명강17	0.31	1.6	3.01	0.0047	0.0034	0.027	0.0029	Sb:0.047
비교강1	0.32	0.1	3.02	0.0025	0.0054	0.033	0.0041	-
비교강2	0.23	0.2	1.29	0.0112	0.0022	0.031	0.0042	Ti:0.023 B:0.0022

열간 프레스 성형공정의 열처리 모사를 위하여, 도 1 및 표 2와 같이, 상기 제조된 강판을 이용하여 30°C/초로 승온하여 Ac3온도 이상인 900°C(SS)에서 3분간 유지한 후 30°C/초의 냉각속도로 소정의 온도까지(T1) 냉각한 후 2초간 유지한 후, 소정의 온도까지(T2) 재가열 한 후 10초간 유지한 후 상온까지 50°C/초로 냉각하는 열처리 모사를 실시하였다. 이 때, 가열온도 및 T1과 T2 온도는 dilatation 시험을 통하여 구하였다. 이로부터 Ac3, Ac1 및 Ms 온도를 구하였고, 90%가 변태되는 Mf 온도는 lever rule로 구하였다. 이로부터 얻어진 강판을 JIS Z 2201 5호 인장시험편을 이용하여 기계적 성질을 측정하였다. 잔류오스테나이트 분율은 X선 회절시험으로부터 얻어진 오스테나이트 (200), (220), (311) 피크의 면적과 페라이트 (200), (211) 피크의 면적을 구하여 아래 식 1과 같이 5 피크 방법으로 계산하였다. 이로부터 얻어진 최종 제품의 기계적 성질과 잔류오스테나이트 분율을 하기 표 3에 나타내었다.

【식. 1】

$$V_{\gamma}^{XRD} = \frac{[1/2.19(I_{\alpha}^{200}/I_{\gamma}^{200})+1]+[1/1.35(I_{\alpha}^{220}/I_{\gamma}^{200})+1]+[1/1.5(I_{\alpha}^{200}/I_{\gamma}^{311})+1]+[1/1.12(I_{\alpha}^{211}/I_{\gamma}^{200})+1]+[1/0.7(I_{\alpha}^{211}/I_{\gamma}^{200})+1][1/0.78(I_{\alpha}^{211}/I_{\gamma}^{311})+1]}{6}$$

【표 2】

구분		Ac3	Ac1	Ms	Mf(90%)	열처리 조건			
강종	시험No.	(°C)	(°C)	(°C)	(°C)	SS (°C)	T1 (°C)	T2 (°C)	t2 (초)
발명강1	발명예1	852	669	377	164	900	269	421	10
발명강2	발명예2	845	734	338	125	900	253	416	10

발명강3	발명예3	804	680	293	79	900	201	423	10
	발명예4					900	198	423	100
	발명예5					900	176	419	500
	발명예6					900	194	521	10
	비교예1					900	194	<u>821</u>	10
	비교예2					<u>750</u>	170	419	10
발명강4	발명예7	804	682	290	76	900	185	411	10
발명강5	발명예8	856	686	315	104	900	237	402	10
발명강6	발명예9	828	725	345	132	900	207	423	10
	비교예3					900	238	<u>285</u>	10
	비교예4					900	<u>50</u>	-	10
발명강7	발명예10	809	683	292	78	900	200	4118	10
발명강8	발명예11	807	680	294	80	900	208	423	10
발명강9	발명예12	814	681	298	84	900	218	381	10
발명강10	발명예13	808	681	290	6	900	226	408	10
발명강11	발명예14	805	682	288	74	900	192	420	10
발명강12	발명예15	800	687	288	75	900	212	419	10
발명강13	발명예16	805	680	299	87	900	195	406	10
발명강14	발명예17	807	679	288	74	900	191	402	10
발명강15	발명예18	807	678	300	86	900	206	437	10
발명강16	발명예19	789	659	279	70	900	181	387	10
발명강17	발명예20	804	681	292	78	900	198	392	10
비교강1	비교예5	764	660	309	96	900	201	422	10
비교강2	비교예6	791	686	380	169	900	215	416	10

【표 3】

구분		YP	TS	E1	미세조직(면적%)		
강종	시편No.	(MPa)	(MPa)	(%)	잔류 γ	M+TM	F

발명강1	발명예1	1003	1194	13.7	9.5	88.0	2.5
발명강2	발명예2	1019	1291	14.8	13.3	83.1	3.6
발명강3	발명예3	971	1594	14.8	14.2	84.6	1.2
	발명예4	1063	1479	16.8	16.6	82.7	0.7
	발명예5	1213	1445	17.7	17.0	82.5	0.5
	발명예6	791	1396	14.2	12.7	86.5	0.8
	비교예1	1221	1970	1.6	3.7	95.6	0.7
	비교예2	601	1460	3.9	3.5	80.8	15.7
발명강4	발명예7	1015	1563	17.0	15.2	84.3	0.5
발명강5	발명예8	973	1518	18.3	16.3	79.5	4.2
발명강6	발명예9	1342	1491	13.8	11.4	87.7	0.9
	비교예3	1263	1867	6.1	0.6	98.7	0.7
	비교예4	1327	1973	5.3	0.1	99.5	0.4
발명강7	발명예10	1034	1601	17.6	13.3	86.2	0.5
발명강8	발명예11	974	1591	15.2	14.3	84.8	0.9
발명강9	발명예12	1032	1507	16.3	14.2	85.4	0.4
발명강10	발명예13	1063	1542	16.7	14.8	84.5	0.7
발명강11	발명예14	973	1597	17.0	14.2	83.4	2.4
발명강12	발명예15	884	1647	15.5	15.2	83.5	1.3
발명강13	발명예16	1106	1612	16.8	14.7	84.5	0.8
발명강14	발명예17	1057	1586	16.9	14.8	84.9	0.3
발명강15	발명예18	1152	1573	15.4	13.7	85.9	0.4
발명강16	발명예19	1139	1602	17.7	16.8	82.5	0.7
발명강17	발명예20	1053	1582	16.2	14.5	84.7	0.8
비교강1	비교예5	1090	1406	7.4	0.2	99.4	0.4
비교강2	비교예6	1158	1260	6.4	0.0	99.4	0.6

단, 잔류 γ 는 잔류 오스테나이트, M은 마르텐사이트, TM은 템퍼트 마르텐사이트, F는 페라이트 조직을 의미함.

상기 표 1 내지 3에서 알 수 있듯이, 본 발명의 성분계와 제조조건에 부합하는 강종인 발명에 1 내지 20은 잔류 오스테나이트 분율이 5% 이상으로서 우수한 연신율을 보이고 있다. 그러나, 비교예 5 및 6은 본 발명이 제안하는 성분계를 만족하지 않음에 따라, 잔류 오스테나이트 분율이 5%미만으로, 열위한 연신율을 보이고 있다.

한편, 비교예 1 및 2는 본 발명의 성분계는 만족하고 있으나, 제조조건 중 T2와 SS 온도 범위를 만족하지 않음에 따라, 5% 이상의 잔류 오스테나이트를 확보할 수 없어, 연신율이 낮음을 알 수 있다.

비교예 3 및 4 또한 본 발명의 성분계는 만족하고 있으나, 각각 T2와 T1 온도 범위를 만족하지 않음에 따라, 연신율이 낮은 수준임을 알 수 있는데, 비교예 3과 같이, T2온도가 Ms온도 이하일 경우, 잔류 오스테나이트를 안정화시킬 수 있는 충분한 시간 및 온도를 확보할 수 없었기 때문에 잔류 오스테나이트의 안정도를 떨어뜨려, 최종 냉각시 대부분의 오스테나이트들이 마르텐사이트로 변태되어 충분한 잔류 오스테나이트를 확보할 수 없었기 때문이며, 비교예 4와 같이, T1온도가 Mf온도 이하일 경우, 높은 강도를 확보할 수 있지만 오스테나이트 대부분이 마르텐사이트로 변태하여 소정의 원하는 잔류 오스테나이트를 확보할 수 없었기 때문이다.

도 2는 상기와 같이 제조된 성형 부재에 대한 미세조직 사진을 나타낸 것으로서, (a)는 비교예 6, (b)는 발명에 7의 미세조직 사진이다. 도 2에서 알 수 있듯이,

충분한 Si가 첨가되지 않는 비교예 6은 잔류 오스테나이트를 확보할 수 없고, 입내 또는 입계에 다량의 시멘타이트가 석출된 것을 볼 수 있다. 반면에, 발명예 7은 T2온도에서 열처리 시 충분한 탄소의 확산으로 인해 잔류 오스테나이트를 안정화시켜 입계에 다량의 잔류 오스테나이트를 확보할 수 있음을 알 수 있다.

【청구의 범위】**【청구항 1】**

중량%로, C: 0.1~1.0%, Si+Al: 0.4~3.0%, Mn: 0.1~5.0%, P: 0.0001~0.1%, S: 0.0001~0.03%, N: 0.03%이하(0은 제외), 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로 이루어지는 연성이 우수한 성형 부재용 강판.

【청구항 2】

제1항에 있어서, 상기 강판은 하기 (a), (b), (c), (d) 및 (e)로 이루어지는 그룹으로부터 선택된 1종이상을 추가로 포함하는 연성이 우수한 성형 부재용 강판.

(a): Cr: 0.01~2.0%, Mo: 0.01~2.0% 및 W: 0.01~2.0%로 이루어지는 그룹으로부터 선택된 1종 이상

(b): Ti: 0.001~0.4%, Nb: 0.001~0.4%, Zr: 0.001~0.4% 및 V: 0.001~0.4%로 이루어지는 그룹으로부터 선택된 1종 이상

(c): Cu: 0.005~2.0% 또는 Ni: 0.005~2.0% 중 1종 또는 2종

(d): B: 0.0001~0.01%

(e): Sb: 0.001~0.1%

【청구항 3】

제1항에 있어서, 상기 강판은 열연강판, 냉연강판 또는 도금강판 중 하나인 연성이 우수한 성형 부재용 강판.

【청구항 4】

제3항에 있어서, 상기 도금강판은 열연강판 또는 냉연강판에 금속 혹은 수지 코팅층이 형성된 것임을 특징으로 하는 연성이 우수한 성형 부재용 강판.

【청구항 5】

제4항에 있어서, 상기 금속 코팅층은 알루미늄도금, 아연도금, 합금화 아연도금 및 아연전기도금 중 하나를 이용하여 형성되는 것을 특징으로 하는 연성이 우수한 성형 부재용 강판.

【청구항 6】

제4항에 있어서, 상기 수지 코팅층은 솔젤 또는 알루미늄 분말 중 1종 또는 2종을 사용하여 형성되는 것을 특징으로 하는 연성이 우수한 성형 부재용 강판.

【청구항 7】

제1항 내지 제6항 중 어느 한 항에 있어서, 상기 강판은 열처리 후 미세조직이 면적분율로 5~40%의 잔류 오스테나이트, 60~95%의 마르텐사이트 및 10%이하(0% 포함)의 페라이트를 포함하는 연성이 우수한 성형 부재용 강판.

【청구항 8】

중량%로, C: 0.1~1.0%, Si+Al: 0.4~3.0%, Mn: 0.1~5.0%, P: 0.0001~0.1%, S: 0.0001~0.03%, N: 0.03%이하(0은 제외), 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로 이루어지며,

미세조직은 면적분율로 5~40%의 잔류 오스테나이트, 60~95%의 마르텐사이트 및 10%이하(0% 포함)의 페라이트를 포함하는 연성이 우수한 성형 부재.

【청구항 9】

제8항에 있어서, 상기 성형 부재는 하기 (a), (b), (c), (d) 및 (e)로 이루어지는 그룹으로부터 선택된 1종이상을 추가로 포함하는 연성이 우수한 성형 부재.

(a): Cr: 0.01~2.0%, Mo: 0.01~2.0% 및 W: 0.01~2.0%로 이루어지는 그룹으로부터 선택된 1종 이상

(b): Ti: 0.001~0.4%, Nb: 0.001~0.4%, Zr: 0.001~0.4% 및 V: 0.001~0.4%로 이루어지는 그룹으로부터 선택된 1종 이상

(c): Cu: 0.005~2.0% 또는 Ni: 0.005~2.0% 중 1종 또는 2종

(d): B: 0.0001~0.01%

(e): Sb: 0.001~0.1%

【청구항 10】

제8항에 있어서, 상기 성형 부재는 인장강도가 1000Mpa이상이며, 연신율이 10%이상인 연성이 우수한 성형 부재.

【청구항 11】

중량%로, C: 0.1~1.0%, Si+Al: 0.4~3.0%, Mn: 0.1~5.0%, P: 0.0001~0.1%, S: 0.0001~0.03%, N: 0.03%이하(0은 제외), 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로

이루어지는 강판을 프레스 성형하는 프레스 성형단계;
상기 프레스 성형된 강판을 Ms~Mf의 온도영역까지 급냉하는 급냉단계; 및
상기 급냉된 강판을 Ac1이하의 온도영역까지 가열 후, 유지하는 가열단계를
포함하는 연성이 우수한 성형 부재의 제조방법.

【청구항 12】

제11항에 있어서, 상기 성형 부재는 하기 (a), (b), (c), (d) 및 (e)로 이루어지는 그룹으로부터 선택된 1종이상을 추가로 포함하는 연성이 우수한 성형 부재의 제조방법.

(a): Cr: 0.01~2.0%, Mo: 0.01~2.0% 및 W: 0.01~2.0%로 이루어지는 그룹으로부터 선택된 1종 이상

(b): Ti: 0.001~0.4%, Nb: 0.001~0.4%, Zr: 0.001~0.4% 및 V: 0.001~0.4%로 이루어지는 그룹으로부터 선택된 1종 이상

(c): Cu: 0.005~2.0% 또는 Ni: 0.005~2.0% 중 1종 또는 2종

(d): B: 0.0001~0.01%

(e): Sb: 0.001~0.1%

【청구항 13】

제11항에 있어서, 상기 프레스 성형 단계 전, Ac3온도이상의 오스테나이트 영역으로 승온하는 승온단계를 더 포함하는 것을 특징으로 하는 연성이 우수한 성형 부재의 제조방법.

【청구항 14】

제11항에 있어서, 상기 프레스 성형 단계 후, Ac_3 온도이상의 오스테나이트 영역으로 승온하는 승온단계를 더 포함하는 것을 특징으로 하는 연성이 우수한 성형 부재의 제조방법.

【청구항 15】

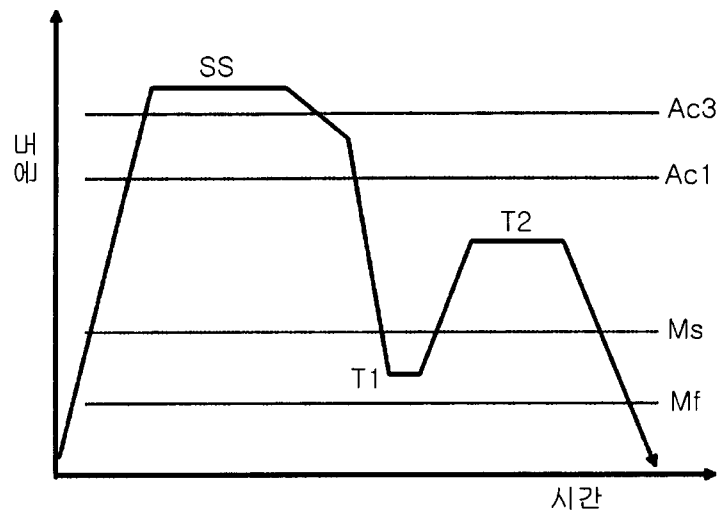
제11항에 있어서, 상기 급냉은 $10\sim 500^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 의 속도로 행하는 것을 특징으로 하는 연성이 우수한 성형 부재의 제조방법.

【청구항 16】

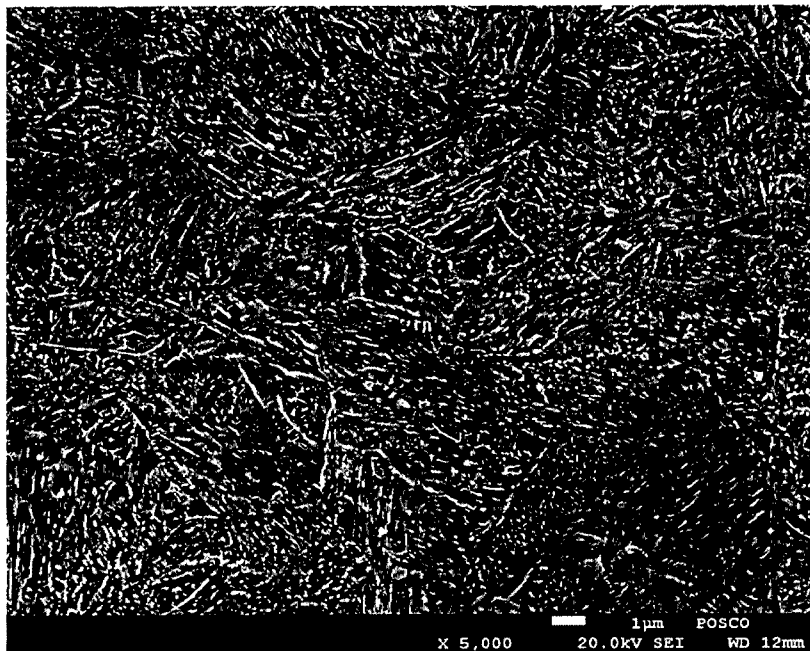
제11항에 있어서, 상기 재가열 후, 유지시간은 $1\sim 10000$ 초인 것을 특징으로 하는 연성이 우수한 성형 부재의 제조방법.

【도면】

【도 1】



【도 2 a】



【도 2 b】

