

(12) 특허협력조약에 의하여 공개된 국제출원

(19) 세계지식재산권기구
국제사무국

(43) 국제공개일
2017년 6월 22일 (22.06.2017)



(10) 국제공개번호
WO 2017/105025 A1

(51) 국제특허분류:

C22C 38/38 (2006.01) C22C 38/04 (2006.01)
C22C 38/32 (2006.01) C22C 38/02 (2006.01)
C22C 38/28 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)

(21) 국제출원번호: PCT/KR2016/014280

(22) 국제출원일: 2016년 12월 7일 (07.12.2016)

(25) 출원언어: 한국어

(26) 공개언어: 한국어

(30) 우선권정보:

10-2015-0178995 2015년 12월 15일 (15.12.2015) KR

(71) 출원인: 주식회사 포스코 (POSCO) [KR/KR]; 37859 경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동), Gyeong-sangbuk-do (KR).

(72) 발명자: 서석중 (SEO, Seok-Jong); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR).

(74) 대리인: 특허법인 씨앤에스 (C&S PATENT AND LAW OFFICE); 06292 서울시 강남구 언주로 30길 13 데림아크로텔 7층, 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, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, 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, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), 유라시아 (AM, AZ, BY, KG, KZ, 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, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

공개:

— 국제조사보고서와 함께 (조약 제 21 조(3))

(54) Title: ULTRA-HIGH STRENGTH STEEL SHEET HAVING EXCELLENT CHEMICAL CONVERSION TREATABILITY AND BENDING PROCESSABILITY AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 발명의 명칭 : 화성처리성 및 굽힘가공성이 우수한 초고강도 강판 및 이의 제조방법

(57) Abstract: The present invention relates to an ultra-high strength steel sheet used as steel sheets for vehicles and the like. Provided is an ultra-high strength steel sheet, having excellent chemical conversion treatability and hole expansibility, comprising 0.08~0.2 wt% of carbon (C), 0.05~1.3 wt% of silicon (Si), 2.0~3.0 wt% of manganese (Mn), 0.001~0.10 wt% of phosphorous (P), 0.010 wt% or less of sulfur (S), 0.01~0.1 wt% of aluminum (Al), 0.3~1.2 wt% of chromium (Cr), 0.0010~0.0030 wt% of boron (B), 0.01~0.05 wt% of titanium (Ti), and 0.001~0.01 wt% of nitrogen (N) with a balance of Fe and other inevitable impurities, wherein the Ti and N satisfy relational expression (1) $3.4 \leq Ti/N \leq 10$, the Mn, Si and Cr satisfy relational expression (2) $1.0 \leq Mn/(Si+Cr)$, and the Mn, Si and Cr contents (Mn*, Si* and Cr*) in a surface layer (from the surface to 0.1 μm in the thickness direction) satisfy relational expression (3) $0.7 \leq Mn*/(Si*+Cr*) \leq Mn/(Si+Cr)$.

(57) 요약서: 본 발명은 자동차용 강판 등으로 사용되는 초고강도 강판에 관한 것으로서, 강판은 중량%로, 탄소(C): 0.08~0.2%, 실리콘(Si): 0.05~1.3%, 망간(Mn): 2.0~3.0%, 인(P): 0.001~0.10%, 황(S): 0.010% 이하, 알루미늄(Al): 0.01~0.1%, 크롬(Cr): 0.3~1.2%, 보론(B): 0.0010~0.0030%, 티타늄(Ti): 0.01~0.05%, 질소(N): 0.001~0.01%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 상기 Ti 및 N은 [관계식 1] $3.4 \leq Ti/N \leq 10$ 을 만족하고, 상기 Mn, Si 및 Cr은 [관계식 2] $1.0 \leq Mn/(Si+Cr)$ 를 만족하며, 표층(표면으로부터 두께방향 0.1 μm 까지) 내 Mn, Si 및 Cr의 함량(Mn*, Si* 및 Cr*)이 [관계식 3] $0.7 \leq Mn*/(Si*+Cr*) \leq Mn/(Si+Cr)$ 을 만족하는 화성처리성 및 구멍확장성이 뛰어난 초고강도 강판을 제공한다.

WO 2017/105025 A1

명세서

발명의 명칭: 화성처리성 및 굽힘가공성이 우수한 초고강도 강판 및 이의 제조방법

기술분야

- [1] 본 발명은 자동차용 강판 등으로 사용되는 초고강도 강판에 관한 것으로서, 보다 상세하게는 화성처리성 및 굽힘가공성이 우수한 초고강도 강판 및 이의 제조방법에 관한 것이다.

[2]

배경기술

- [3] 최근 자동차용 강판은 지구 환경보전을 위한 연비규제와 탑승자의 충돌 안정성 확보를 위하여 초고강도 강재의 사용을 늘려가고 있다. 이러한 초고강도강을 제조하기 위해서는 일반적인 고용강화를 활용한 강재나 석출강화를 이용한 강재만으로 충분한 강도와 연성을 확보하기가 용이하지 않다.

[4]

- [5] 이에, 변태조직을 활용하여 강도 및 연성을 향상시킨 변태강화강이 개발되었으며, 이러한 변태강화강에는 이상조직강(Dual Phase Steel, 이하 DP강), 복합조직강(Complex Phase Steel, 이하 CP강), 변태유기소성강(Transformation Induced Plasticity Steel, 이하 TRIP강) 등이 있다.

[6]

- [7] 상기 변태강화강 중 DP강은 연질의 페라이트 내에 경질의 마르텐사이트를 미세 균질하게 분산시켜 고강도와 연성을 확보하는 강종이고, CP강은 페라이트, 마르텐사이트, 베이나이트 2상 또는 3상을 포함하며, 강도향상을 위해 Ti, Nb 등의 석출 경화원소를 포함하는 강종이다. TRIP강은 미세 균질하게 분산된 잔류 오스테나이트를 상온에서 가공함으로써 마르텐사이트 변태를 일으켜 강도와 연성을 확보하는 강종이다.

[8]

- [9] 상기 TRIP강의 대표적인 기술로는 특허문헌 1을 들 수 있는데, 이 기술은 강판의 잔류 오스테나이트 양을 제어하여 성형성이 우수한 강판을 제조하는 방법에 관한 것이다. 한편, 특허문헌 2에는 합금성분 및 강판의 미세조직을 제어함으로써 프레스 성형성이 양호한 고강도 강판을 제조하는 방법을 제시하고 있으며, 특허문헌 3에는 5% 이상의 잔류 오스테나이트를 포함하고, 가공성 특히 국부 연신이 우수한 강판을 제시하고 있다.

[10]

- [11] 상술한 기술에 의한 TRIP강들은 잔류 오스테나이트의 분율을 증가시킴으로써 연신율을 향상시키는 효과가 있는 반면, 내지연파괴 특성이 열위한 단점으로 인해 적용분야에 있어서 응력이 걸리는 부위나 부품에는 사용하기 어렵고, 잔류

오스테나이트 분율의 확보를 위해서 높은 함량의 탄소를 요구하게 됨에 따라 용접성까지 저하되는 문제가 있다.

[12]

[13] 또한, 초고강도 강판의 경우, 상기와 같이 변태조직을 활용함에도 불구하고 충분한 연신율의 확보가 어렵고, 실제 대부분의 가공은 굽힘 가공이나 롤포밍을 통해서 이루어지게 되므로, 이러한 가공시에 발생하는 크랙 등을 억제할 필요가 있으며, 이를 위해서는 굽힘 가공성 또한 동시에 확보되어야만 한다.

[14]

[15] 굽힘 가공성은 균일한 재질을 가지는 페라이트 단상 강 또는 베이나이트 단상 강에서 매우 우수하지만 페라이트 단상 강으로는 초고강도 강을 얻을 수 없고, 베이나이트 단상 강 역시 1GPa 이상의 초고강도강을 얻기 위해서는 높은 함량으로 탄소를 함유하여야만 한다. 따라서, 베이나이트 단상 강은 연신율이 낮고 용접성 또한 열위하여 현실적으로 사용하기는 어렵다.

[16]

[17] 이러한 문제를 극복하기 위해서는 변태조직과 석출물을 동시에 활용한 CP강의 개발이 필요하다. 그러나, CP강 또한 구성되는 상(phase)들의 구성비에 따라서 연성과 굽힘가공성의 변화가 크다는 단점이 있으며, 현재까지 적절한 상 분율과 제조범위에 대한 충분한 검토가 이뤄지지 않아, 연구개발의 필요성이 대두되고 있는 실정이다.

[18]

[19] 한편, 연신율 및 굽힘가공성의 확보 목적에서 Si, Cr 등의 합금원소가 다량 첨가된다. 그런데, Si이나 Cr이 포함된 강의 경우 소둔 과정에서 표층 산화물이 형성되고, 이는 소둔 후 산세 과정에서 제거가 용이하지 않아 최종제품의 화성처리성이 열위해지는 문제가 있다.

[20]

[21] 따라서, 연신율 및 굽힘가공성의 확보와 더불어 화성처리성을 확보할 수 있는 기술 개발이 요구된다.

[22]

[23] (특허문헌 1) 일본공개특허공보 제1994-145892호

[24] (특허문헌 2) 일본등록특허공보 제2704350호

[25] (특허문헌 3) 일본등록특허공보 제3317303호

[26]

발명의 상세한 설명

기술적 과제

[27] 본 발명의 일 측면은, 합금 성분조성 및 제조조건의 최적화로부터 연성 및 굽힘가공성을 우수하게 확보함은 물론이고, 동시에 화성처리성이 우수한 초고강도 강판 및 이를 제조하는 방법을 제공하고자 하는 것이다.

[28]

과제 해결 수단

[29]

본 발명의 일 측면은, 중량%로, 탄소(C): 0.08~0.2%, 실리콘(Si): 0.05~1.3%, 망간(Mn): 2.0~3.0%, 인(P): 0.001~0.10%, 황(S): 0.010% 이하, 알루미늄(Al): 0.01~0.1%, 크롬(Cr): 0.3~1.2%, 보론(B): 0.0010~0.0030%, 티타늄(Ti): 0.01~0.05%, 질소(N): 0.001~0.01%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고,

[30]

상기 Ti 및 N은 하기 관계식 1을 만족하고, 상기 Mn, Si 및 Cr은 하기 관계식 2를 만족하며, 표층(표면으로부터 두께방향 0.1 μ m 까지) 내 Mn, Si 및 Cr의 함량이 하기 관계식 3을 만족하는 화성처리성 및 굽힘가공성이 우수한 초고강도 강판을 제공한다.

[31]

[관계식 1]

[32]

$$3.4 \leq \text{Ti}/\text{N} \leq 10$$

[33]

[관계식 2]

[34]

$$1.0 \leq \text{Mn}/(\text{Si}+\text{Cr})$$

[35]

[관계식 3]

[36]

$$0.7 \leq \text{Mn}^*/(\text{Si}^*+\text{Cr}^*) \leq \text{Mn}/(\text{Si}+\text{Cr})$$

[37]

[38]

본 발명의 다른 일 측면은, 상술한 성분조성 및 성분관계를 만족하는 강재를 준비하는 단계; 상기 강재를 열간압연 및 냉간압연하여 냉연강판을 제조하는 단계; 상기 냉연강판을 770~850°C에서 소둔 열처리하는 단계; 상기 소둔 열처리된 냉연강판을 Ms(마르텐사이트 변태개시온도)~Bs(베이나이트 변태개시온도) 범위로 급냉 후 유지하는 단계; 상기 유지 후 10~50°C/min의 속도로 냉각하는 단계 및 상기 냉각 후 냉연강판의 표층 산화물을 제거하는 단계를 포함하고,

[39]

상기 유지 단계는 하기 관계식 5를 만족하는 시간 동안 실시하고, 상기 표층 산화물 제거 단계는 하기 관계식 6을 만족하는 조건으로 실시하는 것을 특징으로 하는 화성처리성 및 굽힘가공성이 우수한 초고강도 강판의 제조방법을 제공한다.

[40]

[관계식 5]

[41]

$$100 \leq 4729 + 71\text{C} + 25\text{Mn} - 16\text{Si} + 117\text{Cr} - 20.1\text{T} + 0.0199\text{T}^2 \leq 300$$

[42]

[관계식 6]

[43]

$$(\text{HCl농도} \times \text{HCl온도}) / (1.33 + \text{Mn} + 7.4\text{Si} + 0.8\text{Cr}) \times (47 + 2.1\text{Mn} + 13.9\text{Si} + 4.3\text{Cr}) \geq 1$$

[44]

발명의 효과

[45]

본 발명에 의하면, 인장강도 1GPa 이상의 초고강도를 가지면서, 연성 및 굽힘가공성이 우수하여 프레스 성형과 롤포밍 성형 등에 적합할 뿐만 아니라,

화성처리성이 우수한 초고강도 강판을 제공할 수 있다.

[46]

발명의 실시를 위한 최선의 형태

[47] 본 발명자들은, 프레스 성형, 롤포밍 성형과 같은 복잡한 성형에 적합한 정도의 연성 및 굽힘가공성을 가지면서도 화성처리성이 우수한 초고강도 강판을 얻기 위하여 깊이 연구한 결과, 합금조성 및 제조조건을 최적화로부터 상술한 목적에 적합한 조직분율을 확보하는 경우, 의도하는 강판을 제공할 수 있음을 확인하고, 본 발명을 완성하기에 이르렀다.

[48]

[49] 이하, 본 발명에 대하여 상세히 설명한다.

[50]

[51] 본 발명의 일 측면에 따른, 화성처리성 및 굽힘가공성이 우수한 초고강도 강판은 그 합금조성이 중량%로, 탄소(C): 0.08~0.2%, 실리콘(Si): 0.05~1.3%, 망간(Mn): 2.0~3.0%, 인(P): 0.001~0.10%, 황(S): 0.010% 이하, 알루미늄(Al): 0.01~0.1%, 크롬(Cr): 0.3~1.2%, 보론(B): 0.0010~0.0030%, 티타늄(Ti): 0.01~0.05%, 질소(N): 0.001~0.01%를 포함하고, 상기 Ti와 N, 그리고 상기 Mn, Si 및 Cr은 그 성분비가 적절하게 제어되는 것이 바람직하다.

[52]

[53] 먼저, 이하에서는 본 발명에서 제공하는 초고강도 강판의 합금성분 및 성분관계를 제어하는 이유에 대하여 상세히 설명한다. 이때, 특별한 언급이 없는 한, 각 성분들의 함량은 중량%를 의미한다.

[54]

[55] C: 0.08~0.2%

[56] 탄소(C)는 변태조직강에서 강도확보를 위해 중요한 원소이다.

[57] 이를 위해서는 0.08% 이상으로 C를 포함하는 것이 바람직하며, 만일 그 함량이 0.08% 미만이면 인장강도를 1GPa 이상으로 확보할 수 없게 된다. 반면, 그 함량이 0.2%를 초과하게 되면 연성과 굽힘가공성이 저하되어 프레스 성형 및 롤포밍 성형성이 저하될 뿐만 아니라, 점용접성이 열위하게 되는 문제가 있다.

[58] 따라서, 본 발명에서 C의 함량은 0.08~0.2%로 제한함이 바람직하다.

[59]

[60] Si: 0.05~1.3%

[61] 실리콘(Si)은 강재의 강도 및 연신율을 동시에 향상시키는 원소이며, 오스테마퍼링시에 탄화물의 형성을 억제하는 효과가 있다.

[62] 상술한 효과를 충분히 얻기 위해서는 0.05% 이상으로 Si를 첨가하는 것이 바람직하나, 그 함량이 1.3%를 초과하게 되면 소둔 열처리공정에서 산화물이 다량 발생하여 산세 공정시 산화물 제거가 어려워짐에 따라 화성처리성을 현저히 떨어뜨려 불량을 유발하는 문제가 있다. 또한, 적정 이상분율의 확보를

위해서 승온시켜야 하는 소둔 온도가 높아져 소둔 가열로 부하를 초래하는 문제가 있다.

[63] 따라서, 본 발명에서 Si의 함량은 0.05~1.3%로 제한함이 바람직하다.

[64]

[65] Mn: 2.0~3.0%

[66] 망간(Mn)은 고용강화 효과가 매우 큰 원소이다.

[67] 이러한 Mn의 함량이 2.0% 미만이면 본 발명에서 목표로 하는 강도의 확보가 어려우며, 반면 3.0%를 초과하게 되면 용접성이 열위하고, 냉간압연 부하가 증가하는 등의 문제가 발생할 가능성이 높아진다. 또한, 다량의 소둔 산화물이 형성되어 화성처리성이 열위해지는 문제가 있다.

[68] 따라서, 본 발명에서 Mn의 함량은 2.0~3.0%로 제한함이 바람직하다.

[69]

[70] P: 0.001~0.10%

[71] 인(P)은 강을 강화시키는 효과가 있는 원소이다.

[72] 이러한 P의 함량이 0.001% 미만이면 상술한 효과를 확보할 수 없을 뿐만 아니라, 제강공정에서 P를 극소로 제어하는 경우 제조비용의 상승을 유발하므로 바람직하지 못하다. 반면, 그 함량이 과다하여 0.10%를 초과하게 되면 프레스 성형성이 열화하고, 강의 취성을 발생시킬 수 있으므로 바람직하지 못하다.

[73] 따라서, 본 발명에서 P의 함량은 0.001~0.10%로 제한함이 바람직하다.

[74]

[75] S: 0.010% 이하

[76] 황(S)은 강 중 불순물 원소로서, 강의 연성, 굽힘가공성 및 용접성을 저해하므로, 그 함량을 최소화하는 것이 바람직하다.

[77] 이러한 S의 함량이 0.010%를 초과하게 되면 상술한 물성을 저해할 가능성이 높아지므로, 그 함량을 0.010% 이하로 제한함이 바람직하다.

[78]

[79] Al: 0.01~0.1%

[80] 알루미늄(Al)은 제강공정 중에 강 중 산소와 결합하여 탈산작용을 행하고, Si와 함께 상 변태시 탄소의 오스테나이트로의 분배를 촉진하는데 유효한 원소이다.

[81] 이를 위해서는 0.01% 이상으로 Al을 첨가하는 것이 바람직하나, 그 함량이 0.1%를 초과하게 되면 강 슬라브의 표면품질을 저하시키고, 제조비용이 증가하게 되는 문제가 있다.

[82] 따라서, 본 발명에서 Al의 함량은 0.01~0.1%로 제한함이 바람직하다.

[83]

[84] Cr: 0.3~1.2%

[85] 크롬(Cr)은 강의 경화능을 향상시키고, 고강도를 확보하기 위해 첨가하는 성분으로서, 본 발명에서는 페라이트의 변태를 지연시켜 베이나이트의 형성을 유도하는데 유효한 원소이다.

- [86] 이러한 Cr의 함량이 0.3% 미만이면 상술한 효과를 확보하기 어려우며, 반면 그 함량이 1.2%를 초과하게 되면 상술한 효과가 포화될 뿐만 아니라, 열연재의 강도가 과도하게 상승되어 냉간압연시 부하가 증대되며, 제조원가가 크게 증가하게 된다. 또한, 소둔 열처리시 소둔 산화물을 형성함에 따라 산세 공정시 제어가 용이하지 못하여 화성처리성을 크게 열위하게 하는 문제가 있다.
- [87] 따라서, 본 발명에서 Cr의 함량은 0.3~1.2%로 제한함이 바람직하다.
- [88]
- [89] B: 0.0010~0.0030%
- [90] 보론(B)은 소둔 중 냉각 과정에서 오스테나이트가 페라이트로 변태하는 것을 억제하여 베이나이트의 분율을 증가시키는데 유효한 원소이다.
- [91] 이러한 B의 함량이 0.0010% 미만이면 상술한 효과를 확보하기 어려우며, 반면 그 함량이 0.0030%를 초과하게 되면 B의 입계편석에 의해 상술한 효과가 포화될 뿐만 아니라, 소둔 열처리시 표면에 농화되어 화성처리성을 열위하게 하는 문제가 있다.
- [92] 따라서, 본 발명에서 B의 함량은 0.0010~0.0030%로 제한함이 바람직하다.
- [93]
- [94] Ti: 0.01~0.05%
- [95] 티타늄(Ti)은 강도 상승과 더불어, 강 중에 존재하는 질소(N)의 스케빈징을 위해 첨가되는 원소이다.
- [96] 이러한 Ti의 함량이 0.01% 미만이면 상술한 효과를 확보하기 어려우며, 반면 그 함량이 0.05%를 초과하게 되면 그 효과가 포화될 뿐만 아니라, 연속주조공정 중에 노즐막힘 등의 공정결함을 유발할 우려가 있다.
- [97] 따라서, 본 발명에서 Ti의 함량은 0.01~0.05%로 제한함이 바람직하다.
- [98]
- [99] N: 0.001~0.01%
- [100] 질소(N)는 C와 함께 대표적인 침입형 고용강화 원소이다. 이러한 N는 일반적으로 대기로부터 혼입되는 원소이므로, 제강공정 탈가스 공정에서 제어되어야 한다.
- [101] 상기 N의 함량이 0.001% 미만이면 과도한 탈가스 처리를 요하게 됨에 따라 제조원가의 상승을 유발하는 문제가 있으며, 반면 그 함량이 0.01%를 초과하게 되면 AlN, TiN 등의 석출물이 과다 형성되어 고온연성을 저하시키는 문제가 있다.
- [102] 따라서, 본 발명에서 N의 함량은 0.001~0.01%로 제한함이 바람직하다.
- [103]
- [104] 한편, 본 발명의 강판은 상술한 합금원소 중 Ti와 N은 하기 관계식 1로 표현되는 성분관계를 만족함이 바람직하다.
- [105] [관계식 1]
- [106] $3.4 \leq \text{Ti}/\text{N} \leq 10$

- [107] (상기 관계식 1에서 Ti 및 N은 각 원소의 중량함량을 의미한다.)
- [108]
- [109] 상기 Ti/N의 비율이 3.4 미만이면 용존 N의 양에 비하여 Ti 첨가량이 부족하게 되어, 잔류 N에 의한 NB 등의 형성으로 B 첨가에 따른 강도상승 효과를 떨어뜨려 강도저하가 발생할 수 있다. 반면, 그 값이 10을 초과하는 경우에는 탈질처리 비용이 증가하고, 연주공정에서 노즐막힘 등을 유발할 가능성이 커지게 된다.
- [110]
- [111] 이와 더불어, 상술한 합금원소 중 Mn과 Si 및 Cr은 하기 관계식 2로 표면되는 성분관계를 만족할 뿐만 아니라, 강 표층(표면으로부터 두께방향 0.1 μ m 까지) 내 Mn, Si 및 Cr의 함량이 하기 관계식 3을 만족하는 것이 바람직하다.
- [112] [관계식 2]
- [113] $1.0 \leq \text{Mn}/(\text{Si}+\text{Cr})$
- [114] [관계식 3]
- [115] $0.7 \leq \text{Mn}^*/(\text{Si}^*+\text{Cr}^*) \leq \text{Mn}/(\text{Si}+\text{Cr})$
- [116] (상기 관계식 2 및 3에서 Mn, Si 및 Cr은 각 원소의 중량함량을 의미하며, 상기 관계식 3에서 Mn*, Si*, Cr*은 각각 표면으로부터 두께방향 0.1 μ m 까지 GDS 성분 분석값의 평균값을 의미한다.)
- [117]
- [118] 상술한 관계식 2 및 3은 본 발명에 따른 초고강도 강판의 화성처리성을 확보하기 위해 제어되어야 하는 것으로서, 상기 관계식 2의 값이 1 미만이면 소둔 열처리 과정에서 매우 치밀한 Si과 Cr 산화물층이 형성되어 최종 산세 공정을 강화하더라도 제거가 용이하지 못한 문제가 있다. 또한, 산의 농도와 온도가 지나치게 높은 조건에서 산화층을 제거하는 경우 상대적으로 취약한 입계가 우선적으로 침식되어 강의 굽힘가공성과 피로특성을 현저하게 저하시키는 문제가 있다.
- [119] 또한, 최종 산세 공정을 거친 후 강판 표면의 성분농도를 나타내는 관계식 3의 값이 0.7 미만이면 화성처리성이 열위한 Si나 Cr 산화물 또는 농화층이 강판의 극표층 또는 입계 등에 잔존하게 됨에 따라 인산염 결정의 형성을 방해하는 문제가 있다. 반면, 그 값이 Mn/(Si+Cr) 비를 초과하게 되면 극표층에 형성된 Mn계 산화물이 소둔 열처리 공정에서 초기 승온시에 산화된 후에 소둔로 내 환원 분위기 하에서 부분 환원되거나 초기에 선택적으로 조대화되어 최종 산세 공정에서 제대로 제거되지 못한 것이므로, 이 역시 인산염 결정의 형성시 편차를 발생시켜 화성처리성을 열위하게 하는 문제가 있다.
- [120]
- [121] 본 발명에 따른 초고강도 강판은 상술한 합금성분 이외에, 아래와 같은 함량으로 Nb, Mo, C 및 W 중 1종 이상을 더 포함할 수 있다.
- [122]

[123] Nb: 0.01~0.05%

[124] 니오븀(Nb)은 대표적인 석출강화 원소로서, 강의 강도 상승과 더불어 결정립 미세화를 위해 첨가되는 원소이다.

[125] 이러한 Nb의 함량이 0.01% 미만이면 상술한 효과를 충분히 확보하기 어려우며, 반면 그 함량이 0.05%를 초과하게 되면 제조비용을 과다하게 상승시킬 뿐만 아니라, 석출물이 과다하게 형성되어 연성이 현저히 저하될 우려가 있다.

[126] 따라서, 본 발명에서 Nb을 첨가하는 경우, 그 함량은 0.01~0.05%로 제한함이 바람직하다.

[127]

[128] Mo, V 및 W: 각각 0.01~0.20%

[129] 몰리브덴(Mo), 바나듐(V) 및 텅스텐(W)은 상기 Nb와 유사한 역할을 하는 원소로서, 이들 함량이 각각 0.01% 미만이면 강의 강도 상승 및 결정립 미세화 효과를 충분히 확보하기 어려우며, 반면 그 함량이 각각 0.20%를 초과하게 되면 강도효과 대비 제조비용이 지나치게 상승할 우려가 있다.

[130] 따라서, 본 발명에서 Mo, V 또는 W을 첨가하는 경우에는, 그 함량을 각각 0.01~0.20%로 제한함이 바람직하다.

[131]

[132] 또한, 상기 Nb, Mo, V 및 W은 하기 관계식 4를 만족하는 것이 바람직하다.

[133] [관계식 4]

[134] $0.01 \leq Nb + 0.2(Mo + V + W) \leq 0.05$

[135] (상기 관계식 4에서 Nb, Mo, V 및 W는 각 원소의 중량함량을 의미한다.)

[136]

[137] 상기 Nb, Mo, V 및 W의 관계가 0.01 미만이면 결정립 미세화 및 석출강화 효과를 얻기 어려우며, 반면 0.05를 초과하게 되면 상기 효과 대비 제조원가가 지나치게 상승할 우려가 있으므로 바람직하지 못하다.

[138]

[139] 본 발명의 나머지 성분은 철(Fe)이다. 다만, 통상의 철강제조과정에서는 원료 또는 주위 환경으로부터 의도되지 않는 불순물들이 불가피하게 혼입될 수 있으므로, 이를 배제할 수는 없다. 이들 불순물들은 통상의 철강제조과정의 기술자라면 누구라도 알 수 있는 것이기 때문에 그 모든 내용을 특별히 본 명세서에서 언급하지는 않는다.

[140]

[141] 본 발명에서 제안하는 초고강도 강판은 미세조직으로 면적분율 30~80%의 베이나이트 및 20~50%의 마르텐사이트와, 5% 미만의 잔류 오스테나이트, 잔부 페라이트를 포함하는 것이 바람직하다.

[142] 이때, 베이나이트 분율이 30% 미만이면 굽힘가공성이 저하되며, 반면 80%를 초과하게 되면 인장강도 1GPa 이상의 초고강도를 확보하기 어려운 문제가 있다.

- [143] 또한, 마르텐사이트의 분율이 20% 미만인 경우에도 초고강도를 확보하기 어려우며, 반면 50%를 초과하게 되면 강도 확보에는 유리하나, 연성 및 굽힘가공성이 열위하게 되는 문제가 있다.
- [144] 한편, 미세조직 중 잔류 오스테나이트의 분율이 5%를 초과하게 되면 내지연 파괴 특성이 열위하게 되는 문제가 있으므로, 5% 이하로 그 분율을 제한함이 바람직하다.
- [145] 또한, 페라이트 분율에 대해서는 특별히 한정하지 아니하지만, 강도와 더불어 연성 및 굽힘가공성을 유리하게 확보하기 위해서는 5~35%의 분율로 페라이트를 포함하는 것이 바람직하며, 이러한 경우 베이나이트는 최대 75%로 함유할 수 있다.
- [146]
- [147] 상술한 미세조직을 갖는 본 발명의 초고강도 강판은 인장강도가 1GPa 이상인 동시에, $(\text{인장강도(MPa)} \times \text{연신율}(\%)) / (R/t)$ 값이 5500(MPa%) 이상을 확보함으로써 연성 및 굽힘가공성을 동시에 우수하게 확보할 수 있다.
- [148] 만일, 상술한 값이 5500 미만이면 굽힘가공성은 우수한 반면, 연성이 낮아 프레스 성형이 불가능하거나, 연성은 우수하나 굽힘가공성이 열위하여 롤포밍 또는 폼 성형시 굽힘부 크랙이 발생하는 문제가 있다.
- [149] 여기서, (R/t) 는 굽힘가공성을 나타내는 것으로서, 이는 강판을 V-벤딩 한 후 크랙이 발생하지 않는 최소곡률반경(R)을 강판 두께(t(mm))로 나눈 값이다.
- [150]
- [151] 상기와 같이 연성 및 굽힘가공성이 우수한 본 발명의 초고강도 강판은 프레스 성형 및 롤포밍 성형이 모두 가능한 장점을 갖는다.
- [152] 이러한 본 발명의 초고강도 강판은 냉연강판 또는 용융아연도금강판일 수 있다.
- [153]
- [154] 이하, 본 발명의 다른 일 측면인 화성처리성 및 굽힘가공성이 우수한 초고강도 강판의 제조방법에 대하여 상세히 설명한다.
- [155]
- [156] 먼저, 상술한 합금조성 및 성분관계를 만족하는 강재를 준비한 다음, 이를 열간압연 및 냉간압연하여 냉연강판으로 제조함이 바람직하다.
- [157] 이때, 열간압연 및 냉간압연은 통상의 초고강도 강판을 제조하는 방법에 의할 수 있으며, 일 예로 CP강을 제조하는 방법 중의 열연 및 냉연 조건일 수 있다. 다만, 이에 한정하는 것은 아니다.
- [158]
- [159] 상기에 따라 제조된 냉연강판을 770~850°C에서 소둔 열처리하는 단계를 거치는 것이 바람직하다.
- [160] 상기 소둔 열처리시 그 온도가 770°C 미만이면 페라이트 조직 분율이 40%를 초과하게 되어 목표로 하는 초고강도의 확보가 어렵고, 굽힘가공성이 저하되는

문제가 있으며, 반면 850°C를 초과하게 되면 굽힘가공성은 개선되나, 고온소둔시에 발생하는 Si, Mn, Cr, B 등의 표면 산화물 또는 농화물의 양이 크게 증가되어 이후 산세 공정을 행하더라도 표면에 잔존하게 됨에 따라 화성처리성이 열위하게 되는 문제가 있다.

- [161] 상기 소둔 열처리하는 소둔로 내에서 수소가스와 질소가스로 구성된 환원 분위기를 조건에서 행해지는데, 이때 이슬점 온도를 -35~-50°C의 조건으로 로내 분위기를 제어하는 것이 바람직하다. 이슬점 온도가 -35°C를 초과하게 되면 강 중에 함유된 Mn, Si, Cr, B 등과 같은 산소 친화력이 큰 원소들이 표면 산화물 또는 농화물로써의 형성이 용이하여 이후 산세 공정을 행하더라도 쉽게 제어되지 못하고 잔존하게 될 우려가 있다. 또한, 로내의 물에 부착된 후 성장하여 덴트 결함을 야기할 우려가 있다. 반면, 이슬점 온도가 -50°C 미만이기 위해서는 제조비용이 크게 상승되므로 바람직하지 못하다.

[162]

- [163] 상기에 따라 소둔 열처리된 냉연강판을 일정의 냉각정지온도범위로 급냉한 후 유지하는 것이 바람직하다.

- [164] 이때, 냉각정지온도범위는 Ms(마르텐사이트 변태개시온도)~Bs(베이나이트 변태개시온도)로 한정함이 바람직하며, 상기 온도범위에서 일정시간 유지하는 것이 바람직하다. 상기 유지시간 하기 관계식 5로 나타내는 시간 동안 실시함이 바람직하다.

- [165] [관계식 5]

- [166] $100 \leq 4729 + 71C + 25Mn - 16Si + 117Cr - 20.1T + 0.0199T^2 \leq 300$

- [167] (상기 관계식 5에서 Mn, Si, Cr 및 C는 각 원소의 중량함량을 의미하며, 상기 관계식 5에서 T는 급냉정지 온도(°C)를 의미하고, 그로부터 도출된 값의 단위는 초(sec)이다.)

[168]

- [169] 상기 관계식 5는 합금조성과 급냉온도에 따른 베이나이트 변태시간(단위 초(sec))을 규정한 것으로서, 상기 관계식 값이 100초 미만인 경우에는 베이나이트 변태 개시가 빨라 베이나이트 분율이 80%를 초과하여 형성될 우려가 있다. 이러할 경우, 상대적으로 마르텐사이트 분율이 감소하여 인장강도 1GPa 이상의 초고강도를 확보하기 어려운 문제가 있다. 반면, 상기 관계식 값이 300초를 초과하게 되면 베이나이트 변태 개시가 지나치게 지연되어 베이나이트 분율을 30% 이상으로 확보하게 어려우며, 이에 따라 굽힘가공성이 열위해지는 문제가 있다.

[170]

- [171] 상기 급냉은 100~600°C/min의 속도로 실시함이 바람직한데, 상기 급냉속도가 100°C/min 미만이면 미세조직 중 페라이트와 펄라이트 분율이 증가하여 본 발명에서 목표로 하는 초고강도 및 굽힘가공성을 확보할 수 없게 된다. 반면, 600°C/min을 초과하게 되면 경질상이 과도하게 증가하여 연성이 저하될 우려가

있으며, 형상 불량 등의 문제를 야기할 수 있다.

[172]

[173] 상기에 따라 급냉 및 유지한 후 보다 느린 냉각속도로 냉각(서냉)을 실시하는 것이 바람직하다. 이때, 10~50°C/min의 냉각속도로 실시함이 바람직한데, 냉각속도가 10°C/min 미만이면 적정 분율의 마르텐사이트를 확보할 수 없어 의도하는 초고강도의 확보가 곤란해지는 문제가 있으며, 반면 50°C/min를 초과하게 되면 베이나이트를 30% 이상으로 확보할 수 없게 되어 굽힘가공성이 저하되는 문제가 발생한다.

[174]

[175] 본 발명에서는 상기에 따라 서냉을 완료한 강판에 대하여 표층에 형성된 소둔 산화물을 제거하기 위한 공정 즉, 후산세 공정을 거치는 것이 바람직하다.

[176] 상기 후산세 공정은 승온된 염산 용액조에서 산세 후 수세 및 건조하는 공정으로 행해진다.

[177] 보다 구체적으로, 본 발명에서 후산세 공정은 산의 농도와 더불어 산의 온도를 제어하는 것이 중요하며, 구체적으로 염산 농도는 강 합금조성에 따라 조정될 수 있으나, 5~20%로 제어함이 바람직하다. 만일 염산 농도가 5% 미만이면 산화물의 제거가 제대로 이루어지지 못할 우려가 있으며, 반면 20%를 초과하게 되면 산에 의한 침식이 빠르고 입계에 대한 선택 침식이 급격히 일어나 소재의 굽힘가공성과 피로특성을 열위하게 하는 문제가 있다. 상기 염산의 온도 역시 강 합금조성에 따라 조정이 필요하지만, 50~80°C로 제어함이 바람직하다. 만일 염산의 온도가 50°C 미만이면 반응성이 낮아서 산화물 제거가 용이하지 못한 문제가 있으며, 반면 80°C를 초과하게 되면 반응성이 과도하게 빨라져 선택적 침식이 발생할 가능성이 높아진다.

[178]

[179] 한편, 상기와 같은 조건으로 후산세 공정을 행함에 있어서, 상기 염산의 농도 및 염산의 온도는 하기와 같이 합금조성들과의 관계로 표현되는 관계식 6을 만족하는 것이 바람직하다.

[180] [관계식 6]

[181]
$$(\text{HCl농도} \times \text{HCl온도}) / (1.33 + \text{Mn} + 7.4\text{Si} + 0.8\text{Cr}) \times (47 + 2.1\text{Mn} + 13.9\text{Si} + 4.3\text{Cr}) \geq 1$$

[182] (상기 관계식 6에서 Mn, Si, Cr 및 C는 각 원소의 중량함량을 의미한다.)

[183]

[184] 상기 관계식 6의 값이 1 미만이면 산세성이 저하되어 소둔 산화물의 제거가 주어진 염산 농도 및 염산 온도에서 제대로 이루어지지 못하게 되는 문제가 있다. 즉, 상기 관계식 6의 값이 1 이상 이어야만 해당 강판의 표층 산화물을 용이하게 제거할 수 있게 된다.

[185]

[186] 더불어, 상기의 후산세 공정은 5~15초 내로 행해짐이 바람직한데, 산세시간이

5초 미만이면 산세가 완벽히 이루어지지 못하게 되며, 반면 15초를 초과하게 되면 생산성이 저하되는 문제가 있다.

[187]

[188] 상술한 바에 따라 표층 산화물의 제거 공정이 완료된 본 발명의 초고강도 강판은, 표층(두께방향으로 표면으로부터 0.1 μ m 까지) 내 Mn, Si 및 Cr의 함량이 앞서 언급한 관계식 3을 만족함에 따라, 화성처리성을 우수하게 확보할 수 있다.

[189]

발명의 실시를 위한 형태

[190] 이하, 실시예를 통하여 본 발명을 보다 구체적으로 설명하고자 한다. 다만, 하기의 실시예는 본 발명을 예시하여 보다 상세하게 설명하기 위한 것일 뿐, 본 발명의 권리범위를 한정하기 위한 것이 아니라는 점에 유의할 필요가 있다. 본 발명의 권리범위는 특허청구범위에 기재된 사항과 이로부터 합리적으로 유추되는 사항에 의해 결정되는 것이기 때문이다.

[191]

[192] (실시예)

[193] 하기 표 1의 합금조성을 갖는 강 슬라브를 통상의 조건으로 열간압연 및 냉간압연하여 냉연강판으로 제조한 후, 이를 하기 표 2에 나타난 조건으로 소둔 및 냉각한 다음, 후산세 공정을 행하여 각각의 냉연강판을 제조하였다.

[194]

[195] 이후, 각각의 제조된 냉연강판에 대하여 인산염 처리성(화성처리성)과 표면 GDS 분석 결과를 하기 표 3에 나타내었다.

[196] 이때, GDS 분석은 제조된 냉연강판의 표면으로부터 두께방향으로 0.1 μ m 까지의 깊이 내 원소들의 농도를 측정하여 평균치로 계산하였다.

[197] 또한, 화성처리성은 PPG(Pittsburgh Plate Glass)사의 탈지제 CHEMKLEEN #177, 표면조정제 Rinse conditioner와 Chemfos #740A, Chemfos #740R, chemfil Buffer 및 Accelerator의 4가지로 조제된 인산염 용액을 사용하여 평가하였다. 화성처리성의 합격 유무는 표면을 SEM으로 1000배 확대하여 미부착 부위의 발생유무 및 인산염 부착량을 측정하여 2~3g/m²을 만족하는지 여부를 통해 결정하였다.

[198]

[199] 또한, 각 냉연강판의 미세조직 분율과 기계적 물성(항복강도, 인장강도, 연신율, 굽힘가공성(R/t))을 측정하고 그 결과를, 하기 표 4에 나타내었다.

[200] 이때, 미세조직은 3000배 SEM 사진을 촬영한 후 각 상의 면적분율을 이미지 분석기(image analyser)를 이용하여 측정하였다. 또한, 잔류 오스테나이트의 분율은 XRD를 이용하여 오스테나이트의 피크 크기(peak intensity)로부터 측정하였다.

[201] 인장시험은 JIS 5호 시험편을 이용하여 10mm/min 속도로 평가하였다.

[202] 그리고, 굽힘가공성은 압연방향의 직각방향으로 시편을 채취한 후 다양한 R값을 가지는 금형에서 90도 굽힘시험을 평가하여, 미세 크랙의 발생 유무를 육안으로 관찰하였다.

[203]

[204] 표 1

[표1]

강 종	합금조성 (중량%)														관 계 식1	관 계 식2
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	B*	Ti	N*	Nb	Mo	V	W		
발 명 강1	0.1 3	0.1	2.6	0.01 2	0.00 3	0.03 3	0.7	18	0.02	55	0.02 5	0	0	0	3.6	3.2 5
발 명 강2	0.1 3	1.0	2.3	0.01	0.00 1	0.03 2	1.0	18	0.02	47	0.01 5	0	0	0	4.3	1.1 5
발 명 강3	0.1 0	0.5	2.3	0.01 1	0.00 2	0.03 5	0.7	16	0.02	45	0.03 5	0	0	0	4.4	1.9 2
발 명 강4	0.1 0	0.1	2.7	0.01	0.00 2	0.02 9	0.7	19	0.02 5	33	0.02 5	0	0	0	7.6	3.3 8
발 명 강5	0.1 0	1.0	2.4	0.01	0.00 2	0.02 8	1.0	25	0.02	47	0.02 5	0	0	0	4.3	1.2 0
발 명 강6	0.1 7	0.2	2.6	0.01	0.00 1	0.03 0	0.6	20	0.02 5	37	0.02 0	0	0	0	6.8	3.2 5
발 명 강7	0.1 8	0.8	2.2	0.01	0.00 2	0.04 0	0.9	22	0.03	39	0.03 0	0	0	0	7.7	1.2 9
발 명 강8	0.1 4	0.6	2.9	0.02	0.00 2	0.04 0	0.4	15	0.02	44	0.02 5	0	0	0	4.5	2.9 0

탈 명 강9	0.1 4	0.2	2.1	0.02	0.00 2	0.04 5	1.1	22	0.01 5	31	0.01 5	0	0	0	4.8	1.6 2
탈 명 강1 0	0.1 4	1.0	2.8	0.01	0.00 2	0.04 0	0.5	26	0.02	49	0.02 0	0	0	0	4.1	1.8 7
탈 명 강1 1	0.1 4	0.5	2.5	0.01	0.00 2	0.03 5	0.7	19	0.02 5	36	0	0.0 5	0.1	0.0 5	6.9	2.0 8
비 교 강1	<u>0.0</u> 7	1.0	2.3	0.01	0.00 1	0.03 8	1.0	22	0.02	31	0.02 0	0	0	0	6.5	1.1 5
비 교 강2	0.1 2	<u>0.3</u>	1.8	0.01	0.00 1	0.02 5	0.4	16	0.02 5	36	0.02 5	0	0	0	6.9	2.5 7
비 교 강3	0.1 4	1.0	2.6	0.01	0.00 2	0.03 3	0.6	23	0.02 5	42	0.02 0	0	0	0	6.0	1.6 3
비 교 강4	0.1 7	0.5	3.1	0.01	0.00 2	0.03 6	0.5	19	0.02	54	0.02 0	0	0	0	3.7	3.1 0
비 교 강5	0.1 4	<u>1.5</u>	2.1	0.02	0.00 3	0.04 5	1.2	22	0.03	49	0.02 5	0	0	0	6.1	<u>0.7</u> <u>8</u>
비 교 강6	0.1 8	1.2	2.3	0.02	0.00 3	0.03 1	<u>1.3</u>	26	0.02 5	30	0.01 5	0	0	0	8.3	<u>0.9</u> <u>2</u>

비 교 강7	0.1 0	<u>1.5</u>	2.7	0.02	0.00 3	0.02 9	<u>1.5</u>	17	0.02	44	0.02 0	0	0	0	4.5	<u>0.9</u> <u>0</u>
비 교 강8	0.1 3	1.0	2.4	0.02	0.00 3	0.04 1	0.9	22	0.02	49	0.01 5	0	0	0	4.1	1.2 6
비 교 강9	0.1 4	0.5	2.3	0.01 1	0.00 1	0.03 5	1.0	20	0.02 5	46	0.02 0	0	0	0	5.4	1.5 3

[205] (상기 표 1에서 B* 및 N*은 그 함량단위가 'ppm'이다.

[206] 또한, 상기 표 1에서 비교강 3, 4, 8 및 9는 하기 표 2의 제조조건이 본 발명을 만족하지 못하는 것이므로, 위 표 1에서 비교강으로 표시한다.)

[207]

[208] 표 2

[표2]

강종	소둔조건		냉각 및 유지 조건				산세조건		
	온도 (°C)	이슬 점(°C)	급냉속 도(°C/m in)	급냉온 도(°C)	관계식 5	서냉속 도(°C/m in)	HCl 농도(%)	HCl 온도(°C)	관계식 6
발명강 1	820	-38	390	450	155	25	5.5	60	1.11
발명강 2	830	-38	400	450	168	25	15	75	1.36
발명강 3	840	-39	430	460	124	30	10	65	1.33
발명강 4	820	-40	430	430	197	25	7	60	1.38
발명강 5	830	-44	430	450	169	29	13	75	1.16
발명강 6	820	-43	390	420	213	29	6.5	70	1.34
발명강 7	840	-45	380	410	260	26	11	80	1.30
발명강 8	820	-45	390	400	255	25	9	75	1.19
발명강 9	825	-38	420	440	208	30	10	50	1.47
발명강 10	835	-44	390	400	257	30	15	75	1.37
발명강 11	820	-38	430	440	166	21	9	65	1.16
비교강 1	810	-43	430	450	164	30	13	75	1.18
비교강 2	820	-35	390	420	165	34	8	65	1.62
비교강 3	800	-44	380	360	<u>443</u>	25	15	70	1.29
비교강	840	-40	350	350	<u>509</u>	30	10	65	1.22

4									
비교강 5	840	-45	350	420	248	30	17	80	1.13
비교강 6	840	-39	380	380	<u>420</u>	30	15	75	1.12
비교강 7	820	-38	380	400	<u>361</u>	28	15	60	<u>0.69</u>
비교강 8	830	-43	380	450	159	30	10	70	<u>0.85</u>
비교강 9	820	-38	400	440	196	35	5	50	<u>0.49</u>

[209] (상기 표 2에서 발명강 1 내지 11, 비교강 1 내지 9는 급냉온도가 Ms~Bs의 범위를 모두 만족한다.)

[210]

[211] 표 3

[표3]

구분	관계식2	GDS 성분 분석 (중량%)			관계식3	화성처리 성
		Mn*	Si*	Cr*		
발명 예1	3.25	2.3	0.2	1.1	1.77	○
발명 예2	1.15	2.0	1.4	1.2	0.77	○
발명 예3	1.92	1.8	0.9	1.0	0.95	○
발명 예4	3.38	2.5	0.2	0.9	2.27	○
발명 예5	1.20	2.1	1.5	1.2	0.78	○
발명 예6	3.25	2.2	0.4	0.9	1.69	○
발명 예7	1.29	2.0	1.1	1.1	0.91	○
발명 예8	2.90	2.6	0.8	0.5	2.00	○
발명 예9	1.62	1.8	0.3	1.4	1.06	○
발명 예10	1.87	2.4	1.3	0.7	1.20	○
발명 예11	2.08	2.2	0.8	1.0	1.22	○
비교 예1	1.15	1.9	1.5	1.2	0.70	○
비교 예2	2.57	1.6	0.6	0.6	1.33	○
비교 예3	1.63	2.4	1.4	0.8	1.09	○
비교 예4	3.10	2.8	0.8	0.7	1.87	○
비교 예5	0.78	1.8	2.1	1.6	0.49	×
비교 예6	0.92	2.1	1.6	1.7	0.64	×
비교 예7	0.90	2.3	2.2	1.9	0.56	×
비교 예8	1.26	1.8	2.2	1.7	0.46	×
비교 예9	1.53	1.7	1.0	1.9	0.59	×

[212] (상기 표 3에서 Mn*, Si*, Cr*은 각각 표면으로부터 0.1 μ m 까지 GDS 성분 분석값의 평균값을 의미한다.)

[213]

[214] 표 4

[표4]

구분	미세조직 분율				기계적 물성				물성관계식
	B(%)	M(%)	F(%)	γ	YS(MPa)	TS(MPa)	El(%)	R/t	
발명예 1	64	25	10	1	928	1245	9.6	1.7	7031
발명예 2	48	26	22	4	847	1239	12.6	1.7	9183
발명예 3	69	23	7	1	783	1033	14	1.3	11125
발명예 4	59	20	21	0	812	1093	12	1.3	10089
발명예 5	48	27	23	2	763	1088	13	1.7	8320
발명예 6	57	25	16	2	1013	1379	8.9	2.1	5844
발명예 7	54	32	12	2	993	1399	8.8	2.1	5862
발명예 8	61	23	13	3	968	1295	11.2	2.0	7252
발명예 9	50	26	23	1	894	1256	11	2.5	5526
발명예 10	66	20	10	4	991	1319	11.7	2.1	7349
발명예 11	64	21	12	3	1029	1344	11.6	2.1	7424
비교예 1	52	13	35	0	652	940	14.6	1.3	10557
비교예 2	62	11	26	1	699	953	13.4	1.7	7512
비교예 3	26	39	33	2	942	1365	7.9	2.9	3718
비교예 4	19	72	8	1	1042	1509	7.1	4.2	2551

비교예 5	49	19	28	4	905	1211	12.6	2.9	5262
비교예 6	27	59	11	3	1086	1469	8.3	4.2	2903
비교예 7	28	53	16	3	856	1182	9.1	2.5	4302
비교예 8	46	34	17	3	883	1251	12.1	1.7	8904
비교예 9	62	21	14	3	1012	1356	11.4	2.1	7361

- [215] (상기 표 4에서 B는 베이나이트, M은 마르텐사이트, F는 페라이트 및 γ 는 잔류 오스테나이트를 의미한다.
- [216] 또한, YS은 항복강도, TS는 인장강도, El은 연신율 및 R/t는 굽힘가공성을 의미하며, 물성 관계식은 (인장강도(MPa) $\times$ 연신율(%))/(R/t) 값을 나타낸다.)
- [217]
- [218] 상기 표 1 내지 4에 나타난 바와 같이, 본 발명에서 제안하는 합금조성 및 제조조건을 모두 만족하는 발명에 1 내지 11의 경우 화성처리성이 기준을 만족하여 화성처리성이 우수함을 확인할 수 있다.
- [219] 또한, 베이나이트 및 마르텐사이트가 적정 분율로 형성됨에 따라 1GPa 이상의 인장강도와 더불어, 연성 및 굽힘가공성이 우수하여 (인장강도(MPa) $\times$ 연신율(%))/(R/t) 값이 5500 이상으로 확보되었다.
- [220] 상기의 결과들은 본 발명에 의한 발명장들이 화성처리성뿐만 아니라, 프레스 성형성 및 롤포밍 성형성이 우수함을 나타낸다.
- [221]
- [222] 반면, 비교예 1 내지 9는 합금조성 및 제조조건 중 어느 하나 이상의 조건이 본 발명을 벗어나는 경우로서, 본 발명에서 목표로 하는 물성을 모두 만족하지 못함을 확인할 수 있다.
- [223] 이 중, 비교예 1 및 2는 각각 합금조성 중 C와 Mn의 함량이 본 발명을 만족하지 못한 경우로서, 목표로 하는 1GPa 이상의 인장강도를 확보할 수 없었다.
- [224] 비교예 3 및 4는 제조조건 중 급냉 후 유지하는 공정(관계식 5)이 본 발명을 만족하지 못함에 따라, 목표로 하는 분율의 베이나이트상을 확보할 수 없었으며, (인장강도(MPa) $\times$ 연신율(%))/(R/t) 값이 5500 미만이었다.
- [225] 비교예 5는 Si이 과다하게 첨가되고, 관계식 2가 본 발명을 만족하지 못하는 경우로서, 화성처리성이 열위하였다.
- [226] 비교예 6은 Cr이 과다하게 첨가되어 관계식 2가 본 발명을 만족하지 못하고, 급냉 후 유지하는 공정(관계식 5)이 본 발명을 만족하지 못함에 따라,

화성처리성은 물론, $(\text{인장강도(MPa)} \times \text{연신율}(\%)) / (R/t)$ 값이 5500 미만으로 열위하였다.

[227] 비교예 7은 Si 및 Cr이 모두 과다하게 첨가되어 관계식 2가 본 발명을 만족하지 못하고, 후산세 공정(관계식 6)이 본 발명을 만족하지 못함에 따라, 화성처리성이 열위하였다. 또한, 급냉 후 유지하는 공정(관계식 5)을 벗어남에 따라 베이나이트 분율이 30% 미만으로 형성되어 기계적 물성도 열위하였다.

[228] 비교예 8 및 9는 합금조성은 본 발명을 만족하지만, 후산세 공정(관계식 6)을 만족하지 못함에 따라, 산세 후 강 표면에 산화물이 잔존하였으며, 이로 인해 본 발명의 관계식 3을 만족하지 못하게 되어, 결국 화성처리성이 열위하였다.

[229]

[230] 이를 통해 볼 때, 본 발명에서 제안하는 합금조성 및 제조조건 특히, 관계식 1 내지 6을 모두 만족할 경우에만, 본 발명에서 목표로 하는 초고강도, 우수한 연성 및 굽힘가공성과 더불어 화성처리성을 우수하게 갖는 초고강도 강판의 제조가 가능한 것이다.

청구범위

- [청구항 1] 중량%로, 탄소(C): 0.08~0.2%, 실리콘(Si): 0.05~1.3%, 망간(Mn): 2.0~3.0%, 인(P): 0.001~0.10%, 황(S): 0.010% 이하, 알루미늄(Al): 0.01~0.1%, 크롬(Cr): 0.3~1.2%, 보론(B): 0.0010~0.0030%, 티타늄(Ti): 0.01~0.05%, 질소(N): 0.001~0.01%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 상기 Ti 및 N은 하기 관계식 1을 만족하고, 상기 Mn, Si 및 Cr은 하기 관계식 2를 만족하며, 표층(표면으로부터 두께방향 0.1 μ m 까지) 내 Mn, Si 및 Cr의 함량이 하기 관계식 3을 만족하는 화성처리성 및 굽힘가공성이 우수한 초고강도 강판.
- [관계식 1]
- $$3.4 \leq \text{Ti}/\text{N} \leq 10$$
- [관계식 2]
- $$1.0 \leq \text{Mn}/(\text{Si}+\text{Cr})$$
- [관계식 3]
- $$0.7 \leq \text{Mn}^*/(\text{Si}^*+\text{Cr}^*) \leq \text{Mn}/(\text{Si}+\text{Cr})$$
- (상기 관계식 1 내지 3에서 Ti, N, Mn, Si 및 Cr은 각 원소의 중량함량을 의미하며, 상기 관계식 3에서 Mn*, Si*, Cr*은 각각 표면으로부터 두께방향 0.1 μ m 까지 GDS 성분 분석값의 평균값을 의미한다.)
- [청구항 2] 제 1항에 있어서,
상기 강판은 중량%로, 니오븀(Nb): 0.01~0.05%, 몰리브덴(Mo): 0.01~0.20%, 바나듐(V): 0.01~0.20% 및 텅스텐(W): 0.01~0.20% 중 1종 이상을 더 포함하고, 하기 관계식 4를 만족하는 것인 화성처리성 및 굽힘가공성이 우수한 초고강도 강판.
- [관계식 4]
- $$0.01 \leq \text{Nb} + 0.2(\text{Mo}+\text{V}+\text{W}) \leq 0.05$$
- (상기 관계식 4에서 Nb, Mo, V 및 W는 각 원소의 중량함량을 의미한다.)
- [청구항 3] 제 1항에 있어서,
상기 강판은 미세조직으로 면적분율 30~80%의 베이나이트 및 20~50%의 마르텐사이트와, 5% 미만의 잔류 오스테나이트, 잔부 페라이트를 포함하는 것인 화성처리성 및 굽힘가공성이 우수한 초고강도 강판.
- [청구항 4] 제 1항에 있어서,
상기 강판은 (인장강도(MPa) $\times$ 연신율(%))/(R/t) 값이 5500 이상인 화성처리성 및 굽힘가공성이 우수한 초고강도 강판.
- [청구항 5] 제 1항에 있어서,
상기 강판은 냉연강판 또는 용융아연도금강판인 화성처리성 및 굽힘가공성이 우수한 초고강도 강판.
- [청구항 6] 중량%로, 탄소(C): 0.08~0.2%, 실리콘(Si): 0.05~1.3%, 망간(Mn): 2.0~3.0%,

인(P): 0.001~0.10%, 황(S): 0.010% 이하, 알루미늄(Al): 0.01~0.1%, 크롬(Cr): 0.3~1.2%, 보론(B): 0.0010~0.0030%, 티타늄(Ti): 0.01~0.05%, 질소(N): 0.001~0.01%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 상기 Ti 및 N은 하기 관계식 1을 만족하고, 상기 Mn, Si 및 Cr은 하기 관계식 2를 만족하는 강재를 준비하는 단계;
 상기 강재를 열간압연 및 냉간압연하여 냉연강판을 제조하는 단계;
 상기 냉연강판을 770~850°C에서 소둔 열처리하는 단계;
 상기 소둔 열처리된 냉연강판을 Ms(마르텐사이트 변태개시온도)~Bs(베이나이트 변태개시온도) 범위로 급냉 후 유지하는 단계;
 상기 유지 후 10~50°C/min의 속도로 냉각하는 단계 및
 상기 냉각 후 냉연강판의 표층 산화물을 제거하는 단계를 포함하고,
 상기 유지 단계는 하기 관계식 5를 만족하는 시간 동안 실시하고, 상기 표층 산화물 제거 단계는 하기 관계식 6을 만족하는 조건으로 실시하는 것을 특징으로 하는 화성처리성 및 굽힘가공성이 우수한 초고강도 강판의 제조방법.

[관계식 1]

$$3.4 \leq \text{Ti}/\text{N} \leq 10$$

[관계식 2]

$$1.0 \leq \text{Mn}/(\text{Si}+\text{Cr})$$

[관계식 5]

$$100 \leq 4729 + 71\text{C} + 25\text{Mn} - 16\text{Si} + 117\text{Cr} - 20.1\text{T} + 0.0199\text{T}^2 \leq 300$$

[관계식 6]

$$(\text{HCl농도} \times \text{HCl온도}) / (1.33 + \text{Mn} + 7.4\text{Si} + 0.8\text{Cr}) \times (47 + 2.1\text{Mn} + 13.9\text{Si} + 4.3\text{Cr}) \geq 1$$

(상기 관계식 1 내지 6에서 Ti, N, Mn, Si, Cr 및 C는 각 원소의 중량함량을 의미한다. 또한, 상기 관계식 5에서 T는 급냉정지 온도(°C)를 의미하고, 그로부터 도출된 값의 단위는 초(sec)이다.)

[청구항 7]

제 6항에 있어서,

상기 강재는 중량%로, 니오븀(Nb): 0.01~0.05%, 몰리브덴(Mo): 0.01~0.20%, 바나듐(V): 0.01~0.20% 및 텅스텐(W): 0.01~0.20% 중 1종 이상을 더 포함하고, 하기 관계식 4를 만족하는 것인 화성처리성 및 굽힘가공성이 우수한 초고강도 강판의 제조방법.

[관계식 4]

$$0.01 \leq \text{Nb} + 0.2(\text{Mo}+\text{V}+\text{W}) \leq 0.05$$

(상기 관계식 4에서 Nb, Mo, V 및 W는 각 원소의 중량함량을 의미한다.)

[청구항 8]

제 6항에 있어서,

상기 소둔 열처리 단계는 이슬점 온도 -35~-50°C의 조건에서 실시하는 것인 화성처리성 및 굽힘가공성이 우수한 초고강도 강판의 제조방법.

[청구항 9]

제 6항에 있어서,

상기 급냉 단계는 100~600°C/min의 속도로 실시하는 것인 화성처리성 및 굽힘가공성이 우수한 초고강도 강판의 제조방법.

[청구항 10]

제 6항에 있어서,

상기 초고강도 강판은 표층(표면으로부터 두께방향 0.1 μ m 까지) 내 Mn, Si 및 Cr의 함량이 하기 관계식 3을 만족하는 화성처리성 및 굽힘가공성이 우수한 초고강도 강판의 제조방법.

[관계식 3]

$$0.7 \leq \text{Mn}^*/(\text{Si}^* + \text{Cr}^*) \leq \text{Mn}/(\text{Si} + \text{Cr})$$

(상기 관계식 3에서 Mn, Si 및 Cr은 각 원소의 중량함량을 의미하며, Mn*, Si*, Cr*은 각각 표면으로부터 두께방향 0.1 μ m 까지 GDS 성분 분석값의 평균값을 의미한다.)

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/KR2016/014280**A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER***C22C 38/38(2006.01)i, C22C 38/32(2006.01)i, C22C 38/28(2006.01)i, C22C 38/06(2006.01)i, C22C 38/04(2006.01)i, C22C 38/02(2006.01)i, C21D 8/02(2006.01)i*

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C 38/38; C22C 38/50; C21D 8/02; C22C 38/00; C22C 38/04; C22C 38/32; C22C 38/28; C22C 38/06; C22C 38/02

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Korean Utility models and applications for Utility models: IPC as above

Japanese Utility models and applications for Utility models: IPC as above

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

eKOMPASS (KIPO internal) & Keywords: super high strength, steel plate, aging process, bending, weight and annealing heat treatment

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	KR 10-2012-0049622 A (POSCO) 17 May 2012 See paragraphs [0009]-[0018]; claims 1-5, 9, 18; and tables 3-4.	1-10
A	JP 2015-180766 A (JFE STEEL CORP.) 15 October 2015 See claims 1-4.	1-10
A	KR 10-2014-0037180 A (POSCO) 26 March 2014 See paragraphs [0009]-[0013]; claims 1-4; and tables 1-2.	1-10
A	JP 2005-248281 A (KOBE STEEL LTD.) 15 September 2005 See paragraphs [0021]-[0078] and figures 1-11.	1-10
A	CN 104271787 A (HITACHI METALS LTD.) 07 January 2015 See paragraphs [0024]-[0091] and figures 1-3.	1-10



Further documents are listed in the continuation of Box C.



See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

“E” earlier application or patent but published on or after the international filing date

“L” document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

“O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

“P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

“T” later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

“X” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

“Y” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

“&” document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search

16 MARCH 2017 (16.03.2017)

Date of mailing of the international search report

16 MARCH 2017 (16.03.2017)

Name and mailing address of the ISA/KR

Korean Intellectual Property Office
Government Complex-Daejeon, 189 Seonsa-ro, Daejeon 302-701,
Republic of Korea

Facsimile No. 82-42-472-7140

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/KR2016/014280

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member	Publication date
KR 10-2012-0049622 A	17/05/2012	KR 10-1220619 B1	10/01/2013
JP 2015-180766 A	15/10/2015	CN 106103771 A	09/11/2016
		WO 2015-133061 A1	11/09/2015
KR 10-2014-0037180 A	26/03/2014	KR 10-1382908 B1	08/04/2014
		KR 10-2013-0056053 A	29/05/2013
JP 2005-248281 A	15/09/2005	JP 4315844 B2	19/08/2009
CN 104271787 A	07/01/2015	EP 2927337 A1	07/10/2015
		EP 2927337 A4	22/06/2016
		JP 5574283 B1	20/08/2014
		KR 10-1521071 B1	15/05/2015
		KR 10-2014-0135269 A	25/11/2014
		TW 201413011 A	01/04/2014
		TW 1470095 B	21/01/2015
		US 2015-0299831 A1	22/10/2015
		WO 2014-050698 A1	03/04/2014

A. 발명이 속하는 기술분류(국제특허분류(IPC))

C22C 38/38(2006.01)i, C22C 38/32(2006.01)i, C22C 38/28(2006.01)i, C22C 38/06(2006.01)i, C22C 38/04(2006.01)i, C22C 38/02(2006.01)i, C21D 8/02(2006.01)i

B. 조사된 분야

조사된 최소문헌(국제특허분류를 기재)

C22C 38/38; C22C 38/50; C21D 8/02; C22C 38/00; C22C 38/04; C22C 38/32; C22C 38/28; C22C 38/06; C22C 38/02

조사된 기술분야에 속하는 최소문헌 이외의 문헌

한국등록실용신안공보 및 한국공개실용신안공보: 조사된 최소문헌란에 기재된 IPC

일본등록실용신안공보 및 일본공개실용신안공보: 조사된 최소문헌란에 기재된 IPC

국제조사에 이용된 전산 데이터베이스(데이터베이스의 명칭 및 검색어(해당하는 경우))

eKOMPASS(특허청 내부 검색시스템) & 키워드: 초고강도, 강판, 화성 처리, 굽힘, 중량 및 소둔 열처리

C. 관련 문헌

카테고리*	인용문헌명 및 관련 구절(해당하는 경우)의 기재	관련 청구항
A	KR 10-2012-0049622 A (주식회사 포스코) 2012.05.17 단락 [0009]-[0018]; 청구항 1-5, 9, 18; 및 표 3-4 참조.	1-10
A	JP 2015-180766 A (JFE STEEL CORP.) 2015.10.15 청구항 1-4 참조.	1-10
A	KR 10-2014-0037180 A (주식회사 포스코) 2014.03.26 단락 [0009]-[0013]; 청구항 1-4; 및 표 1-2 참조.	1-10
A	JP 2005-248281 A (KOBE STEEL LTD.) 2005.09.15 단락 [0021]-[0078] 및 도면 1-11 참조.	1-10
A	CN 104271787 A (HITACHI METALS LTD.) 2015.01.07 단락 [0024]-[0091] 및 도면 1-3 참조.	1-10

☐ 추가 문헌이 C(계속)에 기재되어 있습니다.

☒ 대응특허에 관한 별지를 참조하십시오.

* 인용된 문헌의 특별 카테고리:

“A” 특별히 관련이 없는 것으로 보이는 일반적인 기술수준을 정의한 문헌

“T” 국제출원일 또는 우선일 후에 공개된 문헌으로, 출원과 상충하지 않으며 발명의 기초가 되는 원리나 이론을 이해하기 위해 인용된 문헌

“E” 국제출원일보다 빠른 출원일 또는 우선일을 가지나 국제출원일 이후에 공개된 선출원 또는 특허 문헌

“X” 특별한 관련이 있는 문헌. 해당 문헌 하나만으로 청구된 발명의 신규성 또는 진보성이 없는 것으로 본다.

“L” 우선권 주장에 의문을 제기하는 문헌 또는 다른 인용문헌의 공개일 또는 다른 특별한 이유(이유를 명시)를 밝히기 위하여 인용된 문헌

“Y” 특별한 관련이 있는 문헌. 해당 문헌이 하나 이상의 다른 문헌과 조합하는 경우로 그 조합이 당업자에게 자명한 경우 청구된 발명은 진보성이 없는 것으로 본다.

“O” 구두 개시, 사용, 전시 또는 기타 수단을 언급하고 있는 문헌

“&” 동일한 대응특허문헌에 속하는 문헌

“P” 우선일 이후에 공개되었으나 국제출원일 이전에 공개된 문헌

국제조사의 실제 완료일

2017년 03월 16일 (16.03.2017)

국제조사보고서 발송일

2017년 03월 16일 (16.03.2017)

ISA/KR의 명칭 및 우편주소



대한민국 특허청
(35208) 대전광역시 서구 청사로 189,
4동 (둔산동, 정부대전청사)

팩스 번호 +82-42-481-8578

심사관

배근태

전화번호 +82-42-481-3547



국제조사보고서에서 인용된 특허문헌	공개일	대응특허문헌	공개일
KR 10-2012-0049622 A	2012/05/17	KR 10-1220619 B1	2013/01/10
JP 2015-180766 A	2015/10/15	CN 106103771 A	2016/11/09
		WO 2015-133061 A1	2015/09/11
KR 10-2014-0037180 A	2014/03/26	KR 10-1382908 B1	2014/04/08
		KR 10-2013-0056053 A	2013/05/29
JP 2005-248281 A	2005/09/15	JP 4315844 B2	2009/08/19
CN 104271787 A	2015/01/07	EP 2927337 A1	2015/10/07
		EP 2927337 A4	2016/06/22
		JP 5574283 B1	2014/08/20
		KR 10-1521071 B1	2015/05/15
		KR 10-2014-0135269 A	2014/11/25
		TW 201413011 A	2014/04/01
		TW I470095 B	2015/01/21
		US 2015-0299831 A1	2015/10/22
		WO 2014-050698 A1	2014/04/03