

(12) 특허협력조약에 의하여 공개된 국제출원

(19) 세계지식재산권기구
국제사무국

(43) 국제공개일
2017년 1월 19일 (19.01.2017)



(10) 국제공개번호
WO 2017/010741 A1

- (51) 국제특허분류:
C22C 38/38 (2006.01) C22C 38/22 (2006.01)
C22C 38/32 (2006.01) C22C 38/00 (2006.01)
C22C 38/28 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
- (21) 국제출원번호: PCT/KR2016/007382
- (22) 국제출원일: 2016년 7월 7일 (07.07.2016)
- (25) 출원언어: 한국어
- (26) 공개언어: 한국어
- (30) 우선권정보:
10-2015-0098217 2015년 7월 10일 (10.07.2015) KR
- (71) 출원인: 주식회사 포스코 (POSCO) [KR/KR]; 37859 경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동), Gyeong-sangbuk-do (KR).
- (72) 발명자: 이규영 (LEE, Kyoo-Young); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR). 류주현 (RYU, Joo-Hyun); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR). 구민서 (KOO, Min-Seo); 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, 대림아크로텔 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, 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, 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.

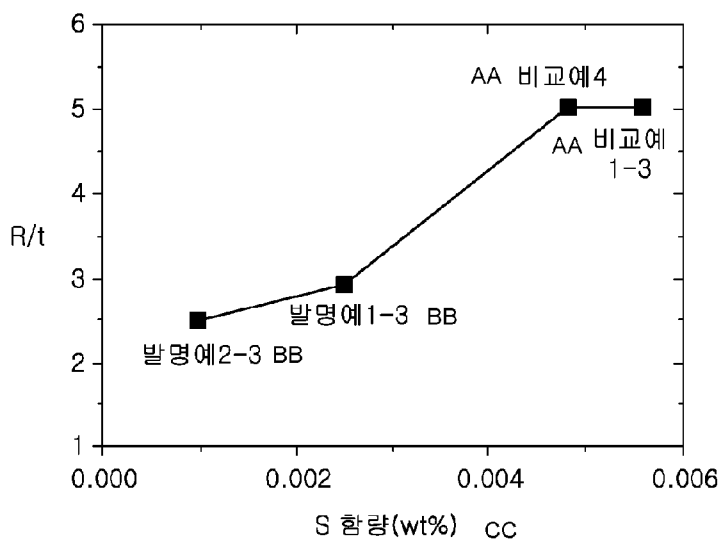
(84) 지정국 (별도의 표시가 없는 한, 가능한 모든 종류의 역내 권리의 보호를 위하여): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), 유라시아 (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), 유럽 (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, 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: ULTRAHIGH-STRENGTH STEEL SHEET HAVING EXCELLENT SHAPE AND BENDING CHARACTERISTICS AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR

(54) 발명의 명칭: 형상 및 굽힘 특성이 우수한 초고강도 강판 및 이의 제조방법



AA ... Comparative example
BB ... Inventive example
CC ... S content(wt%)

(57) Abstract: The present invention relates to an ultrahigh-strength steel sheet for a vehicle and, more specifically, to an ultrahigh-strength steel sheet having excellent shape and bending characteristics, and a manufacturing method therefor, the steel sheet comprising: at least one of 0.12-0.2 wt% of carbon (C), 0.5 wt% or less of silicon (Si) (excluding 0 wt%), 3.0-4.0 wt% of manganese (Mn), 0.03 wt% or less of phosphorous (P) (0 wt% or less), 0.0035 wt% or less of sulfur (S) (excluding 0 wt%), 0.1 wt% or less of aluminum (Al) (excluding 0 wt%), 1 wt% or less of chrome (Cr) (excluding 0 wt%), 0.01 wt% or less of nitrogen (N) (excluding 0 wt%), 0.005 wt% or less of boron (B) (excluding 0 wt%), and 0.1 wt% or less of molybdenum (Mo) (excluding 0 wt%); at least one of 0.1 wt% or less of titanium (Ti) (excluding 0 wt%), 0.1 wt% or less of niobium (Nb) (excluding 0 wt%), 0.1 wt% or less of zirconium (Zr) (excluding 0 wt%), and 0.1 wt% or less of vanadium (V) (excluding 0 wt%); and the remainder being Fe and other inevitable impurities, wherein the ratio (S/Mn) of S and Mn being 0.001 or less is satisfied, and the ultrahigh-strength steel sheet is a microstructure containing martensite and tempered martensite at a volume fraction of 95% or more.

(57) 요약서:

[다음 쪽 계속]



본 발명은 자동차용 초고강도 강판에 관한 것으로서, 보다 상세하게는 중량%로, 탄소(C): 0.12~0.2%, 실리콘(Si): 0.5% 이하(0% 제외), 망간(Mn): 3.0~4.0%, 인(P): 0.03% 이하(0% 이하), 황(S): 0.0035% 이하(0% 제외), 알루미늄(Al): 0.1% 이하(0% 제외), 크롬(Cr): 1% 이하(0% 제외), 질소(N): 0.01% 이하(0% 제외)와, 보론(B): 0.005% 이하(0% 제외) 및 몰리브덴(Mo): 0.1% 이하(0% 제외) 중 1 종 이상, 티타늄(Ti): 0.1% 이하(0% 제외), 니오븀(Nb): 0.1% 이하(0% 제외), 지르코늄(Zr): 0.1% 이하(0% 제외) 및 바나듐(V): 0.1% 이하(0% 제외) 중 1 종 이상, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 황(S)과 망간(Mn)의 비(S/Mn)가 0.001 이하를 만족하고, 미세조직으로 마르텐사이트와 템퍼드 마르텐사이트를 부피분율 95% 이상으로 포함하는 형상 및 굽힘 특성이 우수한 초고강도 강판 및 이의 제조방법에 관한 것이다.

명세서

발명의 명칭: 형상 및 굽힘 특성이 우수한 초고강도 강판 및 이의 제조방법

기술분야

- [1] 본 발명은 자동차용 초고강도 강판에 관한 것으로서, 보다 상세하게는 형상 및 굽힘 특성이 우수한 초고강도 강판 및 이의 제조방법에 관한 것이다.

[2]

배경기술

- [3] 자동차 강판의 경량화를 위해서는 강판의 두께를 얇게 하여야 하는 반면, 충돌 안정성의 확보를 위해서는 강판의 두께를 두껍게 하거나 강도를 크게 향상시켜야하므로, 서로 모순된 측면이 있다.

- [4] 이를 해결하기 위하여, AHSS(Advanced High Strength Steel)로 알려진 이상조직강(Dual Phase Steel, DP강), 변태유기소성강(Transformation Induced Plasticity Steel, TRIP강), 복합조직강(Complex Phase Steel, CP강) 등의 다양한 자동차용 강판이 개발되고 있다.

- [5] 이와 같은 진보된 고강도강은 탄소량 또는 합금성분을 추가함으로써 강도를 더 높일 수는 있으나, 점 용접성 등의 실용적 측면을 고려할 때 구현 가능한 인장강도는 약 1200MPa급 수준이 한계이다.

[6]

- [7] 한편, 충돌 안정성을 확보하기 위하여 구조부재에 적용 가능한 강판으로는, 고온에서 성형 후 수냉하는 즉, 다이(Die)와의 직접 접촉을 통한 급냉에 의해 최종 강도를 확보하는 열간 프레스 성형(Hot Press Forming, HPF)강이 각광받고 있으나, 설비 투자비의 과다, 열처리 및 공정비용의 증가로 적용확대가 용이하지 못하다.

[8]

- [9] 열간 프레스 성형 및 열간 프레스 성형에 비해 생산성이 높은 롤포밍(Roll Forming) 공법은 다단 롤포밍을 통하여 복잡한 형상을 제작하는 방법으로서, 연신율이 낮은 초고강도 소재의 부품 성형에 적용이 확대되고 있다.

- [10] 이는 주로 수냉각 설비를 갖춘 연속소둔로에서 제조되며, 제조된 강의 미세조직은 마르텐사이트를 템퍼링한 템퍼드 마르텐사이트 조직을 갖는데, 수냉각시 폭발향, 길이방향 온도편차로 인하여 형상 품질이 열위하여 롤포밍 적용시 작업성 열화 및 위치별 재질 편차 등을 유발하는 단점이 있다. 따라서, 수냉을 통한 급냉 방식의 대안을 고안할 필요성이 대두되고 있다.

[11]

- [12] 일 예로, 특허문헌 1은 템퍼링 마르텐사이트를 활용하여 고강도와 고연성을 동시에 얻으며 연속소둔 후의 판 형상도 우수한 냉연강판의 제조방법에 관한

것인데, 이는 탄소(C)의 함량이 0.2% 이상으로 높아 용접성의 열위와 더불어, Si의 다량 함유에 기인한 로내 텐트 유발 가능성이 우려된다.

[13]

[14] 또한, 특허문헌 2에서는 굽힘 가공 특성의 개선을 위해 Mn을 1.5% 미만으로 함유하는 마르텐사이트 강의 개재물 간의 간격을 제한하는 방안을 제공하고 있으나, 이 경우에도 낮은 합금성분에 의해 경화능이 열위하여 냉각시 매우 높은 냉각속도가 요구되며, 이로 인해 형상 품질이 매우 열위할 우려가 있다.

[15]

[16] 특허문헌 3과 4에서는 기존의 수냉 마르텐사이트 강의 형상 품질의 개선과 용융도금을 위해 상변태를 제어하여 강도와 형상 품질을 확보하는 기술을 제공하며, 또한 특허문헌 5에서는 마르텐사이트 강의 항복강도를 높이는 방법을 제공하고 있다. 상기 기술들은 고합금형 마르텐사이트 강으로서 저합금형의 수냉 마르텐사이트 강에 비해 형상 품질이 우수하나, 롤포밍성 개선 및 충돌시 충돌특성 향상을 위해 중요한 특성인 굽힘 특성이 열위한 단점이 있어, 이의 개선이 요구되는 실정이다.

[17]

[18] (특허문헌 1) 일본공개특허 제2010-090432호

[19] (특허문헌 2) 일본공개특허 제2011-246746호

[20] (특허문헌 3) 한국공개특허 제2014-0031752호

[21] (특허문헌 4) 한국공개특허 제2014-0031753호

[22] (특허문헌 5) 한국공개특허 제2014-0030970호

[23]

발명의 상세한 설명

기술적 과제

[24] 본 발명의 일 측면은, 형상 및 굽힘 특성이 우수하여 자동차의 경량화와 더불어 충돌 성능 향상이 가능한 초고강도 강판 및 이의 제조방법에 관한 것이다.

[25]

과제 해결 수단

[26] 본 발명의 일 측면은, 중량%로, 탄소(C): 0.12~0.2%, 실리콘(Si): 0.5% 이하(0% 제외), 망간(Mn): 3.0~4.0%, 인(P): 0.03% 이하(0% 제외), 황(S): 0.0035% 이하(0% 제외), 알루미늄(Al): 0.1% 이하(0% 제외), 크롬(Cr): 1% 이하(0% 제외), 질소(N): 0.01% 이하(0% 제외)와, 보론(B): 0.005% 이하(0% 제외) 및 몰리브덴(Mo): 0.1% 이하(0% 제외) 중 1종 이상, 티타늄(Ti): 0.1% 이하(0% 제외), 니오븀(Nb): 0.1% 이하(0% 제외), 지르코늄(Zr): 0.1% 이하(0% 제외) 및 바나듐(V): 0.1% 이하(0% 제외) 중 1종 이상, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 상기 황(S)과 망간(Mn)의 비(S/Mn)가 0.001 이하를 만족하고,

[27] 미세조직으로 마르텐사이트와 템퍼드 마르텐사이트를 부피분율 95%

이상으로 포함하는 형상 및 굽힘 특성이 우수한 초고강도 강판을 제공한다.

[28]

[29] 본 발명의 다른 일 측면은, 상술한 성분조성 및 성분비를 만족하는 강 슬라브를 1100~1300°C의 온도로 재가열하는 단계; 상기 재가열된 강 슬라브를 Ar3 이상 1000°C 이하의 온도에서 마무리 열간압연하여 열연강판을 제조하는 단계; 상기 열연강판을 720°C 이하의 온도에서 권취하는 단계; 상기 권취된 열연강판을 산세 후 냉간압연하여 냉연강판을 제조하는 단계; 상기 냉연강판을 Ar3 이상의 온도에서 소둔 열처리하는 단계; 및 상기 소둔 후 100°C/s 이하의 냉각속도로 상온까지 냉각하는 단계를 포함하는 형상 및 굽힘 특성이 우수한 초고강도 강판의 제조방법을 제공한다.

[30]

발명의 효과

[31] 본 발명에 따르면, 수냉각(water quenching) 설비가 없는 연속소둔로를 활용함으로써, 기존 초고강도 마르텐사이트 강에 비해 1400MPa의 인장강도를 확보하는 동시에 형상 및 굽힘 특성이 우수한 강판을 제공하는 효과가 있다.

[32] 또한, 본 발명의 초고강도 강판은 자동차 용도로 적용시, 경량화와 더불어 충돌 특성을 향상시킬 수 있는 효과가 있다.

[33]

도면의 간단한 설명

[34] 도 1은 본 발명의 일 실시예에 따라 연속소둔 열처리를 행한 발명강 1, 발명강 2 및 비교강 1에 대해 S 함량에 따른 굽힘성 지수(R/t) 변화를 그래프화하여 나타낸 것이다.

[35] 도 2는 본 발명의 일 실시예에 따라 연속소둔용융도금 열처리를 행한 발명강 1, 발명강 2, 비교강 1 및 비교강 4에 대해 S 함량에 따른 굽힘성 지수(R/t) 변화를 그래프화하여 나타낸 것이다.

[36] 도 3은 본 발명의 일 실시예에 따라 CAL-BAF 공정을 적용한 발명강 1, 비교강 1 및 비교강 5에 대해 Mn 및 S 함량에 따른 굽힘성 지수(R/t) 변화를 그래프화하여 나타낸 것이다.

[37]

발명의 실시를 위한 최선의 형태

[38] 본 발명자들은 기존의 수냉각을 이용하여 제조되는 초고강도 마르텐사이트 강의 경우 소둔 및 냉각 후 강 표면에 형성된 산화층에 의해 용융아연도금이 용이하지 못한 문제를 해결하는 한편, 초고강도를 가지면서 형상 및 굽힘 특성을 동시에 우수하게 확보할 수 있는 방안에 대하여 깊이 연구하였다.

[39] 그 결과, 수냉각에 비해 서냉각이 가능한 설비인 롤 냉각, 미스트(mist) 냉각, 가스 냉각 등이 가능한 연속소둔설비를 이용하고, 강 성분조성을 최적화하여 마르텐사이트 강을 제조하는 경우, 초고강도뿐만 아니라 형상 및 굽힘 특성이

우수한 강판을 제공할 수 있음을 확인하고, 본 발명을 완성하기에 이르렀다.

- [40] 특히, 본 발명은 강 성분조성 중 S의 함량을 더욱 면밀하게 제어하면서, S와 Mn의 비(S/Mn)를 제어하는 경우 다량 첨가된 Mn에 의해 형성되는 MnS 밴드 형성을 크게 억제함으로써, 굽힘 특성을 크게 향상시킴에 기술적 특징이 있다.

[41]

- [42] 이하, 본 발명에 대하여 상세히 설명한다.

[43]

- [44] 본 발명의 일 측면인 형상 및 굽힘 특성이 우수한 강판은, 중량%로, 탄소(C): 0.12~0.2%, 실리콘(Si): 0.5% 이하(0% 제외), 망간(Mn): 3.0~4.0%, 인(P): 0.03% 이하(0% 제외), 황(S): 0.0035% 이하(0% 제외), 알루미늄(Al): 0.1% 이하(0% 제외), 크롬(Cr): 1% 이하(0% 제외), 질소(N): 0.01% 이하(0% 제외)와 보론(B): 0.005% 이하(0% 제외) 및 몰리브덴(Mo): 0.1% 이하(0% 제외) 중 1종 이상, 티타늄(Ti): 0.1% 이하(0% 제외), 니오븀(Nb): 0.1% 이하(0% 제외), 지르코늄(Zr): 0.1% 이하(0% 제외) 및 바나듐(V): 0.1% 이하(0% 제외) 중 1종 이상, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 상기 황(S)과 망간(Mn)의 비(S/Mn)가 0.001 이하를 만족하는 것이 바람직하다.

[45]

- [46] 이하에서는, 본 발명에서 제공하는 강판의 합금 성분조성을 상기와 같이 제한하는 이유에 대하여 상세히 설명한다. 이때, 각 성분들의 함량은 특별한 언급이 없는 한 중량%를 의미한다.

[47]

- [48] C: 0.12~0.2%

- [49] 탄소(C)는 강의 강도 확보를 위해 필수적인 원소로서, 특히 초고강도의 확보를 위해서는 0.12% 이상으로 첨가되는 것이 바람직하다. 다만, 그 함량이 0.2%를 초과하게 되면 용접성이 열위하게 되는 문제가 있으므로, 그 상한을 0.2%로 제한하는 것이 바람직하다.

[50]

- [51] Si: 0.5% 이하(0%는 제외)

- [52] 실리콘(Si)은 페라이트 안정화 원소로서, 서냉각 구간이 존재하는 연속소둔로에서 소둔 후 냉각(이때 냉각은 서냉각임)시 페라이트 생성을 촉진함으로써 강의 강도를 약화시키는 단점이 있다. 또한, 본 발명과 같이 상변태 억제를 위해 다량의 Mn을 첨가하는 경우, 소둔 시 Si에 의한 표면 농화 및 산화에 의한 덴트 결함을 유발할 우려가 있으므로, 그 함량을 0.5% 이하로 제한하는 것이 바람직하다.

[53]

- [54] Mn: 3.0~4.0%

- [55] 망간(Mn)은 페라이트 형성을 억제하고 오스테나이트 형성을 용이하게 하는 원소로서, 이러한 Mn의 함량이 3.0% 미만이면 서냉각시 페라이트 생성이

용이해지는 문제가 있다. 반면, 그 함량이 4.0%를 초과하게 되면 편석에 의한 밴드형성 및 전로 조업시 합금 투입량 과다에 의한 합금철 원가상승의 원인이 되는 문제가 있다.

[56] 따라서, 본 발명에서는 Mn의 함량을 3.0~4.0%로 제한하는 것이 바람직하다.

[57]

[58] P: 0.03% 이하(0% 제외)

[59] 인(P)은 강 중 불순물 원소로서, 그 함량이 0.03%를 초과하면 용접성이 저하되고, 강의 취성이 발생할 가능성이 커지며, 덴트 결함을 유발할 가능성이 높아지므로, 그 상한을 0.03%로 제한하는 것이 바람직하다.

[60]

[61] S: 0.0035% 이하(0% 제외)

[62] 황(S)은 상기 P와 마찬가지로 강 중 불순물 원소로서, 강의 연성 및 용접성을 저해하는 원소로 알려져 있다.

[63] 본 발명자들은 서냉각 구간을 갖는 연속소둔설비에서는 상변태 억제를 위해 Mn의 다량 첨가가 필수적인데, 이때 S의 함량이 과다하면 굽힘성이 열위함을 발견하였다. 특히, S의 함량이 0.0035%를 초과하게 되면 굽힘성의 평가지수인 R/t 값이 4 이상을 나타내는 반면, S의 함량을 0.0035% 미만으로 제어하는 경우 R/t 값이 급격히 낮아져 굽힘 특성을 크게 향상시킬 수 있게 된다. 이는, S의 함량을 극도로 제어함으로써 MnS의 밴드 형성을 억제함에 기인한 것이다.

[64] 따라서, 본 발명에서는 S의 상한을 0.0035%로 제한하는 것이 바람직하다.

[65]

[66] 한편, 상기 S과 Mn은 그 비($S(\text{중량}\%)/Mn(\text{중량}\%)$)가 0.001 이하를 만족하는 것이 바람직하며, 상기 S/Mn 값이 낮을수록 굽힘 특성을 확보하는데 유리하다.

[67]

[68] Al: 0.1% 이하(0% 제외)

[69] 알루미늄(Al)은 페라이트 역을 확대하는 원소로서, 본 발명과 같이 서냉각이 존재하는 연속소둔공정을 이용하는 경우에는 페라이트 형성을 촉진하는 단점이 있다. 또한, AlN 형성에 의해 고온 열간압연성을 저해하는 문제가 있으므로, 그 상한을 0.1%로 제한하는 것이 바람직하다.

[70]

[71] Cr: 1% 이하(0% 제외)

[72] 크롬(Cr)은 페라이트 변태를 억제하여 저온변태조직의 확보를 용이하게 하는 원소이다. 따라서, 본 발명에서는 냉각시 페라이트 형성을 억제하는데에 유리한 효과가 있으나, 그 함량이 1%를 초과하게 되면 합금 투입량 과다에 의한 합금철 원가가 상승하는 문제가 있다. 따라서, Cr의 상한을 1%로 제한하는 것이 바람직하다.

[73]

[74] N: 0.01% 이하(0% 제외)

[75] 질소(N)의 함량이 0.01%를 초과하게 되면 AlN 형성에 의해 연주시 크랙이 발생할 위험성이 크게 증가하게 되므로, 그 상한을 0.01%로 제한하는 것이 바람직하다.

[76]

[77] 본 발명의 강판은 상술한 성분 이외에도, 강도 향상 등을 위하여, 다음과 같은 성분들을 더 포함할 수 있다.

[78]

[79] B: 0.005% 이하(0% 제외)

[80] 보론(B)은 페라이트 형성을 억제하는 효과가 있는 원소로서, 본 발명에서는 소둔 후 냉각시 페라이트의 형성을 억제하는데 유용하다. 이러한 B의 함량이 0.005%를 초과하게 되면 오히려 $\text{Fe}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ 석출에 의해 페라이트 형성이 촉진되는 문제가 있으므로, 그 상한을 0.005%로 제한하는 것이 바람직하다.

[81]

[82] Mo: 0.1% 이하(0% 제외)

[83] 몰리브덴(Mo)은 강의 경화능을 높여 페라이트 형성을 억제하는 효과가 있는 원소로서, 본 발명에서는 소둔 후 냉각시 페라이트의 형성을 억제하는데 유용하다. 이러한 Mo의 함량이 0.1%를 초과하게 되면 합금 투입량 과다에 의한 합금철 원가가 상승하는 문제가 있으므로, 그 상한을 0.1%로 제한하는 것이 바람직하다.

[84]

[85] 또한, 본 발명의 강판은 Ti, Nb, Zr 및 V 중 1종 이상을 더 포함할 수 있다.

[86]

[87] Ti: 0.1% 이하(0% 제외)

[88] 티타늄(Ti)은 질화물 형성원소로서 강중 N를 TiN으로 석출시켜 스케빈징(scavenging)을 행함에 의해 AlN의 석출을 억제하여 연주시 크랙 발생의 위험성을 저하시키는 효과가 있다. 이러한 Ti은 화학당량적으로 $48/14 \times [\text{N}(\text{중량}\%)]$ 이상 첨가하는 것이 바람직하나, 그 함량이 0.1%를 초과하게 되면 고용 N의 제거 외에 추가적인 탄화물 석출에 의해 강의 강도가 저하하는 문제가 있으므로 바람직하지 못하다.

[89]

[90] Nb: 0.1% 이하(0% 제외)

[91] 니오븀(Nb)은 오스테나이트 입계에 편석되어 소둔 열처리시 오스테나이트 결정립의 조대화를 억제하는 원소이다. 이러한 Nb의 함량이 0.1%를 초과하게 되면 합금 투입량 과다에 의한 합금철 원가의 상승을 유발하므로, 그 상한을 0.1%로 제한함이 바람직하다.

[92]

[93] Zr: 0.1% 이하(0% 제외)

[94] 지르코늄(Zr)은 질화물 형성원소로서 강중 N를 ZrN으로 석출시켜

스캐빈징(scavenging)을 행함에 의해 AlN의 석출을 억제하여 연주시 크랙 발생의 위험성을 저하시키는 효과가 있다. 이러한 Zr은 화학당량적으로 $91/14 \times [N(\text{중량}\%)]$ 이상 첨가하는 것이 바람직하나, 그 함량이 0.1%를 초과하게 되면 고용 N의 제거 외에 추가적인 탄화물 석출에 의해 강의 강도가 저하하는 문제가 있으므로 바람직하지 못하다.

[95]

[96] V: 0.1% 이하(0% 제외)

[97] 바나듐(V)은 질화물 형성원소로써 강중 N을 VN으로 석출시켜 스캐빈징(scavenging)을 행함에 의해 AlN의 석출을 억제하여 연주시 크랙 발생의 위험성을 저하시키는 효과가 있다. 이러한 V은 화학당량적으로 $51/14 \times [N(\text{중량}\%)]$ 이상 첨가하는 것이 바람직하나, 그 함량이 0.1%를 초과하게 되면 고용 N의 제거 외에 추가적인 탄화물 석출에 의해 강의 강도가 저하하는 문제가 있으므로 바람직하지 못하다.

[98]

[99] 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.

[100]

[101] 상술한 성분조성을 만족하는 본 발명의 강판은 미세조직으로 마르텐사이트와 템퍼드 마르텐사이트를 부피분율 95% 이상으로 포함하는 것이 바람직하며, 잔부로는 페라이트와 베이나이트를 부피분율 5% 이하(0% 포함)로 포함할 수 있다.

[102]

이와 같이, 본 발명의 강판은 경질상(hard phase)인 마르텐사이트와 템퍼드 마르텐사이트를 부피분율 95% 이상으로 포함함으로써 인장강도 1400MPa 이상의 초고강도의 확보가 용이하다. 만일, 상기 경질상의 분율이 95% 미만이면 본 발명에서 의도하는 초고강도를 확보할 수 없게 되는 문제가 있다.

[103]

[104] 한편, 상술한 성분조성과 미세조직을 갖는 본 발명의 강판은, 냉연강판뿐만 아니라, 용융아연도금강판 또는 합금화 용융아연도금강판일 수 있다.

[105]

[106] 이하, 본 발명의 일 측면에 따른 형상 및 굽힘 특성이 우수한 초고강도 강판을 제조하는 방법에 대하여 상세히 설명한다.

[107]

[108] 먼저, 본 발명에 따른 강판 중 냉연강판을 제조하는 방법에 대하여 상세히 설명한다.

[109]

- [110] 본 발명에 따른 열연강판은, 본 발명에서 제안하는 성분조성을 만족하는 강 슬라브를 재가열 - 열간압연 - 권취 - 냉간압연 - 소둔 - 냉각 공정을 거침으로써 제조될 수 있으며, 이하에서는 상기 각각의 공정 조건에 대하여 상세히 설명한다.
- [111]
- [112] 강 슬라브 재가열
- [113] 본 발명에서는 열간압연을 행하기에 앞서 강 슬라브를 재가열하여 균질화 처리하는 공정을 거치는 것이 바람직하며, 이때 1100~1300°C에서 재가열 공정을 행함이 바람직하다.
- [114] 만일, 재가열 온도가 1100°C 미만이면 후속하는 열간압연시 하중이 급격히 증가하는 문제가 있으며, 반면 1300°C를 초과하게 되면 표면 스케일의 양이 증가하여 재료의 손실로 이어지므로 바람직하지 못하다.
- [115]
- [116] 열간압연
- [117] 상기 재가열된 강 슬라브를 열간압연하여 열연강판으로 제조하는 것이 바람직하며, 이때 Ar3 이상 1000°C 이하의 온도에서 마무리 열간압연을 실시하는 것이 바람직하다.
- [118] 마무리 열간압연 온도가 Ar3(냉각시 오스테나이트가 페라이트로 변태되기 시작하는 온도) 미만이면 페라이트+오스테나이트 2상역 혹은 페라이트역 압연이 이루어지므로 혼립조직이 형성되며, 열간압연 하중의 변동으로 인한 오작이 우려되므로 바람직하지 못하다. 한편, 마무리 열간압연 온도가 1000°C를 초과하게 되면 스케일에 의한 표면 결함을 유발할 가능성이 높아지므로 바람직하지 못하다.
- [119]
- [120] 권취
- [121] 상기에 따라 제조된 열연강판을 720°C 이하의 온도에서 권취함이 바람직하다.
- [122] 상기 권취시 온도가 720°C를 초과하게 되면 강판 표면의 산화막이 과다하게 형성되어 결함을 유발할 가능성이 있으므로, 그 상한을 720°C로 제한함이 바람직하다. 한편, 권취온도가 낮아질수록 열연강판의 강도가 높아져 후공정인 냉간압연의 압연하중이 높아지는 단점이 있으나, 실제 생산을 불가능하게 만드는 요인이 아니므로 그 하한을 특별히 제한하지는 않는다. 다만, 후속하는 냉간압연을 용이하게 이루기 위해서는 Ms(마르텐사이트 변태개시온도) 이상에서 권취를 행함이 바람직할 것이다.
- [123]
- [124] 냉간압연 및 소둔 열처리
- [125] 상기 권취된 열연강판을 산세 후 냉간압연을 실시한 후, 수냉(water quenching) 설비가 없는 즉, 서냉각 구간이 존재하는 연속소둔로에서 소둔 열처리를 행함이 바람직하다.

- [126] 상기 냉간압연은 고객이 요구하는 두께를 확보하기 위한 공정으로서, 이때 압하율은 특별히 제한하지 않는다. 통상, 후속 소둔시 재결정을 고려하여 냉간압하율의 하한을 지정하나, 본 발명의 경우 소둔시 Ac3 이상에서 오스테나이트 단상 소둔을 실시하므로 제한하지 아니한다.
- [127] 상기 소둔 열처리는 Ac3(승온시 페라이트가 오스테나이트 단상으로 변태하는 온도) 이상의 온도에서 실시함이 바람직한데, 이는 소둔시 오스테나이트 분율을 100%로 확보하기 위함이다. 한편, 상기 소둔 열처리시 그 온도의 상한을 액상(Liquid) 출현 전 온도까지로 제한하는 것이 야금학적으로 바람직할 수 있으나, 연속소둔로의 내구성 열화를 억제하기 위하여 실질적으로는 상기 소둔 열처리의 상한을 900°C 이하로 제한함이 바람직하다.
- [128]
- [129] 냉각
- [130] 상기 소둔 열처리 후 100°C/s 이하의 냉각속도로 상온까지 서냉각함이 바람직하다.
- [131] 기존, 수냉을 행하는 경우에는 냉각속도가 100°C/s를 초과하게 되므로, 폭방향 및 길이방향의 온도편차가 크게 발생하여 판 형상품질이 매우 열위해져, 파고(길이 1000mm당 강판 높이 차)가 10mm 이상으로 발생하는 문제가 있다. 또한, 미스트(mist) 냉각을 강력히 적용하여 냉각속도를 200°C/s 수준으로 확보하는 경우에도 폭방향 및 길이방향 온도편차로 인해 파고가 수mm 수준으로 발생하는 것은 잘 알려져 있다.
- [132] 이에, 본 발명에서는 냉각속도를 100°C/s 이하(0은 제외)로 제한함으로써 강의 형상 품질을 확보하고자 하였다.
- [133]
- [134] 이와 같이 기존에 비해 느린 냉각속도에서도 강도를 확보하기 위해 Mn을 다량 첨가하여 강의 경화능을 확보할 수 있고, 또한 B, Mo, Cr 등의 합금원소를 추가적으로 첨가함으로써 상기 경화능을 더욱 높게 확보할 수 있다.
- [135]
- [136] 한편, 본 발명과 같이 Mn 등의 합금원소를 다량 함유함에 기인하여 열위해지는 굽힘 특성을 강 중 S의 함량을 극히 제어함으로써 보완하고자 하였다. 즉, S의 함량을 0.0035%를 초과하면 굽힘 특성의 평가지수인 R/t(여기서 R은 90도 벤딩시 편치의 R이고, t는 소재의 두께(mm)이다)가 4를 초과하여 열위해지는 것을 확인하였으며, 이에 따라 S의 함량을 0.0035% 이하로 제어함으로써 R/t 값을 4 이하로 확보할 수 있어, 굽힘 특성을 우수하게 확보하였다. 이는, S의 함량이 최저로 제한되고, S/Mn 값이 0.001 이하로 제어됨으로써 MnS 밴드형성이 크게 억제됨에 기인한다.
- [137] 상기 굽힘성 평가지수(R/t)는 낮을수록 굽힘 성형성이 우수함을 의미한다.
- [138]
- [139] 한편, 상기 공정을 모두 거쳐 제조된 냉연강판을 450°C 이상의 온도로 가열한

후 아연도금욕에 침적하거나, 소둔 후 냉각시에 강판의 온도 450°C 이상에서 아연도금욕에 침적함으로써 용융아연도금층을 갖는 용융아연도금강판을 제조할 수 있다.

[140]

[141] 더 나아가, 상기 용융아연도금층을 갖는 용융아연도금강판을 480~600°C의 온도에서 합금화 열처리함으로써 합금화 용융아연도금강판을 제조할 수 있다.

[142]

발명의 실시를 위한 형태

[143] 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.

[144]

[145] (실시예)

[146] 하기 표 1의 성분조성을 갖는 강을 34kg의 잉곳으로 진공용해한 후, 이를 1200°C의 온도에서 1 시간 유지한 후, 900°C에서 마무리압연하고 680°C로 미리 가열된 로에 장입하여 1 시간 유지한 후 로냉함에 의하여 열연권취를 모사하였다. 이를 산세 및 50% 냉간압연을 행하여 냉연강판으로 제조하였다. 이후, 연속소둔 모사의 경우에는 820°C에서 소둔 열처리 후 3°C/s의 냉각속도로 650°C까지 서냉각한 후, 이를 통상의 냉각속도인 20°C/s로 440°C까지 냉각한 다음 360초 동안 과시효 열처리 후 상온까지 3°C/s의 냉각속도로 냉각하여 연속소둔을 모사하였다.

[147] 또한, 연속소둔용융도금을 모사하는 경우에는, 산세 및 냉간압연하여 제조된 냉연강판을 820°C에서 소둔 열처리 후 3°C/s의 냉각속도로 650°C까지 서냉각한 후, 6°C/s의 냉각속도로 560°C까지 냉각하여 과시효 열처리를 행한 다음, 460°C 용융도금포트에 침적한 후, 상온까지 3°C/s의 냉각속도로 냉각하였다.

[148] 한편, 항복강도 향상을 위해 CAL(Continuous Annealing Line, 연속소둔라인) 열처리 또는 CGL(Continuous Galvanizing Line, 연속소둔용융도금라인) 열처리 후 BAF(Batch Annealing Furnace, 상소둔로) 열처리를 실시하는 경우에는 170°C로 15시간 동안 열처리를 행하였다.

[149]

[150] 상기의 열처리를 행한 시편에 대하여 기계적 성질을 측정한 결과를 표 2에 나타내었다.

[151]

[152] [표1]

강종	성분조성(중량%)												성분 비
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ti	Nb	B	N	Mo	S/Mn
발명 강 1	0.17 6	0.12	3.60	0.008 3	0.002 5	0.02 3	0.12	0.02	0.04 2	0.002 1	0.004 0	0	0.000 69
발명 강 2	0.16 8	0.11	3.61	0.007 9	0.001 0	0.02 5	0.11	0.02	0.04 1	0.001 9	0.003 8	0	0.000 28
발명 강 3	0.17 3	0.11	3.59	0.008 1	0.002 5	0.02 6	0.11	0	0.04 1	0	0.003 8	0	0.000 70
발명 강 4	0.13 1	0.10	3.45	0.008 6	0.002 1	0.02 5	0.71	0.05	0.04 0	0.002 0	0.004 3	0	0.000 61
발명 강 5	0.13 5	0.12	3.21	0.009 1	0.002 3	0.02 6	0.68	0	0.04 0	0	0.003 9	0.05	0.000 72
비교 강 1	0.18 0	0.11	3.61	0.009 0	<u>0.005</u> <u>6</u>	0.02 5	0.11	0.02 1	0.04 1	0.002 0	0.005 5	0	<u>0.001</u> <u>55</u>
비교 강 2	0.18 1	0.10	3.21	0.010 0	<u>0.006</u> <u>0</u>	0.02 0	0.71	0.01 9	0.03 9	0.001 8	0.005 7	0	<u>0.001</u> <u>87</u>
비교 강 3	0.13 0	0.09	3.58	0.012 0	<u>0.005</u> <u>6</u>	0.02 4	0.72	0.05 6	0.04 1	0.001 8	0.005 4	0	<u>0.001</u> <u>56</u>
비교 강 4	0.16 6	0.10	3.53	0.011 0	<u>0.004</u> <u>8</u>	0.02 6	0.11	0.02 1	0.03 8	0.001 6	0.003 7	0	<u>0.001</u> <u>36</u>
비교 강 5	0.20 0	0.20	<u>1.10</u>	0.010 0	<u>0.005</u> <u>4</u>	0.03 1	0.10	0	0.01 0	0	0.004 0	0	<u>0.004</u> <u>91</u>

[153]

[154] [표2]

강종	구분	소둔공정	기계적 특성				미세조직 (면적분율 %)		
			항복강도(MPa)	인장강도(MPa)	연신율(%)	R/t	B+F	M+T-M	P
발명강 1	발명예1-1	CAL	1040	1559	6.6	2.50	1	99	0
	발명예1-2	CAL-BAF	1236	1551	7.8	2.08	1	99	0
	발명예1-3	CGL	1078	1618	7.5	2.92	1	99	0
	발명예1-4	CGL-BAF	1365	1549	6.3	3.75	1	99	0
발명강 2	발명예2-1	CAL	1035	1539	7.1	2.08	1	99	0
	발명예2-2	CAL-BAF	1233	1530	6.8	1.67	1	99	0
	발명예2-3	CGL	1072	1588	7.6	2.50	1	99	0
	발명예2-4	CGL-BAF	1345	1529	6.8	2.92	1	99	0
발명강 3	발명예3-1	CGL	936	1553	8.3	2.50	1	99	0
	발명예3-2	CGL-BAF	1237	1462	8.0	2.92	1	99	0
발명강 4	발명예4	CGL	866	1452	7.2	2.08	2	98	0
발명강 5	발명예5	CGL	871	1445	7.1	2.08	2	98	0

비교강 1	비교예 1-1	CAL	1117	1532	7.4	4.60	1	99	0
	비교예 1-2	CAL-BAF	1370	1510	7.0	4.60	1	99	0
	비교예 1-3	CGL	1144	1525	7.2	5.00	1	99	0
비교강 2	비교예 2-1	CAL	1109	1530	7.2	4.60	1	99	0
	비교예 2-2	CGL	1128	1518	6.0	5.00	1	99	0
비교강 3	비교예 3	CGL	891	1478	6.7	4.60	3	97	0
비교강 4	비교예 4	CGL	1141	1495	6.2	5.00	1	99	0
비교강 5	비교예 5-1	CAL(수냉)-BAF	1318	1547	7.0	2.08	1	99	0
	비교예 5-2	CAL	410	540	26.5	0	73	0	27
	비교예 5-3	CGL	408	533	27.5	0	82	0	18

[155] (상기 표 2에서, B: 베이나이트, F: 페라이트, M: 마르텐사이트, T-M: 템퍼트 마르텐사이트, P: 펄라이트를 의미한다.)

[156]

[157] 상기 표 2에 나타낸 바와 같이, 본 발명의 성분조성 및 제조조건을 만족하는 발명예 1-1 내지 발명예 5의 경우 미세조직이 주로 마르텐사이트+템퍼트 마르텐사이트 상으로 이루어짐으로써 인장강도 1400MPa 이상의 초고강도를 용이하게 확보할 수 있음을 확인할 수 있다. 또한, 상기 발명예들은 모두 S의 함량이 0.0035% 이하이고, S/Mn 값이 0.001 이하로 제어됨에 따라 굽힘성 지수(R/t)가 모두 4.0 이하로 굽힘 특성이 우수하였다.

[158]

[159] 반면, S의 함량이 모두 0.0035%를 초과하여 S/Mn 값이 0.001 이하를 만족하지 않는 비교강 1 내지 4를 이용한 비교예 1-1 내지 4의 경우 굽힘성 지수(R/t)가 모두 4.0을 초과하여 굽힘 특성이 매우 열위한 것을 확인할 수 있다.

[160]

- [161] 특히, 비교강 5의 경우 Mn의 함량이 낮아 일반적인 연속소둔 열처리와 연속소둔용융도금 열처리를 행하더라도 마르텐사이트 또는 템퍼드 마르텐사이트 상이 전혀 확보되지 못하여 강도가 매우 낮게 확보된 것을 확인할 수 있다.
- [162] 다만, Mn의 함량이 낮은 경우라도 수냉을 실시한 경우(비교예 5-1)에는 본 발명과 유사한 수준의 강도를 확보하는 것을 확인할 수 있는데, 이는 Mn의 함량이 적은 경우에는 경화능이 낮으므로 수냉과 같은 급냉각이 적용되어야 함을 보여주는 결과이다. 또한, 비교예 5-1의 굽힘 특성도 본 발명과 유사한 수준임을 확인할 수 있는데, 이는 상대적으로 낮은 함량으로 Mn이 첨가됨에 따라 MnS 자체가 적게 형성되었기 때문인 것으로 해석할 수 있다.
- [163]
- [164] 한편, S 함량이 굽힘 특성이 미치는 영향을 확인해 보기 위하여, 발명강 1과 발명강 2 및 비교강 1을 연속소둔 열처리한 경우(각각 발명에 1-1, 발명에 2-1 및 비교예 1-1)와 발명강 1, 발명강 2, 비교강 1 및 비교강 4를 연속소둔용융도금 열처리한 경우(각각 발명에 1-3, 발명에 2-3, 비교예 1-3, 비교예 4의 굽힘성 지수(R/t) 변화를 그래프화하여 각각 도 1 및 2에 나타내었다.
- [165]
- [166] 도 1 및 2에 나타낸 바와 같이, Mn의 함량이 3.6% 이상인 강재의 경우 S 함량이 낮을수록 굽힘성 지수(R/t)가 급격히 낮아짐을 확인할 수 있다. 이는, S의 함량이 낮아짐으로써 굽힘 특성이 크게 개선되는 것을 의미한다.
- [167]
- [168] 또한, CAL-BAF 공정을 적용한 발명에 1-2, 비교예 1-2, 비교예 5-1의 Mn 및 S 함량에 따른 굽힘성 지수(R/t) 변화를 그래프화하여 도 3에 나타내었다.
- [169]
- [170] 도 3에 나타낸 바와 같이, Mn과 S의 함량이 모두 높은 비교예 1-2의 경우에는 굽힘성 지수(R/t)가 매우 열위한 것을 확인할 수 있는데, 이는 Mn 편석에 기인한 것으로 볼 수 있다.
- [171] 반면, Mn의 함량이 높더라도 상대적으로 S의 함량이 낮은 발명에 1-2의 경우에는 굽힘 특성이 크게 개선된 것을 확인할 수 있으며, 이는 Mn 함량이 낮은 비교예 5-1과 유사한 수준으로 확보가 가능하다는 것으로서, S 함량의 저감에 따른 MnS 형성을 크게 억제한 것에 기인한 것이다.
- [172]
- [173] 한편, 발명강 1, 2 및 3과 비교강 1에 대하여, 연속소둔 열처리 또는 연속소둔용융도금 열처리 후에 170°C에서 15 시간의 추가 열처리를 행한 경우에 항복강도가 196~301MPa이 향상되는 것을 확인할 수 있다. 이는, 추가 열처리에 따른 제조비용이 증가하는 단점이 있으나, 자동차 구조부재의 경우에는 항복강도를 높이는 경우 충돌 특성이 향상되는 장점이 있으므로, 항복강도 향상 측면에서 열처리를 행할 필요가 있는 것이다. 이와 같이, 항복강도 향상을 위한

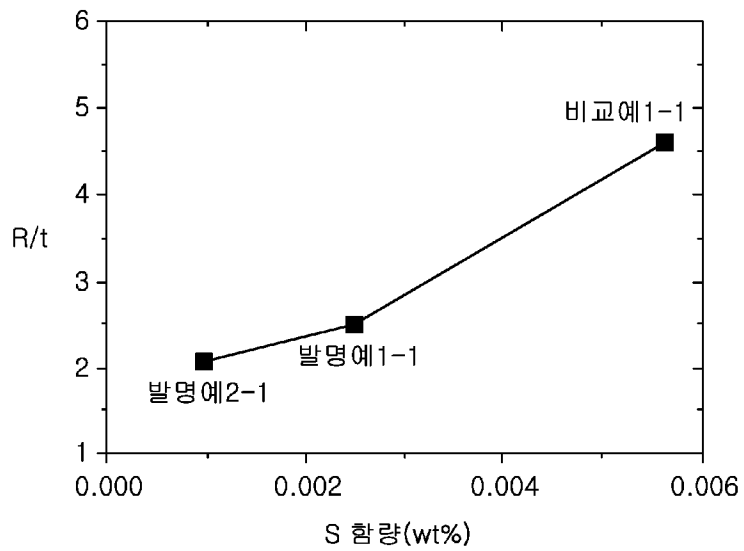
열처리의 경우에도 S함량을 낮춤에 의해 굽힘 특성을 개선할 수 있다.

청구범위

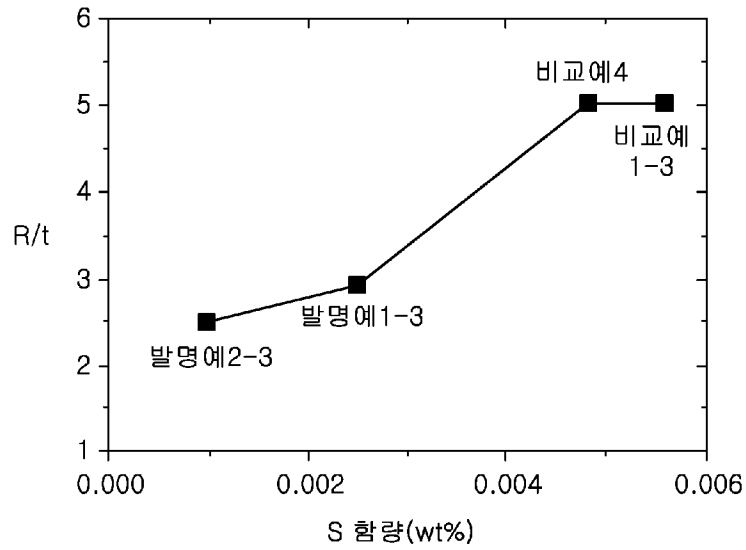
- [청구항 1] 중량%로, 탄소(C): 0.12~0.2%, 실리콘(Si): 0.5% 이하(0% 제외), 망간(Mn): 3.0~4.0%, 인(P): 0.03% 이하(0% 제외), 황(S): 0.0035% 이하(0% 제외), 알루미늄(Al): 0.1% 이하(0% 제외), 크롬(Cr): 1% 이하(0% 제외), 질소(N): 0.01% 이하(0% 제외)와, 보론(B): 0.005% 이하(0% 제외) 및 몰리브덴(Mo): 0.1% 이하(0% 제외) 중 1종 이상, 티타늄(Ti): 0.1% 이하(0% 제외), 니오븀(Nb): 0.1% 이하(0% 제외), 지르코늄(Zr): 0.1% 이하(0% 제외) 및 바나듐(V): 0.1% 이하(0% 제외) 중 1종 이상, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 상기 황(S)과 망간(Mn)의 비(S/Mn)가 0.001 이하를 만족하고,
미세조직으로 마르텐사이트와 템퍼드 마르텐사이트를 부피분율 95% 이상으로 포함하는 형상 및 굽힘 특성이 우수한 초고강도 강판.
- [청구항 2] 제 1항에 있어서,
상기 강판은 미세조직으로 페라이트와 베이나이트를 부피분율 5% 이하(0% 포함)로 포함하는 형상 및 굽힘 특성이 우수한 초고강도 강판.
- [청구항 3] 제 1항에 있어서,
상기 강판은 1400MPa 이상의 인장강도를 갖고, 굽힘성 지수(R/t)가 4 이하인 형상 및 굽힘 특성이 우수한 초고강도 강판.
- [청구항 4] 제 1항에 있어서,
상기 강판은 냉연강판, 용융아연도금강판 및 합금화 용융아연도금강판 중 하나인 형상 및 굽힘 특성이 우수한 초고강도 강판.
- [청구항 5] 중량%로, 탄소(C): 0.12~0.2%, 실리콘(Si): 0.5% 이하(0% 제외), 망간(Mn): 3.0~4.0%, 인(P): 0.03% 이하(0% 제외), 황(S): 0.0035% 이하(0% 제외), 알루미늄(Al): 0.1% 이하(0% 제외), 크롬(Cr): 1% 이하(0% 제외), 질소(N): 0.01% 이하(0% 제외)와, 보론(B): 0.005% 이하(0% 제외) 및 몰리브덴(Mo): 0.1% 이하(0% 제외) 중 1종 이상, 티타늄(Ti): 0.1% 이하(0% 제외), 니오븀(Nb): 0.1% 이하(0% 제외), 지르코늄(Zr): 0.1% 이하(0% 제외) 및 바나듐(V): 0.1% 이하(0% 제외) 중 1종 이상, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 상기 황(S)과 망간(Mn)의 비(S/Mn)가 0.001 이하를 만족하는 강 슬라브를 1100~1300°C의 온도로 재가열하는 단계;
상기 재가열된 강 슬라브를 Ar3 이상 1000°C 이하의 온도에서 마무리 열간압연하여 열연강판을 제조하는 단계;
상기 열연강판을 720°C 이하의 온도에서 권취하는 단계;
상기 권취된 열연강판을 산세 후 냉간압연하여 냉연강판을 제조하는 단계;
상기 냉연강판을 Ar3 이상의 온도에서 소둔 열처리하는 단계; 및
상기 소둔 후 100°C/s 이하의 냉각속도로 상온까지 냉각하는 단계

- 를 포함하는 형상 및 굽힘 특성이 우수한 초고강도 강판의 제조방법.
- [청구항 6] 제 5항에 있어서,
상기 냉각은 물 냉각, 미스트(mist) 냉각 및 가스 냉각 중 어느 하나의 서냉각 방법으로 행하는 것인 형상 및 굽힘 특성이 우수한 초고강도 강판의 제조방법.
- [청구항 7] 제 5항에 있어서,
상기 냉각된 강판을 아연도금욕에 침적하여 용융아연도금층을 형성하는 단계를 더 포함하는 형상 및 굽힘 특성이 우수한 초고강도 강판의 제조방법.
- [청구항 8] 제 7항에 있어서,
상기 용융아연도금층을 형성한 강판을 480~600°C의 온도에서 합금화 열처리하는 단계를 더 포함하는 형상 및 굽힘 특성이 우수한 초고강도 강판의 제조방법.

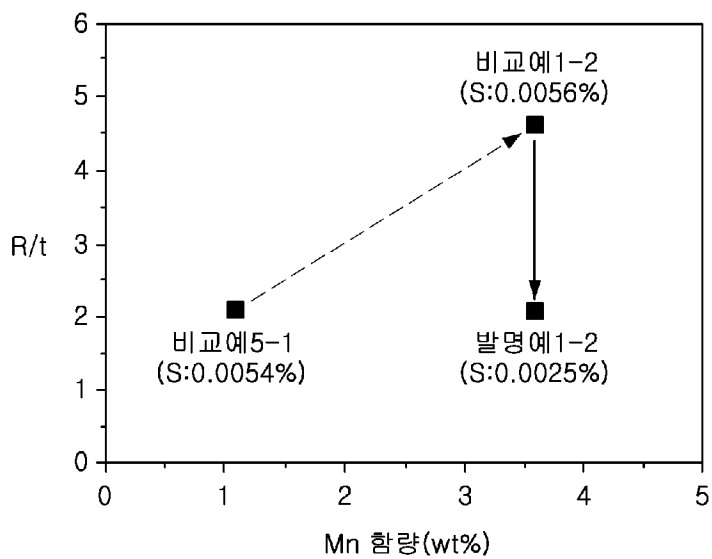
[도1]



[도2]



[도3]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/KR2016/007382**A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER****C22C 38/38(2006.01)i, C22C 38/32(2006.01)i, C22C 38/28(2006.01)i, C22C 38/22(2006.01)i, C22C 38/00(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; C21D 8/02; C22C 38/00; C22C 38/60; B21B 3/00; C22C 38/32; C22C 38/28; C22C 38/22

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, bending, manganese, sulfur, martensite

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	KR 10-2014-0055463 A (HYUNDAI STEEL COMPANY) 09 May 2014 See paragraphs [0032], [0033], [0038] and [0067]-[0078]; claims 1-6.	1-6
Y		7,8
Y	KR 10-2012-0074798 A (POSCO) 06 July 2012 See paragraph [0061]; claims 1 and 4.	7,8
A	JP 2011-225975 A (KOBE STEEL LTD.) 10 November 2011 See paragraphs [0107]-[0109]; claim 1.	1-8
A	KR 10-2012-0096109 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 29 August 2012 See paragraphs [0157]-[0161]; claims 1 and 14.	1-8
A	KR 10-2015-0061209 A (HYUNDAI STEEL COMPANY) 04 June 2015 See paragraphs [0050]-[0063] claims 1-5.	1-8



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

24 AUGUST 2016 (24.08.2016)

Date of mailing of the international search report

24 AUGUST 2016 (24.08.2016)

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/KR2016/007382

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member	Publication date
KR 10-2014-0055463 A	09/05/2014	KR 10-1467052 B1	10/12/2014
KR 10-2012-0074798 A	06/07/2012	KR 10-1299896 B1	23/08/2013
JP 2011-225975 A	10/11/2011	CN 102869801 A	09/01/2013
		CN 102869801 B	25/11/2015
		GB 2493302 A	30/01/2013
		JP 5771034 B2	26/08/2015
		KR 10-1470719 B1	08/12/2014
		KR 10-2012-0127733 A	23/11/2012
		US 2013-0008570 A1	10/01/2013
		WO 2011-122487 A1	06/10/2011
KR 10-2012-0096109 A	29/08/2012	CA 2787575 A1	04/08/2011
		CA 2787575 C	31/03/2015
		CN 102712980 A	03/10/2012
		CN 102712980 B	02/07/2014
		EP 2530179 A1	05/12/2012
		JP 4903915 B2	28/03/2012
		KR 10-1447791 B1	06/10/2014
		US 2013-0037180 A1	14/02/2013
		US 8951366 B2	10/02/2015
		WO 2011-093319 A1	04/08/2011
KR 10-2015-0061209 A	04/06/2015	NONE	

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 38/22(2006.01)I, C22C 38/00(2006.01)I, C21D 8/02(2006.01)I

B. 조사된 분야

조사된 최소문헌(국제특허분류를 기재)

C22C 38/38; C21D 8/02; C22C 38/00; C22C 38/60; B21B 3/00; C22C 38/32; C22C 38/28; C22C 38/22

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, 굽힘, 망간, 황, 마르텐사이트

C. 관련 문헌

카테고리*	인용문헌명 및 관련 구절(해당하는 경우)의 기재	관련 청구항
X	KR 10-2014-0055463 A (현대제철 주식회사) 2014.05.09 단락 [0032], [0033], [0038] 및 [0067]-[0078]; 청구항 1-6 참조.	1-6
Y		7,8
Y	KR 10-2012-0074798 A (주식회사 포스코) 2012.07.06 단락 [0061]; 청구항 1 및 4 참조.	7,8
A	JP 2011-225975 A (KOBELITE LTD.) 2011.11.10 단락 [0107]-[0109]; 청구항 1 참조.	1-8
A	KR 10-2012-0096109 A (신닛뽀세이테즈 카부시키카이샤) 2012.08.29 단락 [0157]-[0161]; 청구항 1 및 14 참조.	1-8
A	KR 10-2015-0061209 A (현대제철 주식회사) 2015.06.04 단락 [0050]-[0063]; 청구항 1-5 참조.	1-8

☐ 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

2016년 08월 24일 (24.08.2016)

국제조사보고서 발송일

2016년 08월 24일 (24.08.2016)

ISA/KR의 명칭 및 우편주소

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

팩스 번호 +82-42-481-8578

심사관

조기윤

전화번호 +82-42-481-5655



국제조사보고서에서 인용된 특허문헌	공개일	대응특허문헌	공개일
KR 10-2014-0055463 A	2014/05/09	KR 10-1467052 B1	2014/12/10
KR 10-2012-0074798 A	2012/07/06	KR 10-1299896 B1	2013/08/23
JP 2011-225975 A	2011/11/10	CN 102869801 A	2013/01/09
		CN 102869801 B	2015/11/25
		GB 2493302 A	2013/01/30
		JP 5771034 B2	2015/08/26
		KR 10-1470719 B1	2014/12/08
		KR 10-2012-0127733 A	2012/11/23
		US 2013-0008570 A1	2013/01/10
		WO 2011-122487 A1	2011/10/06
KR 10-2012-0096109 A	2012/08/29	CA 2787575 A1	2011/08/04
		CA 2787575 C	2015/03/31
		CN 102712980 A	2012/10/03
		CN 102712980 B	2014/07/02
		EP 2530179 A1	2012/12/05
		JP 4903915 B2	2012/03/28
		KR 10-1447791 B1	2014/10/06
		US 2013-0037180 A1	2013/02/14
		US 8951366 B2	2015/02/10
		WO 2011-093319 A1	2011/08/04
KR 10-2015-0061209 A	2015/06/04	없음	