

(12) 특허협력조약에 의하여 공개된 국제출원

(19) 세계지식재산권기구
국제사무국



(10) 국제공개번호

WO 2017/222189 A1

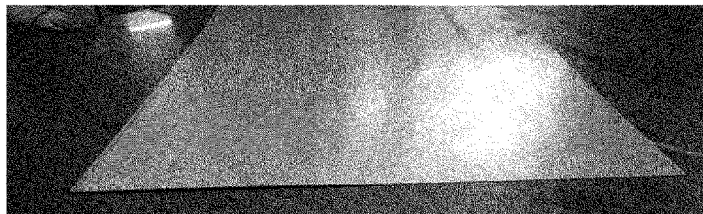
2017년 12월 28일 (28.12.2017) WIPO | PCT

- (51) 국제특허분류: C22C 38/02 (2006.01) C22C 38/12 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01) C22C 38/00 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01) C23C 2/40 (2006.01)
C22C 38/14 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
- (21) 국제출원번호: PCT/KR2017/005160
- (22) 국제출원일: 2017년 5월 18일 (18.05.2017)
- (25) 출원언어: 한국어
- (26) 공개언어: 한국어
- (30) 우선권정보: 10-2016-0077463 2016년 6월 21일 (21.06.2016) KR
- (71) 출원인: 주식회사 포스코 (POSCO) [KR/KR]; 37859 경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동), Gyeongsangbuk-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). 이세웅 (LEE, Sea-Woong); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR).
- (74) 대리인: 특허법인 씨엔에스 (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, 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, KH, 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 국내 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), 유

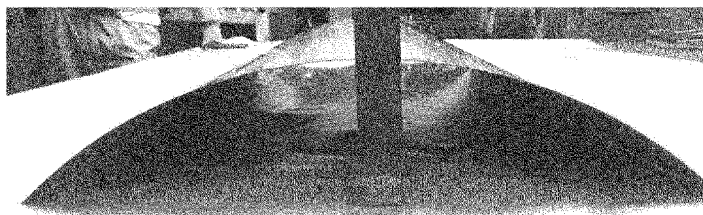
(54) Title: ULTRAHIGH-STRENGTH HIGH-DUCTILITY STEEL SHEET HAVING EXCELLENT YIELD STRENGTH, AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR

(54) 발명의 명칭: 항복강도가 우수한 초고강도 고연성 강판 및 그 제조방법

(a)



(b)



(57) Abstract: One aspect of the present invention relates to an ultrahigh-strength high-ductility steel sheet having excellent yield strength, comprising, by wt%, 0.04-0.18% of C, 2% or less of Si, 4-10% of Mn, 0.05% or less of P (except 0%), 0.02% or less of S (except 0%), 0.5% or less of Al (except 0%), 0.02% or less of N (except 0%) and the balance of Fe and the other inevitable impurities, wherein Si+Mn satisfies 6-10% and the microstructure comprises, by volume fraction, 12% or more of remaining austenite and 60% or more of annealed martensite.



WO 2017/222189 A1

럼 (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 제21조(3))

(57) 요약서: 본 발명의 일 측면은 중량% 로, C: 0.04~0.18%, Si: 2% 이하, Mn: 4~10%, P: 0.05% 이하(0% 제외), S: 0.02% 이하(0% 제외), Al: 0.5% 이하(0% 제외), N: 0.02% 이하(0% 제외), 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하며, Si+Mn: 6~10% 을 만족하고, 미세조직은 부피분율로 12% 이상의 잔류 오스테나이트 및 60% 이상의 소둔 마르텐사이트를 포함하는 항복강도가 우수한 초고강도 고연성 강판에 관한 것이다.

명세서

발명의 명칭: 항복강도가 우수한 초고강도 고연성 강판 및 그 제조방법

기술분야

[1] 본 발명은 항복강도가 우수한 초고강도 고연성 강판 및 그 제조방법에 관한 것이다.

[2]

배경기술

[3] 자동차강판의 경량화를 위해서는 강판의 두께를 얇게 하여야 하는 반면, 충돌 안전성을 확보하기 위해서는 강판의 두께를 두껍게 해야 하므로, 경량화 및 충돌 안전성을 모두 확보하는 것은 서로 모순된 측면이 있다.

[4]

[5] 이를 해결하기 위해서는 소재의 강도를 높이면서 성형성을 증가시켜야 하는데, 이는 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 자동차강판을 통해서 가능하다고 알려져 있다.

[6] 이와 같은 진보된 고강도강의 탄소량을 높이거나 합금성분을 추가함으로써 보다 강도를 높일 수 있을 수 있으나, 점 용접성 등의 실용적 측면을 고려할 때 구현 가능한 인장강도는 약 1200MPa급 수준이 한계이다.

[7] 인장강도와 연신율의 곱이 23,000MPa% 이상을 구현하는 기존의 기술은 매우 다양하게 개발되어 왔다.

[8] 특허문헌 1에는 Mn을 3.5~9.0%로 포함하는 강을 활용하여 인장강도와 연신율의 곱이 30,000MPa% 이상의 매우 우수한 물성을 확보하는 한편, 항복비가 0.43~0.65 수준으로 낮고, 최고 항복강도도 720MPa 수준으로 낮아, 열처리 후 항복강도 1050MPa 수준인 통상의 1.5G급 열간 프레스 성형(HPF) 강과의 경쟁이 용이하지 못한 단점이 있다.

[9] 특허문헌 2는 Mn을 2~9%로 포함하고, 역변태를 통해 얻은 2상 조직강을 100°C~Ac1+50°C의 온도구간에서 열변형을 일으켜 결정립을 미세화함으로써 저온인성을 향상시키는 기술에 관한 것으로, 이의 결과로 항복강도가 향상되는 장점이 있으나, 온간변형을 제조공정의 마지막 단계에서 행하여야 하는 단점이 있다. 또한, 상기 특허문헌 2의 경우, 장시간 열처리를 행하는 BAF(Batch Annealing Furnace)에서 최종 소둔이 이루어짐에 따라서, 최종 제품의 L만곡이 열위하여 형상품질이 불량한 문제점도 가지고 있다.

[10] 특허문헌 3은 Mn을 3~7%로 포함하는 강에 Al을 추가하여 Ac1 온도를 높임으로써 연속소둔이 가능한 제조방법을 제안하고 있으나, Al첨가에 의한

연주 조업성 확보가 어려운 단점이 있다.

- [11] 한편, 특허문헌 4 및 5는 Mn을 3.5~10%로 포함하는 강을 활용하여, 인장강도 980MPa이상이고 인장강도와 연신율의 곱이 24000MPa%이상인 고강도강판의 제조방법을 제공하고 있는데, 열간압연 후 Ac1 변태점 이하에서 권취함에 의하여 Mn의 우선 partitioning을 통한 오스테나이트 증가와 소둔 마르텐사이트의 형성을 억제하여 냉간변형성을 효율적으로 확보하지 못하는 단점이 있다. 또한, 최종소둔 및 중간소둔 등이 2상역에서만 행해짐에 의하여, 최종조직에서 페라이트와 기타 상간의 경도차가 매우 클 것으로 판단되며, 이는 최종제품의 항복강도의 열위로 이어질 것으로 판단된다. 뿐만 아니라, 특허문헌 4 및 5에서는 항복강도에 대한 언급이 없으며, 단순히 굽힘성만 평가되어 있어서, 실제 단순한 부품 성형에는 적합할 수 있으나 복잡한 프레스 성형에는 적합한 제조방법을 제시하지 못하고 있다.

[12]

[13] (선행기술문헌)

[14] 특허문헌 1: 중국 특허공개번호 제101638749호

[15] 특허문헌 2: 중국 특허공개번호 제103060678호

[16] 특허문헌 3: 한국 공개특허공보 제2012-0070739호

[17] 특허문헌 4: 한국 공개특허공보 제2014-0060574호

[18] 특허문헌 5: 국제출원번호 PCT-JP2012-005706

[19]

발명의 상세한 설명

기술적 과제

- [20] 본 발명의 일 측면은 인장강도와 연신율의 곱이 우수할 뿐만 아니라, 항복강도가 우수하여 충돌 구조부재에 적용이 용이하고, 또한, 형상품질이 우수하여 냉간프레스 성형에 적합한 초고강도 고연성 강판 및 그 제조방법을 제공하기 위함이다.

[21]

- [22] 한편, 본 발명의 과제는 상술한 내용에 한정하지 않는다. 본 발명의 과제는 본 명세서의 내용 전반으로부터 이해될 수 있을 것이며, 본 발명이 속하는 기술분야에서 통상의 지식을 가지는 자라면 본 발명의 부가적인 과제를 이해하는데 아무런 어려움이 없을 것이다.

[23]

과제 해결 수단

- [24] 본 발명의 일 측면은 중량%로, C: 0.04~0.18%, Si: 2% 이하, Mn: 4~10%, P: 0.05% 이하(0% 제외), S: 0.02% 이하(0% 제외), Al: 0.5% 이하(0% 제외), N: 0.02% 이하(0% 제외), 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하며, Si+Mn: 6~10%을 만족하고,

- [25] 미세조직은 부피분율로 12% 이상의 잔류 오스테나이트 및 60% 이상의 소둔 마르텐사이트를 포함하는 항복강도가 우수한 초고강도 고연성 강판에 관한 것이다.
- [26]
- [27] 또한, 본 발명의 다른 일 측면은 중량%로, C: 0.04~0.18%, Si: 2% 이하, Mn: 4~10%, P: 0.05% 이하(0% 제외), S: 0.02% 이하(0% 제외), Al: 0.5% 이하(0% 제외), N: 0.02% 이하(0% 제외), 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하며, Si+Mn: 6~10%을 만족하는 슬라브를 1100~1300°C의 온도범위로 가열하는 단계;
- [28] 상기 가열된 슬라브를 Ar3~1000°C의 온도범위에서 마무리 열간압연하여 열연강판을 얻는 단계;
- [29] 상기 열연강판을 720°C 이하의 온도에서 권취하는 단계;
- [30] 상기 권취된 열연강판을 Ac1 ~ Ac1+(Ac3-Ac1)/2의 온도범위에서 30분 이상 열처리하는 단계;
- [31] 상기 열처리된 열연강판을 냉간압연하여 냉연강판을 얻는 단계;
- [32] 상기 냉연강판을 Ac3 이상의 온도에서 30초 이상 유지한 후 냉각하는 1차 소둔 단계; 및
- [33] 상기 1차 소둔된 냉연강판을 580°C~Tmax의 온도범위에서 10초 내지 5분 동안 유지한 후 냉각하는 2차 소둔 단계를 포함하는 항복강도가 우수한 초고강도 고연성 강판의 제조방법에 관한 것이다.
- [34] (단, Tmax = 667.64 + 129.1C - 6.51Mn + 38.52Si + 29.3Al^{1.6}이고, 상기 식에서 각 원소 기호는 각 원소 함량을 중량%로 나타낸 값이다.)
- [35]
- [36] 덧붙여 상기한 과제에 해결수단은, 본 발명의 특징을 모두 열거한 것은 아니다. 본 발명의 다양한 특징과 그에 따른 장점과 효과는 아래의 구체적인 실시형태를 참조하여 보다 상세하게 이해될 수 있다.
- [37]

발명의 효과

- [38] 본 발명에 의하면, 연신율의 곱이 우수할 뿐만 아니라, 항복강도가 우수하여 충돌 구조부재에 적용이 용이하고, 또한, 형상품질이 우수하여 냉간프레스 성형에 적합한 초고강도 고연성 강판 및 그 제조방법을 제공할 수 있는 효과가 있다.
- [39]

도면의 간단한 설명

- [40] 도 1은 강판의 형상을 나타낸 모식도이다.
- [41] 도 2는 Thermo-Calc Software사의 열역학 계산 프로그램인 Thermo-Calc를 활용하여 계산한 0.14C-7Mn-1Si강의 평형 상태도이다.
- [42] 도 3은 최종 소둔을 (a)연속소둔으로 열처리한 경우인 발명예 7과 (b)Batch

Annealing으로 열처리한 경우의 강관 형상을 촬영한 사진이다.

[43] 도 4는 발명에 10의 미세조직을 주사전자현미경으로 촬영한 사진이다.

[44] 도 5는 발명에 10의 상분율 측정을 위하여 Cu target으로 X-ray 회절피크를 측정한 profile이다.

[45]

발명의 실시를 위한 최선의 형태

[46] 이하, 본 발명의 바람직한 실시 형태들을 설명한다. 그러나, 본 발명의 실시형태는 여러 가지 다른 형태로 변형될 수 있으며, 본 발명의 범위가 이하 설명하는 실시 형태로 한정되는 것은 아니다. 또한, 본 발명의 실시형태는 당해 기술분야에서 평균적인 지식을 가진 자에게 본 발명을 더욱 완전하게 설명하기 위해서 제공되는 것이다.

[47]

[48] 이하, 본 발명의 일 측면에 따른 항복강도가 우수한 초고강도 고연성 강관에 대하여 상세히 설명한다.

[49]

[50] 본 발명의 일 측면에 따른 항복강도가 우수한 초고강도 고연성 강관은 중량%로, C: 0.04~0.18%, Si: 2% 이하, Mn: 4~10%, P: 0.05% 이하(0% 제외), S: 0.02% 이하(0% 제외), Al: 0.5% 이하(0% 제외), N: 0.02% 이하(0% 제외), 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하며, Si+Mn: 6~10%을 만족하고,

[51] 미세조직은 부피분율로 12% 이상의 잔류 오스테나이트 및 60% 이상의 소둔 마르텐사이트를 포함한다.

[52]

[53] 먼저, 본 발명의 합금조성에 대하여 상세히 설명한다. 이하, 각 원소 함량의 단위는 중량%이다.

[54]

[55] C: 0.04~0.18%

[56] C는 잔류 오스테나이트 안정화를 위해서 첨가되는 중요한 원소로써, 0.04% 이상 첨가되어야 한다. 그러나 C 함량이 0.18% 초과하면 본 발명과 같이 Mn이 다량 함유된 경우에 자동차 구조부재의 주요 접합기술인 점용접성이 열위해될 수 있다. 따라서 C 함량은 0.04~0.18%인 것이 바람직하다.

[57]

[58] Si: 2% 이하

[59] Si는 페라이트 내에서 탄화물이 석출하는 것을 억제하고, 페라이트 내 탄소가 오스테나이트로 확산하는 것을 조장하는 원소로써 잔류 오스테나이트의 안정화에 기여한다.

[60] Si 함량이 2%를 초과하는 경우에는 열간 압연성 및 냉간 압연성이 매우 열위해될 수 있으며, 강 표면에 Si 산화물을 형성함으로써 용융도금성을 저해할 수

있으므로, 그 함량을 2% 이하로 제한함이 바람직하다.

[61] 한편, 본 발명에서는 상기 Si를 0%로 포함하여도 무방한데, 이는 후술하는 바와 같이 Mn을 다량 함유함에 따라 Si의 첨가 없이도 잔류 오스테나이트의 안정성의 확보가 용이하기 때문이다.

[62]

[63] Mn: 4~10%

[64] Mn은 잔류 오스테나이트의 형성 및 안정화와 냉각시 페라이트 변태 억제를 위해서 변태조직강에 가장 많이 이용되는 원소이다.

[65] Mn 함량이 4% 미만인 경우에는 페라이트 변태가 발생하기 쉽고 오스테나이트의 확보가 부족하여 본 발명의 TSxEl 23,000MPa% 이상을 확보하는 것이 용이하지 않으며, Mn 함량이 10% 초과인 경우에는 연연주 생산이 어려워지고 다량의 합금철 투입에 의한 용강온도 저하 등 생산성의 안정적 확보가 어려운 문제점이 있다. 따라서, Mn 함량은 4~10%인 것이 바람직하다.

[66]

[67] Si+Mn: 6~10%

[68] Si 및 Mn은 상술한 각 원소 함량 범위를 만족해야 할 뿐만 아니라, 그 함량이 6~10%가 되도록 첨가되어야 한다.

[69] Si+Mn 함량이 6% 미만인 경우에는 오스테나이트 안정화가 불충분할 수 있으며, Si+Mn 함량이 10% 초과인 경우에는 항복비가 낮아질 수 있어 자동차용 구조부재에 바람직하게 적용할 수 없는 문제점이 있다.

[70]

[71] P: 0.05% 이하(0% 제외)

[72] P는 고용강화 원소이나, 그 함량이 0.05%를 초과하는 경우에는 용접성이 저하되고 강의 취성이 발생할 위험성이 커지기 때문에 0.05% 이하로 한정하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는 0.02% 이하로 제한할 수 있다.

[73]

[74] S: 0.02% 이하(0% 제외)

[75] S는 P와 마찬가지로 강 중 불순물 원소로서, 강판의 연성 및 용접성을 저해하는 원소이다. S 함량이 0.02% 초과인 경우에는 강판의 연성 및 용접성을 저해할 가능성이 높기 때문에 그 상한을 0.02%로 한정하는 것이 바람직하다.

[76]

[77] Al: 0.5% 이하(0% 제외)

[78] Al도 페라이트 내에서 탄화물의 생성을 억제하여 잔류 오스테나이트의 안정화에 기여하는 원소이다. 그러나, Al은 그 함량이 많아지면 주조시 몰드플럭스와 반응하여 건전한 슬라브 제조가 어려우며, 표면 산화물 형성을 통하여 용융도금성을 저해하는 문제가 발생할 수 있다. 또한, Al은 Ac1을 상향시키는 원소이며, 본 발명의 경우 하기 기재하는 바와 같이 2상역 열처리를

행하면서도 2차 소둔 온도를 580°C ~ T_{max}로 제한하기 때문에 Al 함량의 상한을 0.5%로 한정하는 것이 바람직하다.

[79]

[80] N: 0.02% 이하(0% 제외)

[81] N은 오스테나이트를 안정화시키는데 유효한 작용을 하는 원소이지만, 그 함량이 0.02% 초과인 경우에는 취성이 발생할 위험성이 크고, AlN 과다 석출 등으로 연주품질을 저하시킬 수 있으므로 그 상한을 0.02%로 한정하는 것이 바람직하다.

[82]

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

[84]

[85] 이때, 상술한 합금조성 외에 Ti: 0.1% 이하(0% 제외), Nb: 0.1% 이하(0% 제외), V: 0.2% 이하(0% 제외) 및 Mo: 0.5% 이하(0% 제외) 중 1종 이상을 추가로 포함할 수 있다.

[86]

[87] Ti: 0.1% 이하(0% 제외)

[88] Ti은 미세 탄화물 형성원소로써 본 발명의 강도 확보에 기여한다. 또한, Ti은 질화물 형성원소로써 강중 N를 TiN으로 석출시켜서 스캐빈징(scavenging)을 함에 의하여 AlN 석출을 억제함으로써 연주시 크랙이 발생할 위험성을 저하시키는 장점이 있으므로 화학당량적으로 $48/14*[N]$ 이상을 첨가하는 것이 보다 바람직하다. Ti 함량이 0.1% 초과인 경우에는 조대한 탄화물 석출 및 강중 탄소량 저감에 따른 강도 감소가 이루어질 수 있고, 또한 연주시 노즐 막힘을 야기할 수 있으므로, 그 함량을 0.1% 이하로 제한하는 것이 바람직하다.

[89]

[90] Nb: 0.1% 이하(0% 제외)

[91] Nb은 오스테나이트 입계에 편석되어 소둔 열처리시 오스테나이트 결정립의 조대화를 억제하고 미세 탄화물 형성을 통해 강도를 증가시키는 원소이다. Nb 함량이 0.1% 초과인 경우에는 조대한 탄화물 석출 및 강중 탄소량 저감에 따른 강도 감소가 이루어질 수 있고, 합금 투입량 과다에 의해 합금철 원가를 상승시키는 문제점이 있다.

[92]

[93] V: 0.2% 이하(0% 제외)

[94] V은 저온 석출물을 형성함에 의하여 강도 증가에 기여하는 원소이다. V 함량이 0.2% 초과인 경우에는 조대한 탄화물 석출 및 강중 탄소량 저감에 따른 강도

감소가 이루어질 수 있고, 합금 투입량 과다에 의해 합금철 원가를 상승시키는 문제점이 있다.

[95]

[96] Mo: 0.5% 이하(0% 제외)

[97] Mo는 강의 경화능을 높여 페라이트 형성을 억제하는데 유효할 뿐만 아니라, 소둔 후 냉각시에 페라이트의 형성을 억제하는 효과가 있다. 또한, 미세한 탄화물 형성을 통하여 강도 증가에 기여하는 바가 크다. 그러나, Mo 함량이 0.5% 초과인 경우에는 합금 투입량 과다에 의해 합금철 원가를 상승시키는 문제점이 있다.

[98]

[99] 또한, 상술한 합금조성 외에 Zr: 0.001~0.1% 및 W: 0.001~0.5% 중 1종 이상을 추가로 포함할 수 있다.

[100]

상기 Zr과 W은 Ti, Nb, V, Mo와 마찬가지로 강판의 석출강화 및 결정립 미세화에 유효한 원소이다. 상기 Zr 및 W의 함량이 각각 0.001% 미만인 경우에는 상기와 같은 효과를 확보하기 어렵다. 반면에, Zr의 함량이 0.1%, W의 경우에는 0.5%를 초과하게 되면 상기 효과가 포화되고, 제조비용 상승 및 과다한 석출물로 인하여 연성을 저하시킬 수 있다.

[101]

[102] 또한, 상술한 합금조성 외에 Ni: 1% 이하(0% 제외), Cu: 0.5% 이하(0% 제외) 및 Cr: 1% 이하(0% 제외) 중 1종 이상을 추가로 포함할 수 있다.

[103]

상기 Ni, Cu, Cr은 잔류 오스테나이트 안정화에 기여하는 원소인데, 상기 서술된 C, Si, Mn, Al등과 함께 복합작용하여 오스테나이트의 안정화에 기여한다. 그러나, Ni: 1% 초과, Cu: 0.5% 초과, Cr: 1% 초과하여 첨가하는 경우에는 제조비용의 상승이 과다해지므로 상한을 한정한다.

[104]

한편, Cu의 경우에는 열연시 취성을 야기할 수 있으므로 Cu가 첨가되는 경우에는 Ni이 함께 첨가되는 것이 보다 바람직하다.

[105]

[106] 나아가, 상술한 합금조성 외에 Sb: 0.1% 이하(0% 제외), Ca: 0.01% 이하(0% 제외), 및 B: 0.01% 이하(0% 제외) 중 1종 이상을 추가로 포함할 수 있다.

[107]

Sb은 입계편석을 통한 Si, Al등 표면산화원소의 이동을 저해하여 도금표면품질을 향상시키는 효과가 있으나, 그 함량이 0.1% 초과인 경우에는 아연도금층의 합금화가 지연되는 문제가 발생할 수 있다.

[108]

Ca은 황화물의 형태를 제어하여 가공성 향상에 유효한 원소이나, 그 함량이 0.01% 초과인 경우에는 상기 효과가 포화되므로 0.01% 이하로 첨가하는 것이 바람직하다.

[109]

B은 Mn, Cr 등과의 복합효과로 소입성을 향상시켜서 고온에서 냉각시에 연질 페라이트 변태를 억제하는 장점이 있으나, 그 함량이 0.01% 초과인 경우에는 도금강판으로 제조시 표면에 과다한 B이 농화되어 도금 밀착성의 열화를 초래할

수 있으므로 0.01% 이하로 첨가하는 것이 바람직하다.

[110]

[111] 이하, 본 발명의 미세조직에 대하여 상세히 설명한다.

[112] 본 발명에 따른 강판의 미세조직은 부피분율로 12% 이상의 잔류 오스테나이트 및 60% 이상의 소둔 마르텐사이트를 포함한다.

[113] 상술한 합금조성 및 미세조직을 만족함으로써, 인장강도가 980MPa 이상이면서, 항복강도가 우수하여 항복비를 0.75 이상으로 확보할 수 있고, 인장강도와 연신율의 곱을 23,000MPa% 이상으로 확보할 수 있다.

[114] 잔류 오스테나이트가 12 vol% 미만이거나 소둔 마르텐사이트가 60 vol% 미만인 경우에는 상술한 인장강도, 항복비, 인장강도와 연신율의 곱을 모두 확보하기는 어려운 문제점이 있다.

[115]

[116] 이때, 상기 잔류 오스테나이트 및 상기 소둔 마르텐사이트를 제외한 나머지는 알파 마르텐사이트 및 입실론 마르텐사이트를 포함한 기타 불가피한 상으로 구성되고, 상기 기타 불가피한 상의 부피분율은 28% 이하일 수 있다.

[117]

[118] 또한, 본 발명에 따른 강판은 형상품질을 나타내는 WH(Wave Height)값이 5mm 이하일 수 있다.

[119] 강판의 형상을 나타낸 모식도인 도 1을 참조하여 설명하면, P_n 은 인접한 산과 산의 거리이며, H_n 은 상기 산과 산을 이은선과 골의 높이 차이를 나타낸다. 이때, WH(Wave Height)값은 강판의 압연방향 길이 1000mm 당 최고 H값(mm)을 나타낸다.

[120] WH(Wave Height)값이 5mm 초과인 경우에는 형상이 불량하여 프레스 성형이 어려운 문제점이 발생한다.

[121]

[122] 나아가, 본 발명에 따른 강판은 냉연강판, 용융도금강판 및 합금화 용융도금강판 중 하나일 수 있다.

[123] 예를 들어, 상기 냉연강판을 Zn, Zn-Al, Al-Si, Al-Si-Mg, Zn-Mg-Al 등의 도금욕에 침지하여 상기 용융도금강판을 얻을 수 있으며, 상기 용융도금강판을 합금화 열처리함으로써 상기 합금화 용융도금강판을 얻을 수 있다.

[124]

[125] 본 발명에 따른 강판은 높은 항복강도를 확보할 수 있으며, 냉간 프레스 성형에 의한 가공 경화로 보다 더 높은 항복강도를 가진 최종 제품의 생산이 가능하다. 따라서 열간 프레스 성형(Hot Press Forming)으로 제조된 제품과 유사한 항복강도를 확보할 수 있고, 인장강도와 연신율의 곱이 23,000MPa% 이상으로 냉간 프레스 성형후에도 연신율의 여유가 많아서, 연신율이 10% 이하의 수준인 열간 프레스 성형(Hot Press Forming) 부품에 비하여 부품 제조후 충돌에너지의 흡수능이 매우 우수한 장점이 있다.

- [126] 또한, 형상 품질이 우수하여 냉간 프레스 성형 작업성이 우수하며, 냉간 프레스 성형을 적용할 수 있어 고온 성형시 야기되는 CO₂ 발생을 억제할 수 있다. 따라서, 열간 프레스 성형(Hot Press Forming)강에 비하여 친환경 소재로써 지구환경보존에 기여할 수 있다.
- [127]
- [128] 이하, 본 발명의 다른 일 측면인 항복강도가 우수한 초고강도 고연성 강관의 제조방법에 대하여 상세히 설명한다.
- [129]
- [130] 본 발명의 다른 일 측면인 항복강도가 우수한 초고강도 고연성 강관의 제조방법은 상술한 합금조성을 만족하는 슬라브를 1100~1300°C의 온도범위로 가열하는 단계; 상기 가열된 슬라브를 Ar₃~1000°C의 온도범위에서 마무리 열간압연하여 열연강판을 얻는 단계; 상기 열연강판을 720°C 이하의 온도에서 권취하는 단계; 상기 권취된 열연강판을 Ac₁ ~ Ac₁+(Ac₃-Ac₁)/2의 온도범위에서 30분 이상 열처리하는 단계; 상기 열처리된 열연강판을 냉간압연하여 냉연강판을 얻는 단계; 상기 냉연강판을 Ac₃ 이상의 온도에서 30초 이상 유지한 후 냉각하는 1차 소둔 단계; 및 상기 1차 소둔된 냉연강판을 580°C~T_{max}의 온도범위에서 10초 내지 5분 동안 유지한 후 냉각하는 2차 소둔 단계;를 포함한다.
- [131] (단, $T_{max} = 667.64 + 129.1C - 6.51Mn + 38.52Si + 29.3Al^{1.6}$ 이고, 상기 식에서 각 원소 기호는 각 원소 함량을 중량%로 나타낸 값이다.)
- [132]
- [133] 슬라브 가열 단계
- [134] 상술한 합금조성을 만족하는 슬라브를 1100~1300°C의 온도범위로 가열한다.
- [135] 슬라브 가열 온도가 1100°C 미만인 경우에는 열간압연 하중이 급격히 증가하는 문제가 발생하며, 1300°C 초과인 경우에는 표면 스케일양이 증가하여 재료의 손실로 이어지며, Mn이 다량 함유된 경우에 액상이 존재할 수 있으므로, 슬라브 가열 온도는 1100~1300°C로 제한하는 것이 바람직하다.
- [136]
- [137] 열간압연 단계
- [138] 상기 가열된 슬라브를 Ar₃~1000°C의 온도범위에서 마무리 열간압연하여 열연강판을 얻는다.
- [139] 마무리 열간압연 온도가 Ar₃(오스테나이트를 냉각시에 페라이트가 출현하기 시작하는 온도) 미만인 경우에는 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.
- [140]

[141] 권취 단계

[142] 상기 열연강판을 720°C 이하의 온도에서 권취한다.

[143] 상기 권취시 온도가 720°C를 초과하게 되면 강판 표면의 산화막이 과다하게 형성되어 결함을 유발할 가능성이 있으므로, 그 상한을 720°C로 제한함이 바람직하다.

[144] 권취 온도가 낮아질수록 열연강판의 강도가 높아져서 후공정인 냉간압연의 압연하중이 높아지는 단점이 있으나, 본 발명과 같이 냉간압연전 열처리를 행하는 경우에는 문제가 되지 않으므로 특별히 권취 온도의 하한을 제한하지는 않는다. 하지만, 냉간압연기의 압연능력이 우수하거나 가역식 압연기의 경우에는 냉간압연전 열처리가 필요 없을 수 있다.

[145]

[146] 열처리 단계[147] 상기 권취된 열연강판을 $Ac1 \sim Ac1 + (Ac3 - Ac1)/2$ 의 온도범위에서 30분 이상 열처리한다.[148] 상기 $Ac1$ 은 저온에서 온도를 올리는 경우에 오스테나이트가 출현하기 시작하는 온도이며, $Ac3$ 는 승온시에 오스테나이트가 100%가 되는 온도를 의미한다. 이들은 상 평형 온도가 아닌 실제의 승온시 상 변태 kinetic을 고려한 온도이다.

[149]

[150] 도 2에서 보는 바와 같이 Mn양에 따라서 $Ac1$ 이 변하므로 냉간압연 강도를 낮추기 위한 적절한 온도에서의 열처리가 필요하다.[151] 본 발명의 경우에는 강 중 함유된 다량의 Mn에 기인하여 열연 권취 후 마르텐사이트가 다량 형성되고 고 합금에 기인한 오스테나이트가 일부 존재한다. 이러한 열연강판을 승온하는 경우 마르텐사이트의 템퍼링에 의해 강도가 감소하게 되는데 템퍼링만으로는 강도를 효과적으로 낮추는데 한계가 있다. 따라서, $Ac1$ 이상으로 열처리를 행하여야 오스테나이트가 추가적으로 출현하면서 BCC 구조인 마르텐사이트로부터 탄소가 오스테나이트로 효과적으로 이동하면서 강도가 낮아지게 된다. 그러나, 열처리 온도가 높아지면 오스테나이트가 과도하게 출현하게 되며, 이는 냉간압연 시에 마르텐사이트로 다량 변태하는 것에 의해 오히려 냉간압연 하중이 높아지는 단점이 있다. 그러므로, 본 발명에서는 권취 후 냉간압연을 실시하기에 앞서 $Ac1 \sim Ac1 + ((Ac3 - Ac1)/2)$ 온도범위에서 냉연전 열처리를 행하는 것이 바람직하다.

[152]

[153] 냉간압연 단계

[154] 상기 열처리된 열연강판을 냉간압연하여 냉연강판을 얻는다. 이때, 냉간압연 전에 산세 처리하여 산화층을 제거할 수 있다.

[155] 통상의 경우에는 냉간압하율에 따라 소둔시 재결정 거동이 달라지므로 냉간압하율의 하한이 정의되어야 하나, 본 발명과 같이 최종(2차) 소둔 전 1차

소둔 열처리를 Ac3 이상에서 오스테나이트 단상 소둔을 실시하는 경우에는 냉간압하율을 특별히 제한할 필요가 없다.

[156]

[157] 1차 소둔 단계

[158] 상기 냉연강판을 Ac3 이상의 온도에서 30초 이상 유지한 후 냉각하는 1차 소둔을 행한다.

[159] 최종(2차) 소둔 전에 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트로 상(phase)을 확보하기 위함이며, 이는 냉간압연된 시료의 변형된 소둔 마르텐사이트가 최종 2상역 소둔시에 재결정됨에 의하여 발생하는 상(phase)간 경도 편차를 억제하기 위함이다.

[160] 다만, 실제 열처리에서는 Ac3 이상에서 열처리를 행하더라도 kinetics문제로 매우 소량의 소둔 마르텐사이트가 상존하는 2상역 소둔이 이루어질 수 있으나 최종 물성에 큰 영향은 없다.

[161]

[162] 2차 소둔 단계

[163] 상기 1차 소둔된 냉연강판을 580°C~Tmax의 온도범위에서 10초 내지 5분 동안 유지한 후 냉각하는 2차 소둔을 행한다. 이는 강도와 연성 및 형상품질을 동시에 확보하기 위함이다.

[164] (단, $T_{max} = 667.64 + 129.1C - 6.51Mn + 38.52Si + 29.3Al^{1.6}$ 이고, 상기 식에서 각 원소 기호는 각 원소 함량을 중량%로 나타낸 값이다.)

[165]

[166] 상기 2차 소둔 열처리시 그 온도가 580°C 미만이면 오스테나이트가 충분히 형성되지 못하게 되어 강도 및 연성을 안정적으로 확보할 수 없게 되는 문제가 있다. 반면에, 2차 소둔 열처리시 그 온도가 Tmax 초과인 경우에는 75% 이상의 항복비를 확보하기 어려운 문제가 있다.

[167]

[168] $T_{max} = 667.64 + 129.1C - 6.51Mn + 38.52Si + 29.3Al^{1.6}$

[169] (단, 상기 식에서 각 원소 기호는 각 원소 함량을 중량%로 나타낸 값이다.)

[170] 상기 Tmax는 2015년 포항공대 철강대학원 이세웅 박사 학위 논문 p.184에서 인용한 관계식이다. 상기 학위 논문에서는 최대 잔류 오스테나이트를 확보하기 위한 온도로 도출되었으나, 본 발명자들은 항복강도를 75%이상 확보가 가능한 최고 열처리 온도로도 활용 가능성을 확인하여 2차 소둔 열처리 온도의 상한으로 설정하였다.

[171]

[172] 상기 2차 소둔 열처리시 유지시간이 10초 미만인 경우에는 충분한 열처리 효과를 확보할 수 없으며, 5분 초과인 경우에는 강판의 사행 등이 우려되며, 연속 생산 라인에서 행하기 어려울 수 있다.

[173]

- [174] 이때, 상기 2차 소둔 단계는 연속소둔설비에서 행해질 수 있다.
- [175] Mn 등이 다량 포함된 강종들은 최종 소둔시 30분 이상 장시간 열처리하면 우수한 인장강도 및 연신율의 balance를 얻을 수 있으나, 열처리를 장시간 할 수 있는 실질적인 방법은 통상의 연속소둔설비가 아닌 코일을 열처리하는 Batch Annealing 방식이며, Batch Annealing 방식으로 열처리를 행하면 열처리 후에 압연길이 방향으로 만곡이 발생할 수 있으며, WH(Wave Height)값이 5mm 초과하여 강판의 형상이 불량해질 수 있기 때문에 프레스 성형이 어려운 문제점이 발생할 수 있다.
- [176] 따라서, 본 발명의 2차(최종) 소둔은 연속소둔설비에서 짧게 열처리를 행하는 것이 바람직하다.
- [177]
- [178] 한편, 상기 2차 소둔된 냉연강판을 도금욕에 침지하여 도금층을 형성하는 단계를 추가로 포함할 수 있다. 예를 들어, 상기 소둔된 냉연강판을 Zn, Zn-Al, Al-Si, Al-Si-Mg, Zn-Mg-Al 등의 도금욕에 침지하여 도금층을 형성할 수 있다.
- [179]
- [180] 이때, 상기 도금층이 형성된 후, 합금화 열처리를 추가로 행하여 합금화 도금층을 형성하는 단계를 추가로 포함할 수 있다. 예를 들어, 480~600°C의 온도 범위에서 합금화 열처리를 행할 수 있다.

[181]

발명의 실시를 위한 형태

- [182] 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.
- [183]
- [184] 하기 표 1의 조성을 갖는 강을 30kg의 잉곳으로 진공용해한 후, 이를 1200°C의 온도에서 1 시간 유지한 후, 열간압연을 실시하여 900°C에서 마무리압연을 완료하고, 600°C로 미리 가열된 로에 장입하여 1 시간 유지한 후 로냉함에 의하여 열연권취를 모사하였다. 이후, 상온까지 냉각된 시편을 600°C에서 10시간 열처리를 행하고, 이를 산세 및 50% 냉간압연을 행하였다.
- [185] 상기 냉간압연된 시편을 하기 표 2에 조건으로 열처리한 후, 각 시편에 대하여 기계적 물성을 측정하여 하기 표 2에 나타내었다.
- [186]
- [187] 하기 표 1에서 각 원소 함량은 중량%이다.
- [188] 하기 표 2에서 YS(Yield Strength)는 항복강도, TS(Tensile Strength)는 인장강도, El(Elongation)은 연신율, YR(Yield Ratio, $YR(\%) = YS/TS * 100$)은 항복비를

의미한다.

[189] 또한, 하기 표 2에서 $T_{max} = 667.64 + 129.1C - 6.51Mn + 38.52Si + 29.3Al^{1.6}$ 이고, 상기 식에서 각 원소 기호는 각 원소 함량을 중량%로 나타낸 값이다.

[190]

[191] [표1]

| 강종 | C | Si | Mn | Al | Ti | Nb | V | Mo | P | S | N | Si+Mn |
|------|-------|------|------|-------|-------|-------|-------|-------|--------|--------|--------|-------|
| 비교강1 | 0.18 | 1.46 | 2.59 | 0.501 | 0.02 | 0 | 0 | 0 | 0.01 | 0.0056 | 0.0044 | 4.05 |
| 비교강2 | 0.174 | 1.5 | 3.36 | 0.031 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0.011 | 0.002 | 0.0058 | 4.86 |
| 비교강3 | 0.11 | 0 | 5.01 | 0.031 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0.009 | 0.0062 | 0.0065 | 5.01 |
| 비교강4 | 0.1 | 0.5 | 5.06 | 0.026 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0.0069 | 0.0057 | 0.0054 | 5.56 |
| 발명강1 | 0.14 | 1.11 | 5.01 | 0.031 | 0.06 | 0.04 | 0 | 0.25 | 0.0057 | 0.0045 | 0.0045 | 6.12 |
| 발명강2 | 0.12 | 0 | 7.1 | 0.04 | 0.06 | 0 | 0 | 0.251 | 0.0085 | 0.0065 | 0.0063 | 7.1 |
| 발명강3 | 0.16 | 1.08 | 6.2 | 0.045 | 0 | 0 | 0.117 | 0 | 0.0061 | 0.0071 | 0.0045 | 7.28 |
| 발명강4 | 0.141 | 1.01 | 7.25 | 0.034 | 0.058 | 0.042 | 0 | 0.248 | 0.0064 | 0.0055 | 0.0047 | 8.26 |
| 발명강5 | 0.14 | 0.99 | 7.51 | 0.029 | 0.06 | 0.041 | 0 | 0.252 | 0.0085 | 0.0068 | 0.0051 | 8.5 |
| 발명강6 | 0.06 | 0 | 8.5 | 0.028 | 0.03 | 0.039 | 0 | 0 | 0.0082 | 0.0063 | 0.0052 | 8.5 |
| 발명강7 | 0.08 | 1.02 | 8 | 0.03 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0.0077 | 0.0069 | 0.0064 | 9.02 |
| 비교강5 | 0.14 | 1.5 | 9 | 0.025 | 0.061 | 0.041 | 0 | 0.247 | 0.0064 | 0.0082 | 0.0067 | 10.5 |
| 비교강6 | 0.06 | 1.04 | 9.5 | 0.031 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0.0054 | 0.0075 | 0.0063 | 10.54 |

[192]

[193] [표2]

| 구분 | 강종 | Tmax (°C) | 1차 소둔 | | 2차 소둔 | | 기계적 물성 | | | | |
|-------|------|-----------|---------|--------|---------|--------|----------|----------|--------|--------------|--------|
| | | | 온도 (°C) | 시간 (초) | 온도 (°C) | 시간 (초) | YS (MPa) | TS (MPa) | E1 (%) | TS*E1 (MPa%) | YR (%) |
| 비교예1 | 비교강1 | 740 | 900 | 60 | 830 | 60 | 497 | 1048 | 21.6 | 22637 | 47 |
| 비교예2 | 비교강2 | 726 | 900 | 60 | 790 | 60 | 704 | 1501 | 9.6 | 14410 | 47 |
| 비교예3 | 비교강3 | 648 | 810 | 60 | 640 | 70 | 781 | 854 | 20.7 | 17678 | 91 |
| 비교예4 | 비교강4 | 667 | 810 | 60 | 640 | 70 | 898 | 940 | 18.3 | 17202 | 96 |
| 발명예1 | 발명강1 | 692 | 810 | 60 | 680 | 70 | 1142 | 1180 | 23.7 | 27966 | 97 |
| 비교예5 | | | 810 | 60 | 700 | 70 | 980 | 1371 | 18 | 24678 | 71 |
| 발명예2 | 발명강2 | 638 | 810 | 60 | 600 | 70 | 1250 | 1226 | 20.8 | 25501 | 102 |
| 발명예3 | | | 810 | 60 | 620 | 70 | 1218 | 1218 | 22.4 | 27283 | 100 |
| 발명예4 | 발명강3 | 691 | 780 | 90 | 650 | 60 | 1057 | 1191 | 23.4 | 27824 | 89 |
| 발명예5 | | | 780 | 90 | 660 | 60 | 1040 | 1203 | 27.3 | 32780 | 86 |
| 발명예6 | | | 780 | 90 | 670 | 60 | 1022 | 1249 | 27.1 | 33847 | 82 |
| 발명예7 | 발명강4 | 679 | 810 | 76 | 630 | 70 | 1197 | 1257 | 24.8 | 31174 | 95 |
| 발명예8 | | | 810 | 76 | 650 | 70 | 1148 | 1301 | 24.7 | 32135 | 88 |
| 발명예9 | 발명강5 | 675 | 800 | 120 | 610 | 120 | 1222 | 1290 | 21 | 27444 | 95 |
| 발명예10 | | | 800 | 120 | 630 | 120 | 1251 | 1285 | 25 | 32319 | 97 |
| 발명예11 | | | 800 | 120 | 650 | 120 | 1161 | 1344 | 28 | 37148 | 86 |
| 비교예6 | | | 800 | 120 | 680 | 120 | 933 | 1531 | 21 | 31637 | 61 |
| 비교예7 | 비교강6 | 620 | - | - | 680 | 60 | 1252 | 1401 | 14 | 20084 | 89 |
| 비교예8 | | | - | - | 700 | 60 | 788 | 1522 | 11 | 17143 | 52 |
| 발명예12 | 발명강6 | 620 | 800 | 60 | 600 | 70 | 1157 | 1189 | 22.0 | 26180 | 97 |
| 발명예13 | | | 800 | 60 | 620 | 70 | 1057 | 1214 | 20.8 | 25273 | 87 |
| 비교예9 | | | 800 | 60 | 640 | 70 | 890 | 1289 | 17.6 | 22689 | 69 |
| 비교예10 | | | 800 | 60 | 660 | 70 | 621 | 1354 | 16.2 | 21955 | 46 |
| 발명예14 | 발명강7 | 665 | 800 | 120 | 640 | 120 | 1026 | 1201 | 25 | 30009 | 85 |
| 비교예11 | 비교강5 | 685 | 750 | 60 | 620 | 50 | 1049 | 1535 | 23.2 | 35606 | 68 |
| 비교예12 | | | 750 | 60 | 640 | 50 | 945 | 1578 | 22.6 | 35684 | 60 |
| 비교예13 | | | 750 | 60 | 660 | 50 | 881 | 1654 | 22.8 | 37768 | 53 |
| 비교예14 | 비교강6 | 652 | 810 | 60 | 640 | 70 | 613 | 1405 | 17.7 | 24869 | 44 |

[194]

- [195] 본 발명에서 제시한 합금조성 및 제조방법을 모두 만족하는 발명예들은 인장강도가 980MPa 이상이며, 항복비가 0.75 이상이고, 인장강도와 연신율의 곱이 23,000MPa% 이상으로 우수한 기계적 물성을 확보할 수 있었다.
- [196]
- [197] 본 발명에서 제시한 합금조성 및 제조방법을 모두 만족하지 못하는 비교예 1 및 2는 고향복비를 확보할 수 없었으며, 인장강도와 연신율의 곱이 열위하였다.
- [198]
- [199] 비교강 3 및 4는 각 원소 함량은 만족하였으나 Si+Mn이 4% 미만인 경우로서, 본 발명에서 제시한 제조 조건을 적용한 경우인 비교예 3 및 4에서 알 수 있듯이, 고향복비를 확보할 수 있었으나 인장강도 및 인장강도와 연신율의 곱이 열위하였다.
- [200]
- [201] 비교강 5 및 6은 각 원소 함량은 만족하였으나 Si+Mn이 10%를 초과한 경우로서, 본 발명에서 제시한 제조 조건을 적용한 경우인 비교예 11 내지 14에서 알 수 있듯이, 인장강도와 연신율은 매우 우수한 값을 얻을 수 있었으나 고향복비를 확보할 수는 없었다.
- [202]
- [203] 한편, 본 발명에서 제시한 합금조성을 만족하더라도, 본 발명에서 제시한 제조 조건을 만족하지 못하는 비교예 5 내지 10은 항복비가 낮거나, 인장강도와 연신율의 곱이 열위하였다.
- [204]
- [205] 특히, 비교예 7 및 8과 같이, 1차 소둔 열처리를 생략하는 경우에는 1차 소둔 열처리를 행한 경우에 비해 인장강도와 연신율의 곱이 급격히 낮아져서 냉간 성형성이 열위하였다.
- [206]
- [207] 도 3은 발명강 4의 최종 소둔을 (a)연속소둔으로 열처리한 경우인 발명예 7과 (b)Batch Annealing으로 열처리한 경우의 강판 형상을 촬영한 사진이다.
- [208] 발명예 7의 경우에는 WH값이 1mm로 양호한 형상 품질을 확보할 수 있었으나, 다른 조건은 동일하나 Batch Annealing으로 열처리한 경우에는 WH값이 120mm로 형상 품질이 불량하여 프레스 성형에 부적합하였다.
- [209]
- [210] 도 4는 발명예 10의 미세조직을 주사전자현미경으로 촬영한 사진인데, 매우 미세한 조직으로 인하여 고분해능 주사전자현미경에서도 각각의 상(phase)를 구별하는 것은 어렵다. 이는 X-ray를 활용한 회절실험으로 극복이 가능하다.
- [211] 발명예 10의 상분을 측정하기 위한 Cu target으로 X-ray 회절피크를 측정할 profile인 도 5로부터 발명예 10의 미세조직은 잔류 오스테나이트 19%, 입실론 마르텐사이트 3%, 소둔 마르텐사이트 78%임이 확인되었으며, 높은 잔류 오스테나이트 분율 및 미세한 결정립 크기로 인하여 높은 항복강도와 연성을

확보할 수 있었다.

[212] 또한, 발명에 2 및 3의 X-ray 분석결과, 발명에 2의 경우에는 잔류 오스테나이트 13%, 입실론 마르텐사이트 4% 및 소둔 마르텐사이트 83%, 발명에 3의 경우에는 잔류 오스테나이트 16%, 입실론 마르텐사이트 5% 및 소둔 마르텐사이트 79%로 확인되었으며, 미세한 결정립 크기와 안정된 오스테나이트 분율의 확보가 고연성 초고강도 구현에 주요한 역할을 한 것으로 판단된다.

[213]

[214] 이상 실시예를 참조하여 설명하였지만, 해당 기술 분야의 숙련된 당업자는 하기의 특허 청구의 범위에 기재된 본 발명의 사상 및 영역으로부터 벗어나지 않는 범위 내에서 본 발명을 다양하게 수정 및 변경시킬 수 있음을 이해할 수 있을 것이다.

청구범위

- [청구항 1] 중량%로, C: 0.04~0.18%, Si: 2% 이하, Mn: 4~10%, P: 0.05% 이하(0% 제외), S: 0.02% 이하(0% 제외), Al: 0.5% 이하(0% 제외), N: 0.02% 이하(0% 제외), 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하며, Si+Mn: 6~10%을 만족하고,
미세조직은 부피분율로 12% 이상의 잔류 오스테나이트 및 60% 이상의 소둔 마르텐사이트를 포함하는 항복강도가 우수한 초고강도 고연성 강판.
- [청구항 2] 제1항에 있어서,
상기 강판은 중량%로, Ti: 0.1% 이하(0% 제외), Nb: 0.1% 이하(0% 제외), V: 0.2% 이하(0% 제외) 및 Mo: 0.5% 이하(0% 제외) 중 1종 이상을 추가로 포함하는 항복강도가 우수한 초고강도 고연성 강판.
- [청구항 3] 제1항에 있어서,
상기 강판은 중량%로, Zr: 0.001~0.1% 및 W: 0.001~0.5% 중 1종 이상을 추가로 포함하는 항복강도가 우수한 초고강도 고연성 강판.
- [청구항 4] 제1항에 있어서,
상기 강판은 중량%로, Ni: 1% 이하(0% 제외), Cu: 0.5% 이하(0% 제외) 및 Cr: 1% 이하(0% 제외) 중 1종 이상을 추가로 포함하는 항복강도가 우수한 초고강도 고연성 강판.
- [청구항 5] 제1항에 있어서,
상기 강판은 중량%로, Sb: 0.1% 이하(0% 제외), Ca: 0.01% 이하(0% 제외), 및 B: 0.01% 이하(0% 제외) 중 1종 이상을 추가로 포함하는 항복강도가 우수한 초고강도 고연성 강판.
- [청구항 6] 제1항에 있어서,
상기 강판의 미세조직 중 상기 잔류 오스테나이트 및 상기 소둔 마르텐사이트를 제외한 나머지는 알파 마르텐사이트 및 입실론 마르텐사이트를 포함한 기타 불가피한 상으로 구성되고, 상기 기타 불가피한 상의 부피분율은 20% 이하인 항복강도가 우수한 초고강도 고연성 강판.
- [청구항 7] 제1항에 있어서,
상기 강판은 인장강도가 980MPa 이상이며, 항복비가 0.75 이상이고, 인장강도와 연신율의 곱이 23,000MPa% 이상인 항복강도가 우수한 초고강도 고연성 강판.
- [청구항 8] 제1항에 있어서,
상기 강판은 형상품질을 나타내는 WH(Wave Height)값이 5mm 이하인 항복강도가 우수한 초고강도 고연성 강판.
- [청구항 9] 제1항에 있어서,

상기 강판은 냉연강판, 용융도금강판 및 합금화 용융도금강판 중 하나인 항복강도가 우수한 초고강도 고연성 강판.

- [청구항 10] 중량%로, C: 0.04~0.18%, Si: 2% 이하, Mn: 4~10%, P: 0.05% 이하(0% 제외), S: 0.02% 이하(0% 제외), Al: 0.5% 이하(0% 제외), N: 0.02% 이하(0% 제외), 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하며, Si+Mn: 6~10%을 만족하는 슬라브를 1100~1300°C의 온도범위로 가열하는 단계;
 상기 가열된 슬라브를 Ar3~1000°C의 온도범위에서 마무리 열간압연하여 열연강판을 얻는 단계;
 상기 열연강판을 720°C 이하의 온도에서 권취하는 단계;
 상기 권취된 열연강판을 Ac1 ~ Ac1+(Ac3-Ac1)/2의 온도범위에서 30분 이상 열처리하는 단계;
 상기 열처리된 열연강판을 냉간압연하여 냉연강판을 얻는 단계;
 상기 냉연강판을 Ac3 이상의 온도에서 30초 이상 유지한 후 냉각하는 1차 소둔 단계; 및
 상기 1차 소둔된 냉연강판을 580°C~Tmax의 온도범위에서 10초 내지 5분 동안 유지한 후 냉각하는 2차 소둔 단계;를 포함하는 항복강도가 우수한 초고강도 고연성 강판의 제조방법.

(단, $T_{max} = 667.64 + 129.1C - 6.51Mn + 38.52Si + 29.3Al^{1.6}$ 이고, 상기 식에서 각 원소 기호는 각 원소 함량을 중량%로 나타낸 값이다.)

- [청구항 11] 제10항에 있어서,
 상기 2차 소둔 단계는 연속소둔설비에서 행해지는 것을 특징으로 하는 항복강도가 우수한 초고강도 고연성 강판의 제조방법.
- [청구항 12] 제10항에 있어서,
 상기 2차 소둔된 냉연강판을 도금욕에 침지하여 도금층을 형성하는 단계를 추가로 포함하는 항복강도가 우수한 초고강도 고연성 강판의 제조방법.
- [청구항 13] 제12항에 있어서,
 상기 도금층이 형성된 후, 합금화 열처리를 추가로 행하여 합금화 도금층을 형성하는 단계를 추가로 포함하는 항복강도가 우수한 초고강도 고연성 강판의 제조방법.
- [청구항 14] 제10항에 있어서,
 상기 슬라브는 중량%로, Ti: 0.1% 이하(0% 제외), Nb: 0.1% 이하(0% 제외), V: 0.2% 이하(0% 제외) 및 Mo: 0.5% 이하(0% 제외) 중 1종 이상을 추가로 포함하는 항복강도가 우수한 초고강도 고연성 강판의 제조방법.
- [청구항 15] 제10항에 있어서,
 상기 슬라브는 중량%로, Zr: 0.001~0.1% 및 W: 0.001~0.5% 중 1종 이상을 추가로 포함하는 항복강도가 우수한 초고강도 고연성 강판의 제조방법.
- [청구항 16] 제10항에 있어서,

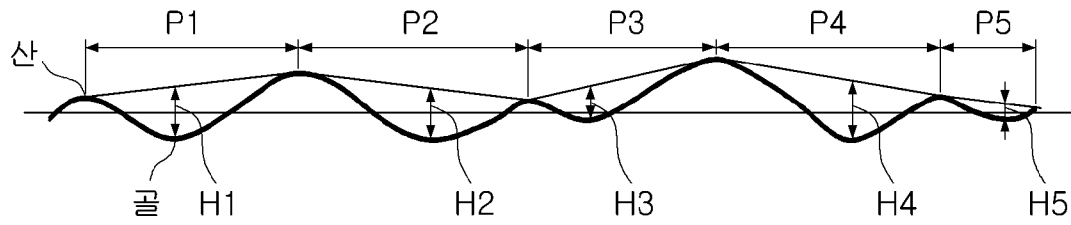
상기 슬라브는 중량%로, Ni: 1% 이하(0% 제외), Cu: 0.5% 이하(0% 제외) 및 Cr: 1% 이하(0% 제외) 중 1종 이상을 추가로 포함하는 항복강도가 우수한 초고강도 고연성 강판의 제조방법.

[청구항 17]

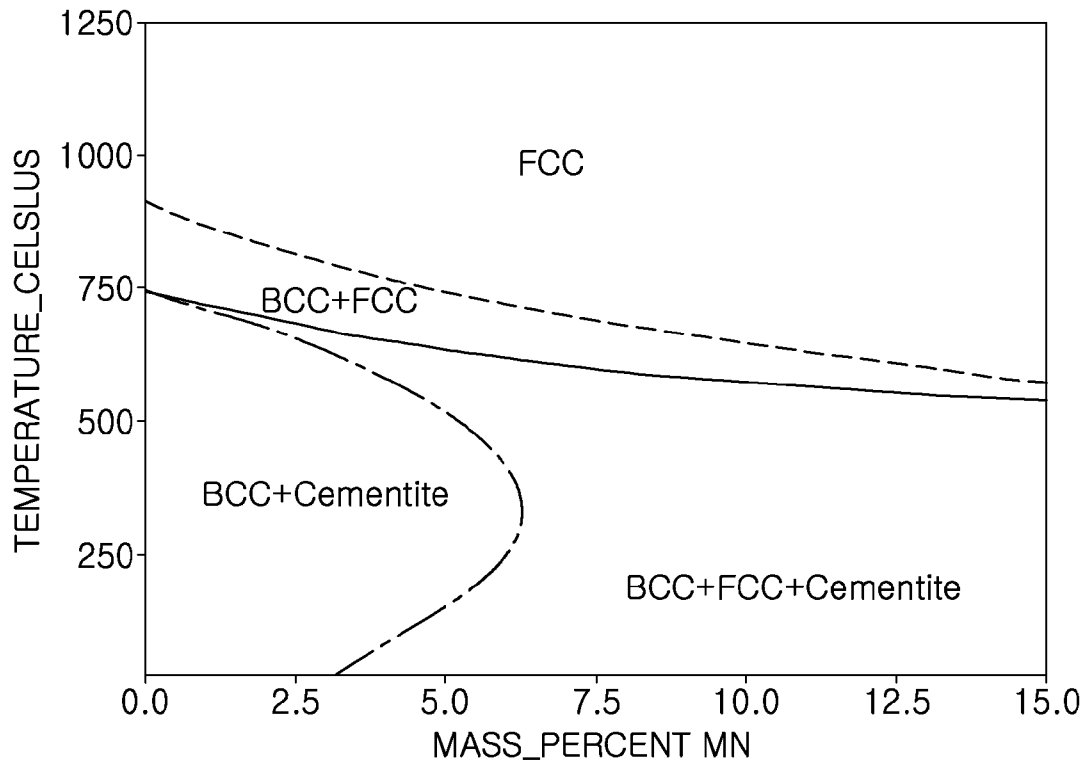
제10항에 있어서,

상기 슬라브는 중량%로, Sb: 0.1% 이하(0% 제외), Ca: 0.01% 이하(0% 제외), 및 B: 0.01% 이하(0% 제외) 중 1종 이상을 추가로 포함하는 항복강도가 우수한 초고강도 고연성 강판의 제조방법.

[도1]

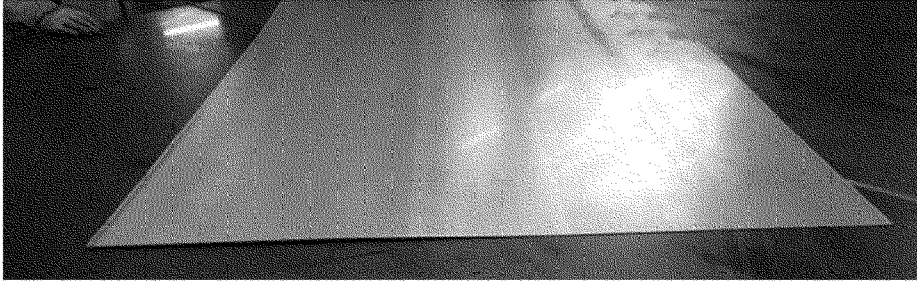


[도2]

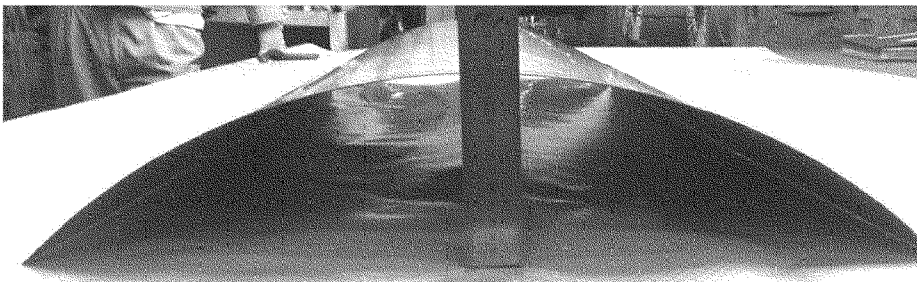


[도3]

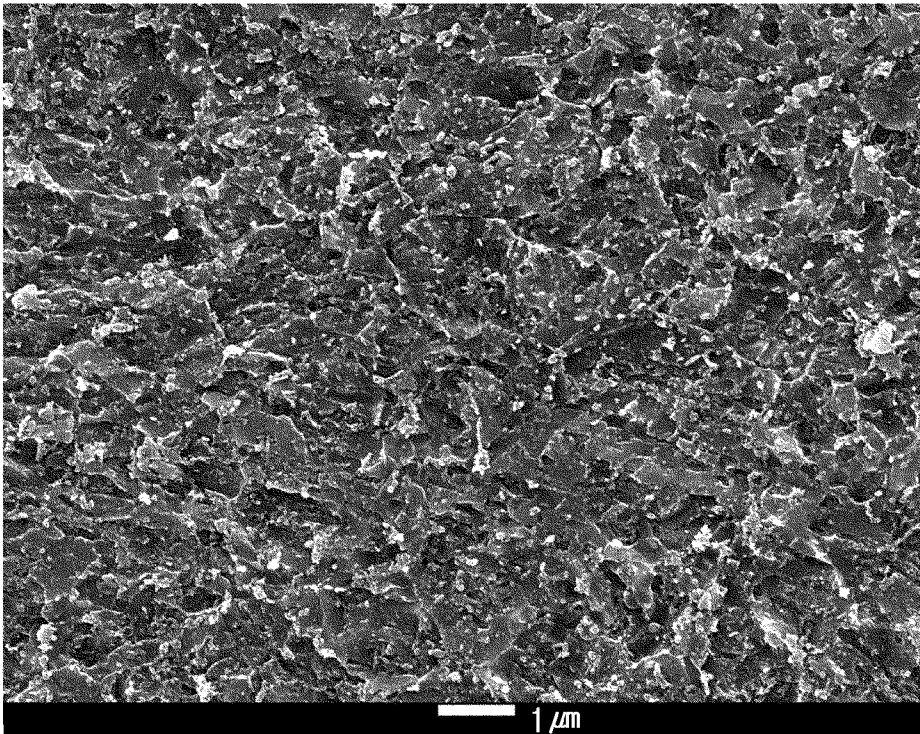
(a)



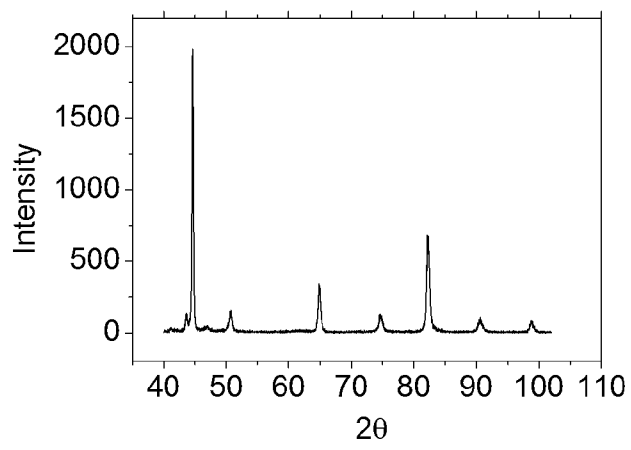
(b)



[도4]



[도5]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/KR2017/005160

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/02(2006.01)i, C22C 38/04(2006.01)i, C22C 38/06(2006.01)i, C22C 38/14(2006.01)i, C22C 38/12(2006.01)i, C22C 38/00(2006.01)i, C23C 2/40(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 38/02; C21D 9/46; B21D 22/20; C21D 8/02; C22C 38/00; C22C 38/04; C22C 38/06; C22C 38/14; C22C 38/12; C23C 2/40

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: yield strength, tensile strength, yield strength rate, ductility, micro structure, retained austenite, annealing martensite and annealing

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

| Category* | Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages | Relevant to claim No. |
|-----------|--|-----------------------|
| Y | KR 10-2012-0073407 A (POSCO) 05 July 2012 See paragraphs [0042]-[0056], claims 1-6, 14-16 and tables 1-3. | 1-17 |
| Y | KR 10-2014-0075789 A (JFE STEEL CORPORATION) 19 June 2014 See paragraphs [0050]-[0060] and claims 1-11. | 1-17 |
| A | JP 07-188834 A (NKK CORP.) 25 July 1995 See claims 1-7. | 1-17 |
| A | JP 2006-212663 A (NIPPON STEEL CORP.) 17 August 2006 See claims 1-7. | 1-17 |
| A | KR 10-2013-0076959 A (HYUNDAI HYSCO CO. LTD.) 09 July 2013 See claims 1-9. | 1-17 |



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

01 AUGUST 2017 (01.08.2017)

Date of mailing of the international search report

02 AUGUST 2017 (02.08.2017)

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. +82-42-481-8578

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/KR2017/005160

| Patent document cited in search report | Publication date | Patent family member | Publication date |
|--|------------------|----------------------|------------------|
| KR 10-2012-0073407 A | 05/07/2012 | CN 103392022 A | 13/11/2013 |
| | | CN 103392022 B | 17/08/2016 |
| | | EP 2660345 A2 | 06/11/2013 |
| | | JP 05879364 B2 | 08/03/2016 |
| | | JP 2014-508854 A | 10/04/2014 |
| | | KR 10-1253885 B1 | 16/04/2013 |
| | | US 2013-0295402 A1 | 07/11/2013 |
| | | WO 2012-091328 A2 | 05/07/2012 |
| | | WO 2012-091328 A3 | 07/09/2012 |
| | | KR 10-2014-0075789 A | 19/06/2014 |
| CN 103890202 B | 30/09/2015 | | |
| EP 2772556 A1 | 03/09/2014 | | |
| EP 2772556 A4 | 01/04/2015 | | |
| JP 05532188 B2 | 25/06/2014 | | |
| KR 10-1613806 B1 | 29/04/2016 | | |
| TW 201317369 A | 01/05/2013 | | |
| TW 1472627 B | 11/02/2015 | | |
| US 2014-0360632 A1 | 11/12/2014 | | |
| US 9617614 B2 | 11/04/2017 | | |
| WO 2013-061545 A1 | 02/05/2013 | | |
| JP 07-188834 A | 25/07/1995 | JP 02876968 B2 | 31/03/1999 |
| JP 2006-212663 A | 17/08/2006 | JP 04575799 B2 | 04/11/2010 |
| KR 10-2013-0076959 A | 09/07/2013 | KR 10-1377489 B1 | 26/03/2014 |

| | | |
|--|--|---|
| A. 발명이 속하는 기술분류(국제특허분류(IPC)) | | |
| C22C 38/02(2006.01)i, C22C 38/04(2006.01)i, C22C 38/06(2006.01)i, C22C 38/14(2006.01)i, C22C 38/12(2006.01)i, C22C 38/00(2006.01)i, C23C 2/40(2006.01)i, C21D 8/02(2006.01)i | | |
| B. 조사된 분야 | | |
| 조사된 최소문헌(국제특허분류를 기재) C22C 38/02; C21D 9/46; B21D 22/20; C21D 8/02; C22C 38/00; C22C 38/04; C22C 38/06; C22C 38/14; C22C 38/12; C23C 2/40 | | |
| 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: 항복강도, 인장강도, 항복비, 연성, 미세조직, 잔류 오스테나이트, 소둔 마르텐사이트 및 소둔 | | |
| C. 관련 문헌 | | |
| 카테고리* | 인용문헌명 및 관련 구절(해당하는 경우)의 기재 | 관련 청구항 |
| Y | KR 10-2012-0073407 A (주식회사 포스코) 2012.07.05 단락 [0042]-[0056], 청구항 1-6, 14-16 및 표 1-3 참조. | 1-17 |
| Y | KR 10-2014-0075789 A (제이에프이 스틸 가부시카가이샤) 2014.06.19 단락 [0050]-[0060] 및 청구항 1-11 참조. | 1-17 |
| A | JP 07-188834 A (NKK CORP.) 1995.07.25 청구항 1-7 참조. | 1-17 |
| A | JP 2006-212663 A (NIPPON STEEL CORP.) 2006.08.17 청구항 1-7 참조. | 1-17 |
| A | KR 10-2013-0076959 A (현대하이스코 주식회사) 2013.07.09 청구항 1-9 참조. | 1-17 |
| <input type="checkbox"/> 추가 문헌이 C(계속)에 기재되어 있습니다. <input checked="" type="checkbox"/> 대응특허에 관한 별지를 참조하십시오. | | |
| * 인용된 문헌의 특별 카테고리: “A” 특별히 관련이 없는 것으로 보이는 일반적인 기술수준을 정의한 문헌 “E” 국제출원일보다 빠른 출원일 또는 우선일을 가지나 국제출원일 이후에 공개된 선출원 또는 특허 문헌 “L” 우선권 주장에 의문을 제기하는 문헌 또는 다른 인용문헌의 공개일 또는 다른 특별한 이유(이유를 명시)를 밝히기 위하여 인용된 문헌 “O” 구두 개시, 사용, 전시 또는 기타 수단을 언급하고 있는 문헌 “P” 우선일 이후에 공개되었으나 국제출원일 이전에 공개된 문헌 “T” 국제출원일 또는 우선일 후에 공개된 문헌으로, 출원과 상충하지 않으며 발명의 기초가 되는 원리나 이론을 이해하기 위해 인용된 문헌 “X” 특별한 관련이 있는 문헌. 해당 문헌 하나만으로 청구된 발명의 신규성 또는 진보성이 없는 것으로 본다. “Y” 특별한 관련이 있는 문헌. 해당 문헌이 하나 이상의 다른 문헌과 조합하는 경우로 그 조합이 당업자에게 자명한 경우 청구된 발명은 진보성이 없는 것으로 본다. “&” 동일한 대응특허문헌에 속하는 문헌 | | |
| 국제조사의 실제 완료일 2017년 08월 01일 (01.08.2017) | 국제조사보고서 발송일 2017년 08월 02일 (02.08.2017) | |
| 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 10-2012-0073407 A | 2012/07/05 | CN 103392022 A | 2013/11/13 |
| | | CN 103392022 B | 2016/08/17 |
| | | EP 2660345 A2 | 2013/11/06 |
| | | JP 05879364 B2 | 2016/03/08 |
| | | JP 2014-508854 A | 2014/04/10 |
| | | KR 10-1253885 B1 | 2013/04/16 |
| | | US 2013-0295402 A1 | 2013/11/07 |
| | | WO 2012-091328 A2 | 2012/07/05 |
| | | WO 2012-091328 A3 | 2012/09/07 |
| | | KR 10-2014-0075789 A | 2014/06/19 |
| CN 103890202 B | 2015/09/30 | | |
| EP 2772556 A1 | 2014/09/03 | | |
| EP 2772556 A4 | 2015/04/01 | | |
| JP 05532188 B2 | 2014/06/25 | | |
| KR 10-1613806 B1 | 2016/04/29 | | |
| TW 201317369 A | 2013/05/01 | | |
| TW I472627 B | 2015/02/11 | | |
| US 2014-0360632 A1 | 2014/12/11 | | |
| US 9617614 B2 | 2017/04/11 | | |
| WO 2013-061545 A1 | 2013/05/02 | | |
| JP 07-188834 A | 1995/07/25 | JP 02876968 B2 | 1999/03/31 |
| JP 2006-212663 A | 2006/08/17 | JP 04575799 B2 | 2010/11/04 |
| KR 10-2013-0076959 A | 2013/07/09 | KR 10-1377489 B1 | 2014/03/26 |