

(12) 특허협력조약에 의하여 공개된 국제출원

(19) 세계지식재산권기구
국제사무국

(43) 국제공개일
2023년 3월 30일 (30.03.2023)



(10) 국제공개번호
WO 2023/048467 A1

- (51) 국제특허분류:
C22C 38/38 (2006.01) C22C 38/00 (2006.01)
C22C 38/26 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
C22C 38/28 (2006.01) B21C 47/02 (2006.01)
C22C 38/32 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
- (21) 국제출원번호: PCT/KR2022/014116
- (22) 국제출원일: 2022년 9월 21일 (21.09.2022)
- (25) 출원언어: 한국어
- (26) 공개언어: 한국어
- (30) 우선권정보:
10-2021-0126999 2021년 9월 27일 (27.09.2021) KR
- (71) 출원인: 주식회사 포스코 (POSCO CO., LTD) [KR/KR]; 37859 경상북도 포항시 남구 동해안로 6261, Gyeongsangbuk-do (KR).
- (72) 발명자: 조경래 (CHO, Kyoung-Rae); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26, Jeollanam-do (KR). 김성규 (KIM, Sung-Kyu); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑

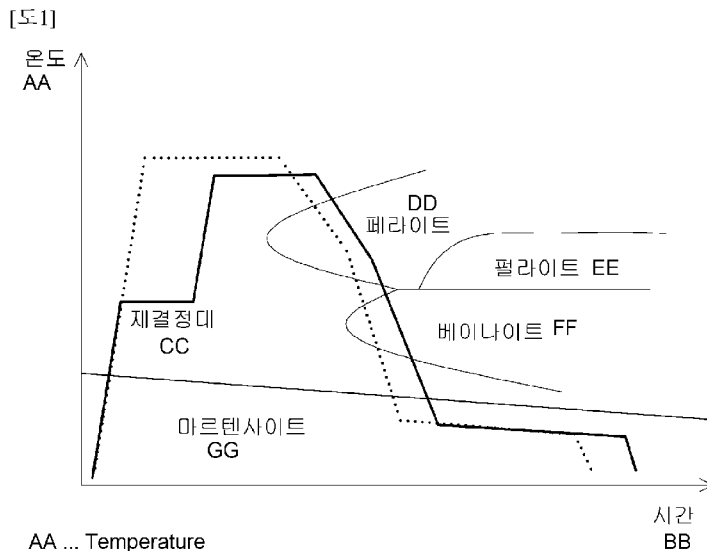
길 20-26, Jeollanam-do (KR). 박준호 (PARK, Jun-Ho); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26, Jeollanam-do (KR). 한상호 (HAN, Sang-Ho); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26, Jeollanam-do (KR). 김정훈 (KIM, Jeong-Hun); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26, Jeollanam-do (KR).

(74) 대리인: 특허법인 씨앤에스 (C&S PATENT AND LAW OFFICE); 06292 서울특별시 강남구 언주로30길 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, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, 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,

(54) Title: HIGH-STRENGTH AND THICK STEEL SHEET HAVING EXCELLENT HOLE EXPANDABILITY AND DUCTILITY, AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR

(54) 발명의 명칭: 구멍확장성 및 연성이 우수한 고강도 후물 강판 및 이의 제조방법



- AA ... Temperature
- BB ... Time
- CC ... Recrystallization zone
- DD ... Ferrite
- EE ... Pearlite
- FF ... Bainite
- GG ... Martensite

(57) Abstract: The present invention relates to steel suitable as a material for automobiles and, particularly, to a high-strength and thick steel sheet having excellent hole expandability and ductility, and a manufacturing method therefor.

(57) 요약서: 본 발명은 자동차용 소재로 적합한 강에 관한 것이며, 구체적으로 구멍확장성 및 연성이 우수한 고강도 후물 강판 및 그 제조방법에 관한 것이다.



WO 2023/048467 A1

SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN,
TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.

- (84) 지정국 (별도의 표시가 없는 한, 가능한 모든 종류의 역
내 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
럽 (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))

명세서

발명의 명칭: 구멍확장성 및 연성이 우수한 고강도 후물 강판 및 이의 제조방법

기술분야

[1] 본 발명은 자동차용 소재로 적합한 강에 관한 것이며, 구체적으로 구멍확장성 및 연성이 우수한 고강도 후물 강판 및 그 제조방법에 관한 것이다.

[2]

배경기술

[3] 최근, 자동차 산업분야에서는 CO₂ 배출 관련 환경 규제 및 에너지 사용 규제에 의해 연비 향상 또는 내구성 향상을 위하여 고강도 강의 사용이 요구되고 있다.

[4] 특히, 자동차의 충격 안정성의 규제가 확대되면서, 차체의 내충격성 향상을 위한 멤버(member), 시트레일(seat rail), 필러(pillar) 등과 같은 구조 부재의 소재로서 강도가 우수한 고강도 강이 채용되고 있다.

[5] 이러한 자동차 부품은 안정성, 디자인에 따라 복잡한 형상을 가지며, 주로 프레스 금형으로 성형하여 제조하므로, 고강도와 더불어 높은 수준의 성형성이 요구된다.

[6]

[7] 그런데, 강의 강도가 높을수록 충격 에너지 흡수에 유리한 특징을 가지는 반면, 일반적으로 강도가 높아지면 연신율이 감소하게 되어 성형 가공성이 저하되는 문제점이 있다. 뿐만 아니라, 항복강도가 과도하게 높은 경우에는 성형시 금형에서 소재의 유입이 감소함에 따라 성형성이 열위하게 되고, 제조 단가가 상승하는 문제가 있다.

[8] 또한, 자동차 부품은 구멍을 가공한 후 확장하는 성형 부위가 다수이므로, 원활한 성형을 위해 구멍확장성(Hole Expandability, HER)이 요구되나, 고강도 강은 구멍확장성이 낮아 성형 중 크랙(crack)과 같은 결함이 발생하는 문제가 있다. 이와 같이, 구멍확장성이 열위하면 자동차 충돌시 부품 성형부에서 크랙이 발생하여 부품이 쉽게 파괴되면서 탑승자의 안전이 위협받을 우려가 있다. 또한, 탑승자의 안전성에 대한 기준이 높아지면서 일부 자동차사를 중심으로 강성 확보를 위한 후물재의 채용도 꾸준히 증가하고 있다.

[9]

[10] 한편, 자동차용 소재로 사용되는 고강도 강으로는, 대표적으로 이상조직강(Dual Phase Steel, DP강), 변태유기소성강(Transformation Induced Plasticity Steel, TRIP강), 복합조직강(Complex Phase Steel, CP강), 페라이트-베이나이트 강(Ferrite Bainite steel, FB강) 등이 있다.

[11] 초고장력 강인 DP강은 대략 0.5~0.6 수준의 낮은 항복비를 가지므로 가공이 쉽고, TRIP강 다음으로 높은 연신율을 가지는 장점이 있다. 이에, 주로 도어

아우터, 시트레일, 시트벨트, 서스펜션, 암, 휠 디스크 등에 적용되고 있는 실정이다.

- [12] TRIP강은 0.57~0.67 범위의 항복비를 가짐에 의해 우수한 성형성(고연성)을 나타내는 특징이 있으며, 이에 멤버, 루프, 시트벨트, 범퍼레일 등과 같은 고성형성을 요구하는 부품에 적합하다.
- [13] CP강은 저항복비와 더불어 높은 연신율과 굽힘가공성에 의해 사이드 패널, 언더바디 보강재 등에 적용되며, FB강은 구멍확장성이 우수하여 주로 서스펜션 로어암이나 휠 디스크 등에 적용된다.
- [14]
- [15] 이 중, DP강은 주로 연성이 우수한 페라이트와 강도가 높은 경질상(마르텐사이트 상, 베이나이트상)으로 구성되며, 미량의 잔류 오스테나이트가 존재할 수 있다. 이러한 DP강은 항복강도가 낮고, 인장강도가 높아 항복비(Yield Ratio, YR)가 낮으며, 높은 가공경화율, 고연성, 연속항복거동, 상온 내시효성, 소부경화성 등이 우수한 특성을 가진다. 또한, 각 상(phase)의 분율과 재결정도, 분포 균일도 등을 제어함에 의해 구멍확장성이 높은 고강도 강으로 제조할 수 있다.
- [16] 그런데, 인장강도 980MPa 이상의 초고강도를 확보하기 위해서는 강도 향상에 유리한 마르텐사이트 상과 같은 경질상(hard phase)의 분율을 높여야 하는데, 이 경우 항복강도가 상승하여 프레스 성형 중에 크랙(crack) 등의 결함이 발생하는 문제가 있다.
- [17]
- [18] 일반적으로 자동차용 DP강은 제강 및 연주 공정을 통해 슬라브를 제작한 다음, 이 슬라브에 대해 [가열-조압연-마무리 열간압연]하여 열연코일을 얻은 후 소둔 공정을 거쳐 최종 제품으로 제조한다.
- [19] 여기서, 소둔 공정은 주로 냉연강판의 제조시 행해지는 공정으로, 냉연강판은 열연코일을 산 세척하여 표면 스케일(scale)을 제거하고, 상온에서 일정의 압하율로 냉간압연한 후, 소둔 공정과 필요에 따라 추가적인 조절압연 공정을 거쳐 제조된다.
- [20] 냉간압연하여 얻은 냉연강판(냉연재)은 그 자체가 매우 경화된 상태로서, 가공성을 요구하는 부품을 제작하는 데에는 부적합하므로, 후속 공정으로 연속소둔로 내에서의 열처리를 통해 연질화시켜 가공성을 향상시킬 수 있다.
- [21] 일 예로, 소둔 공정은 가열로 내에서 강판(냉연재)을 대략 650~850°C로 가열한 뒤 일정시간 유지함으로써 재결정과 상 변태 현상을 통해 경도를 낮추고 가공성을 개선할 수 있다.
- [22] 소둔 공정을 거치지 않은 강판은 경도 특히, 표면경도가 높고 가공성이 부족한 반면, 소둔 공정이 행해진 강판은 재결정 조직을 가짐으로써 경도, 항복점, 항장력이 낮아져 가공성의 향상을 도모할 수 있다.
- [23] DP강의 항복강도를 낮추는 대표적인 방법으로서, 연속소둔시 가열 공정에서

페라이트를 완전하게 재결정시켜 등축정 형태로 제조함으로써, 후속 공정에서 오스테나이트의 생성 및 성장될 때 등축정 형태가 되도록 하여, 입자 크기가 작고 균일한 오스테나이트 상을 형성하는 것이 유리하다.

[24]

[25] 그리고, 후물재의 경우에는 일정 압하율을 확보하기 위하여 열연 두께를 상대적으로 두껍게 확보하여야 하므로 후속 냉간압연시 부하가 크고 조업성이 낮아지는 문제가 있다. 후물재 제조시 압하율이 낮으면 소둔 중 페라이트 미세결정으로 인한 조직 불균일도가 커져 항복강도가 높아지며, 냉간압연 방향성이 미세조직에 유지되면서 가공성이 저하되는 문제가 있다. 따라서, 후물재의 경우 치수 특성상 두께 방향으로 재질 편차가 클 수밖에 없으므로 가공성 및 이용 물성의 향상을 위하여 가능한 재질을 균질화 처리하는 기술이 요구된다.

[26]

[27] 한편, 특허문헌 1에서는 Ti, Mo 등을 활용하여 미세 석출물을 형성하고, 미세조직으로 페라이트, 베이나이트 및 마르텐사이트 상으로 구성함으로써 구멍확장성과 연신율의 확보가 가능하다고 개시하고 있다.

[28]

그런데, 이 문헌은 미세 석출물을 형성하기 위한 탄소와 베이나이트 도입을 위해 과도하게 첨가되는 실리콘에 의해 용접성 및 액상금속취화(LME) 문제가 있다. 뿐만 아니라, 연질상과 경질상 간의 경도 차 등에 의한 문제가 여전히 존재하며, 높은 구멍확장성을 위해 베이나이트 상을 과다한 비율로 형성함에 따라 항복강도가 높아 가공이 어렵고 연신율이 열위한 단점이 있다.

[29]

[30] 전술한 종래기술들로부터 미루어볼 때, 후물 고강도 강의 연신율 및 구멍확장성 등과 같은 성형성을 동시에 향상시키기 위해서는 강 내 균일한 조직을 형성하면서, 항복강도는 낮추되 가공성을 향상시킬 수 있는 방안의 개발이 요구된다.

[31]

[32] (특허문헌 1) 한국 공개특허공보 제10-2021-0095156호

[33]

발명의 상세한 설명

기술적 과제

[34]

본 발명의 일 측면은, 자동차 구조부재용 등으로 적합한 소재로서, 낮은 항복비, 높은 강도를 가지면서, 연성의 향상을 통해 구멍확장성 등의 성형성이 우수한 고강도 후물 강판 및 이것을 제조하는 방법을 제공하고자 하는 것이다.

[35]

[36] 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.

[37]

과제 해결 수단

[38] 본 발명의 일 측면은, 중량%로, 탄소(C): 0.05~0.12%, 망간(Mn): 2.0~3.0%, 실리콘(Si): 0.5% 이하(0%는 제외), 크롬(Cr): 1.0% 이하(0%는 제외), 니오븀(Nb): 0.1% 이하(0%는 제외), 티타늄(Ti): 0.1% 이하(0%는 제외), 보론(B): 0.003% 이하(0%는 제외), 알루미늄(sol.Al): 0.02~0.05%, 인(P): 0.05% 이하(0%는 제외), 황(S): 0.01% 이하(0%는 제외), 질소(N): 0.01% 이하(0%는 제외), 철(Fe) 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고,

[39] 미세조직으로 면적분율 10~30%의 페라이트, 10~25%의 재결정 페라이트 브리지(bridge), 20~30%의 베이나이트 및 잔부 마르텐사이트를 포함하는 구멍확장성 및 연성이 우수한 고강도 후물 강판을 제공한다.

[40]

[41] 본 발명의 다른 일 측면은, 강 슬라브를 준비하는 단계; 상기 강 슬라브를 1100~1300°C의 온도범위에서 가열하는 단계; 상기 가열된 강 슬라브를 열간압연하여 열연강판을 제조하는 단계; 상기 열연강판을 400~700°C의 온도범위에서 권취하는 단계; 상기 권취 후 열연강판을 상온까지 냉각하는 단계; 상기 냉각된 열연강판을 55~80%의 냉간압하율로 냉간압연하여 냉연강판을 제조하는 단계; 상기 냉연강판을 연속소둔 처리하는 단계; 상기 연속소둔 후 650~700°C의 온도범위까지 1~10°C/s의 평균 냉각속도로 1차 냉각하는 단계; 및 상기 1차 냉각 후 450~500°C의 온도범위까지 5~50°C/s의 평균 냉각속도로 2차 냉각하는 단계를 포함하고,

[42] 상기 연속소둔은 가열대, 균열대 및 냉각대가 구비된 설비에서 행하며, 상기 냉연강판을 가열대로 승온시 600~700°C에서 1~3분간 유지하는 재결정대를 거치는 것을 특징으로 하는 구멍확장성 및 연성이 우수한 고강도 후물 강판의 제조방법을 제공한다.

[43]

발명의 효과

[44] 본 발명에 의하면, 고강도를 가짐에도 구멍확장성이 우수하여 성형성과 충돌 저항성이 향상된 후물 강판을 제공할 수 있다.

[45] 이와 같이, 성형성이 향상된 본 발명의 강판은 프레스 성형시 크랙 또는 주름 등의 가공 결함을 방지할 수 있으므로, 복잡한 형상으로의 가공이 요구되는 구조용 등의 부품에 적합하게 적용하는 효과가 있다. 나아가, 그러한 부품이 적용된 자동차가 불가피하게 충돌하는 경우, 크랙 등의 결함이 잘 형성되지 않도록 내충돌성이 향상된 소재를 제조하는 데에도 효과적이다.

[46]

도면의 간단한 설명

- [47] 도 1은 본 발명의 일 실시예 따른 연속소둔 시 열 이력 및 상 변태 이력을 도시한 것이다. 도 1에서 점선은 종래 연속소둔 시 열 이력을 나타내며, 실선은 본 발명에 따른 연속소둔 시 열 이력을 나타냄을 밝혀둔다.
- [48] 도 2의 (a)는 조직 내에 보이드(void) 형성 기구를 나타낸 것이며, (b)는 본 발명의 일 실시예에 따른 발명예의 조직 내 계면 강화 기구를 도시한 것이다.
- [49] 도 3 및 4는 본 발명의 일 실시예에 따른 비교예(도 3) 및 발명예(도 4)의 미세조직 사진을 나타낸 것이다(도 4에서 화살표는 재결정 페라이트 브리지(bridge) 조직을 표기한 것이다).

[50]

발명의 실시를 위한 최선의 형태

- [51] 본 발명의 발명자들은 자동차용 소재 중 복잡한 형상으로의 가공이 요구되는 부품 등에 적합하게 사용할 수 있는 수준의 성형성을 가지는 소재를 개발하기 위하여 깊이 연구하였다.
- [52] 특히, 본 발명자들은 상대적으로 냉간 압하율이 낮을 수 밖에 없는 자동차용 후물 강판에 있어서, 경질상 사이의 균열 저항성을 높일 수 있는 조직 구성을 도출함과 동시에, 보이드(void)의 생성 및 전파 방지에 유리한 경질상의 미세화 및 결정립 형상 제어를 통해 목표하는 바를 달성할 수 있음을 확인하고, 본 발명을 완성하기에 이르렀다.
- [53]
- [54] 특별히, 본 발명은 경질상의 일방향성이 제거되도록 상기 경질상을 서로 연결하는 구조를 갖는 재결정 페라이트 브리지(bridge)를 도입하며, 이러한 조직을 형성함에 있어서 합금조성 및 제조조건을 최적화함에 기술적 의의가 있다.
- [55]
- [56] 이하, 본 발명에 대하여 상세히 설명한다.
- [57]
- [58] 본 발명의 일 측면에 따른 구멍확장성 및 연성이 우수한 고강도 후물 강판은 중량%로, 탄소(C): 0.05~0.12%, 망간(Mn): 2.0~3.0%, 실리콘(Si): 0.5% 이하(0%는 제외), 크롬(Cr): 1.0% 이하(0%는 제외), 니오븀(Nb): 0.1% 이하(0%는 제외), 티타늄(Ti): 0.1% 이하(0%는 제외), 보론(B): 0.003% 이하(0%는 제외), 알루미늄(sol.Al): 0.02~0.05%, 인(P): 0.05% 이하(0%는 제외), 황(S): 0.01% 이하(0%는 제외), 질소(N): 0.01% 이하(0%는 제외)를 포함할 수 있다.
- [59]
- [60] 이하에서는, 본 발명에서 제공하는 고강도 후물 강판의 합금조성을 위와 같이 제한하는 이유에 대하여 상세히 설명한다.
- [61] 한편, 본 발명에서 특별히 언급하지 않는 한 각 원소의 함량은 중량을 기준으로

하며, 조직의 비율은 면적을 기준으로 한다.

[62]

[63] 탄소(C): 0.05~0.12%

[64] 탄소(C)는 고용강화를 위해 첨가되는 중요한 원소이며, 이러한 C는 석출원소와 결합하여 미세 석출물을 형성함으로써 강의 강도 향상에 기여한다.

[65] 상기 C의 함량이 0.12%를 초과하게 되면 경화능이 증가하여 강 제조시 냉각 중에 마르텐사이트가 형성됨에 따라 강도가 과도하게 상승하는 한편, 연신율의 감소를 초래하는 문제가 있다. 또한, 용접성이 열위하게 되어 부품으로 가공시 용접결합이 발생할 우려가 있다. 한편, 상기 C의 함량이 0.05% 미만이면 목표 수준의 강도 확보가 어려워진다.

[66] 따라서, 상기 C는 0.05~0.12%로 포함할 수 있다. 보다 유리하게는 0.06% 이상으로 포함할 수 있으며, 0.10% 이하로 포함할 수 있다.

[67]

[68] 망간(Mn): 2.0~3.0%

[69] 망간(Mn)은 강 중의 황(S)을 MnS로 석출시켜 FeS의 생성에 의한 열간취성을 방지하며, 강을 고용강화시키는 데에 유리한 원소이다.

[70] 이러한 Mn의 함량이 2.0% 미만이면 상술한 효과를 얻을 수 없을 뿐만 아니라, 목표 수준의 강도 확보에 어려움이 있다. 반면, 그 함량이 3.0%를 초과하게 되면 용접성, 열간압연성 등의 문제가 발생할 가능성이 높고, 동시에 경화능의 증가로 보다 용이하게 마르텐사이트가 형성됨에 따라 연성이 저하될 우려가 있다. 또한, 조직 내 Mn-Band(Mn 산화물 띠)가 과도하게 형성되어 가공 크랙과 같은 결함 발생의 위험이 높아지는 문제가 있다. 그리고, 소둔시 Mn 산화물이 표면에 용출되어 도금성을 크게 저해하는 문제가 있다.

[71] 따라서, 상기 Mn은 2.0~3.0%로 포함할 수 있다. 보다 유리하게는 2.2% 이상, 2.8% 이하로 포함할 수 있다.

[72]

[73] 실리콘(Si): 0.5% 이하(0%는 제외)

[74] 실리콘(Si)은 페라이트 안정화 원소로서, 페라이트 변태를 촉진시켜 목표 수준의 페라이트 분율을 확보하는 데에 유리하다. 또한, 고용 강화능이 좋아 페라이트의 강도를 높이는데 효과적이고, 강의 연성을 저하시키지 않으면서 강도를 확보하는 데에 유용한 원소이다.

[75] 이러한 Si의 함량이 0.5%를 초과하게 되면 고용강화 효과가 과도해져 오히려 연성이 저하되며, 표면 스케일 결함을 유발하여 도금 표면품질에 악영향을 미치게 된다. 또한, 화성처리성을 저해하는 문제가 있다.

[76] 따라서, 상기 Si은 0.5% 이하로 포함할 수 있으며, 0%는 제외할 수 있다. 보다 유리하게는 0.1% 이상으로 포함할 수 있다.

[77]

[78] 크롬(Cr): 1.0% 이하(0%는 제외)

- [79] 크롬(Cr)은 냉각 중에 경화능 효과를 발휘하여 베이나이트 상의 형성을 용이하게 하며, 소둔 열처리시 마르텐사이트 상의 형성을 억제하는 한편, 미세한 탄화물을 형성하여 강도 향상에 기여하는 원소이다.
- [80] 또한, 본 발명에서는 상기 Cr을 적정 수준으로 함유함에 의해, 가열 중에 페라이트 안정화 원소로 작용하여 오스테나이트 상 변태 반응을 지연시키면서 보다 높은 온도에서 상 변태가 시작됨에 따라 가열 중 재결정만 일어나는 영역(Trex~A1)에 오래 체류하게 된다. 그 결과 재결정 페라이트 브리지 조직을 확보할 수 있다.
- [81] 상기 Cr의 함량이 1.0%를 초과하게 되면 의도하는 재결정 페라이트 브리지가 형성되지 못하여 강의 연성 및 구멍확장성이 감소하며, 입계에 탄화물이 형성되는 경우에는 강도 및 연신율이 열위할 우려가 있다. 또한, 제조원가가 상승하는 문제가 있다.
- [82] 따라서, 상기 Cr은 1.0% 이하로 포함할 수 있으며, 0%는 제외할 수 있다. 보다 유리하게는 0.01% 이상으로 포함할 수 있다.
- [83]
- [84] 니오븀(Nb): 0.1% 이하(0%는 제외)
- [85] 니오븀(Nb)은 오스테나이트 입계에 편석되어 소둔 열처리시 오스테나이트 결정립의 조대화를 억제하고, 미세한 탄화물을 형성하여 강도 향상에 기여하는 원소이다.
- [86] 이러한 Nb의 함량이 0.1%를 초과하게 되면 조대한 탄화물이 석출되고, 강 중 탄소량 저감에 의해 강도 및 연신율이 열위할 수 있으며, 제조원가가 상승하는 문제가 있다.
- [87] 따라서, 상기 Nb은 0.1% 이하로 포함할 수 있으며, 0%는 제외할 수 있다.
- [88]
- [89] 티타늄(Ti): 0.1% 이하(0%는 제외)
- [90] 티타늄(Ti)은 미세 탄화물을 형성하는 원소로서 항복강도 및 인장강도 확보에 기여한다. 또한, Ti은 강 중 N를 TiN으로 석출시켜 강 중에 불가피하게 존재하는 Al에 의한 AlN의 형성을 억제하는 효과가 있어, 연속주조시 크랙의 발생 가능성을 저감시키는 효과가 있다.
- [91] 이러한 Ti의 함량이 0.1%를 초과하게 되면 조대한 탄화물이 석출되고, 강 중 탄소량 저감에 의하여 강도 및 연신율의 감소 우려가 있다. 또한, 연속주조시 노즐 막힘을 유발할 우려가 있으며, 제조원가가 상승하는 문제가 있다.
- [92] 따라서, 상기 Ti은 0.1% 이하로 포함할 수 있으며, 0%는 제외할 수 있다.
- [93]
- [94] 보론(B): 0.003% 이하(0%는 제외)
- [95] 보론(B)은 소둔 열처리 후 냉각하는 과정에서 오스테나이트가 펄라이트로 변태되는 것을 지연시키는 원소이나, 그 함량이 0.003%를 초과하게 되면 B이 표면에 과다하게 농화되어 도금밀착성의 열화를 초래할 수 있다.

- [96] 따라서, 상기 B는 0.003% 이하로 포함할 수 있으며, 불가피하게 첨가되는 수준을 고려하여 0%는 제외할 수 있다.
- [97]
- [98] 알루미늄(sol.Al): 0.02~0.05%
- [99] 알루미늄(sol.Al)은 강의 입도 미세화 효과 및 탈산을 위해 첨가하는 원소로서, 그 함량이 0.02% 미만이면 안정된 상태로 알루미늄 킬드강을 제조할 수 없다. 반면, 그 함량이 0.05%를 초과하게 되면 결정립이 미세화되어 강도가 향상되는 효과가 있지만, 제강 연주 조업시 개재물의 과다한 형성으로 도금강판의 표면 불량 발생 우려가 높아진다.
- [100] 따라서, 상기 sol.Al은 0.02~0.05%로 포함할 수 있다.
- [101]
- [102] 인(P): 0.05% 이하(0%는 제외)
- [103] 인(P)은 고용강화 효과가 가장 큰 치환형 원소로서, 면내 이방성을 개선하고, 성형성을 크게 저하시키지 않으면서 강도 확보에 유리한 원소이다. 하지만, 이러한 P을 과잉 첨가할 경우 취성 파괴 발생 가능성이 크게 증가하여 열간압연 도중 슬라브의 판 파단 발생 가능성이 증가하며, 도금 표면 특성을 저해하는 문제가 있다.
- [104] 따라서, 본 발명에서는 상기 P의 함량을 0.05% 이하로 제어할 수 있으며, 불가피하게 첨가되는 수준을 고려하여 0%는 제외할 수 있다.
- [105]
- [106] 황(S): 0.01% 이하(0%는 제외)
- [107] 황(S)은 강 중 불순물 원소로서 불가피하게 첨가되는 원소이고, 연성을 저해하므로 그 함량을 가능한 낮게 관리하는 것이 바람직하다. 특히, S은 적열 취성을 발생시킬 가능성을 높이는 문제가 있으므로, 그 함량을 0.01% 이하로 제어하는 것이 바람직하다. 다만 제조과정 중에 불가피하게 첨가되는 수준을 고려하여 0%는 제외할 수 있다.
- [108]
- [109] 질소(N): 0.01% 이하(0%는 제외)
- [110] 질소(N)는 고용 강화 원소이나, 그 함량이 0.01%를 초과하게 되면 취성이 발생할 위험성이 커지며, 강 중 Al과 결합하여 AlN을 과다하게 석출시킴에 의해 연주 품질을 저해할 우려가 있다.
- [111] 따라서, 상기 N는 0.01% 이하로 포함할 수 있으며, 불가피하게 첨가되는 수준을 고려하여 0%는 제외할 수 있다.
- [112]
- [113] 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.

[114]

[115] 상술한 합금조성을 가지는 본 발명의 강판은 미세조직으로 연질상(soft phase)인 페라이트와 경질상(hard phase)인 베이나이트 및 마르텐사이트 상과 함께, 상기 경질상을 연결하여 형성되는 재결정 페라이트 브리지(bridge) 조직으로 구성될 수 있다.

[116]

본 발명에서 재결정 페라이트 브리지 생성으로 인한 미세조직 상의 가장 큰 변화는 기존 페라이트의 압연 방향성의 소실과 경질상 주변의 연결 정도가 크다는 것이다. 또한 가열 중 재결정 페라이트 브리지 생성으로 역변태 오스테나이트의 생성 위치가 줄어들고 고온에서의 오스테나이트 생성이 지연되어 냉각 이후의 보다 작은 크기의 2차상을 생성 할 수 있다. 미세결정 페라이트 지역은 압연방향성이 존재하는 연신된 조직으로 불규칙적인 거친 계면으로 남아있으며, 재결정 페라이트 브리지 입계는 다각형 형태의 부드러운 계면을 가지는 특징이 있다. 상기 재결정 페라이트 브리지를 결정하는 방법은 예를 들어, EBSD 결정방위(electron backscatter diffraction orientation)로 구분할 수 있고, 또는 과산화수소수 수용액(ex. 증류수 140ml, 과산화수소 100ml, 옥살산 4g, 황산 2ml, 불산 1.5 ml)으로 에칭하여 광학적으로 구분을 할 수 있다.

[117]

[118] 구체적으로, 본 발명의 강판은 페라이트 상을 면적분율 10~30%, 재결정 페라이트 브리지(bridge) 상을 면적분율 10~25%로 포함하며, 경질상인 20~30%의 베이나이트와 잔부 마르텐사이트 상을 포함할 수 있다. 이에 더하여 미량의 잔류 오스테나이트 상을 포함할 수 있다.

[119]

[120] 본 발명에서 상기 재결정 페라이트 브리지(bridge) 상은 경질상의 일방향성을 해소하여 경질상의 결정립계를 따라 발생하는 보이드(void), 이 보이드의 전파를 억제하는데 유리한 조직으로서, 기존의 입상 페라이트(polygonal ferrite)와 구별되는 조직이다.

[121]

또한, 상기 재결정 페라이트 브리지(bridge)는 일반적인 재결정 페라이트와도 구별되는 조직으로서, 상대적으로 조대하며, 바람직하게는 원 상당 직경(equivalent circular diameter) 기준 평균 1~6 μ m의 크기를 갖는다. 상기 재결정 페라이트 브리지 상의 크기가 1 μ m 미만이면 경질상의 방향성을 해소시키는 데에 어려움이 있어 목적하는 효과를 얻을 수 없으며, 반면 그 크기가 6 μ m를 초과하게 되면 과도하게 조대한 조직이 되어 강도 등의 물리적 성질이 저해될 우려가 있다.

[122]

도 2에 나타낸 바와 같이, 경질상이 방향성을 가지도록 형성되는 경우(a) 결정립계를 따라 형성된 보이드(void)의 연결이 용이해져 크랙의 전파가 유리해진다. 반면, 본 발명에서 의도하는 조직(b), 특별히 재결정 페라이트 브리지 상이 경질상의 일방향성은 제거하면서, 경질상을 서로 연결하는

구조로서 형성되면 보이드가 결정립계를 따라 합체하기 어려워지므로 결과적으로 크랙의 발생, 이의 전파를 크게 억제하는 효과가 있다.

- [123] 이러한 재결정 페라이트 브리지(bridge) 상의 분율이 과도하게 높으면 상대적으로 경질상의 분율이 낮아져 목표 수준의 강도를 확보할 수 없게 된다. 이를 고려하여, 상기 재결정 페라이트 브리지(bridge) 상을 25% 이하로 포함할 수 있다. 반면, 그 분율이 10% 미만이면 상술한 효과(경질상 일방향성 해소 및 보이드 전파 억제 등)를 충분히 얻을 수 없게 되어 구멍확장성이 열위하게 된다.
- [124] 즉, 본 발명은 연질상인 페라이트 상과 경질상인 베이나이트 상, 마르텐사이트 상 이외에 재결정 페라이트 브리지 상을 도입하고, 상기 재결정 페라이트 브리지 상의 형상 및 분포를 제어함에 의해 성형성을 더욱 향상시킴에 기술적 의의가 있다.
- [125]
- [126] 상기 페라이트 상의 분율이 10% 미만이면 강의 연성 확보에 불리하며, 반면 그 분율이 30%를 초과하게 되면 상대적으로 경질상의 분율이 낮아져 목표 수준의 강도를 확보하는 데에 어려움이 있다.
- [127] 상기 베이나이트 상의 분율이 20% 미만이면 강도 확보에 어려움이 있을 뿐만 아니라, 연질상과 마르텐사이트 상 간의 경도차가 커지는 문제가 있다. 반면, 그 분율이 30%를 초과하게 되면 연질상의 분율이 낮아져 연성 확보가 곤란해진다.
- [128] 상기 페라이트 상, 재결정 페라이트 브리지(bridge) 상과 베이나이트 상을 제외한 조직 중 마르텐사이트 상은 그 분율에 대해서는 구체적으로는 한정하지 아니하나, 인장강도 980MPa 이상의 초고강도를 확보하기 위하여 면적분율 15% 이상으로 포함할 수 있다. 다만, 상기 마르텐사이트 상의 분율이 60%를 초과하게 되면 연성이 저하되어 목표 수준의 성형성을 확보하기 어려워진다.
- [129] 한편, 상기 잔류 오스테나이트 상은 그 분율이 3%를 넘지 않는 것이 유리하며, 0% 이더라도 의도하는 물성 확보에는 무리가 없음을 밝혀둔다.
- [130]
- [131] 상술한 미세조직을 가지는 본 발명의 고강도 후물 강판은 인장강도 980MPa 이상, 항복강도 550~700MPa, 연신율(총 연신율)이 14% 이상으로 고강도와 더불어 고연성의 특성을 가질 수 있다.
- [132] 더불어, 상기 강판은 30% 이상의 구멍확장률(Hole Expansion Ratio, HER)을 가짐으로써 가공시 발생할 수 있는 크랙에 대한 저항성 및 충돌과단 저항성이 우수한 효과가 있다.
- [133] 그리고, 본 발명의 고강도 후물 강판은 그 두께가 1~3mm이며, 보다 바람직하게는 1.5~2.5mm의 두께를 가질 수 있다.
- [134]
- [135] 이하, 본 발명의 다른 일 측면에 따른 구멍확장성 및 연성이 우수한 고강도 후물 강판을 제조하는 방법에 대하여 상세히 설명한다.
- [136]

- [137] 간략히, 본 발명은 [강 슬라브 가열 - 열간압연 - 권취 - 냉간압연 - 연속소둔]의 공정을 거쳐 목적하는 강판을 제조할 수 있으며, 이하 각 공정에 대하여 상세히 설명한다.
- [138]
- [139] [강 슬라브 가열]
- [140] 먼저, 전술한 합금조성을 만족하는 강 슬라브를 준비한 후, 이를 가열할 수 있다.
- [141] 본 공정은 후속하는 열간압연 공정을 원활히 수행하고, 목표로 하는 강판의 물성을 충분히 얻기 위하여 행하여진다. 본 발명에서는 이러한 가열 공정의 조건에 대해서는 특별히 제한하지 않으며, 통상의 조건이면 무방하다. 일 예로써, 1100~1300°C의 온도 범위에서 가열 공정을 행할 수 있다.
- [142]
- [143] [열간압연]
- [144] 상기에 따라 가열된 강 슬라브를 열간압연하여 열연강판으로 제조할 수 있으며, 이때 출구측 온도 Ar3 이상~1000°C 이하에서 마무리 열간압연을 행할 수 있다.
- [145] 상기 마무리 열간압연시 출구측 온도가 Ar3 미만이면 열간 변형 저항이 급격히 증가하고, 열연코일의 상(top)부, 하(tail)부 및 에지(edge)부가 단상 영역으로 되어 면내 이방성이 증가되어 성형성이 열화될 우려가 있다. 한편, 그 온도가 1000°C를 초과하게 되면 상대적으로 압연 하중이 감소하여 생산성에는 유리한 반면, 두꺼운 산화 스케일이 발생할 우려가 있다.
- [146] 보다 구체적으로, 상기 마무리 열간압연은 760~940°C의 온도범위에서 행할 수 있다.
- [147]
- [148] [권취]
- [149] 상기에 따라 제조된 열연강판을 코일 형상으로 권취할 수 있다.
- [150] 상기 권취는 400~700°C의 온도범위에서 행할 수 있다. 만일, 권취 온도가 400°C 미만이면 마르텐사이트 또는 재결정 페라이트 브리지(bridge) 상이 과다하게 형성되어 열연강판의 과도한 강도 상승을 초래하여, 이후의 냉간압연시 부하로 인한 형상 불량 등의 문제가 야기될 수 있다. 반면, 권취 온도가 700°C를 초과하게 되면 표면 스케일이 증가하여 산세성이 열화되는 문제가 있다.
- [151]
- [152] [냉각]
- [153] 상기 권취된 열연강판을 상온까지 0.1°C/s 이하(0°C/s 제외)의 평균 냉각속도로 냉각하는 것이 바람직하다. 이때, 상기 권취된 열연강판은 이송, 적치 등의 과정을 거친 후 냉각이 행해질 수 있으며, 냉각 이전의 공정이 이에 한정되는 것은 아님을 밝혀둔다.
- [154] 이와 같이, 권취된 열연강판을 일정 속도로 냉각을 행함으로써 오스테나이트의

핵생성 사이트(site)가 되는 탄화물을 미세하게 분산시킨 열연강판을 얻을 수 있다.

[155]

[156] [냉간압연]

[157] 상기에 따라 권취된 열연강판을 냉간압연하여 냉연강판으로 제조할 수 있으며, 본 발명에서 상기 냉간압연은 55~80%의 냉간압하율로 행할 수 있다.

[158] 본 발명은 냉간압연시 적정 수준의 냉간압하율을 적용한 상태에서 후속 연속소둔 공정시 가열 구간에서 페라이트의 재결정을 더욱 촉진시킬 수 있으며, 이로부터 미세한 페라이트의 형성이 유도되어 페라이트 입계에 형성되는 오스테나이트 역시 작고 균일하게 형성시킬 수 있다.

[159] 상기 냉간압연시 압하율이 55% 미만이면 페라이트 재결정이 지연되어 미세하고 균일한 오스테나이트 상을 얻기 어려워지며, 반면 80%를 초과하게 되면 과도한 재결정에 의해 항복강도가 지나치게 하락하여 목표 수준의 강도를 확보할 수 없게 된다. 보다 유리하게는 78% 이하로 행할 수 있다.

[160] 본 발명에서 상기 냉간압하율은 일정 두께를 갖는 열연 후물체로부터 ZRM 설비의 높은 압연 능력(예컨대, 5000KN/mm 수준)으로 구현할 수 있을 뿐만 아니라, 리버싱 밀(reversing mill)을 활용하여 반복 압연에 의해 목표 압하율을 달성하는 공정도 포함할 수 있다. 비제한적인 예로서 상기 열연 후물체는 4~8mm의 두께를 가질 수 있으며, 상기 열연 후물체의 두께가 6mm 이상인 경우에 리버싱 밀을 활용한 냉간압연 공정을 수행할 수 있음을 밝혀둔다.

[161] 리버싱 압연기는 일반적으로 박물체 압연에 사용되는 압연기의 일종으로서, 한 쌍의 롤(roll) 사이에서 소재를 왕복시키면서 압연하는 압연기를 일컬으며, 상기 소재의 왕복시 편도를 1 패스로 설정할 수 있다.

[162]

[163] 본 발명은 상기 냉간압연 전에 열연강판을 산세 처리할 수 있으며, 상기 산세 처리 공정은 통상의 방법으로 행할 수 있음을 밝혀둔다.

[164]

[165] [연속소둔]

[166] 상기에 따라 제조된 냉연강판을 연속소둔 처리하는 것이 바람직하다. 상기 연속소둔 처리는 일 예로 연속소둔로(CAL)에서 행해질 수 있다.

[167] 통상, 연속소둔로(CAL)는 [가열대 - 균열대 - 냉각대 (서냉대 및 급냉대) - (필요에 따라, 과시효대)]로 구성될 수 있는데, 이와 같은 연속소둔로에 냉연강판을 장입한 후 가열대에서 특정 온도로 가열하며, 목표 온도에 도달한 후 균열대에서 일정시간 유지하는 공정을 거치게 된다.

[168]

[169] 본 발명에서는 상기 연속소둔시 가열대와 균열대의 온도를 동일하게 제어할 수 있으며, 이는 가열대의 종료온도와 균열대의 시작온도를 동일하게 제어함을 의미한다 (도 1).

- [170] 구체적으로, 상기 가열대 및 균열대의 온도는 790~850°C로 제어할 수 있다.
- [171] 상기 가열대의 온도가 790°C 미만이면 재결정을 위한 충분한 입열을 가할 수 없게 되며, 반면 그 온도가 850°C를 초과하게 되면 생산성이 저하되고 오스테나이트 상이 과도하게 형성되어 후속 냉각 후 경질상(hard phase)의 분율이 크게 증가하여 강의 연성이 열위할 우려가 있다.
- [172] 또한, 상기 균열대의 온도가 790°C 미만이면 가열대 종료온도에서 과도한 냉각이 요구되므로 경제적으로 불리하며, 재결정을 위한 열량이 불충분하게 될 우려가 있다. 반면, 그 온도가 850°C를 초과하게 되면 오스테나이트 분율이 과도해져 냉각 중 경질상의 증가로 성형성이 감소할 우려가 있다.
- [173] 상술한 온도 범위 내에서 균열대의 온도를 높이면 최종 조직에서의 경질상 분율을 증가시켜 항복강도를 높이고, 동시에 베이나이트 도입을 통해 상간 경도차를 낮추어 구멍확장률을 향상시킨다.
- [174]
- [175] 한편, 본 발명은 소둔 과정에서 충분한 재결정을 일으킴으로써 재결정 페라이트 브리지(bridge)의 생성을 유도하는 특징이 있다.
- [176] 구체적으로, 본 발명은 상기 냉연강판을 가열대의 온도 영역으로 승온시 중간온도에서 일정시간 유지하는 재결정대를 도입할 수 있으며, 보다 바람직하게 600~700°C의 온도범위에서 1~3분간 유지하는 공정을 거치는 것이 바람직하다 (도 2의 점선 그래프).
- [177] 상기 재결정대의 온도가 600°C 미만이거나 유지시간이 1분 미만이면 페라이트의 재결정이 충분하지 못하여 목표로 한 분율로 재결정 페라이트 브리지 상을 형성할 수 없다. 반면, 그 온도가 700°C를 초과하거나 유지시간이 3분을 초과하게 되면 재결정이 과도해져 강도 저하 및 결정립 조대화에 따른 물성 저하의 우려가 있다.
- [178] 본 발명은 상기 재결정대 공정을 통해 최종 미세조직으로 경질상 및 연질상의 적정 분율과 함께 재결정 페라이트 브리지(bridge) 상을 도입함으로써 강도는 유지시키면서 균열 인성, 다시 말해서 균열 저항성을 강화시킴에 의해 가공성 향상 효과를 얻을 수 있다.
- [179]
- [180] [단계적 냉각]
- [181] 앞서 언급한 바와 같이, 상기에 따라 연속 소둔 처리된 냉연강판을 냉각함으로써 목표로 하는 조직을 형성할 수 있으며, 이때 단계적(stepwise)으로 냉각을 행하는 것이 바람직하다.
- [182] 본 발명에서 상기 단계적 냉각은 1차 냉각 - 2차 냉각으로 이루어질 수 있으며, 구체적으로 상기 연속소둔 후 650~700°C의 온도범위까지 1~10°C/s의 평균 냉각속도로 1차 냉각한 후, 450~500°C의 온도범위까지 5~50°C/s의 평균 냉각속도로 2차 냉각을 행할 수 있다.
- [183] 이때, 2차 냉각 대비 1차 냉각을 보다 느리게 행함으로써 이후 상대적으로 급냉

구간인 2차 냉각시의 급격한 온도 하락에 의한 판 형상 불량을 억제할 수 있다.

[184]

[185] 상기 1차 냉각시 종료온도가 650°C 미만이면 너무 낮은 온도로 인해 탄소의 확산 활동도가 낮아 페라이트 내 탄소 농도가 높아지는 반면, 오스테나이트 내의 탄소 농도가 낮아짐에 따라 경질상의 분율이 과도해져 항복비가 증가하며, 그로 인해 가공시 크랙 발생 경향이 높아진다. 또한, 균열대와 냉각대(서냉대) 간의 냉각속도가 너무 커져 판의 형상이 불균일해지는 문제가 발생하게 된다. 상기 종료온도가 700°C를 초과하게 되면 후속 냉각(2차 냉각)시 지나치게 높은 냉각속도가 요구되는 단점이 있다.

[186] 또한, 상기 1차 냉각시 평균 냉각속도가 10°C/s를 초과하면 탄소 확산이 충분히 일어날 수 없게 된다. 한편, 생산성을 고려하여 상기 1차 냉각을 1°C/s 이상의 평균 냉각속도로 행할 수 있다.

[187]

[188] 상술한 바에 따라 1차 냉각을 완료한 후에는 일정 이상의 냉각속도로 급냉(2차 냉각)을 행할 수 있다. 이때, 2차 냉각 종료온도가 450°C 미만이면 강판의 폭 방향 및 길이 방향으로 냉각 편차가 발생하여 판 형상이 열위해될 우려가 있다. 반면, 그 온도가 500°C를 초과하게 되면 경질상을 충분히 확보할 수 없게 되어 강도가 낮아질 수 있다.

[189] 또한, 상기 2차 냉각시 평균 냉각속도가 5°C/s 미만이면 연질상의 분율이 과도해질 우려가 있고, 반면 50°C/s를 초과하게 되면 오히려 경질상이 불충분해질 우려가 있다.

[190]

[191] 한편, 필요에 따라 상기 단계적 냉각을 완료한 후 과시효 처리를 행할 수 있다.

[192] 상기 과시효 처리는 상기 2차 냉각 종료온도 후 일정시간 유지하는 공정으로서, 코일의 폭 방향, 길이 방향으로 균일한 열처리가 행해짐으로 형상 품질을 향상시키는 효과가 있다. 이를 위해, 상기 과시효 처리는 200~800초 동안 행할 수 있다.

[193] 상기 과시효 처리는 상기 2차 냉각 종료 직후 행할 수 있으므로, 그 온도가 상기 2차 냉각 종료 온도와 동일하거나, 상기 2차 냉각 종료 온도범위 내일 수 있으며, 그 보다 낮은 온도에서 행해질 수도 있다. 보다 유리하게는 300~450°C의 온도범위에서 행할 수 있음을 밝혀둔다.

[194]

[195] 전술한 바에 따라 제조된 본 발명의 고강도 후물 강판은 미세조직이 경질상과 연질상으로 구성되며, 특히 최적화된 냉간압연 및 소둔 공정에 의해 페라이트 재결정을 극대화시킴으로써 최종적으로 재결정된 페라이트 기지에 경질상인 마르텐사이트 상이 균일하게 분포된 조직을 가질 수 있다. 더불어, 경질상이 연결되도록 상대적으로 조대한 재결정 페라이트 브리지(bridge) 상을 도입시킴으로써 가공시 크랙 저항성을 높이는 효과가 있다.

[196] 이로부터, 본 발명의 후물 강판은 인장강도 980MPa 이상의 고강도를 가짐에도, 저항복비 및 고연성의 확보로 구멍확장성 등의 성형성을 우수하게 확보할 수 있다.

[197]

발명의 실시를 위한 형태

[198] 이하, 본 발명을 실시예를 통하여 보다 상세하게 설명한다. 그러나, 이러한 실시예의 기재는 본 발명의 실시를 예시하기 위한 것일 뿐 이러한 실시예의 기재에 의하여 본 발명이 제한되는 것은 아니다. 본 발명의 권리범위는 특허청구범위에 기재된 사항과 이로부터 합리적으로 유추되는 사항에 의하여 결정되는 것이기 때문이다.

[199]

[200] (실시예)

[201] 하기 표 1에 나타난 합금조성을 가지는 강 슬라브를 제작한 후, 각각의 강 슬라브를 1200°C에서 1시간 가열한 다음, 마무리 압연온도 880~920°C에서 마무리 열간압연하여 열연강판을 제조하였다. 이후, 각각의 열연강판을 650°C에서 권취한 후 0.1°C/s의 냉각속도로 상온으로 냉각하였다. 이후, 권취된 열연강판에 대해 하기 표 2에 나타난 조건으로 냉간압연 및 연속소둔 처리한 다음, 단계적 냉각(1차-2차) 후 360°C에서 520초간 과시효 처리를 행하여, 두께 1.8mm의 최종 강판을 제조하였다.

[202] 이때, 단계적 냉각시 1차 냉각은 3°C/s의 평균 냉각속도, 2차 냉각은 20°C/s의 평균 냉각속도로 행하였다.

[203]

[204] 상기에 따라 제조된 각각의 강판에 대해 미세조직을 관찰하고, 인장 및 가공 특성과 구멍확장률 등의 가공 공정 이용물성 지수를 평가한 후, 그 결과를 하기 표 3에 나타내었다.

[205] 이때, 각각의 시험편에 대한 인장시험은 압연 방향의 수직 방향으로 JIS 5호 사이즈의 인장시험편을 채취한 후 strain rate 0.01/s로 인장시험을 행하였다.

[206] 한편, 구멍확장률(HER, %) 측정 시험은 ISO16630 기준에 따라 수행하였다. 구체적으로, 시험편에 원형의 구멍을 타발한 후 이를 원추형 펀치를 이용하여 확장시킬 때, 구멍의 가장자리에 발생한 균열이 두께방향으로 관통할 때까지의 구멍 확대량을 초기의 구멍에 대한 비율로 나타내었다. 이때, 시편 치수는 120mm × 120mm, 클리어런스(clearance)는 12% 이었으며, 펀칭 구멍 직경은 10mm, 펀칭 홀딩 하중은 20ton, 시험속도는 12mm/min으로 설정하였다.

[207] 그리고, 조직 상(phase) 중 경질상에 해당하는 베이나이트 상은 피크랄(picral) 에칭, 마르텐사이트 상은 나이탈(nital) 에칭 후 2000배율, 5000배율로 SEM을 통해 관찰하였다.

[208] 또한, 페라이트 상 및 재결정 페라이트 브리지 상(phase) 등에 대해서도 나이탈

에칭 후 SEM과 이미지 분석 프로그램(Image analyzer program)을 이용하여 각각의 분율을 측정하였다.

[209] [표1]

강 번	합금조성 (중량%)										
	C	Si	Mn	P	S	Sol. Al	Nb	Ti	Cr	N*	B*
1 8	0.071	0.404	2.303	0.0079	0.002 1	0.038	0.051	0.0203	0.814	39	26
2 7	0.099	1.095	2.759	0.0089	0.000 8	0.031	0.003	0.0025	0.015	39	3

N*, B*는 중량ppm으로 나타낸 것이다.

[210] [표2]

강 번	냉간압연	연속소둔				구분
		냉간 압하율(%)	재결정대 온도(°C)/시간(분)	균열대 온도(°C)	1차 냉각 종료온도(°C)	
1	38	-	790	650	450	비교예 1
1	55	-	790	650	450	비교예 2
1	64	-	790	650	450	비교예 3
1	78	-	790	650	450	비교예 4
1	38	700/1분	790	650	450	비교예 5
1	55	700/1분	790	650	450	발명예 1
1	64	700/1분	790	650	450	발명예 2
1	78	700/1분	790	650	450	발명예 3
1	38	-	850	650	450	비교예 6
1	55	-	850	650	450	비교예 7
1	64	-	850	650	450	비교예 8
1	78	-	850	650	450	비교예 9
1	38	700/1분	850	650	450	비교예 10
1	55	700/1분	850	650	450	발명예 4
1	64	700/1분	850	650	450	발명예 5
1	78	700/1분	850	650	450	발명예 6
2	38	-	790	650	300	비교예 11
2	55	-	790	650	300	비교예 12
2	64	-	790	650	300	비교예 13
2	78	-	790	650	300	비교예 14

[211] [표3]

구분	미세조직					기계적 물성				
	페라이트 (면적 %)	재결정 페라이트 브리지		베이나이트 (면적 %)	마르텐사이트 (면적 %)	YS (MPa)	TS (MPa)	YR (YS/TS)	EI (%)	HER (%)
		분율 (면적 %)	크기 (μm)							
비교예 1	29.0	4.3	1.72	28.1	38.6	758.7	1136.7	0.67	9.2	22.5
비교예 2	31.8	4.7	1.86	26.3	37.2	684.6	1085.6	0.63	10.8	24.3
비교예 3	32.5	5.3	1.91	25.7	36.5	687.7	1103.2	0.62	12.2	25.7
비교예 4	39.3	6.1	2.05	24.6	30.0	568.0	1022.7	0.56	15.0	29.5
비교예 5	35.6	7.2	2.42	23.8	33.4	687.4	1057.3	0.65	13.0	30.7
발명예 1	29.8	10.7	2.10	20.1	39.4	597.3	992.7	0.60	15.1	34.5
발명예 2	27.4	14.1	2.62	24.9	33.6	582.5	985.6	0.59	16.6	40.0
발명예 3	25.8	17.6	2.91	24.3	32.3	559.6	980.9	0.57	16.0	42.1
비교예 6	20.4	5.9	3.03	38.1	35.6	723.1	1053.7	0.69	11.5	43.4
비교예 7	23.9	6.5	3.11	36.2	33.4	713.4	1053.7	0.68	11.8	43.4
비교예 8	21.3	7.2	3.28	37.3	34.2	716.0	1060.4	0.68	11.0	44.3
비교예 9	23.5	9.1	3.34	34.6	32.8	710.6	1048.9	0.68	11.0	37.0
비교예 10	26.6	9.7	3.52	31.4	32.3	658.7	1017.4	0.65	13.4	48.5

발명예 4	18.2	23.3	3.65	27.1	31.4	645.3	1000.4	0.65	14.5	40.1
발명예 5	16.4	23.8	4.02	28.2	31.6	658.1	1012.8	0.65	14.2	50.8
발명예 6	15.5	24.7	4.33	29.1	30.7	642.3	992.5	0.65	14.1	52.4
비교예 11	22.6	2.1	2.61	30.7	44.8	786.4	1089.2	0.72	11.5	34.8
비교예 12	20.1	3.5	2.79	33.2	43.2	790.3	1077.6	0.73	11.4	40.9
비교예 13	26.5	5.9	2.90	26.7	40.9	710.5	1057.4	0.67	12.2	27.0
비교예 14	24.5	6.6	2.98	27.8	41.1	705.7	1049.2	0.67	12.4	38.1
YS: 항복강도, TS: 인장강도 YR: 항복비, EI: 총 연신율										

[212]

[213] 상기 표 1 내지 3에 나타난 바와 같이, 강 합금조성과 제조조건 특히, 냉간압연 및 연속소둔 공정이 본 발명에서 제안하는 바를 모두 만족하는 발명예 1 내지 6은 냉간압연 이후 소둔 과정에서 페라이트의 충분한 재결정에 의해 경질상이 재결정 페라이트 브리지(bridge) 상에 의해 연결되어 형성되었다. 이에 따라, 고강도를 가지면서 판상 가공에 적절한 항복강도를 가지며, 연신율이 우수하였다. 또한, 균질한 경질상의 분포에 의해 구멍확장성이 우수하여 목표 수준의 성형성의 확보가 가능함을 확인할 수 있다.

[214]

[215] 반면, 강판 제조과정 중 연속소둔시의 가열 과정에서 재결정대를 거치지 않는 비교예 1 내지 4 및 비교예 6 내지 9는 재결정이 충분히 일어나지 못함에 따라 재결정 페라이트 브리지 상이 불충분하였다. 이 중, 연속소둔 온도가 상대적으로 낮은 비교예 1 내지 4는 연신율, 구멍확장성 중 적어도 하나의 물성이 열위하였으며, 상대적으로 연속소둔 온도가 높은 비교예 6 내지 9는 베이나이트 상이 과도하게 형성되어 항복강도가 지나치게 높고 연신율이 열위하였다.

[216] 비교예 5 및 10은 재결정 구동을 위한 소둔온도 및 강도 확보를 위한 충분한 오스테나이트 안정도를 가졌으나 부족한 압하율로 인하여 재결정이 충분히 일어나지 않게 되어 균일 조직을 형성하지 못한 결과, 연신율이 열위하고, 항복강도가 상대적으로 높았다.

[217] 또한 2차 냉각온도가 매우 낮은 비교예 11 내지 14는 항복강도가 과도하게 높아

가공 중 크랙 발생 위험성이 높고, 재결정 페라이트 브리지 상이 부재하여 연신율이 열위하였다.

[218]

[219] 도 3은 비교예 1, 4-5 및 9의 미세조직 사진, 도 4는 발명예 1, 3-4 및 6의 미세조직 사진을 나타낸 것이다.

[220] 도 3에 나타낸 바와 같이, 비교예 1, 4, 9는 연속소둔시 승온 과정에서 재결정대 공정이 도입되지 않음에 따라 재결정 페라이트 브리지(bridge)에 의한 경질상 연결 구조를 거의 확인할 수 없다. 또한, 비교예 5는 압하율 부족에 의해 재결정대 분율이 낮으며, 낮은 구동력으로 재결정이 부족하여 경질상이 서로 모이는 구조로 형성됨에 따라 크랙 전파 저항성이 낮은 조직을 형성하였다.

[221] 반면, 도 4에 나타낸 바와 같이, 발명예들은 재결정대 공정에 의해 상대적으로 조대한 재결정 페라이트 브리지(bridge) 상이 관찰되며, 이 상(phase)에 의해 경질상의 일방향성이 해소된 것을 알 수 있다.

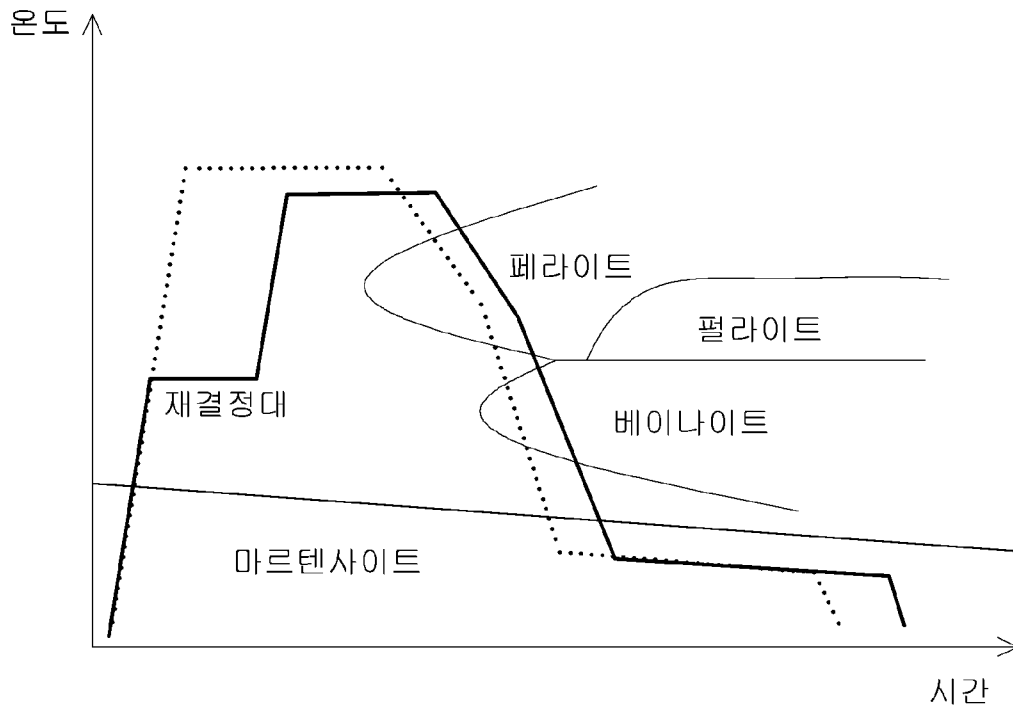
청구범위

- [청구항 1] 중량%로, 탄소(C): 0.05~0.12%, 망간(Mn): 2.0~3.0%, 실리콘(Si): 0.5% 이하(0%는 제외), 크롬(Cr): 1.0% 이하(0%는 제외), 니오븀(Nb): 0.1% 이하(0%는 제외), 티타늄(Ti): 0.1% 이하(0%는 제외), 보론(B): 0.003% 이하(0%는 제외), 알루미늄(sol.Al): 0.02~0.05%, 인(P): 0.05% 이하(0%는 제외), 황(S): 0.01% 이하(0%는 제외), 질소(N): 0.01% 이하(0%는 제외), 철(Fe) 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 미세조직으로 면적분율 10~30%의 페라이트, 10~25%의 재결정 페라이트 브리지(bridge), 20~30%의 베이나이트 및 잔부 마르텐사이트를 포함하는 구멍확장성 및 연성이 우수한 고강도 후물 강판.
- [청구항 2] 제 1항에 있어서, 상기 재결정 페라이트 브리지(bridge)는 평균 원 상당 직경이 1~6 μ m인 구멍확장성 및 연성이 우수한 고강도 후물 강판.
- [청구항 3] 제 1항에 있어서, 상기 강판은 마르텐사이트 상을 면적분율 15% 이상으로 구멍확장성 및 연성이 우수한 고강도 후물 강판.
- [청구항 4] 제 1항에 있어서, 상기 강판은 잔류 오스테나이트 상을 면적분율 3% 이하(0% 포함)로 더 포함하는 구멍확장성 및 연성이 우수한 고강도 후물 강판.
- [청구항 5] 제 1항에 있어서, 상기 강판은 인장강도 980MPa 이상, 항복강도 550~700MPa, 총 연신율 14% 이상인 구멍확장성 및 연성이 우수한 고강도 후물 강판.
- [청구항 6] 제 1항에 있어서, 상기 강판은 구멍확장률(HER)이 30% 이상인 구멍확장성 및 연성이 우수한 고강도 후물 강판.
- [청구항 7] 제 1항에 있어서, 상기 강판은 1~3mm의 두께를 갖는 구멍확장성 및 연성이 우수한 고강도 후물 강판.
- [청구항 8] 중량%로, 탄소(C): 0.05~0.12%, 망간(Mn): 2.0~3.0%, 실리콘(Si): 0.5% 이하(0%는 제외), 크롬(Cr): 1.0% 이하(0%는 제외), 니오븀(Nb): 0.1% 이하(0%는 제외), 티타늄(Ti): 0.1% 이하(0%는 제외), 보론(B): 0.003% 이하(0%는 제외), 알루미늄(sol.Al): 0.02~0.05%, 인(P): 0.05% 이하(0%는 제외), 황(S): 0.01% 이하(0%는 제외), 질소(N): 0.01% 이하(0%는 제외), 철(Fe) 및 기타 불가피한 불순물을 포함하는 강 슬라브를 준비하는 단계; 상기 강 슬라브를 1100~1300°C의 온도범위에서 가열하는 단계; 상기 가열된 강 슬라브를 열간압연하여 열연강판을 제조하는 단계; 상기 열연강판을 400~700°C의 온도범위에서 권취하는 단계;

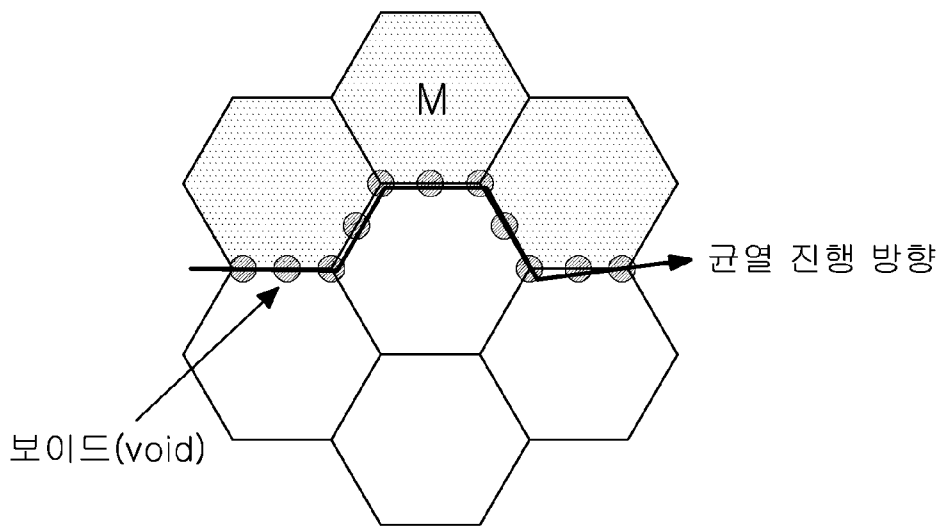
상기 권취 후 열연강판을 상온까지 냉각하는 단계;
 상기 냉각된 열연강판을 55~80%의 냉간압하율로 냉간압연하여
 냉연강판을 제조하는 단계;
 상기 냉연강판을 연속소둔 처리하는 단계;
 상기 연속소둔 후 650~700°C의 온도범위까지 1~10°C/s의 평균 냉각속도로
 1차 냉각하는 단계; 및
 상기 1차 냉각 후 450~500°C의 온도범위까지 5~50°C/s의 평균 냉각속도로
 2차 냉각하는 단계를 포함하고,
 상기 연속소둔은 가열대, 균열대 및 냉각대가 구비된 설비에서 행하며,
 상기 냉연강판을 가열대로 승온시 600~700°C에서 1~3분간 유지하는
 재결정대를 거치는 것을 특징으로 하는 구멍확장성 및 연성이 우수한
 고강도 후물 강판의 제조방법.

- [청구항 9] 제 8항에 있어서,
 상기 열간압연은 출구측 온도 Ar3 이상~1000°C 이하에서 마무리
 열간압연하는 것인 구멍확장성 및 연성이 우수한 고강도 후물 강판의
 제조방법.
- [청구항 10] 제 8항에 있어서,
 상기 권취 후 냉각은 0.1°C/s 이하(0°C/s 제외)의 냉각속도로 행하는 것인
 구멍확장성 및 연성이 우수한 고강도 후물 강판의 제조방법.
- [청구항 11] 제 8항에 있어서,
 상기 가열대 및 균열대는 790~850°C의 온도범위로 제어되는 구멍확장성
 및 연성이 우수한 고강도 후물 강판의 제조방법.
- [청구항 12] 제 8항에 있어서,
 상기 2차 냉각 후 과시효 처리하는 단계를 더 포함하며,
 상기 과시효 처리는 200~800초간 행하는 것인 구멍확장성이 우수한
 고강도 후물 강판의 제조방법.

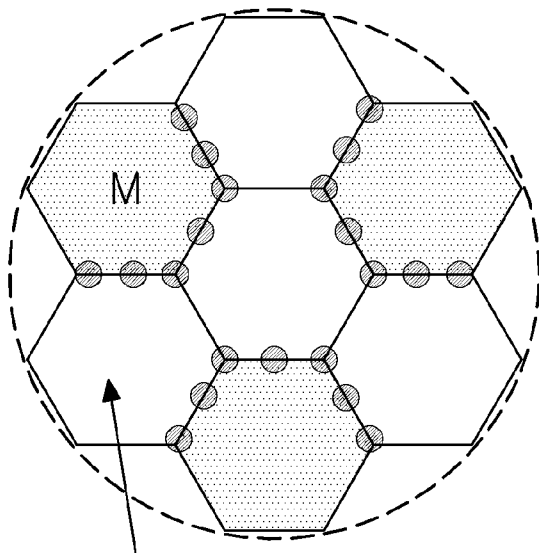
[도1]



[도2]



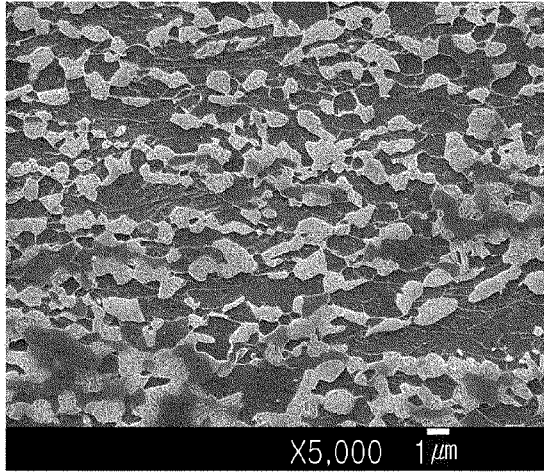
방향성이 있는 경질상과
연질상이 분리되어있을 때
→ 보이드 연결 용이
(a)



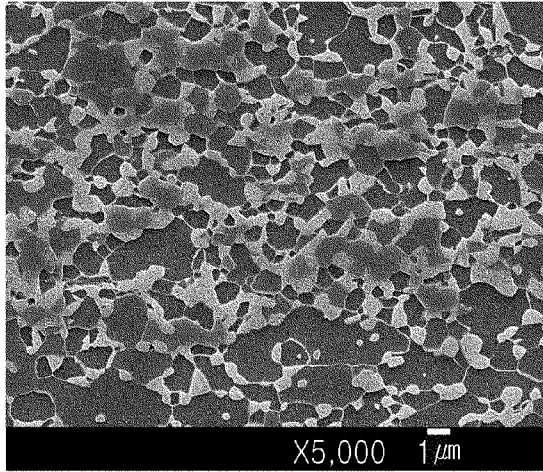
재결정 α bridge 존재시
→ 보이드 연결 방지
(b)

[도3]

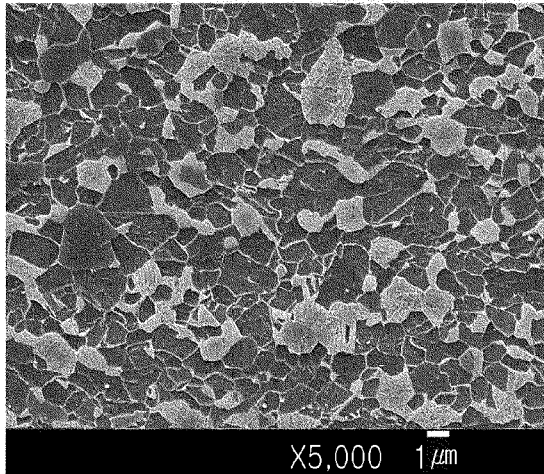
비교예 1



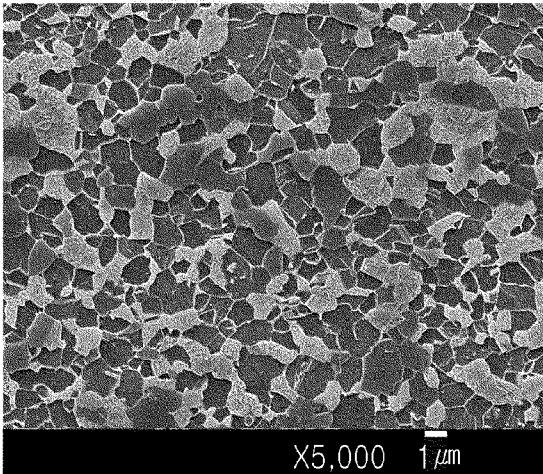
비교예 4



비교예 5

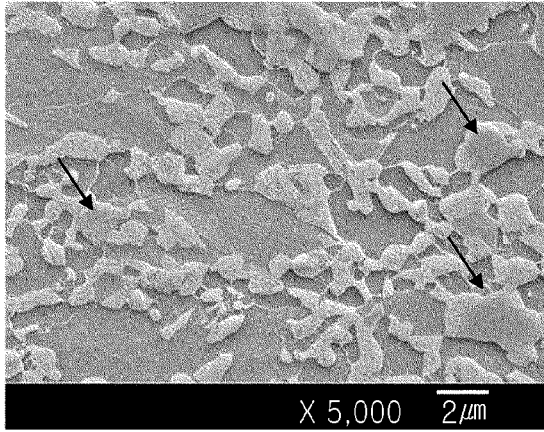


비교예 9

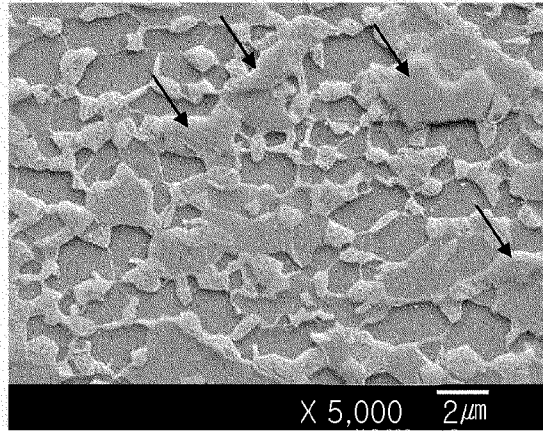


[도4]

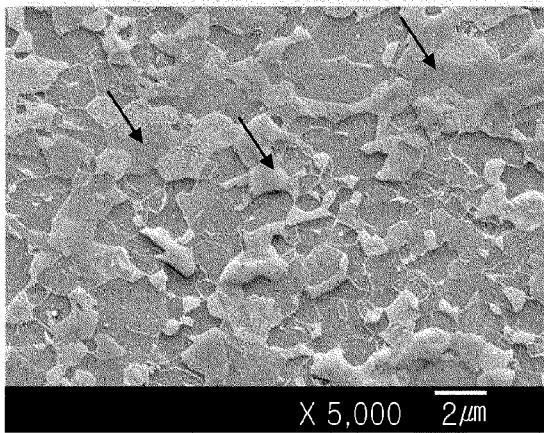
발명에 1



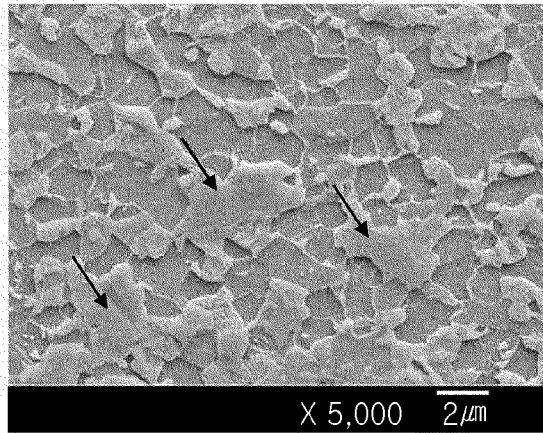
발명에 3



발명에 4



발명에 6



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/KR2022/014116

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER		
C22C 38/38(2006.01)i; C22C 38/26(2006.01)i; C22C 38/28(2006.01)i; C22C 38/32(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i; B21C 47/02(2006.01)i; C21D 9/46(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(2006.01); C21D 1/18(2006.01); C21D 8/02(2006.01); C22C 38/02(2006.01); C22C 38/04(2006.01); C23C 2/02(2006.01); C23C 2/06(2006.01)		
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: 구멍 확장성(hole expandability), 연신율(elongation), 후물(thick plate), 페라이트 브리지(ferrite bridge)		
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	KR 10-2016-0078570 A (POSCO) 05 July 2016 (2016-07-05) See paragraphs [0073], [0079] and [0095] and claims 1, 4-5 and 9.	1-12
A	KR 10-2014-0014140 A (SALZGITTER FLACHSTAHL GMBH) 05 February 2014 (2014-02-05) See claim 1.	1-12
A	JP 5533000 B2 (SUMITOMO METAL IND., LTD.) 25 June 2014 (2014-06-25) See paragraph [0073] and figure 2.	1-12
A	KR 10-2009-0122346 A (CORUS STAAL B.V.) 27 November 2009 (2009-11-27) See paragraph [0026] and claim 1.	1-12
A	KR 10-2016-0096611 A (ARCELORMITTAL) 16 August 2016 (2016-08-16) See paragraphs [0176]-[0181] and claims 1-2.	1-12
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> 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 "D" document cited by the applicant in the international application "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 21 December 2022		Date of mailing of the international search report 22 December 2022
Name and mailing address of the ISA/KR Korean Intellectual Property Office Government Complex-Daejeon Building 4, 189 Cheongsaro, Seo-gu, Daejeon 35208 Facsimile No. +82-42-481-8578		Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/KR2022/014116

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)			Publication date (day/month/year)
KR	10-2016-0078570	A	05 July 2016	CN	105734410	A	06 July 2016
				KR	10-1676137	B1	15 November 2016
KR	10-2014-0014140	A	05 February 2014	DE	102011117572	A1	16 August 2012
				EP	2668302	A1	04 December 2013
				EP	2668302	B1	06 June 2018
				KR	10-1845321	B1	04 April 2018
				RU	2013139431	A	10 March 2015
				RU	2581940	C2	20 April 2016
				US	2014-0034196	A1	06 February 2014
				WO	2012-100762	A1	02 August 2012
				JP	5533000	B2	25 June 2014
KR	10-2009-0122346	A	27 November 2009	BR	PI0807957	A2	01 July 2014
				CN	101627142	A	13 January 2010
				CN	101627142	B	03 October 2012
				EP	2115178	A1	11 November 2009
				EP	2115178	B1	20 June 2018
				EP	3421634	A1	02 January 2019
				ES	2683010	T3	24 September 2018
				HK	1139714	A1	24 September 2010
				JP	2010-519415	A	03 June 2010
				JP	5586007	B2	10 September 2014
				MX	2009008194	A	12 August 2009
				MX	2019008366	A	16 September 2019
				MX	366540	B	12 July 2019
				RU	2009135411	A	27 March 2011
				RU	2464338	C2	20 October 2012
US	2010-0139816	A1	10 June 2010				
WO	2008-102009	A1	28 August 2008				
KR	10-2016-0096611	A	16 August 2016	BR	112016013130	B1	09 March 2021
				CA	2933542	A1	18 June 2015
				CN	105874086	A	17 August 2016
				CN	105874086	B	03 July 2018
				EP	3084014	A1	26 October 2016
				EP	3084014	B1	08 May 2019
				ES	2741304	T3	10 February 2020
				HU	E044562	T2	28 November 2019
				JP	2017-507241	A	16 March 2017
				JP	6599868	B2	30 October 2019
				MA	39075	A1	31 January 2017
				MA	39075	B1	30 November 2017
				MX	2016007664	A	13 September 2016
				PL	3084014	T3	31 October 2019
				RU	2016123172	A	14 December 2017
				RU	2016123172	A3	21 August 2018
				RU	2669487	C2	11 October 2018
				UA	118036	C2	12 November 2018
				US	10597745	B2	24 March 2020
				US	2016-0312326	A1	27 October 2016
WO	2015-087224	A1	18 June 2015				
WO	2015-088523	A1	18 June 2015				

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/KR2022/014116

Patent document cited in search report	Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
<p style="text-align: center;">..... ZA 201603640 B 29 November 2017</p>			

A. 발명이 속하는 기술분류(국제특허분류(IPC)) C22C 38/38(2006.01)i; C22C 38/26(2006.01)i; C22C 38/28(2006.01)i; C22C 38/32(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i; B21C 47/02(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i		
B. 조사된 분야 조사된 최소문헌(국제특허분류를 기재) C22C 38/38(2006.01); C21D 1/18(2006.01); C21D 8/02(2006.01); C22C 38/02(2006.01); C22C 38/04(2006.01); C23C 2/02(2006.01); C23C 2/06(2006.01) 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: 구멍확장성(hole expandability), 연신율(elongation), 후물(thick plate), 페 라이트 브리지(ferrite bridge)		
C. 관련 문헌		
카테고리*	인용문헌명 및 관련 구절(해당하는 경우)의 기재	관련 청구항
A	KR 10-2016-0078570 A (주식회사 포스코) 2016.07.05 단락 [0073], [0079], [0095] 및 청구항 1, 4-5, 9	1-12
A	KR 10-2014-0014140 A (잘쓰기터 플래시슈탈 게엠베하) 2014.02.05 청구항 1	1-12
A	JP 5533000 B2 (SUMITOMO METAL IND., LTD.) 2014.06.25 단락 [0073] 및 도면 2	1-12
A	KR 10-2009-0122346 A (코루스 스타알 베.뷔.) 2009.11.27 단락 [0026] 및 청구항 1	1-12
A	KR 10-2016-0096611 A (아르셀러미탈) 2016.08.16 단락 [0176]-[0181] 및 청구항 1-2	1-12
<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 “D” 본 국제출원에서 출원인이 인용한 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	국제조사보고서 발송일	
2022년12월21일 (21.12.2022)	2022년12월22일 (22.12.2022)	
ISA/KR의 명칭 및 우편주소	심사관	
대한민국 특허청 (35208) 대전광역시 서구 청사로 189, 4동 (둔산동, 정부대전청사)	김형윤	
팩스 번호 +82-42-481-8578	전화번호 +82-42-481-3953	

국제조사보고서에서 인용된 특허문헌	공개일	대응특허문헌	공개일
KR 10-2016-0078570 A	2016/07/05	CN 105734410 A	2016/07/06
		KR 10-1676137 B1	2016/11/15
KR 10-2014-0014140 A	2014/02/05	DE 102011117572 A1	2012/08/16
		EP 2668302 A1	2013/12/04
		EP 2668302 B1	2018/06/06
		KR 10-1845321 B1	2018/04/04
		RU 2013139431 A	2015/03/10
		RU 2581940 C2	2016/04/20
		US 2014-0034196 A1	2014/02/06
		WO 2012-100762 A1	2012/08/02
		JP 5533000 B2	2014/06/25
KR 10-2009-0122346 A	2009/11/27	BR PI0807957 A2	2014/07/01
		CN 101627142 A	2010/01/13
		CN 101627142 B	2012/10/03
		EP 2115178 A1	2009/11/11
		EP 2115178 B1	2018/06/20
		EP 3421634 A1	2019/01/02
		ES 2683010 T3	2018/09/24
		HK 1139714 A1	2010/09/24
		JP 2010-519415 A	2010/06/03
		JP 5586007 B2	2014/09/10
		MX 2009008194 A	2009/08/12
		MX 2019008366 A	2019/09/16
		MX 366540 B	2019/07/12
		RU 2009135411 A	2011/03/27
		RU 2464338 C2	2012/10/20
US 2010-0139816 A1	2010/06/10		
WO 2008-102009 A1	2008/08/28		
KR 10-2016-0096611 A	2016/08/16	BR 112016013130 B1	2021/03/09
		CA 2933542 A1	2015/06/18
		CN 105874086 A	2016/08/17
		CN 105874086 B	2018/07/03
		EP 3084014 A1	2016/10/26
		EP 3084014 B1	2019/05/08
		ES 2741304 T3	2020/02/10
		HU E044562 T2	2019/11/28
		JP 2017-507241 A	2017/03/16
		JP 6599868 B2	2019/10/30
		MA 39075 A1	2017/01/31
		MA 39075 B1	2017/11/30
		MX 2016007664 A	2016/09/13
		PL 3084014 T3	2019/10/31
		RU 2016123172 A	2017/12/14
		RU 2016123172 A3	2018/08/21
		RU 2669487 C2	2018/10/11
		UA 118036 C2	2018/11/12
		US 10597745 B2	2020/03/24
		US 2016-0312326 A1	2016/10/27
WO 2015-087224 A1	2015/06/18		

국제조사보고서에서 인용된 특허문헌	공개일	대응특허문헌	공개일
		WO 2015-088523 A1	2015/06/18
		ZA 201603640 B	2017/11/29