



(51) 국제특허분류:

C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/12 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01) C25D 3/12 (2006.01)

(21) 국제출원번호: PCT/KR2017/015209

(22) 국제출원일: 2017년 12월 21일 (21.12.2017)

(25) 출원언어: 한국어

(26) 공개언어: 한국어

(30) 우선권정보:
10-2016-0177189 2016년 12월 22일 (22.12.2016) KR(71) 출원인: 주식회사 포스코 (POSCO) [KR/KR]; 37859
경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동),
Gyeongsangbuk-do (KR).(72) 발명자: 김재익 (KIM, Jai-Ik); 37877 경상북도 포항시
남구 동해안로 6262 포항제철소내, Gyeongsangbuk-do
(KR).(74) 대리인: 특허법인 씨엔에스 (C&S PATENT AND LAW
OFFICE); 06292 서울시 강남구 언주로30길 13, 대림아
크로텔 7층, Seoul (KR).(81) 지정국 (별도의 표시가 없는 한, 가능한 모든 종류의 국
내 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, 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, 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.

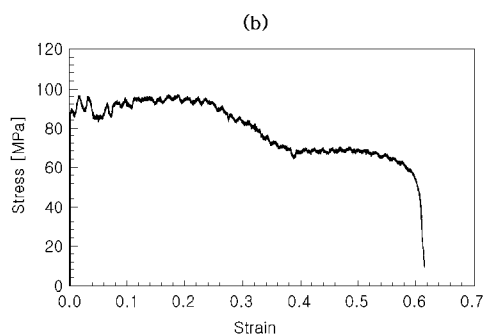
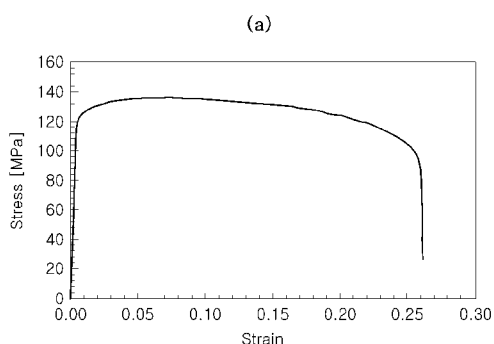
(84) 지정국 (별도의 표시가 없는 한, 가능한 모든 종류의 역
내 권리의 보호를 위하여): ARIPO (BW, GH, GM, KE,
LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM,
ZW), 유라시아 (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), 유
럽 (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI,
FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK,
MT, NL, NO, PL, PT, RO, 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))

(54) Title: COLD ROLLED STEEL SHEET HAVING EXCELLENT PROCESSABILITY, AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR

(54) 발명의 명칭: 가공성이 우수한 냉연강판 및 그 제조방법



(57) Abstract: The present invention relates to a cold rolled steel sheet having high temperature characteristics and room temperature processability, and a manufacturing method therefor, and provides a cold rolled steel sheet having excellent processability, and a manufacturing method therefor, the cold rolled steel sheet: comprising, by wt%, 0.0005-0.003% of C, 0.30-0.70% of Mn, 0.02-0.10% of Al, 0.003-0.020% of P, 0.002-0.006% of N, 0.015% or less of S (including 0%), 0.01-0.05% of V, 0.0005-0.0035% of B, 0.04-0.10% of W, and the balance of Fe and other inevitable impurities, wherein the effective atomic ratio $[(V*1.2B)/(C+N)]$ of C and N to V and B is 0.00009-0.00069; comprises a microstructure containing, by area%, 95% or more of polygonal ferrite and 5% or less of acicular ferrite (excluding 0%); and comprises (V,B)(C,N) precipitates having a size of 0.01-0.10 μm .

(57) 요약서: 본 발명은 고온 특성과 상온 가공성이 우수한 냉연강판 및 그 제조 방법에 관한 것으로서, 중량%로, C:0.0005~0.003%, Mn:0.30~0.70%, Al:0.02~0.10%, P:0.003~0.020%, N:0.002~0.006%, S:0.015% 이하(0% 포함), V:0.01~0.05%, B:0.0005~0.0035%, W:0.04~0.10%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고; 상기 V와 B에 대한 C 및 N의 유효 원자비 $[(V*1.2B)/(C+N)]$ 가 0.00009~0.00069 이고; 미세조직은 면적%로 95% 이상의 폴리고날 페라이트 및 5%이하(0%는 제외)의 침상 페라이트를 함유하고; 그리고 0.01~0.10 μm 크기의 (V,B)(C,N) 석출물을 포함하는 가공성이 우수한 냉연강판 및 그 제조방법이 제공된다.



명세서

발명의 명칭: 가공성이 우수한 냉연강판 및 그 제조방법

기술분야

- [1] 본 발명은 전기 자동차의 배터리 케이스용 원통 캔 등에 사용되는 냉연 강판 및 그 제조방법에 관한 것으로, 보다 상세하게는 고온 특성과 상온 가공성이 우수한 냉연강판 및 그 제조 방법에 관한 것이다.

[2]

배경기술

- [3] 1차 전지의 배터리 케이스에 사용되는 원형 캔의 경우 전지 내용물로 들어가는 알카리 특성을 견디기 위해서는 근본적으로 내식성이 요구됨에 따라 강판에 니켈(Ni) 도금 등을 실시하는 것이 일반적이다.
- [4] 최근에는 전지 캔용 소재가 1차 전지 뿐만 아니라 휴대폰과 같은 모바일용, 전동 공구용을 포함하여 전기 자동차 분야 등의 2차 전지용 배터리 케이스 소재로써 널리 사용되고 있다.
- [5] 이와 같이 배터리 케이스용 소재의 사용 환경이 다양화됨에 따라 배터리 케이스의 특성 개선 및 수명 향상을 위한 요구가 증가하고 있다. 또한 충전체의 용량을 증가시킴으로써 배터리 능력을 향상하기 위해 케이스 몸체부의 두께를 더욱 얇게 하는 동시에 안전성을 확보하려는 기술 개발도 추진되고 있다.
- [6] 근간에 철강을 이용한 배터리 케이스의 적용 용도가 자동차 산업까지 확대됨에 따라 캔의 안전성을 확보하기 위한 특성 개선, 특히 고온 특성에 대한 요구도 증대하고 있다. 전기자동차나 하이브리드 자동차 분야에서 기존의 스테인리스나 알루미늄 등의 소재를 사용하던 배터리 케이스용 셀(Cell) 등에 원가 절감 및 생산성 향상 측면에서 원형 캔 형태의 강판을 적용하기 위한 노력이 진행 중에 있다. 즉, 이들 배터리 케이스 제품들은 사용 환경상 순간적으로 수백 도(°C)의 높은 온도에 노출되게 되므로 고온 조건에 견딜 수 있는 내열 특성이 근본적으로 확보되어야 한다.
- [7] 내열 특성은 다양한 방법으로 평가할 수 있으며, 일 예로 전기자동차 메이커중에서는 배터리 케이스에 전지를 충전한 후 600°C 내외의 온도까지 가열하여 셀의 안정성을 평가하는 방법을 적용하고 있으므로 일정 온도에서의 내열특성이 중요한 관리 인자로 대두되고 있다.
- [8] 또한 자동차 주행시 국부적인 온도 상승에 의해 배터리 셀 부분이 열화되어 자동차의 주행에 영향을 줄 수 있으므로 이를 방지하기 위해서 고온에서의 변형 특성도 엄격히 관리하여야 한다. 이와 같은 관점에서 내새그성도 중요한 관리 인자로 꼽히고 있다. 새그(Sag)성이란 고온에 반복적으로 노출된 소재의 재질 변화에 의해 처짐 현상(sagging)이 발생하는 특성을 말한다. 이러한 현상이 발생하면 성형부의 형상 유지가 곤란하게 되며, 열 응력이 특정 부위에 집중될

경우 고온 내력이 저하되어 제품 형상이 변형되거나 심할 경우에는 파단이 발생할 수도 있으므로 가공품의 형상 동결성 확보를 통한 부품의 안정성 확보를 위해서는 부품의 관리온도, 전기자동차의 배터리 케이스 용도의 경우에는 600°C에서의 고온 강도가 110MPa 이상, 소재의 처침은 0.05mm 이하를 만족하여야 하며 고온에서 고용 원소 등에 의한 동적 변형시효 현상도 억제하는 것이 필요하다.

- [9] 기존에 내열 용도로는 스테인리스 강판이 주로 사용되어 왔지만, 스테인리스 강판은 Cr, Ni 등 고가의 합금 원소를 다량 첨가함에 따라 제조 비용이 높을 뿐만 아니라, 고온에서 적용시 결정립계의 Cr이 C와 결합하여 입계에 크롬-카바이드 형태로 석출됨으로써 생긴 Cr 고갈층 (Chromium depleted zone) 부위에 입계 부식이 발생되어 내식성이 떨어지는 문제점이 있었다.
- [10] 한편, 자동차에 사용되는 배터리 케이스의 경우 동일한 가공품이 한정된 공간에 적층되는 형태로 장착되고, 성형시 드로잉 및 스트레치 가공 등의 다단 가공 공정이 필요하므로 상기 고온 특성 이외에도 상온에서의 가공성도 중요한 관리 인자이다. 즉, 알카리 망간 건전지나 리튬 전지 배터리 케이스 등의 소재가 되는 강판은 프레스 성형에 의해 원통형으로 가공한 이른바 캔의 하부와 몸체 부분이 일체형으로 가공되는 2-피스(Piece) 원형 캔으로 제작된다. 이 경우 0.3mm 내외의 소재를 원형 블랭크(Blank)로 펀칭(Punching)함과 동시에 원통형으로 딥-드로잉 성형하는 공정과 상기 딥-드로잉된 소재를 복수의 아이어닝(Ironing)용 금형을 통과시키며 두께를 얇게하며 캔의 높이를 키우는 아이어닝 가공을 거치게 된다. 이와 같이 2-피스 배터리 케이스용 소재는 제조 공정에서 케이스 몸체(Body)부를 아이어닝 가공에 의해 원판보다 두께를 얇게 하는 것이 가능하며, 이를 통해 최종 케이스의 몸체 두께는 원판에 비해 20~40% 정도 두께가 얇아진다. 이와 같은 전지 캔 제조의 종래 기술을 예로 들면 특허문헌 1에 개시된 기술이 있다.
- [11] 또한, 특허문헌 2에는 중저탄소강을 활용하여 2차압연을 통해 소재 강도를 올림으로써 전지 캔의 밀봉성을 향상시키는 방안이 개시되어 있다.
- [12] 그러나, 이 방안의 경우에도 전기 자동차용 배터리 케이스 등에서 요구하는 고온, 600°C에서의 강도 확보 및 동적 변형시효 억제와 관련된 문제를 해결할 수 없었으며, 원판의 제조공정 측면에서도 2차 압연 공정이 추가됨에 따라 별도의 제조 원가 상승 요인으로 작용하는 문제점이 있었다.

[13]

[14] (선행기술문헌)

[15] (특허문헌 1) 일본공개특허공보 특개 소 58-176861

[16] (특허문헌 2) 일본공개특허공보 일본 특개공 평11-189841

[17]

발명의 상세한 설명

기술적 과제

[18] 본 발명의 바람직한 일 측면은 고온 특성과 상온 가공성이 우수한 냉연강판을 제공하고자 하는 것이다.

[19]

[20] 본 발명의 바람직한 다른 일 측면은 고온 특성과 상온 가공성이 우수한 냉연강판을 저비용으로 제조하는 방법을 제공하고자 하는 것이다.

[21]

과제 해결 수단

[22] 본 발명의 바람직한 일 측면에 의하면, 중량%로, C:0.0005~0.003%, Mn:0.30~0.70%, Al:0.02~0.10%, P:0.003~0.020%, N:0.002~0.006%, S:0.015% 이하(0% 포함), V:0.01~0.05%, B:0.0005~0.0035%, W:0.04~0.10%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고; 하기 관계식(1)로 표시되는 상기 V와 B에 대한 C 및 N의 유효 원자비가 0.00009~0.00069이고;

[23] [관계식 1]

[24] $(V \cdot 1.2B)/(C+N)$

[25] (여기에서 원자비 = $(V \text{ 중량\%}/51) \cdot 1.2(B \text{ 중량\%}/11) / \{(C \text{ 중량\%}/12) + (N \text{ 중량\%}/14)\}$ 로 구함)

[26] 미세조직은 면적%로 95%이상의 폴리고날 페라이트 및 5%이하(0%는 제외)의 침상 페라이트를 포함하고; 그리고 0.01~0.10 μm 크기의 (V,B)(C,N) 석출물을 포함하는 가공성이 우수한 냉연강판이 제공된다.

[27]

[28] 상기 냉연강판은 도금층을 포함할 수 있다.

[29]

[30] 상기 냉연강판은 Fe-Ni 합금화 도금층을 포함할 수 있고, 바람직하게는 면적%로, 5~25%의 Fe-Ni 합금화 도금층을 포함할 수 있다.

[31]

[32] 본 발명의 바람직한 다른 일 측면에 의하면, 중량%로, C:0.0005~0.003%, Mn:0.30~0.70%, Al:0.02~0.10%, P:0.003~0.020%, N:0.002~0.006%, S:0.015% 이하(0% 포함), V:0.01~0.05%, B:0.0005~0.0035%, W:0.04~0.10%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 하기 관계식(1)로 표시되는 상기 V와 B에 대한 C 및 N의 유효 원자비가 0.00009~0.00069인 강 슬라브를 가열하는 슬라브 가열단계;

[33] [관계식 1]

[34] $(V \cdot 1.2B)/(C+N)$

[35] (여기에서 원자비 = $(V \text{ 중량\%}/51) \cdot 1.2(B \text{ 중량\%}/11) / \{(C \text{ 중량\%}/12) + (N \text{ 중량\%}/14)\}$ 로 구함)

[36] 가열된 슬라브를 900~950°C의 마무리 압연온도조건으로 열간압연하여

열연강판을 얻는 열간압연단계;

[37] 상기 열연강판을 560~680°C에서 권취하는 권취단계;

[38] 상기 열연강판을 냉간압연하여 냉연강판을 얻는 냉간압연단계; 및

[39] 상기 냉연강판을 680~780°C의 온도로 가열한 후, 40~70°C/sec의 냉각속도로 냉각하는 열처리단계를 포함하는 가공성이 우수한 냉연강판의 제조방법이 제공된다.

[40]

[41] 상기 냉연강판의 제조방법은 상기 냉각단계에서 냉각된 냉연강판에 도금층을 형성하는 도금단계를 추가로 포함할 수 있다.

[42]

[43] 상기 냉연강판의 제조방법은 상기 냉각단계에서 냉각된 냉연강판에 도금층을 형성하는 도금단계 및 도금층을 합금화처리하여 합금화 도금층을 얻는 합금화 열처리단계를 추가로 포함할 수 있다.

[44]

[45] 상기 냉연강판의 제조방법은 상기 냉각단계에서 냉각된 냉연강판에 Ni 도금층을 형성하는 Ni 도금단계 및 Ni 도금층을 합금화처리하여 Fe-Ni합금화 도금층을 얻는 합금화 열처리단계를 추가로 포함할 수 있다.

[46] 상기 Ni 도금층의 합금화 처리단계는 면적%로, 5~25%의 Fe-Ni 합금화 도금층을 형성하도록 실시하는 것이 바람직하다.

[47]

발명의 효과

[48] 본 발명의 바람직한 측면에 의하면, 스테인리스 강판에 비해 저비용으로 제조 가능하고, 아이어닝(Ironing) 및 딥-드로잉(Deep drawing)과 같은 다양한 가공 공정에서도 상온 가공성이 우수하며, 고온에서의 동적 변형시효 현상이 발생하지 않을 뿐만 아니라, 고온 강도와 고온 변형 특성이 뛰어나 고온에서 사용되는 제품의 형상 동결성을 확보할 수 있으므로 제품의 안전성이 높은 고내열 특성을 가지는 가공용 냉연강판을 제조할 수 있다.

[49]

도면의 간단한 설명

[50] 도 1은 600°C에서의 발명재 2 및 비교재 6의 고온 인장시 변형-응력 곡선을 나타내는 것으로서, (a)는 발명재 2를 나타내고, (b)는 비교재 6을 나타낸다.

[51]

발명의 실시를 위한 최선의 형태

[52] 이하, 본 발명의 냉연강판에 대하여 상세히 설명한다.

[53] 본 발명자들은 저비용으로 아이어닝성, 벤딩성, 딥-드로잉성 등의 다양한 상온 가공 특성과 내시효성, 내식성을 만족하면서 600°C에서 110MPa 이상의 고온 강도 및 3mm 이하의 치짐 특성 등의 고온특성을 동시에 만족시키는 강판을 얻기

위한 연구 및 실험을 거듭하여 본 발명을 완성시켰다.

[54]

[55] 본 발명의 주요 개념은 다음과 같다.

[56] 1) 강 성분 및 성분범위를 적절히 제어한 것으로, 이를 통해 우수한 상온 특성 및 고온 특성을 확보할 수 있다.

[57]

[58] 2) V와 B에 대한 C 및 N의 유효 원자비를 적절히 제어한 것으로, 이를 통해 미세한 (V,B)(C,N)계의 복합 석출물을 형성시켜 고온에서의 강도와 변형 거동을 제어하고 상온에서의 내식성 및 가공성을 확보할 수 있다.

[59]

[60] 3) 강판의 미세조직을 제어한 것으로, 이를 통해 우수한 상온 특성은 물론 우수한 고온강도 및 고온 특성을 확보할 수 있다.

[61]

[62] 4) 냉연강판의 열처리 조건을 적절히 제어한 것으로, 이를 통해 강판의 적절한 미세조직을 확보할 수 있다.

[63]

[64] 5) 필요에 따라, 강판 표면에 도금층 또는/및 합금화 도금층을 형성하는 것으로서, 이를 통해 우수한 내식성을 확보할 수 있다. 특히, 예를 들면, 전지 내용물의 알칼리 성분에 대하여 우수한 내식성을 확보할 수 있다.

[65]

[66] 이하, 본 발명의 일 측면에 따르는 냉연강판에 대하여 설명한다.

[67] 본 발명의 일 측면에 따르는 냉연강판은 중량%로, C:0.0005~0.003%, Mn:0.30~0.70%, Al:0.02~0.10%, P:0.003~0.020%, N:0.002~0.006%, S:0.015% 이하(0% 포함), V:0.01~0.05%, B:0.0005~0.0035%, W:0.04~0.10%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고; 하기 관계식(1)로 표시되는 상기 V와 B에 대한 C 및 N의 유효 원자비가 0.00009~0.00069이고;

[68] [관계식 1]

[69]
$$(V \cdot 1.2B)/(C+N)$$

[70] (여기에서 원자비 = $(V \text{ 중량\%}/51) \cdot 1.2(B \text{ 중량\%}/11) / \{(C \text{ 중량\%}/12) + (N \text{ 중량\%}/14)\}$ 로 구함)

[71] 미세조직은 면적%로 95%이상의 폴리고날 페라이트 및 5%이하(0%는 제외)의 침상 페라이트를 포함하고; 그리고 0.01~0.10 μm 크기의 (V,B)(C,N) 석출물을 포함한다.

[72]

[73] 먼저, 본 발명의 성분 및 성분범위 한정 이유에 대하여 설명한다. (이하, 중량%는 간단히 %로 표기함)

[74]

[75] 탄소(C): 0.0005~0.003%

[76] 탄소(C)는 강판의 강도 향상을 위해 첨가되는 원소로서 본 발명에서는 바나듐 탄화물계 석출물 형성을 위한 V와의 반응에 의해 주로 소비된다. C의 첨가량이 증가할수록 인장강도 및 항복강도는 증가하나 과잉 첨가되면 가공성이 저하되므로 그 상한은 0.003%가 바람직하다. 다만, 0.0005% 미만이면 충분한 (V,B)(C,N)계의 복합 석출물에 의한 고온에서의 강화 효과를 충분히 얻을 수 없고 결정립 크기가 증가하여 성형 시에 오렌지-필(Orange peel)과 같은 가공 결함을 유발할 수 있으므로, C의 함량은 0.0005~0.003%로 한정한다. 바람직한 탄소(C)의 함량은 0.0007~0.0027%일 수 있다.

[77]

[78] 망간(Mn): 0.3~0.7%

[79] 망간(Mn)은 대표적인 오스테나이트 안정화 원소일 뿐만 아니라 고용 강화 원소로서 강의 강도를 높이고 S를 MnS 형태로 석출시킴으로써 슬라브의 열간 균열을 방지하는 원소로서 이와 같은 효과를 얻기 위해서는 0.30% 이상의 첨가가 필요하다. 반면에, Mn이 다량 첨가되면 연성이 저하되고 중심 편석이 발생할 뿐만 아니라 강판의 내식성 및 Ni 도금시 도금 밀착성 저하의 요인으로 작용하므로 그 상한은 0.70%로 한정한다. 바람직한 망간(Mn)의 함량은 0.35 ~ 0.65%일 수 있다.

[80]

[81] 알루미늄(Al): 0.02~0.10%

[82] 알루미늄(Al)은 용강의 탈산을 위해 첨가되는 원소로서 강중 고용 질소와 결합하여 시효 특성을 개선하기 위해서는 0.02% 이상 함유하는 것이 필요하다.

[83] 그러나 0.1% 이상 Al이 첨가되면 Al의 효과는 포화되고 강중 개재물 양이 증가되어 표면 결함을 유발하고 성형성을 저하시키는 요인이 되므로, Al의 함량은 0.02~0.10%로 한정한다. 바람직한 알루미늄(Al)의 함량은 0.025 ~ 0.085%일 수 있다.

[84]

[85] 인(P): 0.003~0.020%

[86] 인(P)은 강의 강도 및 내식성을 향상시키는 원소로서 이들 특성의 확보를 위해서는 0.003%이상 함유되는 것이 바람직하지만, 그 함량이 0.020%를 초과하면 결정립계에 편석되어 입계 취화 발생, 가공성의 저하뿐만 아니라 Ni 등의 도금 시 밀착성을 나쁘게 하므로, P의 함량은 0.003~0.020%로 한정한다.

[87]

[88] 질소(N): 0.002~0.006%

[89] 질소(N)는 강 내부에 고용 상태로 존재하면서 재질 강화에 유효한 원소로서 0.002% 미만 함유하면 충분한 강성을 얻을 수 없고 석출물 형성 사이트가 감소하게 되며, 그 함량이 0.006%를 초과하면 고용 원소 과다로 시효의 원인이 되어 경화가 일어나 성형성을 악화시키는 주 원인이 되므로, N의 함량은 0.002~0.006%로 한정한다. 바람직한 질소(N)의 함량은 0.0020~0.0050%일 수

있다.

[90]

[91] 황(S): 0.015% 이하(0% 포함)

[92] 황(S)은 강중 Fe와 결합해 부식 개시점 역할을 하는 비금속 개재물을 형성하고 적열 취성 (Red shortness)의 요인이 되므로 가능한 그 함량을 저감시키는 것이 바람직하므로 S의 함량은 0.015% 이하로 한정한다. 다만, 상기 효과를 확실하게 확보하기 위해서는 0.012% 이하로 관리하는 것이 바람직하다.

[93]

[94] 바나듐(V): 0.01~0.05%

[95] 바나듐(V)은 강판의 강도 상승과 결정립 미세화에 유효한 원소로서, 본 발명에서는 강중 고용된 C 및 N과 결합하여 V(C,N)계 복합 석출물을 형성함으로써 시효성 및 성형성을 개선하고, 또한 이들 미세 석출물의 석출에 의해 고온에서의 페라이트 결정립 성장을 억제하여 결정립을 미세화하는 효과를 제공한다. 이와 같은 효과를 얻기 위해서는 0.01% 이상의 V를 함유하는 것이 바람직하지만, 그 함량이 0.05%를 초과하면 재질이 경화되고 열처리 공정의 조업성이 저하되며 강판의 표면 특성을 열화시키는 문제점이 있으므로, V의 함량은 0.01~0.05%로 한정하는 것이 바람직하다. 바람직한 바나듐(V)의 함량은 0.015 ~0.050%일 수 있다.

[96]

[97] 보론(B): 0.0005~0.0035%

[98] 보론(B)은 소입성을 향상시키는 원소로서 강에서 고용 상태로 존재하는 경우 고온에서의 결정립 성장을 억제하여 고온 특성을 개선하는 원소로서 이와 같은 효과를 확보하기 위해서는 0.0005% 이상의 첨가가 필요하지만, 0.0035% 이상 첨가하면 재결정을 지연하여 강판 통관성이 나빠지고 가공성을 악화시킬 우려가 있으므로 B 첨가량은 0.0005~0.0035%로 한정한다. 바람직한 보론(B)의 함량은 0.0008 ~0.0030%일 수 있다.

[99]

[100] 텅스텐(W): 0.04~0.10%

[101] 텅스텐(W)의 경우 고온 물성 및 내식성 향상을 목적으로 첨가되는 원소로서 이와 같은 효과를 확보하기 위해서는 0.04% 이상이 필요하지만, W의 함량이 0.10%를 초과하는 경우에는 압연성 등 조업성을 악화시키는 요인으로 작용하므로 그 함량은 0.04~0.10%로 한정한다 바람직한 텅스텐(W)의 함량은 0.040 ~ 0.095%일 수 있다.

[102]

[103] $(V*1.2B)/(C+N)$ 의 유효 원자비: 0.00009~0.00069

[104] V와 B의 경우 단독으로 관리하는 것도 중요하지만, C와 N에 대한 V와 B의 유효 원자비 $(V*1.2B)/(C+N)$ 를 일정 범위로 유지하여 (V,B)(C,N)계 복합 석출물의 석출조건을 제어함으로써 상온 내시효성과 가공성 및 고온 강도 및

고온 변형거동을 동시에 확보하는 것도 중요하다.

- [105] $(V*1.2B)/(C+N)$ 유효 원자비가 0.00009 미만인 경우에는 강중 고용 원소량이 증가하여 상온 내시효성 및 가공성이 열화되고, 또한 $(V,B)(C,N)$ 계 복합 석출물의 석출량이 작음에 따라 고온 강도 및 고온에서의 동적 변형 시효 현상을 억제할 수 없게 될 우려가 있다. 반면에, 유효 원자비 값이 0.00069를 초과하면 미세 석출물에 의해 재결정 온도가 상승하여 강판 통판성이 나빠지고, 표면 특성이 열화되어 후공정의 작업성을 저하시킬 우려가 있으므로, $(V*1.2B)/(C+N)$ 의 유효 원자비 값은 0.00009~0.00069로 한정한다. 바람직한 $(V*1.2B)/(C+N)$ 의 유효 원자비 값은 0.00010 ~ 0.00065 일 수 있다.

[106]

- [107] 본 발명의 일 측면에 따르는 냉연강판은 상기 성분을 포함하면서 잔부 Fe와 기타 불가피한 불순물을 포함한다. 필요에 따라 본 냉연강판의 특성 향상을 위해 합금원소가 더 첨가될 수 있으며, 본 발명의 실시예에서 밝히지 않은 합금원소가 첨가되었다 하여 본 발명의 범위에서 제외되는 것으로 해석되지는 않는다.

[108]

- [109] 본 발명의 일 측면에 따르는 냉연강판은 면적%로 95%이상의 폴리고날 페라이트 및 5%이하(0%는 제외)의 침상 페라이트를 포함하는 미세조직을 갖는다.

[110]

상기 폴리고날 페라이트의 분율이 면적%로 95% 미만인 경우에는 고온특성, 특히 고온강도 확보가 곤란하고, 침상 페라이트 분율이 5%를 초과하는 경우에는 재질 경화에 의해 상온 가공성이 나빠져 적절한 형상을 가지는 드로잉재의 제조에 문제가 있으므로 적절한 상 분율의 관리가 필요하다.

[111]

- [112] 본 발명의 일 측면에 따르는 냉연강판은 0.01~0.10 μm 크기의 $(V,B)(C,N)$ 석출물을 포함한다.

[113]

상기 석출물의 크기가 0.01 μm 보다 작은 경우 결정립 성장을 억제하는 측면에서는 바람직하지만 재결정 온도를 상승시켜 강판 통판성을 열화시킬 수 있으며, 반면에 석출물 크기가 0.10 μm 를 초과하여 조대 석출하는 경우 고온 물성을 확보할 수 없는 문제점이 있으므로 석출물의 크기는 0.01~0.10 μm 범위로 한정한다.

[114]

- [115] 상기 냉연강판은 단층 또는 복층의 도금층, 단층 또는 복층의 합금화 도금층, 또는 도금층과 합금화 도금층의 복층을 포함할 수 있다.

[116]

- [117] 상기 도금층 및 합금화 도금층으로는 내식성을 확보할 수 있는 것이면 그 종류에 특별한 제약은 없으며, 단층 또는 복층의 도금층 및/또는 이 도금층을 열 확산해 얻어진 합금화 도금층을 강판의 양면에 형성시키는 것이 바람직하다.

[118]

- [119] 상기 냉연강판은 바람직하게는 Fe-Ni 합금화 도금층을 포함할 수 있고, 보다 바람직하게는 면적%로, 5~25%의 Fe-Ni 합금화 도금층을 포함할 수 있다.
- [120] 예를 들면, 배터리 케이스용 강판에 적용되는 경우에는 강판의 양면에 Fe-Ni 합금화 도금층을 포함할 수 있고, 보다 바람직하게는 면적%로, 5~25%의 Fe-Ni 합금화 도금층을 포함할 수 있다. 이렇게 하는 경우에는 전지 내용물의 알칼리 성분에 대한 우수한 내식성을 확보할 수 있다. 상기 양면에 형성된 Fe-Ni 합금화 도금층은 Ni 도금층을 합금화 처리하여 얻어지며, 이 때, 양면 각각의 Ni 도금층의 두께는 1~5 μ m가 바람직하다.
- [121]
- [122] 이하, 본 발명의 바람직한 다른 일 측면에 따르는 가공성이 우수한 냉연강판의 제조방법에 대하여 설명한다.
- [123]
- [124] 본 발명의 바람직한 다른 일 측면에 따르는 냉연강판의 제조방법은 중량%로, C:0.0005~0.003%, Mn:0.30~0.70%, Al:0.02~0.10%, P:0.003~0.020%, N:0.002~0.006%, S:0.015% 이하(0% 포함), V:0.01~0.05%, B:0.0005~0.0035%, W:0.04~0.10%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 하기 관계식(1)로 표시되는 상기 V와 B에 대한 C 및 N의 유효 원자비가 0.00009~0.00069인 강 슬라브를 가열하는 슬라브 가열단계;
- [125] [관계식 1]
- [126] $(V \cdot 1.2B)/(C+N)$
- [127] (여기에서 원자비 = $(V \text{ 중량\%}/51) \cdot 1.2(B \text{ 중량\%}/11) / \{(C \text{ 중량\%}/12) + (N \text{ 중량\%}/14)\}$ 로 구함)
- [128] 가열된 슬라브를 900~950°C의 마무리 압연온도조건으로 열간압연하여 열연강판을 얻는 열간압연단계;
- [129] 상기 열연강판을 560~680°C에서 권취하는 권취단계;
- [130] 상기 열연강판을 냉간압연하여 냉연강판을 얻는 냉간압연단계; 및
- [131] 상기 냉연강판을 680~780°C의 온도로 가열한 후, 40~70°C/sec의 냉각속도로 냉각하는 열처리단계를 포함한다.
- [132]
- [133] 슬라브 가열단계
- [134] 상술한 성분계와 같이 조성되는 강 슬라브는 열간압연 전에 가열된다.
- [135] 강 슬라브의 가열 온도는 특별히 한정되는 것이 아니며, 바람직한 강 슬라브의 가열온도는 예를 들면, 1180 ~1280°C이다.
- [136]
- [137] 열간압연단계
- [138] 열간압연단계에서는 슬라브 가열단계에서 가열된 슬라브를 열간압연하여 열연강판을 얻는다.
- [139] 열간압연 시 마무리 압연 온도는 900~950°C가 바람직하다.

- [140] 마무리 압연 온도가 900°C 미만이면 상대적으로 저온 영역에서 열간압연이 종료됨에 따라 최종 형성된 결정립의 혼립화가 발생되어 가공성 및 압연성이 저하되고, 마무리 압연 온도가 950°C를 초과하면 두께 전반에 걸쳐 균일한 열간압연이 이루어지지 않아 결정립 미세화가 불충분하게 됨에 따라 결정립 조대화에 의한 충격 인성이 저하되는 문제점이 있으므로, 마무리 압연 온도는 900~950°C로 제한하는 것이 바람직하다.
- [141]
- [142] 권취단계
- [143] 열간압연단계에서 얻은 열연강판은 런-아웃 테이블 등에서 냉각된 후, 권취된다. 권취 시 권취온도는 560~680°C가 바람직하다.
- [144] 권취 온도가 560°C 미만이면 열간압연재의 재질이 다소 경화되어 차 공정인 냉간압연 단계에서의 압연 부하가 커져 압연성 확보가 어렵고, 폭 방향 온도 불균일이 심하게 발생하여 저온 석출물의 석출 양상이 변함에 따라 재질 편차 및 가공성 저하의 요인으로 작용할 우려가 있다. 반면에 680°C를 초과하여 권취하면 최종 제품의 결정립이 조대화되어 고온강도 및 내식성을 악화시킬 우려가 있으므로, 권취 온도는 560~680°C로 제한하는 것이 바람직하다.
- [145]
- [146] 냉간압연단계
- [147] 냉간압연단계에서는 상기 열연강판을 목표 두께로 냉간압연하여 냉연강판을 얻는다. 냉간압연 전에 열연강판을 산세할 수 있다.
- [148]
- [149] 냉간 압연시 압하율은 80% 이상이 바람직하며, 보다 바람직한 압하율은 85% 이상이다.
- [150]
- [151] 냉간 압연 후의 냉연강판의 두께는 0.1 ~ 0.4mm가 바람직하고, 보다 바람직한 냉연강판의 두께는 0.16 ~ 0.4mm이다.
- [152]
- [153] 열처리 단계
- [154] 열처리 단계에서는 냉연강판을 680~780°C의 온도에서 가열한 후, 40~70°C/sec의 냉각속도로 냉각한다.
- [155] 균열온도가 680°C 미만인 경우에는 재결정된 결정립의 분율이 낮아 강도는 높은 반면에 연성이 떨어져 가공성을 확보할 수 없다. 반면에, 780°C를 초과하여 균열처리하면 재결정은 완료되고 침상 페라이트 조직의 변태 구동력을 확보하는 측면에서도 유리하지만, 극박재 등의 고온 열처리에 의한 히트-버클(Heat Buckle)과 같은 결함을 유발하여 강판 통관성 저하의 요인으로 작용하므로 균열 온도는 680~780°C로 관리하는 것이 바람직하다.
- [156]
- [157] 상기 가열된 강판은 40~70°C/sec의 냉각속도로 냉각한다.

- [158] 40°C/sec 미만의 냉각속도로 강판을 냉각하면 확보 가능한 침상 페라이트 결정립의 분율이 낮아져 고온에서 결정립 성장이 발생함에 따라 고온강도 및 고온 특성을 확보하는 것이 곤란하고, 반면에, 냉각 속도가 70°C/sec를 초과하는 경우에는 강도 상승에 의한 가공성 열화 및 폭 방향 냉각 불균일에 의한 형상 및 재질 편차가 발생하므로, 냉각속도는 40~70°C/sec로 한정하는 것이 바람직하다.
- [159]
- [160] 냉각 시 냉각 종료온도는 450~350°C가 바람직하다.
- [161] 상기 냉각 종료온도가 350°C 미만인 경우에는 소재 형상 제어가 곤란한 문제가 있어 이후 공정의 작업성을 저하시킬 우려가 있고, 냉각 종료온도가 450°C를 초과하는 경우에는 고용 탄소의 석출을 억제하여 고온 내시효성을 나쁘게 하는 문제점이 있다.
- [162]
- [163] 본 발명의 바람직한 다른 일 측면에 따르는 냉연강판의 제조방법에 따라 제조된 냉연강판은 0.01~0.10 μ m 크기의 (V,B)(C,N) 석출물을 포함할 수 있다.
- [164] 상기 석출물의 크기가 0.01 μ m 보다 작은 경우 결정립 성장을 억제하는 측면에서는 바람직하지만 재결정 온도를 상승시켜 강판 통판성을 열화시킬 수 있으며, 반면에 석출물 크기가 0.10 μ m를 초과하여 조대 석출하는 경우 고온 물성을 확보할 수 없는 문제점이 있다.
- [165]
- [166] 도금단계 및 합금화 열처리단계
- [167] 상기 냉연강판의 제조방법은 상기 냉각단계에서 냉각된 냉연강판에 도금층을 형성하는 도금단계를 추가로 포함할 수 있다.
- [168] 상기 냉연강판의 제조방법은 상기 냉각단계에서 냉각된 냉연강판에 도금층을 형성하는 도금단계 및 도금층을 합금화처리하여 합금화 도금층을 얻는 합금화 열처리단계를 추가로 포함할 수 있다.
- [169] 상기 도금단계 및 합금화 열처리단계는 특별히 한정되는 것은 아니다.
- [170] 도금층 형성을 위한 도금방법은 예를 들면, 용융도금법 및 전기도금법 등을 들 수 있으며, 그 중에서도 전기도금법이 바람직하게 적용될 수 있다.
- [171] 상기 냉연강판의 제조방법은 상기 냉각단계에서 냉각된 냉연강판에 Ni 도금층을 형성하는 Ni 도금단계 및 Ni 도금층을 합금화처리하여 Fe-Ni합금화 도금층을 얻는 합금화 열처리단계를 추가로 포함할 수 있다.
- [172] 상기 Ni 도금층의 합금화 처리단계는 면적%로, 5~25%의 Fe-Ni 합금화 도금층을 형성하도록 실시하는 것이 바람직하다.
- [173] Fe-Ni합금화 도금층의 합금화층의 분율은 소재의 내식성 및 표면 경도와 밀접한 관계를 가지므로 적정한 합금화층 분율을 확보하는 것이 필요하다.
- [174] Fe-Ni합금화 도금층의 합금화층의 분율이 5% 미만에서는 합금화도가 낮음에 따라 도금재의 표면 재질이 경화되어 가공 금형의 수명을 열화시키는 요인이 되며 반면에 분율이 25%를 초과하게 되면 금형 수명 향상 측면에서는

유리하지만 표면층의 내식성이 열화되는 문제점이 있으므로 적정 합금화율은 5~25%로 한정하는 것이 바람직하다.

[175]

[176] 상기 Ni 도금층의 합금화 처리단계는 650~750°C에서 실시하는 것이 바람직하다.

[177] 상기 합금화 열처리는 예를 들면, 3초 이하의 짧은 시간 동안 실시될 수 있다.

[178]

[179] 합금화 열처리온도가 650°C 미만인 경우에는 원하는 합금화 분율을 확보할 수 없게 됨에 따라 배터리 케이스 등의 가공성을 나쁘게 하는 문제점이 있고, 합금화 열처리온도가 750°C를 초과하면 도금층의 합금화 분율을 확보하는 측면에서는 유리하지만 도금층의 표면 결정립이 이상 성장하여 가공성 및 내식성을 열화시키는 요인으로 작용하므로 전기도금층의 합금화 열처리 온도는 650~750°C로 한정하는 것이 바람직하다.

[180] 예를 들면, 다단 드로잉에 의해 만들어지는 배터리 케이스용 원형 관의 경우, 프레스 성형 후에 Ni 도금을 하는 후 도금법과, Ni 도금강판을 프레스 성형하는 선도금법의 2 종류가 있는데, 본 발명은 양자의 처리 방법 중 어느 도금법에도 적용될 수 있고, 같은 효과를 발휘할 수 있다.

[181]

발명의 실시를 위한 형태

[182] 이하, 실시예를 통하여 본 발명에 대하여 보다 구체적으로 설명한다.

[183] [실시예]

[184] 아래의 표 1과 같은 조성으로 용해하여 제조한 발명강(1-4)과 비교강(1-5)을 아래의 표 2와 같은 공정 조건에서 작업하여 도금강판[발명재 (1-7)과 비교재(1-10)]을 제조한 후, 상기 제조된 각 강판 소재에 대하여 상온과 고온에서의 특성을 평가하고, 그 결과를 하기 표 3에 나타내었다. 이 때 최종 강판의 두께는 0.30 mm이었다. 여기서는 Ni 도금 후, 하기 표 2의 합금화 처리온도에서 합금화 처리하였다.

[185] 아래 표 3에 기재된 특성 중 고온 에이징(aging) 특성은 600°C에서 15분간 유지한 후 고온 인장 시험을 행하였을 때 동적 변형시효가 발생하는 경우는 발생으로 동적 변형시효가 발생하지 않은 경우에는 미발생으로 표시하였다.

[186] 한편, 도 1에는 600°C에서 고온 인장시험을 실시한 경우 동적 변형시효가 발생하지 않은 발명재 2[도 1(a)] 및 동적 변형시효가 발생한 비교재 6[도 1(b)]의 고온 인장시험 차트를 나타내었다. 도 1에서 발명재 2의 경우 고온에서의 인장시험시 변형이 증가함에 따라 균일한 응력 변화를 나타내는데 반하여, 비교재 6과 같이 응력-변형 곡선에서 변형이 증가함에 따라 톱날 모양의 응력 변동 거동을 나타내는데, 이러한 현상은 동적 변형시효에 의한 것으로 이와 같은 현상이 발생하면 열 충격시 국부적인 변형 증가에 의해 파단 현상이 발생한다.

- [187] 또한, 내새그성 시험은 전장 250mm, 폭 30mm의 소재를 열처리 설비를 이용하여 600°C에서 100시간 동안 가열한 후 강판의 처짐을 측정하여 그 처짐 정도가 3mm 미만이면 양호(O) 그리고 3mm 이상인 경우에 불량(X)으로 판정하였다.
- [188] 또한, 600°C에서 고온 인장시험을 실시하여 고온강도가 110MPa 미만이면 불량(X), 그 이상이면 양호(O)로 판정하였으며, 가공성 시험은 드로잉비 소재 블랭크 직경/드로잉 다이 직경) 1.85인 조건에서 상온 드로잉 가공시 귀 발생율이 2.5% 이상 이거나 가공 균열(crack)이 발생하는 경우에 불량(X)으로 판정하였다.
- [189] 한편, 전기 도금된 가공품의 내식성 평가는 염수분무시험(SST, Salt Spray Test)를 통하여 평가하였으며, 이를 통하여 12시간내 적녹이 발생하면 불량(X)으로 표시하고, 그렇지 않으면 양호(O)로 표시하였다.
- [190]
- [191] [표1]

구분	C	Mn	P	S	Al	N	V	B	W	(V*1.2B)/(C+N)원자비
발명강1	0.0021	0.45	0.005	0.002	0.028	0.0025	0.016	0.0011	0.045	0.00011
발명강2	0.0016	0.38	0.011	0.009	0.035	0.0034	0.041	0.0018	0.058	0.00042
발명강3	0.0025	0.57	0.014	0.010	0.064	0.0049	0.045	0.0027	0.081	0.00047
발명강4	0.0010	0.62	0.012	0.008	0.074	0.0032	0.038	0.0024	0.090	0.00063
비교강1	0.0024	0.34	0.009	0.006	0.042	0.0028	0.006	0.0012	0.025	0.00004
비교강2	0.0061	0.31	0.011	0.005	0.012	0.0025	0.064	0.0003	0.046	0.00006
비교강3	0.0018	0.96	0.054	0.007	0.114	0.0031	-	0.0014	0.142	0
비교강4	0.0028	0.52	0.009	0.006	0.026	0.0072	0.061	0.0041	-	0.00072
비교강5	0.0251	0.23	0.007	0.008	0.031	0.0025	0.094	-	0.231	0

- [192] #) 여기에서 원자비 = (V중량%/51)*1.2(B중량%/11) / {(C중량%/12) +

(N중량%/14)} 로 구함

[193]

[194] [표2]

강종	구분	마무리 압연온도 (°C)	권취온도(°C)	가열온도(°C)	냉각속 도(°C/sec)	냉각종료 온도(°C)	합금화 처리온 도(°C)
발명강 1	비교재1	820	640	690	50	420	680
	발명재1	910	640	720	59	435	700
	발명재2	910	640	750	64	415	740
발명강 2	발명재3	930	660	740	60	375	660
	발명재4	930	660	740	58	400	700
	비교재2	930	540	740	60	325	710
발명강 3	발명재5	940	580	700	46	420	690
	발명재6	940	580	740	59	360	720
	비교재3	940	580	660	45	410	740
발명강 4	발명재7	920	620	720	55	415	740
	비교재4	920	750	680	34	480	600
	비교재5	920	620	740	61	400	780
비교강 1	비교재6	910	640	740	58	410	740
비교강 2	비교재7	910	640	740	60	410	740
비교강 3	비교재8	910	640	740	56	410	740
비교강 4	비교재9	910	640	740	62	410	740
비교강 5	비교재10	910	640	740	60	410	740

[195] [표3]

구분	미세 조직(P.F분 율)(면 적%	상온 특성						600°C에서의 특성		
		가공 성	Ear발생 율(%)	가공C rack	석출 물크 기(um)	합금화 율(면적 %)	내식 성	Aging 특성	내세 그성	고온 강도
비교 재1	81	X	-	파단	0.004	8.4	O	X	X	X
발명 재1	98	O	1.80	양호	0.034	10.4	O	O	O	O
발명 재2	96	O	1.86	양호	0.026	19.8	O	O	O	O
발명 재3	97	O	1.67	양호	0.045	14.2	O	O	O	O
발명 재4	96	O	1.98	양호	0.068	17.9	O	O	O	O
비교 재2	93	X	3.9	양호	0.006	10.2	O	X	O	O
발명 재5	97	O	2.13	양호	0.051	8.4	O	O	O	O
발명 재6	99	O	2.26	양호	0.054	14.6	O	O	O	O
비교 재3	92	X	-	파단	0.018	4.1	X	X	X	X
발명 재7	98	O	2.19	양호	0.071	15.7	O	O	O	O
비교 재4	100	X	4.12	양호	0.008	2.8	X	X	X	X
비교 재5	94	X	4.54	양호	0.026	32.4	O	X	X	X
비교 재6	93	O	2.24	양호	0.009	4.3	X	X	X	X
비교 재7	92	X	-	파단	0.003	11.4	O	X	O	O

비교 제8	94	X	-	파단	-	3.1	X	X	X	X
비교 제9	87	X	3.67	양호	0.126	6.4	O	X	X	X
비교 제10	96	X	-	파단	-	9.2	O	X	X	X

- [196] (상기 표 3에서 P.F는 폴리고날 페라이트를 의미하며, P.F이외의 미세조직은 침상 페라이트이다.)
- [197] 상기 표 3에 나타난 바와 같이, 본 발명의 범위를 만족하는 발명제(1-4)는 (V,B)(C,N)계 복합 석출물의 크기 적정화 등에 의해 고온에서의 재질 평가에서 동적 변형시효 현상이 발생하지 않았으며 고온 강도도 110MPa 이상으로 내세그성도 양호한 결과를 얻을 수 있었다.
- [198] 또한, 케이스 가공 단계에서의 상온 가공시험에서도 드로잉에 의한 귀발생율은 3% 미만인 동시에 가공 결함도 발생하지 않아 상온 가공성도 우수함을 알 수 있다.
- [199] 또한, 가공품의 염수분무 실험에서 이들 발명제(1-4)의 경우 합금화도 5~25% 수준을 만족함에 따라 염수분무 실험시 12시간이 경과하여도 적녹이 발생하지 않아 목표로 하는 내식성을 확보할 수 있었다.
- [200] 반면에, 상기 표 1의 강 성분 등이 본 발명의 범위를 만족하는 발명강이지만, 상기 표 2의 공정 조건 중 일부가 본 발명의 범위를 벗어나는 비교제(1-5)는 대부분 석출물 크기가 차이거나 재결정이 진행되지 않음에 따라 우수한 고온 특성을 갖지 못하였고, 가공성 및 내시효성도 불량한 경우가 많음을 알 수 있다.
- [201] 또한, 상기 표 2의 공정 조건은 본 발명의 범위를 만족하나, 상기 표 1의 강 성분 V, B, W 등이 본 발명의 범위를 벗어나는 비교제(6-10)은 석출물 크기 및 도금층의 합금화 분율이 본 발명 범위를 벗어 났으며, 상온 및 고온 특성이 불량한 경우가 많음을 알 수 있다.
- [202] 그 중 비교제(6)의 경우 Ear 발생율 2.24%, 그리고 드로잉 가공시 가공 파단도 발생하지 않아 가공성은 양호하였으나, 합금화율이 낮아 내식성을 확보할 수 없었으며 600°C에서의 고온 특성에 전반적으로 불량하였는데, 이는 V, W 등의 성분 첨가량이 본 발명강의 조성 범위보다 낮음에 따라 (V,B)(C,N)계 복합 석출물의 형성 효과가 감소했기 때문이다. 그리고, 비교제(7-10)은 강중 고용 원소량이 많아 상온 가공성이 불량하였을 뿐만 아니라, 고온 특성도 목표하는 바를 확보할 수 없음에 따라 상온 가공성과 고온 특성을 동시에 만족하는 것이 곤란하였다.
- [203] 결국, 강의 성분 조건과 제조공정의 조건을 최적화하여 적절한 크기의 (V,B)(C,N)계 복합 석출물을 형성하고, 합금화 공정에서의 합금층 분율을 확보함으로써 이를 이용하여 저비용으로 고온 특성과 내식성 및 가공성을

동시에 만족시키는 가공용 고내열 냉연강판을 제조할 수 있다

[204]

[205] 상기 실시 형태는 하나의 예시로서 본 발명이 여기에 한정되는 것은 아니다. 본 발명의 특허 청구범위에 기재된 기술적 사상과 실질적으로 동일한 구성을 갖고 동일한 작용 효과를 이루는 것은 어떠한 것이라도 본 발명의 기술적 범위에 포함된다.

청구범위

- [청구항 1] 중량%로, C:0.0005~0.003%, Mn:0.30~0.70%, Al:0.02~0.10%, P:0.003~0.020%, N:0.002~0.006%, S:0.015% 이하(0% 포함), V:0.01~0.05%, B:0.0005~0.0035%, W:0.04~0.10%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고; 하기 관계식(1)로 표시되는 상기 V와 B에 대한 C 및 N의 유효 원자비가 0.00009~0.00069이고;
[관계식 1]
$$(V \cdot 1.2B)/(C+N)$$

(여기에서 원자비 = $(V \text{ 중량\%}/51) \cdot 1.2(B \text{ 중량\%}/11) / \{(C \text{ 중량\%}/12) + (N \text{ 중량\%}/14)\}$ 로 구함)
미세조직은 면적%로 95%이상의 폴리고날 페라이트 및 5%이하(0%는 제외)의 침상 페라이트를 함유하고; 그리고 0.01~0.10 μm 크기의 (V,B)(C,N) 석출물을 포함하는 가공성이 우수한 냉연강판.
- [청구항 2] 제1항에 있어서, 상기 냉연강판은 합금화 도금층을 포함하는 가공성이 우수한 냉연강판.
- [청구항 3] 제2항에 있어서, 상기 합금화 도금층이 Fe-Ni 합금화 도금층인 것을 특징으로 하는 가공성이 우수한 냉연강판.
- [청구항 4] 제3항에 있어서, 상기 합금화 도금층이 면적%로, 5~25%의 Fe-Ni 합금화 도금층인 것을 특징으로 하는 가공성이 우수한 냉연강판.
- [청구항 5] 제4항에 있어서, 상기 Fe-Ni 합금화 도금층은 Ni 도금층을 합금화 처리하여 얻어지며, Ni 도금층의 두께는 1~5 μm 인 것을 특징으로 하는 가공성이 우수한 냉연강판.
- [청구항 6] 제1항 내지 제5항 중 어느 한 항에 있어서, 냉연강판의 두께가 0.1~0.4mm인 것을 특징으로 하는 가공성이 우수한 냉연강판.
- [청구항 7] 중량%로 C:0.0005~0.003%, Mn:0.30~0.70%, Al:0.02~0.10%, P:0.003~0.020%, N:0.002~0.006%, S:0.015% 이하(0% 포함), V:0.01~0.05%, B:0.0005~0.0035%, W:0.04~0.10%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고; 하기 관계식(1)로 표시되는 상기 V와 B에 대한 C 및 N의 유효 원자비가 0.00009~0.00069인 강 슬라브를 가열하는 슬라브 가열단계;
[관계식 1]
$$(V \cdot 1.2B)/(C+N)$$

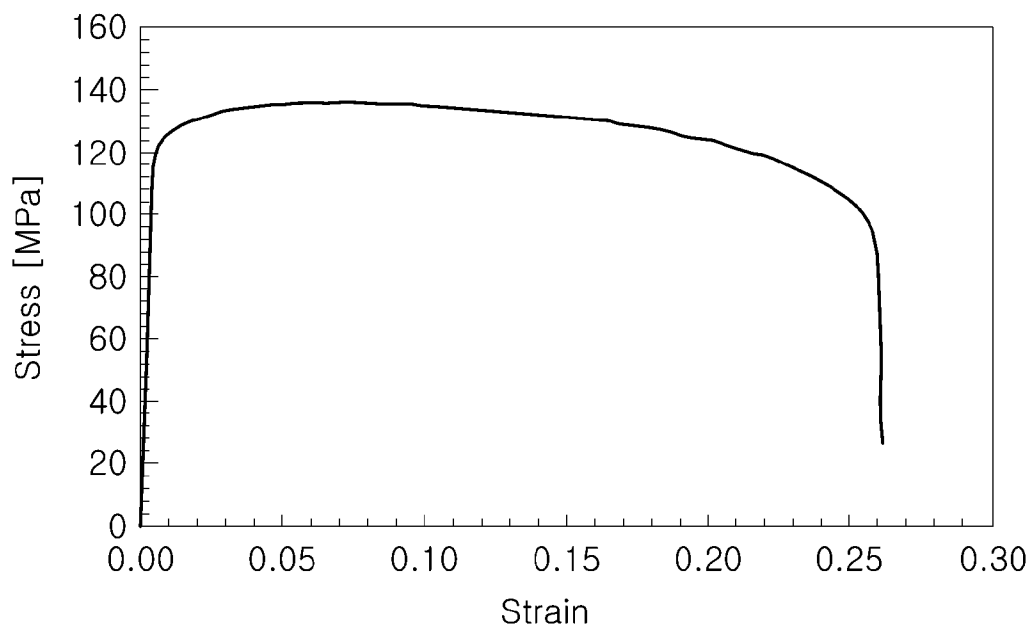
(여기에서 원자비 = $(V \text{ 중량\%}/51) \cdot 1.2(B \text{ 중량\%}/11) / \{(C \text{ 중량\%}/12) + (N \text{ 중량\%}/14)\}$ 로 구함)
가열된 슬라브를 900~950°C의 마무리 압연온도조건으로 열간압연하여 열연강판을 얻는 열간압연단계;
상기 열연강판을 560~680°C에서 권취하는 권취단계;
상기 열연강판을 냉간압연하여 냉연강판을 얻는 냉간압연단계; 및

상기 냉연강판을 680~780°C의 온도로 가열한 후, 40~70°C/sec의 냉각속도로 냉각하는 열처리단계를 포함하는 가공성이 우수한 냉연강판의 제조방법.

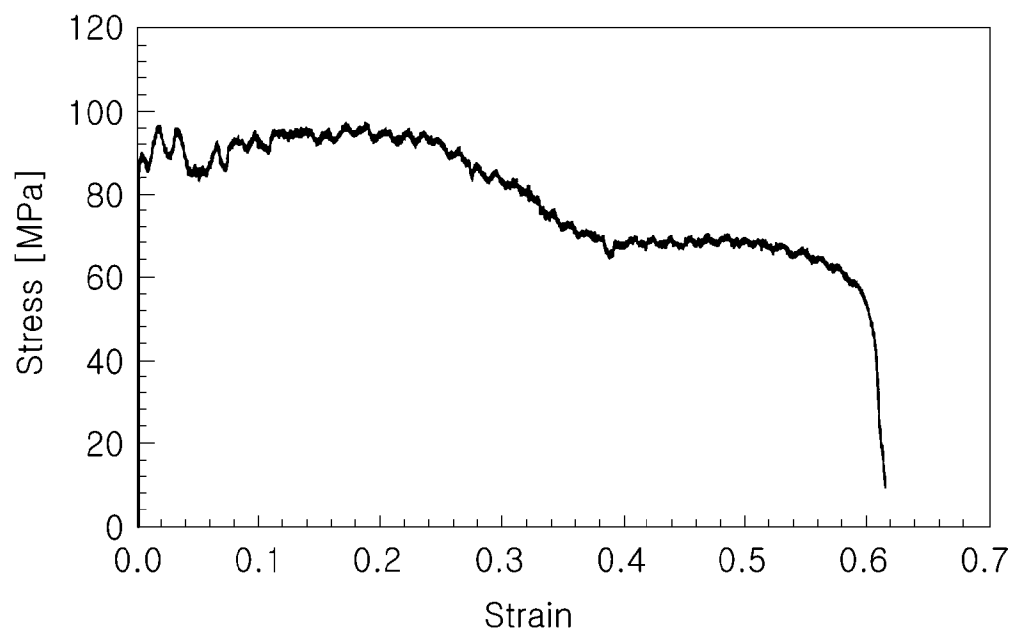
- [청구항 8] 제7항에 있어서, 상기 열처리 단계에서 냉각 종료온도는 450~350°C인 것을 특징으로 하는 가공성이 우수한 냉연강판의 제조방법.
- [청구항 9] 제7항에 있어서, 상기 냉각단계에서 냉각된 냉연강판에 도금층을 형성하는 도금단계를 추가로 포함하는 가공성이 우수한 냉연강판의 제조방법.
- [청구항 10] 제7항에 있어서, 상기 냉각단계에서 냉각된 냉연강판에 도금층을 형성하는 도금단계 및 도금층을 합금화처리하여 합금화 도금층을 얻는 합금화 열처리단계를 추가로 포함하는 가공성이 우수한 냉연강판의 제조방법.
- [청구항 11] 제7항에 있어서, 상기 냉각단계에서 냉각된 냉연강판에 Ni 도금층을 형성하는 Ni 도금단계 및 Ni 도금층을 합금화처리하여 Fe-Ni합금화 도금층을 얻는 합금화 열처리단계를 추가로 포함하는 가공성이 우수한 냉연강판의 제조방법.
- [청구항 12] 제11항에 있어서, 상기 합금화 처리단계는 면적%로, 5~25%의 Fe-Ni 합금화 도금층을 형성하도록 실시하는 것을 특징으로 하는 가공성이 우수한 냉연강판의 제조방법.
- [청구항 13] 제11항에 있어서, 상기 Ni 도금단계에서 형성되는 Ni 도금층의 두께는 1~5 μ m인 것을 특징으로 하는 가공성이 우수한 냉연강판의 제조방법.
- [청구항 14] 제11항에 있어서, 상기 합금화 처리단계는 650~750°C에서 실시하는 것을 특징으로 하는 가공성이 우수한 냉연강판의 제조방법.

[도1]

(a)



(b)



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/KR2017/015209

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/00(2006.01)i, C22C 38/02(2006.01)i, C22C 38/06(2006.01)i, C22C 38/12(2006.01)i, C21D 8/02(2006.01)i, C25D 3/12(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 38/00; C21D 8/02; C22C 38/14; C22C 38/04; H01M 2/02; C22C 38/02; C22C 38/06; C22C 38/12; C25D 3/12

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: polygonal ferrite, needle-shaped ferrite, cold rolled steel, Fe-Ni alloy plated layer, cold milling

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 2015-206086 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL) 19 November 2015 See paragraphs [0039]-[0078]; and claims 1-14.	1-14
Y	KR 10-2016-0078848 A (POSCO) 05 July 2016 See paragraphs [0044]-[0058]; and claims 1-7.	1-14
Y	KR 10-2008-0005512 A (MATSUSHITA ELECTRIC INDUSTRIAL CO., LTD. et al.) 14 January 2008 See paragraphs [0055]-[0084]; and figure 1.	2-6,9-14
A	KR 10-2011-0119285 A (POSCO) 02 November 2011 See paragraphs [0053]-[0068]; claims 6-17; and figure 1.	1-14
A	JP 2005-078894 A (MATSUSHITA ELECTRIC IND. CO., LTD. et al.) 24 March 2005 See paragraphs [0017]-[0032]; claims 9-14; and figures 1-3.	1-14



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

22 MARCH 2018 (22.03.2018)

Date of mailing of the international search report

22 MARCH 2018 (22.03.2018)

Name and mailing address of the ISA/KR



Korean Intellectual Property Office
Government Complex-Daejeon, 189 Sconsa-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/KR2017/015209

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member	Publication date
JP 2015-206086 A	19/11/2015	JP 6248782 B2	20/12/2017
KR 10-2016-0078848 A	05/07/2016	KR 10-1665818 B1	13/10/2016
KR 10-2008-0005512 A	14/01/2008	CN 100573972 C	23/12/2009
		CN 101180748 A	14/05/2008
		EP 1909342 A1	09/04/2008
		EP 1909342 A4	24/12/2008
		EP 1909342 B1	11/03/2015
		JP 2007-005092 A	11/01/2007
		JP 4839024 B2	14/12/2011
		KR 10-0946479 B1	10/03/2010
		US 2009-0269661 A1	29/10/2009
		US 8097357 B2	17/01/2012
		WO 2006-137403 A1	28/12/2006
KR 10-2011-0119285 A	02/11/2011	NONE	
JP 2005-078894 A	24/03/2005	CN 1757125 A	05/04/2006
		CN 1757125 C	15/10/2008
		EP 1658651 A1	24/05/2006
		EP 1658651 B1	08/10/2008
		EP 1658651 B8	14/01/2009
		EP 1950819 A1	30/07/2008
		JP 4491208 B2	30/06/2010
		KR 10-0736511 B1	06/07/2007
		KR 10-2005-0113664 A	02/12/2005
		US 2006-0083981 A1	20/04/2006
		WO 2005-022670 A1	10/03/2005

A. 발명이 속하는 기술분류(국제특허분류(IPC))

C22C 38/00(2006.01)i, C22C 38/02(2006.01)i, C22C 38/06(2006.01)i, C22C 38/12(2006.01)i, C21D 8/02(2006.01)i, C25D 3/12(2006.01)i

B. 조사된 분야

조사된 최소문헌(국제특허분류를 기재)

C22C 38/00; C21D 8/02; C22C 38/14; C22C 38/04; H01M 2/02; C22C 38/02; C22C 38/06; C22C 38/12; C25D 3/12

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:

폴리고날 페라이트, 침상 페라이트, 냉연강판, Fe-Ni 합금화 도금층, 냉간압연

C. 관련 문헌

카테고리*	인용문헌명 및 관련 구절(해당하는 경우)의 기재	관련 청구항
Y	JP 2015-206086 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL) 2015.11.19 단락 [0039]-[0078]; 및 청구항 1-14 참조.	1-14
Y	KR 10-2016-0078848 A (주식회사 포스코) 2016.07.05 단락 [0044]-[0058]; 및 청구항 1-7 참조.	1-14
Y	KR 10-2008-0005512 A (마쓰시다덴기산교 가부시키키가이샤 등) 2008.01.14 단락 [0055]-[0084]; 및 도면 1 참조.	2-6,9-14
A	KR 10-2011-0119285 A (주식회사 포스코) 2011.11.02 단락 [0053]-[0068]; 청구항 6-17; 및 도면 1 참조.	1-14
A	JP 2005-078894 A (MATSUSHITA ELECTRIC IND. CO., LTD. 등) 2005.03.24 단락 [0017]-[0032]; 청구항 9-14; 및 도면 1-3 참조.	1-14

☐ 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

2018년 03월 22일 (22.03.2018)

국제조사보고서 발송일

2018년 03월 22일 (22.03.2018)

ISA/KR의 명칭 및 우편주소



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

팩스 번호 +82-42-481-8578

심사관

김진호

전화번호 +82-42-481-8699



국제조사보고서에서 인용된 특허문헌	공개일	대응특허문헌	공개일
JP 2015-206086 A	2015/11/19	JP 6248782 B2	2017/12/20
KR 10-2016-0078848 A	2016/07/05	KR 10-1665818 B1	2016/10/13
KR 10-2008-0005512 A	2008/01/14	CN 100573972 C	2009/12/23
		CN 101180748 A	2008/05/14
		EP 1909342 A1	2008/04/09
		EP 1909342 A4	2008/12/24
		EP 1909342 B1	2015/03/11
		JP 2007-005092 A	2007/01/11
		JP 4839024 B2	2011/12/14
		KR 10-0946479 B1	2010/03/10
		US 2009-0269661 A1	2009/10/29
		US 8097357 B2	2012/01/17
		WO 2006-137403 A1	2006/12/28
KR 10-2011-0119285 A	2011/11/02	없음	
JP 2005-078894 A	2005/03/24	CN 1757125 A	2006/04/05
		CN 1757125 C	2008/10/15
		EP 1658651 A1	2006/05/24
		EP 1658651 B1	2008/10/08
		EP 1658651 B8	2009/01/14
		EP 1950819 A1	2008/07/30
		JP 4491208 B2	2010/06/30
		KR 10-0736511 B1	2007/07/06
		KR 10-2005-0113664 A	2005/12/02
		US 2006-0083981 A1	2006/04/20
		WO 2005-022670 A1	2005/03/10