

(12) 특허협력조약에 의하여 공개된 국제출원

(19) 세계지식재산권기구  
국제사무국

(43) 국제공개일  
2016년 6월 30일 (30.06.2016)



(10) 국제공개번호  
WO 2016/105003 A1

- (51) 국제특허분류:  
C22C 38/04 (2006.01) C22C 38/12 (2006.01)  
C22C 38/08 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
- (21) 국제출원번호: PCT/KR2015/013557
- (22) 국제출원일: 2015년 12월 11일 (11.12.2015)
- (25) 출원언어: 한국어
- (26) 공개언어: 한국어
- (30) 우선권정보:  
10-2014-0188465 2014년 12월 24일 (24.12.2014) KR
- (71) 출원인: 주식회사 포스코 (POSCO) [KR/KR]; 37859 경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동), Gyeongsangbuk-do (KR).
- (72) 발명자: 이학철 (LEE, Hak-Cheol); 37877 경상북도 포항시 남구 동해안로 6262 포항제철소내, Gyeongsangbuk-do (KR). 장성호 (JANG, Sung-Ho); 37877 경상북도 포항시 남구 동해안로 6262 포항제철소내, Gyeongsangbuk-do (KR).
- (74) 대리인: 특허법인 씨앤에스 (C&S PATENT AND LAW OFFICE); 06292 서울시 강남구 언주로 30길 13 대림아크로텔 7층, Seoul (KR).

- (81) 지정국 (별도의 표시가 없는 한, 가능한 모든 종류의 국내 권리의 보호를 위하여): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 지정국 (별도의 표시가 없는 한, 가능한 모든 종류의 역내 권리의 보호를 위하여): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), 유라시아 (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), 유럽 (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

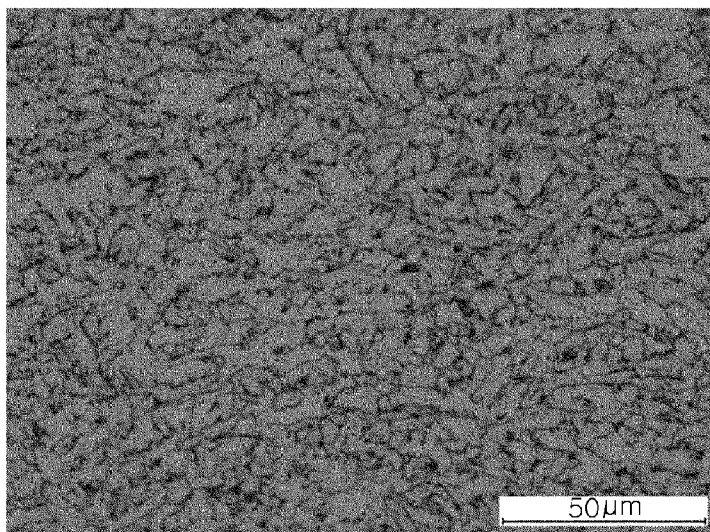
공개:

— 국제조사보고서와 함께 (조약 제 21 조(3))

(54) Title: STRUCTURAL ULTRA-THICK STEEL HAVING EXCELLENT RESISTANCE TO BRITTLE CRACK PROPAGATION, AND PRODUCTION METHOD THEREFOR

(54) 발명의 명칭: 취성균열전파 저항성이 우수한 구조용 극후물 강재 및 그 제조방법

[도1]



(57) Abstract: The present invention provides structural ultra-thick steel having excellent resistance to brittle crack propagation and a production method therefor. Provided according to the present invention are: structural ultra-thick steel, which has excellent resistance to brittle crack propagation, comprises 0.02-0.10 wt% of C, 0.8-2.5 wt% of Mn, 0.05-1.5 wt% of Ni, 0.005-0.1 wt% of Nb, and 0.005-0.1 wt% of Ti with the remainder being Fe and other inevitable impurities, and has microstructures including one structure selected from the group consisting of a single-phase structure of ferrite, a single-phase structure of bainite, a complex-phase structure of ferrite and bainite, a complex-phase structure of ferrite and pearlite, and a complex-phase structure of ferrite, bainite, and pearlite; and a production method therefor. According to one aspect of the present invention, ultra-thick structural steel, which has excellent resistance to brittle crack propagation and has excellent yield strength and an excellent impact transition temperature in the center, can be obtained.

(57) 요약서:

[다음 쪽 계속]

WO 2016/105003 A1

---

본 발명은 취성균열전파 저항성이 우수한 구조용 극후물 강재 및 그 제조방법을 제공한다. 본 발명에 의하면, 중량%로, C: 0.02~0.10%, Mn: 0.8~2.5%, Ni: 0.05~1.5%, Nb: 0.005~0.1%, Ti: 0.005~0.1%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 그리고 페라이트 단상조직, 베이나이트 단상조직, 페라이트와 베이나이트의 복합조직, 페라이트와 퍼얼라이트의 복합조직, 및 페라이트, 베이나이트와 퍼얼라이트의 복합조직으로 이루어진 그룹으로부터 선택된 하나의 조직을 포함하는 미세조직을 갖는 취성균열전파 저항성이 우수한 구조용 극후물 강재 및 그 제조방법이 제공된다. 본 발명의 일 측면에 따르면, 우수한 항복강도 및 우수한 중심부의 충격전이 온도를 갖는 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 구조용 강재를 얻을 수 있다.

## 명세서

### 발명의 명칭: 취성균열전파 저항성이 우수한 구조용 극후물 강재 및 그 제조방법

#### 기술분야

[1] 본 발명은 취성균열전파 저항성이 우수한 구조용 극후물 강재 및 그 제조방법에 관한 것이다.

[2]

#### 배경기술

[3] 최근, 국내외 선박, 해양, 건축, 토목 분야에서 사용되는 구조물을 설계하는 데 있어서, 고강도 특성을 갖는 극후물 강의 개발이 요구되고 있다.

[4] 구조물을 설계할시 고강도 강을 사용할 경우, 구조물의 형태를 경량화할 수 있어 경제적인 이득을 얻을 수 있을 뿐만 아니라, 강판의 두께를 얇게 할 수 있기 때문에 가공 및 용접 작업의 용이성을 동시에 확보 가능하다.

[5]

[6] 일반적으로 고강도 강의 경우, 극후물재 제조시 총 압하율의 저하에 따라 중심부에 충분한 변형이 이루어지지 않기 때문에 중심부 조직이 조대해지게 되며, 이로 인해 경화능이 상승하여 베이나이트 등의 저온변태상이 생성된다.

[7] 또한, 조대화된 조직으로 인해 중심부의 충격인성 확보에 어려움이 있을 수 있다.

[8] 특히 구조물의 안정성을 나타내는 취성균열전파 저항성의 경우 선박 등의 주요 구조물에 적용시 보증을 요구하는 사례가 증가하고 있으나, 중심부에 저온변태상 생성시 취성균열전파 저항성이 매우 저하되는 현상이 발생하기 때문에 극후물 고강도 강재의 취성균열전파 저항성을 향상시키는 것은 매우 어려운 상황이다

[9]

[10] 한편, 항복강도 350MPa 이상의 고강도강의 경우 취성균열전파 저항성을 향상시키기 위해 표층부 입도 미세화를 위한 사상압연시 표면 냉각 적용 및 압연시 굽힘 응력 부여를 통한 입도 조절, 이상역 압연을 통한 표층 미세화 등의 다양한 기술이 도입되었다.

[11] 그러나, 이러한 기술의 경우 표층부 조직미세화에는 도움이 되지만 중심부 조직 조대화에 따른 충격인성 저하는 해결할 수 없기 때문에 취성균열전파 저항성에 대한 근본적인 대책이라 할 수 없다.

[12] 또한, 기술 자체가 일반적인 양산체제에 적용하기에는 생산성에 큰 저하가 예상되므로 상업적인 적용에는 무리가 있는 기술이라 할 수 있다.

[13] 또한, 인성 향상에 도움이 되는 Ni 등의 원소를 다량 첨가할 경우 취성균열전파 저항성을 향상시킬 수 있으나, Ni는 고가 원소이기 때문에 제조원가적 측면에서

상업적 적용이 어려운 상황이다.

[14]

[15] (선행기술문헌)

[16] (특허문헌 1) 한국 공개특허 제2009-0069818호

[17] (특허문헌 2) 한국 공개특허 제2002-0091844호

[18]

## 발명의 상세한 설명

### 기술적 과제

[19] 본 발명의 일 측면에 의하면, 취성균열전파 저항성이 우수한 구조용 극후물 강재를 제공하고자 하는데, 그 목적이 있다.

[20]

[21] 본 발명의 다른 면에 의하면, 합금조성 및 미세조직을 제어함으로써, 취성균열전파 저항성이 우수한 구조용 극후물 강재의 제조방법을 제공하고자 하는데, 그 목적이 있다.

[22]

### 과제 해결 수단

[23] 본 발명의 일 측면에 의하면, 중량%로, C: 0.02~0.10%, Mn: 0.8~2.5%, Ni: 0.05~1.5%, Nb: 0.005~0.1%, Ti: 0.005~0.1%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 그리고 페라이트 단상조직, 베이나이트 단상조직, 페라이트와 베이나이트의 복합조직, 페라이트와 퍼얼라이트의 복합조직, 및 페라이트, 베이나이트와 퍼얼라이트의 복합조직으로 이루어진 그룹으로부터 선택된 하나의 조직을 포함하는 미세조직을 갖는 취성균열전파 저항성이 우수한 구조용 극후물 강재가 제공된다.

[24]

[25] 상기 강재는 바람직하게는 판 두께의 중심부의 EBSD 방법으로 측정된 15도 이상의 고경각 경계를 가지는 입도가 15 $\mu$ m(마이크로미터) 이하일 수 있다.

[26]

[27] 상기 강재는 바람직하게는 항복강도가 350MPa 이상이고 중심부 충격전이 온도가 -60°C 이하일 수 있다.

[28]

[29] 본 발명의 다른 일 측면에 의하면, C: 0.02~0.1%, Mn: 0.8~2.5%, Ni: 0.05~1.5%, Nb: 0.005~0.10%, Ti: 0.005~0.1%, 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고 있는 슬라브를 950~1100°C로 재가열한 후 1100~900°C의 온도에서 조압연하는 단계; 상기 조압연된 바(bar)를 Ar3 이상의 온도에서 마무리 압연하여 강판을 얻는 단계; 상기 강판을 700°C 이하의 온도까지 냉각하는 단계를 포함하고, 상기 조압연 시 압연 전의 슬라브 또는 바의 두께 상의 중심부와 상기 슬라브 또는 바의 외표면 간 온도차가 100°C 이상이 되도록 하는 취성균열전파 저항성이

우수한 구조용 극후물 강재의 제조방법이 제공된다.

[30]

[31] 조압연 시 총 누적 압하율은 40% 이상인 것이 바람직하다

[32]

[33] 상기 강판의 냉각은 2°C/s 이상의 중심부 냉각속도로 행할 수 있다.

[34]

[35] 상기 강판의 냉각은 3~300°C/s의 평균 냉각속도로 행할 수 있다.

[36]

[37] 덧붙여 상기한 과제에의 해결수단은, 본 발명의 특징을 모두 열거한 것은 아니다.

[38]

본 발명의 다양한 특징과 그에 따른 장점과 효과는 아래의 구체적인 실시형태를 참조하여 보다 상세하게 이해될 수 있을 것이다.

[39]

### 발명의 효과

[40]

본 발명의 일 측면에 따르면, 우수한 항복강도 및 우수한 중심부의 충격전이 온도를 갖는 취성균열전과 저항성이 우수한 극후물 구조용 강재를 얻을 수 있다.

[41]

### 도면의 간단한 설명

[42]

도 1은 발명강 1의 두께 중심부를 광학현미경으로 관찰한 사진이다.

[43]

### 발명의 실시를 위한 최선의 형태

[44]

본 발명의 발명자들은 종래 문제점을 해결함과 동시에, 종래 대비 우수한 항복강도와 중심부의 충격전이 온도를 갖는 극후물 구조용 강재를 확보하기 위하여 연구를 행한 결과, 극후물 구조용 강재의 합금설계 및 미세조직을 적절히 제어함으로써, 극후물 구조용 강재의 취성균열전과 저항성을 향상시킬 수 있음을 인식하고, 이에 근거하여 본 발명을 완성하게 이른 것이다.

[45]

[46]

이하, 본 발명의 일 측면인 취성균열전과 저항성이 우수한 구조용 극후물 강재에 대해서 상세히 설명한다.

[47]

[48]

본 발명의 일 측면인 취성균열전과 저항성이 우수한 극후물 강재는 중량%로, C: 0.02~0.10%, Mn: 0.8~2.5%, Ni: 0.05~1.5%, Nb: 0.005~0.1%, Ti: 0.005~0.1%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 그리고 페라이트 단상조직, 베이나이트 단상조직, 페라이트와 베이나이트의 복합조직, 페라이트와 퍼얼라이트의 복합조직, 및 페라이트, 베이나이트와 퍼얼라이트의 복합조직으로 이루어진 그룹으로부터 선택된 하나의 조직을 포함하는 미세조직을 갖는다.

[49]

이러한 극후물 강재는 10 내지 100mm의 두께를 가질 수 있으며, 더

바람직하게는 50 내지 100mm의 두께를 가질 수 있다.

[50]

[51] 이하, 본 발명의 강 성분 및 성분범위에 대하여 설명한다.

[52]

[53] C(탄소): 0.02~0.10%(이하, 각 성분의 함량은 중량%를 의미함)

[54] C은 기본적인 강도를 확보하는데 가장 중요한 원소이므로 적절한 범위 내에서 강 중에 함유될 필요가 있으며, 이러한 첨가효과를 얻기 위해서는 C은 0.02%이상 첨가하는 것이 바람직하다.

[55] 그러나, C의 함량이 0.10%를 초과하게 되면, 대량의 도상 마르텐사이트 생성 및 페라이트 자체의 높은 강도로 인해 저온인성을 저하시키므로, 상기 C의 함량은 0.02~0.10%로 한정하는 것이 바람직하다.

[56]

[57] Mn(망간): 0.8~2.5%

[58] Mn은 고용강화에 의해 강도를 향상시키고 저온변태상이 생성되도록 경화능을 향상시키는 유용한 원소이므로 0.8% 이상 첨가되는 것이 바람직하다.

[59] 그러나, Mn의 함량이 2.5%를 초과하는 경우에는 과도한 경화능의 증가로 인해 상부 베이나이트(Upper bainite) 및 마르텐사이트 생성을 촉진하여 충격인성 및 취성균열전파 저항성을 저하시키므로, 상기 Mn 함량은 0.8~2.5%로 한정하는 것이 바람직하다.

[60]

[61] Ni(니켈): 0.05~1.5%

[62] Ni은 저온에서 전위의 교차슬립(Cross slip)을 용이하게 만들어 충격인성을 향상시키고 경화능을 향상시켜 강도를 향상시키는데 중요한 원소로서, 충격인성 및 취성균열전파 저항성을 향상시키기 위해서는 0.05% 이상 첨가되는 것이 바람직하다. 그러나, 상기 Ni이 1.5% 이상 첨가되면 경화능이 과도하게 상승되어 저온변태상이 생성되어 인성을 저하시키고 제조원가도 상승시킬 수 있으므로 상기 Ni 함량의 상한은 1.5%로 한정하는 것이 바람직하다.

[63]

[64] Nb(니오븀): 0.005~0.1%

[65] Nb는 NbC 또는 NbCN의 형태로 석출하여 모재 강도를 향상시킨다.

[66] 또한, 고온으로 재가열시에 고용된 Nb는 압연시 NbC의 형태로 매우 미세하게 석출되어 오스테나이트의 재결정을 억제하여 조직을 미세화시키는 효과가 있다.

[67] 따라서, Nb는 0.005% 이상 첨가되는 것이 바람직하나, 과다하게 첨가될 경우에는 강재의 모서리에 취성크랙을 야기할 가능성이 있으므로, Nb 함량의 하한은 0.1%로 제한하는 것이 바람직하다.

[68]

[69] Ti(티타늄): 0.005~0.1%

- [70] Ti은 재가열 시 TiN 으로 석출하여 모재 및 용접 열영향부의 결정립의 성장을 억제하여 저온인성을 크게 향상시키는 성분으로서, 이러한 첨가효과를 얻기 위해서는 0.005% 이상 첨가되는 것이 바람직하다.
- [71] 그러나, Ti가 0.1%를 초과하여 첨가되면, 연주 노즐의 막힘이나 중심부 정출에 의한 저온인성이 감소될 수 있으므로, Ti 함량은 0.005~0.1% 로 한정하는 것이 바람직하다.
- [72]
- [73] 본 발명의 나머지 성분은 철(Fe)이다.
- [74] 다만, 통상의 제조과정에서는 원료 또는 주위 환경으로부터 의도되지 않는 불순물들이 불가피하게 혼입될 수 있으므로 이를 배제할 수는 없다.
- [75] 이들 불순물들은 통상의 기술자라면 누구라도 알 수 있는 것이기 때문에 그 모든 내용을 특별히 본 명세서에서 언급하지는 않는다.
- [76]
- [77] 본 발명의 강재는 페라이트 단상조직, 베이나이트 단상조직, 페라이트와 베이나이트의 복합조직, 페라이트와 퍼얼라이트의 복합조직, 및 페라이트, 베이나이트와 퍼얼라이트의 복합조직으로 이루어진 그룹으로부터 선택된 하나의 조직을 포함하는 미세조직을 갖는다.
- [78] 상기 페라이트, 베이나이트와 퍼얼라이트의 복합조직에서 퍼얼라이트의 비율은 30 부피% 이하로 한정하는 것이 바람직하다.
- [79] 상기 페라이트는 침상 페라이트(acicular ferrite)가 바람직하고, 베이나이트는 그레인유얼 베이나이트(granular bainite)가 바람직하다. 이때, 상기 페라이트는 필요시 다각형 페라이트(polygonal ferrite)를 사용할 수 있다.
- [80] 예를 들면, 상기 Mn 및 Ni 함량이 증가할수록 침상 페라이트(acicular ferrite) 또는 다각형 페라이트와, 그레인유얼 베이나이트(granular bainite)의 비율이 증가하며, 이에 따라 강도 또한 증가하게 된다.
- [81] 상기 강재는 바람직하게는 판 두께의 중심부의 EBSD 방법으로 측정된 15도 이상의 고정각 경계를 가지는 입도가 15 $\mu$ m이하일 수 있다.
- [82] 상기 강재는 바람직하게는 항복강도가 350MPa 이상이고 중심부 충격전이 온도가 -60°C 이하일 수 있다.
- [83] 본 발명의 다른 측면인 취성균열전파 저항성이 우수한 극후물 강재 제조방법은 C: 0.02~0.1%, Mn: 0.8~2.5%, Ni: 0.05~1.5%, Nb: 0.005~0.10%, Ti: 0.005~0.1%, 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고 있는 슬라브를 950~1100°C로 재가열한 후 1100~900°C의 온도에서 조압연하는 단계; 상기 조압연된 바(bar)를 Ar3 이상의 온도에서 마무리 압연하여 강판을 얻는 단계; 상기 강판을 700°C 이하의 온도까지 냉각하는 단계를 포함하며, 상기 조압연 시 압연 전의 슬라브 또는 바의 두께 상의 중심부와 상기 슬라브 또는 바의 외표면 간 온도차가 100°C 이상이 되도록 한다.
- [84]

- [85] 슬라브 재가열 온도: 950~1100°C
- [86] 슬라브 재가열온도는 950°C 이상으로 하는 것이 바람직한데, 이는 주조 중에 형성된 Ti 및/또는 Nb의 탄질화물을 고용시키기 위함이다. 또한, Ti 및/또는 Nb의 탄질화물을 충분히 고용시키기 위해서는 1000°C 이상으로 가열하는 것이 보다 바람직하다. 다만, 과도하게 높은 온도로 재가열할 경우에는 오스테나이트가 조대화될 우려가 있으므로, 상기 재가열온도의 상한은 1100°C인 것이 바람직하다.
- [87]
- [88] 조압연 온도: 1100~900°C 및 조압연 전 슬라브 또는 바의 두께 상의 중심부와 상기 슬라브 또는 바의 외표면 간 온도차: 100°C 이상
- [89]
- [90] 재가열된 슬라브를 조압연한다. 조압연 온도는 오스테나이트의 재결정이 멈추는 온도( $T_{nr}$ ) 이상으로 하는 것이 바람직하다. 압연에 의해 주조 중에 형성된 덴드라이트 등 주조조직이 파괴되고 그리고 오스테나이트의 크기를 작게 하는 효과도 얻을 수 있다. 이러한 효과를 얻기 위하여 조압연 온도는 1100~900°C로 제한하는 것이 바람직하다.
- [91] 본 발명에서는 조압연 시 압연 직전의 슬라브 또는 바의 두께 상의 중심부와 상기 슬라브 또는 바의 외표면 간 온도차가 100°C 이상이 되도록 한다.
- [92]
- [93] 이러한 중심부-표면간 온도차는 예를 들면 냉각장치를 사용하여 가열된 슬라브 또는 바를 냉각함으로써 얻어질 수 있다. 상기 냉각장치는 특별히 한정되는 것은 아니며, 예를 들면, 냉각매체로 물, 공기, 액상 냉각제 및 기상 냉각제 중 적어도 1종을 사용하는 것 등을 들 수 있다.
- [94]
- [95] 이와 같이 조압연시 상기 슬라브 또는 바의 두께 상의 중심부와 상기 슬라브 또는 바의 외표면 간 온도차를 부여함으로써 슬라브 또는 바의 표면부가 중심부보다 낮은 온도를 유지하게 되고, 이러한 온도차가 존재하는 상태에서 압연을 실시하게 되면 상대적으로 온도가 낮은 표면부보다 상대적으로 온도가 높은 중심부에 더 많은 변형이 일어나게 됨으로써, 중심부 입도가 보다 미세화된다. 바람직하게는, 중심부 평균 입도가 15 $\mu$ m 이하로 유지될 수 있다.
- [96]
- [97] 이는 상대적으로 온도가 낮은 표면부는 상대적으로 온도가 높은 중심부보다 높은 강도를 가지게 되므로 비교적 낮은 강도의 중심부에 더 많은 변형이 일어나는 현상을 활용한 기술이며, 효과적으로 중심부에 더 많은 변형을 부여하기 위해서는 상기 중심부-표면간의 온도차가 100°C 이상인 것이 바람직하며, 보다 바람직한 온도차는 100 ~ 300°C이다.
- [98]
- [99] 여기서, 슬라브 또는 바의 두께 상의 중심부와 상기 슬라브 또는 바의 외표면 간

온도차는 조압연 직전에 실측된 슬라브 또는 바의 표면 온도와, 냉각조건 및 조압연 직전의 슬라브 또는 바의 두께를 고려하여 계산된 중심부 온도의 차이를 의미한다.

[100] 상기 슬라브의 표면온도 및 두께의 측정은 최초 조 압연하기 전에 행해지고, 상기 바의 표면온도 및 두께의 측정은 2회 조 압연부터 조압연 전에 행해진다.

[101] 그리고, 조압연을 2 패스 이상 행하는 경우, 슬라브 또는 바의 두께 상의 중심부와 상기 슬라브 또는 바의 외표면 간 온도차는 조압연 각 패스(pass) 온도차를 측정하여 전체의 평균값을 계산한 온도차가 100°C 이상인 것을 의미한다.

[102]

[103] 본 발명에서는 조 압연시 중심부의 조직을 미세화하기 위해서 조압연 시 총 누적 압하율은 40% 이상인 것이 바람직하다

[104]

[105] 마무리 압연 온도: Ar3(페라이트 변태 개시 온도) 이상

[106] 조압연된 바를 Ar3 이상에서 마무리 압연하여 강판을 얻는다.

[107] 마무리 압연시 오스테나이트 조직이 변형된 오스테나이트 조직으로 된다.

[108]

[109] 압연 후 냉각: 700°C 이하로 냉각

[110] 마무리 압연 후 강판을 700°C 이하로 냉각시킨다.

[111] 냉각종료온도가 700°C를 초과하는 경우에는 미세조직이 적절하게 형성되지 않게 되어 항복강도가 350Mpa 이하로 될 가능성이 있다.

[112]

[113] 상기 강판의 냉각은 2°C/s 이상의 중심부 냉각속도로 행할 수 있고, 강판의 중심부 냉각속도가 2°C/s 미만인 경우에는 미세조직이 적절하게 형성되지 않게 되어 항복강도가 350Mpa 이하로 될 가능성이 있다.

[114]

[115] 또한, 상기 강판의 냉각은 3~300°C/s의 평균 냉각속도로 행할 수 있다.

[116]

[117] 이하, 실시 예를 통하여 본 발명을 보다 구체적으로 설명하고자 한다.

[118] 다만, 하기의 실시 예는 예시를 통하여 본 발명을 설명하기 위한 것일 뿐 본 발명의 권리범위를 제한하기 위한 것이 아니라는 점에 유의할 필요가 있다.

[119] 본 발명의 권리범위는 특허청구범위에 기재된 사항과 이로부터 합리적으로 유추되는 사항에 의해 결정되는 것이기 때문이다.

[120]

### 발명의 실시를 위한 형태

[121] 하기 표 1의 조성을 갖는 강 슬라브를 1070°C의 온도로 재가열한 후, 1050°C의 온도에서 조압연을 실시하였다. 조압 시 슬라브의 조압연시 표면-중심부 평균

온도차는 하기 표 2와 같이 하였으며, 누적 압하율은 50%로 동일하게 적용하였다.

- [122] 표 2의 조압연시 중심부-표면 평균 온도 차는 조압연 직전에 실측된 슬라브 또는 바 표면의 온도와, 바에 분사된 수량과 조압연 직전의 슬라브의 두께를 고려하여 계산된 중심부 온도의 차이를 나타내며, 조압연 각 패스(pass) 온도 차를 측정하여 전체의 평균값을 계산한 결과이다.
- [123] 상기 조압연 후, 780 °C의 마무리 압연온도에서 마무리 압연을 행하여 하기 표 2의 두께를 갖는 강판을 얻은 다음, 5°C/sec의 냉각속도로 700°C이하의 온도로 냉각하였다.
- [124] 상기와 같이 제조된 강판에 대하여 미세조직, 항복강도, 중심부 평균 입도, 중심부 충격천이온도 및 Kca 값(취성 균열전파 저항성 계수)을 조사하고, 그 결과를 하기 표 2에 나타내었다.
- [125] 표 2의 Kca 값은 강판에 대해 ESSO test를 실시하여 평가한 값이다.

[126]

[127] 표 1

[표1]

구분	C(중량%)	Mn(중량%)	Ni(중량%)	Ti(중량%)	Nb(중량%)
발명강1	0.032	2.05	0.12	0.018	0.019
발명강2	0.067	1.77	0.35	0.023	0.012
발명강3	0.074	1.25	0.95	0.021	0.023
발명강4	0.063	1.63	0.75	0.015	0.015
발명강5	0.053	1.74	1.02	0.018	0.021
발명강6	0.091	1.21	0.43	0.023	0.029
비교강1	0.082	0.92	0.65	0.012	0.018
비교강2	0.061	1.65	0.37	0.017	0.012
비교강3	0.12	1.59	0.23	0.021	0.011
비교강4	0.076	2.05	2.25	0.015	0.019
비교강5	0.071	2.65	0.45	0.017	0.022

[128] 표 2

[표2]

구분	조압연시 중심부-표면 평균온도차 (°C)	제품 두께 (mm)	*미세조직, 상분율(%)	항복강도 (MPa)	중심부 평균 입도 ( $\mu\text{m}$ )	중심부 충격천이 온도 (°C)	Kca ( $\text{N}/\text{mm}^{1.5}$ , @-10°C)
발명강1	256	85	AF+GB (26%)	506	11.3	-96	9314
발명강2	165	95	AF	455	12.5	-86	8655
발명강3	137	100	PF+P (23%)	395	13.1	-79	7956
발명강4	259	90	AF+GB (28%)	486	9.7	-86	8165
발명강5	215	95	AF+GB (31%)	512	10.1	-91	8964
발명강6	189	100	PF+P (22%)	407	12.6	-77	7103
비교강1	23	90	PF+P (18%)	371	25.3	-53	5166
비교강2	35	85	AF+UB (21%)	495	29.6	-49	4931
비교강3	129	80	UB	578	32	-35	3655
비교강4	212	100	GB, UB (34%)	566	26	-50	3984
비교강5	155	85	UB	613	38	-20	2850

[129]

[130] \* PF: 폴리고날 페라이트(Polygonal ferrite), P: 퍼얼라이트(Pearlite) AF: 침상 페라이트(Acicular ferrite), 그라놀러 베이나이트(GB: Granular bainite), 상부 베이나이트(UB: Upper bainite), 여기서 제품 두께는 후물재 대상으로 평가를 하였다는 것을 보여주는 것임.

[131]

[132] 상기 표 2에 나타난 바와 같이, 비교강 1 및 2의 경우 본 발명에서 제시하는 조압연시 두께 상의 중심부와 외표면의 평균온도 차가 100°C 미만으로 제어된 것으로서, 조압연시 중심부에 충분한 변형을 부여하지 못함에 따라, 중심부 입도가 각각 25.3 $\mu\text{m}$  및 29.6 $\mu\text{m}$ 이고, 이로 인하여 중심부 충격천이온도가 -60°C 미만을 나타냄을 알 수 있다. 또한, 이로 인해 -10°C에서 측정된 Kca 값이 일반적인 조선용 강재에서 요구되는 6000을 초과하지 못함을 알 수 있다.

[133] 비교강 3, 5의 경우 본 발명에서 제시하는 C 및 Mn의 상한보다 높은 값을 갖는 것으로서, 조압연시 냉각을 통해 중심부 오스텐나이트의 입도를 미세화하였음에도 불구하고 상부 베이나이트(upper bainite)가 생성됨으로 인해 최종 미세조직의 입도가 각각 32 및 38 $\mu\text{m}$  이상이고, 또한 취성이 쉽게 발생하는 상부 베이나이트를 기지조직으로 가짐으로 인해서 중심부 충격천이온도가

-60°C 이상임을 알 수 있다.

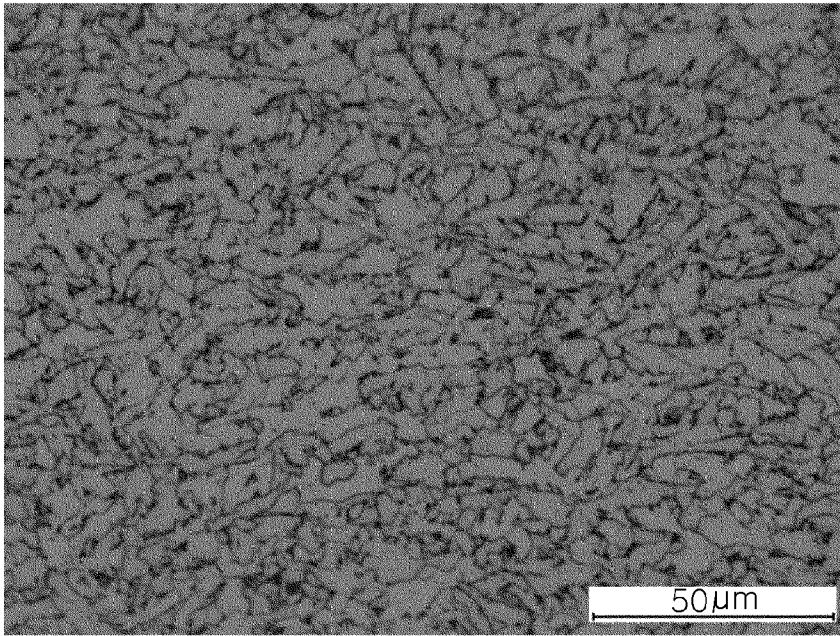
- [134] 이로 인해 Kca 값도 -10°C에서 6000 이하의 값을 가짐을 알 수 있다.
- [135] 비교장 4의 경우 본 발명에서 제시하는 Ni 함량의 상한보다 높은 값을 갖는 것으로서, 높은 경화능으로 인해 모재의 미세조직이 그레놀러 베이나이트(*granular bainite*)와 상부 베이나이트임을 알 수 있다.
- [136] 이로 인해 조압연시 냉각을 통해 중심부 오스텐나이트의 입도를 미세화하였음에도 불구하고 최종 미세조직의 입도가 26 $\mu\text{m}$ 를 나타내며, 취성이 쉽게 발생하는 상부 베이나이트가 기지조직이며, 이로 인해 중심부 충격천이온도가 -60°C 이상임을 알 수 있다.
- [137] 또한, 이로 인해 Kca 값도 -10°C에서 6000 이하의 값을 가짐을 알 수 있다.
- [138]
- [139] 이에 반하여, 본 발명의 성분 범위를 만족하고 조압연 시 냉각을 통해 중심부 오스텐나이트의 입도가 미세화 된 발명장 1~6의 경우에는 항복강도 350MPa 이상, 중심부 입도 15 $\mu\text{m}$ 이하를 만족시키며 페라이트와 퍼얼라이트 조직 또는 침상 페라이트 단상 조직, 또는 침상 페라이트 또는 다각형 페라이트와 그레뉴얼 베이나이트의 복합 조직, 침상 페라이트, 퍼얼라이트와 그레뉴얼 베이나이트의 복합 조직을 미세조직으로 가짐을 알 수 있다.
- [140] 이로 인해 중심부 충격천이온도가 -60°C 이하이며 Kca 값도 -10°C에서 6000 이상의 값을 만족시킴을 알 수 있다.
- [141] 발명장 1의 두께 중심부를 광학현미경으로 관찰한 사진을 나타내는 도 1에서도 알 수 바와 같이 발명장 1의 경우 중심부 조직이 미세함을 알 수 있다.
- [142]
- [143] 이상 실시 예를 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: 0.02~0.10%, Mn: 0.8~2.5%, Ni: 0.05~1.5%, Nb: 0.005~0.1%, Ti: 0.005~0.1%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 그리고 페라이트 단상조직, 베이나이트 단상조직, 페라이트와 베이나이트의 복합조직, 페라이트와 퍼얼라이트의 복합조직, 및 페라이트, 베이나이트와 퍼얼라이트의 복합조직으로 이루어진 그룹으로부터 선택된 하나의 조직을 포함하는 미세조직을 갖는 취성균열전파 저항성이 우수한 구조용 극후물 강재.
- [청구항 2] 청구항 1에 있어서, 상기 페라이트는 침상 페라이트(acicular ferrite) 또는 다각형 페라이트(polygonal ferrite)이고, 그리고 베이나이트는 그래뉴얼 베이나이트(granular bainite)인 것을 특징으로 하는 취성균열전파 저항성이 우수한 구조용 극후물 강재.
- [청구항 3] 청구항 1에 있어서, 상기 강재는 판 두께의 중심부의 EBSD 방법으로 측정된 15도 이상의 고경각 경계를 가지는 입도가  $15\mu\text{m}$  이하인 것을 특징으로 하는 취성균열전파 저항성이 우수한 구조용 극후물 강재.
- [청구항 4] 청구항 1에 있어서, 상기 강재는 항복강도가 350MPa 이상이고, 중심부 충격전이 온도가  $-60^{\circ}\text{C}$  이하인 것을 특징으로 하는 취성균열전파 저항성이 우수한 구조용 극후물 강재.
- [청구항 5] 청구항 1에 있어서, 두께가 10 내지 100mm인 것을 특징으로 하는 취성균열전파 저항성이 우수한 구조용 극후물 강재.
- [청구항 6] C: 0.02~0.1%, Mn: 0.8~2.5%, Ni: 0.05~1.5%, Nb: 0.005~0.10%, Ti: 0.005~0.1%, 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고 있는 슬라브를  $950\sim 1100^{\circ}\text{C}$ 로 재가열한 후  $1100\sim 900^{\circ}\text{C}$ 의 온도에서 조압연하는 단계; 상기 조압연된 바(bar)를 Ar3 이상의 온도에서 마무리 압연하여 강판을 얻는 단계; 상기 강판을  $700^{\circ}\text{C}$  이하의 온도까지 냉각하는 단계를 포함하고, 상기 조압연 시 압연 전의 슬라브 또는 바의 두께 상의 중심부와 상기 슬라브 또는 바의 외표면 간 온도차가  $100^{\circ}\text{C}$  이상이 되도록 하는 취성균열전파 저항성이 우수한 구조용 극후물 강재의 제조방법.
- [청구항 7] 청구항 6에 있어서, 상기 슬라브 또는 바의 두께 상의 중심부와 상기 슬라브 또는 바의 외표면 간 온도차가  $100\sim 300^{\circ}\text{C}$ 인 것을 특징으로 하는 취성균열전파 저항성이 우수한 구조용 극후물 강재의 제조방법.

- [청구항 8] 청구항 6에 있어서,  
상기 슬라브 또는 바의 두께 상의 중심부와 상기 슬라브 또는 바의 외표면  
간 온도차는 조압연 직전에 실측된 슬라브 또는 바의 표면 온도와,  
냉각조건 및 조압연 직전의 슬라브 또는 바의 두께를 고려하여 계산된  
중심부 온도의 차이인 것을 특징으로 하는 취성균열전파 저항성이  
우수한 구조용 극후물 강재의 제조방법.
- [청구항 9] 청구항 6에 있어서,  
상기 조압연이 2 패스 이상 행해지고, 그리고 슬라브 또는 바의 두께 상의  
중심부와 상기 슬라브 또는 바의 외표면간 온도차는 조압연 각 패스(pass)  
온도차를 측정하여 전체의 평균값을 계산한 온도차인 것을 특징으로  
하는 취성균열전파 저항성이 우수한 구조용 극후물 강재의 제조방법.
- [청구항 10] 청구항 6에 있어서,  
상기 슬라브 또는 바의 두께 상의 중심부와 상기 슬라브 또는 바의 외표면  
간 온도차는 냉각장치를 사용하여 슬라브 또는 바를 냉각함으로써  
얻어지는 것을 특징으로 하는 취성균열전파 저항성이 우수한 구조용  
극후물 강재의 제조방법.
- [청구항 11] 청구항 10에 있어서,  
냉각장치의 냉각매체는 물, 공기, 액상 냉각제 및 기상 냉각제 중 적어도  
1종인 것을 특징으로 하는 취성균열전파 저항성이 우수한 구조용 극후물  
강재의 제조방법.
- [청구항 12] 청구항 6에 있어서,  
조압연 시 총 누적 압하율이 40% 이상인 것을 특징으로 하는  
취성균열전파 저항성이 우수한 구조용 극후물 강재의 제조방법.
- [청구항 13] 청구항 6에 있어서,  
상기 강판의 냉각은 2°C/s 이상의 중심부 냉각속도로 행하는 것을  
특징으로 하는 취성균열전파 저항성이 우수한 구조용 극후물 강재의  
제조방법.
- [청구항 14] 청구항 6에 있어서,  
상기 강판의 냉각은 3~300°C/s의 평균 냉각속도로 행하는 것을 특징으로  
하는 취성균열전파 저항성이 우수한 구조용 극후물 강재의 제조방법.

[도 1]



## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

**PCT/KR2015/013557**

## A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

*C22C 38/04(2006.01)i, C22C 38/08(2006.01)i, C22C 38/12(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 38/04; C22C 38/06; C21D 8/02; C22C 38/00; C22C 38/14; B21B 3/02; C22C 38/08; C22C 38/12

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) &amp; Keywords: carbon, manganese, nickel, niobium, titanium, ferrite, bainite, perlite, brittle fracture, rough rolling

## C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP 06-004903 B2 (NIPPON STEEL CORP.) 19 January 1994 See column 12, lines 21-25 and claims 4, 13.	1-5
A		6-14
A	KR 10-2011-0075321 A (POSCO) 06 July 2011 See paragraphs [0054]-[0063] and claims 1-6.	1-14
A	JP 08-199293 A (NIPPON STEEL CORP.) 06 August 1996 See paragraphs [0013]-[0018] and claim 2.	1-14
A	KR 10-2014-0113975 A (JFE STEEL CORPORATION) 25 September 2014 See paragraphs [0096]-[0098] and claims 1-4.	1-14
A	JP 2013-221190 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP.) 28 October 2013 See paragraphs [0030]-[0045] and claims 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

"I" 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

"&amp;" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search

18 MARCH 2016 (18.03.2016)

Date of mailing of the international search report

**18 MARCH 2016 (18.03.2016)**

Name and mailing address of the ISA/KR

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

Facsimile No. 82-42-472-7140

Authorized officer

Telephone No.

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**  
Information on patent family members

International application No.

**PCT/KR2015/013557**

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member	Publication date
JP 06-004903 B2	19/01/1994	JP 61-235534 A	20/10/1986
KR 10-2011-0075321 A	06/07/2011	CN 102753719 A	24/10/2012
		CN 102753719 B	19/08/2015
		EP 2520683 A2	07/11/2012
		EP 2520683 A4	11/03/2015
		KR 10-1360737 B1	07/02/2014
		WO 2011-081349 A2	07/07/2011
		WO 2011-081349 A3	10/11/2011
JP 08-199293 A	06/08/1996	JP 3474661 B2	08/12/2003
KR 10-2014-0113975 A	25/09/2014	CN 104011247 A	27/08/2014
		JP 5733425 B2	10/06/2015
		TW 201333219 A	16/08/2013
		TW 1504759 B	21/10/2015
		WO 2013-099179 A1	04/07/2013
JP 2013-221190 A	28/10/2013	NONE	

<b>A. 발명이 속하는 기술분류(국제특허분류(IPC))</b> C22C 38/04(2006.01)i, C22C 38/08(2006.01)i, C22C 38/12(2006.01)i, C21D 8/02(2006.01)i		
<b>B. 조사된 분야</b> 조사된 최소문헌(국제특허분류를 기재) C22C 38/04; C22C 38/06; C21D 8/02; C22C 38/00; C22C 38/14; B21B 3/02; C22C 38/08; C22C 38/12 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: 탄소, 망간, 니켈, 니오븀, 티타늄, 페라이트, 베이나이트, 펄라이트, 취성균열, 조압연		
<b>C. 관련 문헌</b>		
카테고리*	인용문헌명 및 관련 구절(해당하는 경우)의 기재	관련 청구항
X	JP 06-004903 B2 (NIPPON STEEL CORP.) 1994.01.19 컬럼 12, 라인 21-25 및 청구항 4, 13 참조.	1-5
A		6-14
A	KR 10-2011-0075321 A (주식회사 포스코) 2011.07.06 단락 [0054]-[0063] 및 청구항 1-6 참조.	1-14
A	JP 08-199293 A (NIPPON STEEL CORP.) 1996.08.06 단락 [0013]-[0018] 및 청구항 2 참조.	1-14
A	KR 10-2014-0113975 A (제이에프이 스틸 가부시카가이샤) 2014.09.25 단락 [0096]-[0098] 및 청구항 1-4 참조.	1-14
A	JP 2013-221190 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP.) 2013.10.28 단락 [0030]-[0045] 및 청구항 1-3 참조.	1-14
<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 2016년 03월 18일 (18.03.2016)	국제조사보고서 발송일 2016년 03월 18일 (18.03.2016)	
ISA/KR의 명칭 및 우편주소  대한민국 특허청 (35208) 대전광역시 서구 청사로 189, 4동 (둔산동, 정부대전청사) 팩스 번호 +82-42-472-7140	심사관 조한솔 전화번호 +82-42-481-5580 	

국제조사보고서에서 인용된 특허문헌	공개일	대응특허문헌	공개일
JP 06-004903 B2	1994/01/19	JP 61-235534 A	1986/10/20
KR 10-2011-0075321 A	2011/07/06	CN 102753719 A CN 102753719 B EP 2520683 A2 EP 2520683 A4 KR 10-1360737 B1 WO 2011-081349 A2 WO 2011-081349 A3	2012/10/24 2015/08/19 2012/11/07 2015/03/11 2014/02/07 2011/07/07 2011/11/10
JP 08-199293 A	1996/08/06	JP 3474661 B2	2003/12/08
KR 10-2014-0113975 A	2014/09/25	CN 104011247 A JP 5733425 B2 TW 201333219 A TW I504759 B WO 2013-099179 A1	2014/08/27 2015/06/10 2013/08/16 2015/10/21 2013/07/04
JP 2013-221190 A	2013/10/28	없음	