(12) 특허협력조약에 의하여 공개된 국제출원

(19) 세계지식재산권기구
국제사무국

(43) 국제공개일
2012 년 1 월 5 일 (05.01.2012)

PCT

(10) 국제공개번호
WO 2012/002638 A2

(51) 국제특허분류:
C22C 38/00 (2006.01) *C22C 38/18* (2006.01)
C21D 8/06 (2006.01)

(21) 국제출원번호: PCT/KR2011/002744

(22) 국제출원일: 2011 년 4 월 18 일 (18.04.2011)

(25) 출원언어: 한국어

(26) 공개언어: 한국어

(30) 우선권정보:
10-2010-0061259 2010 년 6 월 28 일 (28.06.2010) KR

(71) 출원인 (US 을(를) 제외한 모든 지정국에 대하여): **현대제철 주식회사 (HYUNDAI STEEL COMPANY)** [KR/KR]; 인천광역시 동구 송현동 1-10, 401-040 Incheon (KR).

(72) 발명자; 겸
(75) 발명자/출원인 (US 에 한하여): **이상윤 (LEE, Sang-Youn)** [KR/KR]; 충청북도 청원군 내수읍 은곡리 302 번지 천일아파트 205 동 1203 호, 363-796 Chungcheongbuk-do (KR). **이형철 (LEE, Hyoung-Chul)** [KR/KR]; 인천광역시 연수구 연수동 대우 1 차 아파트 102 동 1103 호, 406-110 Incheon (KR). **권영준 (KWON, Yeong-Jun)** [KR/KR]; 경상북도 포항시 북구 두호동 현대제철 사원아파트 506 호, 791-110 Gyeongsangbuk-do (KR).

(74) 대리인: **한양특허법인 (HANYANG PATENT FIRM)**; 서울특별시 강남구 도곡동 412-1 한양빌딩, 135-854 Seoul (KR).

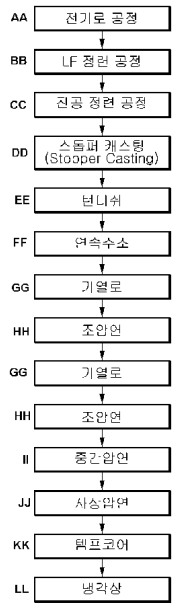
(81) 지정국 (별도의 표시가 없는 한, 가능한 모든 종류의 국내 권리의 보호를 위하여): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PE, PG, PH, PL, PT, RO, RS, RU, 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.

[다음 쪽 계속]

(54) **Title**: ULTRA-HIGH-STRENGTH STEEL BAR AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) **발명의 명칭** : 초고강도 철근 및 그 제조방법

[Fig. 1]



AA ... Electric furnace process
BB ... LF refining process
CC ... Vacuum refining process
DD ... Stopper casting
EE ... Tundish
FF ... Continuous casting
GG ... Heating furnace
HH ... Rough milling
II ... Intermediate roll-milling
JJ ... Finishing roll-milling
KK ... Tempcore
LL ... Cooling bed

(57) **Abstract**: The present invention relates to an ultra-high-strength steel bar and to a method for manufacturing same, wherein the steel bar comprises: C: 0.05 to 0.45 wt %, Si: 0.10 to 0.35 wt %, Mn: 0.1 to 0.85 wt %, Cr: 0.6 to 1.20 wt %, Mo: 0.05 to 0.35 wt %, with the remainder being Fe and other impurities. The method for manufacturing the steel bar involves twice performing a process of reheating and rough-milling billets for the steel bar comprising the above-described alloy composition so as to reduce the prior-austenite grain size, and performing intermediate roll-milling and finishing roll-milling to manufacture steel bars and cooling the steel bars with water to a temperature of 400 to 600°C through a Tempcore process such that a fine ferrite structure is formed at a center layer. The method of the present invention involves forming a martensite structure, serving as a hardening layer, at a surface layer, by means of the alloy design, heat treatment, rolling ratio control, Tempcore process, etc., and enables the center layer to have a fine ferrite structure, thereby producing an ultra-high-strength steel bar which has a yield strength of 800MPa or higher, a tensile strength of 900 MPa or higher, and an elongation percentage of 10% or higher, and which satisfies 180° bending test. The steel bar of the present invention can be combined with high-strength concrete to be effectively used as a main bar or a shear-reinforcing bar in a building structure.

(57) **요약서**: 본 발명은 초고강도 철근 및 그 제조방법에 관한 것으로, C: 0.05~0.45wt%, Si: 0.10~0.35wt%, Mn: 0.1~0.85wt%, Cr: 0.6~1.20wt%, Mo: 0.05~0.35wt%, 나머지 Fe 및 기타 불순물로 조성된다. 제조방법은 상술한 합금조성을 갖는 철근용 빌렛을 재가열하고 조압연하는 과정을 2 회 수행하여 초기 오스테나이트 입자 크기를 작게 한 후, 중간압연, 사상압연을 통하여 철근형상으로 제조하고 템프코어 공정을 통해 400~600℃까지 수냉시킴에 의해 중심층에 미세한 페라이트 조직이 형성되도록 한다. 본 발명은 합금설계와 열처리 및 압연비 제어, 템퍼코어 공정 등을 통해 표면층에 경화층인 마르텐사이트 조직을 형성하고, 중심층에 미세한 페라이트 조직을 포함하도록 함으로써 항복강도 800MPa 이상, 인장강도 900MPa 이상, 연신율 10% 이상 및 180°굽힘시험을 만족하는 초고강도 철근을 생산한다. 따라서 고강도 콘크리트와 결합하여 주근 및 전단보강근 부재로 건축구조물에 유용하게 사용될 수 있는 이점이 있다.

WO 2012/002638 A2

(84) **지정국** (별도의 표시가 없는 한, 가능한 모든 종류의 역내 권리의 보호를 위하여): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), 유라시아 (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, 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, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

공개:

— 국제조사보고서 없이 공개하며 보고서 접수 후 이를 별도 공개함 (규칙 48.2(g))

명세서

발명의 명칭: 초고강도 철근 및 그 제조방법

기술분야

[1] 본 발명은 초고강도 철근 및 그 제조방법에 관한 것으로, 더욱 상세하게는 항복강도 800MPa급의 고강도 조건을 충족시킬 수 있도록 한 초고강도 철근 및 그 제조방법에 관한 것이다.

배경기술

[2] 현재는 미래 사회의 인구증가에 따른 인간활동의 공간 확보 및 공간의 활용성을 위한 구조물의 거대화 (예를 들어 초고층 빌딩, 장대 교량, 대공간 구조물, 거대 해양 구조물, 거대 지하 구조물)가 필연적이다.

[3] 토목·건축분야에서 구조물이 초고층화되고 거대화될수록 구조재료의 경량화 및 고강도화는 필수불가결한 요소가 되고 있다.

[4] 현재는 항복강도 400~500MPa급의 철근이 상용화되어 초고층 구조물에 쓰이고 있으며 이러한 추세는 향후 더욱 가속화될 것으로 전망된다.

발명의 상세한 설명

기술적 과제

[5] 본 발명의 목적은 합금설계와 열간압연 및 냉각조건을 조절하여 항복강도 800MPa 이상, 인장강도 900MPa 이상, 연신율 10% 이상이고, 180°굽힘시험시 균열이 발생되지 않는 초고강도 철근 및 그 제조방법을 제공하는 것이다.

과제 해결 수단

[6] 상기한 바와 같은 목적을 달성하기 위한 본 발명의 특징에 따르면, 본 발명은 C: 0.05~0.45wt%, Si: 0.10~0.35wt%, Mn: 0.1~0.85wt%, Cr: 0.6~1.20wt%, Mo: 0.05~0.35wt%, 나머지 Fe 및 기타 불순물로 조성되고, 표면층과 중심층을 포함하며, 표면층에 경화층인 마르텐사이트 조직이 형성되고, 중심층에 페라이트 조직이 포함된다.

[7] 상기 기타 불순물은 P: 0 초과 0.035wt% 이하, Ni: 0 초과 0.2wt% 이하, Cu: 0 초과 0.3wt% 이하, V: 0.001~0.006wt%, S: 0 초과 0.075wt% 이하, Al: 0 초과 0.04wt% 이하, Sn: 0 초과 0.01wt% 이하, N_2: 0 초과 150ppm 이하를 포함한다.

[8] 상기 철근은 직경이 9.5mm~10.5mm이다.

[9] 상기 페라이트 조직은 입자크기가 5~7㎛이다.

[10] 상기 경화층은 표면에서 중심으로 0.8~2.3mm의 깊이를 갖는다.

[11] C: 0.05~0.45wt%, Si: 0.10~0.35wt%, Mn: 0.1~0.85wt%, Cr: 0.6~1.20wt%, Mo: 0.05~0.35wt%, 나머지 Fe 및 기타 불순물로 조성되는 철근용 빌렛을 재가열하고 조압연하는 과정을 2회 수행한 후, 중간압연, 사상압연을 통하여 철근형상으로 제조하는 열간압연 공정을 거친 후, 템프코어 공정을 통해 400~600℃까지 수냉시키고 냉각상에서 공냉시킨다.

[12] 상기 기타 불순물은 P: 0 초과 0.035wt% 이하, Ni: 0 초과 0.2wt% 이하, Cu: 0 초과 0.3wt% 이하, V: 0.001~0.006wt%, S: 0 초과 0.075wt% 이하, Al: 0 초과 0.04wt% 이하, Sn: 0 초과 0.01wt% 이하, N_2: 0 초과 150ppm 이하를 포함한다.

[13] 상기 열간압연 공정은 1000~1250℃의 온도에서 1~3시간 동안 가열하는 1차 재가열 단계; 상기 재가열 후 900~1000℃의 온도로 조압연하는 1차 열간압연 단계;상기 1차 열간압연 단계 후, 1100~1200℃의 온도에서 1~3시간 동안 가열하는 2차 재가열 단계; 상기 2차 재가열 단계 후, 조압연, 중간압연, 사상압연을 수행하고 800~900℃에서 사상압연을 마무리하는 2차 열간압연 단계를 포함한다.

[14] 상기 템프코어 공정은 4~6Bar의 수압, 400~600㎥/hr의 수량으로 냉각수를 분사하여 400~600℃까지 냉각한다.

[15] 상기 철근용 빌렛은 전기로, 래들, 진공정련 공정을 거쳐 용강을 제조하고,

[16] 상기 용강을 재산화가 방지되도록 스톱퍼 캐스팅(Stopper Casting)을 적용하여 턴디쉬에서 몰드로 주입하고 연속주조하여 제조한다.

[17] 상기 열간압연 공정시 상기 철근형상의 직경이 9.5mm~10.5mm을 만족하도록 압연비를 제어한다.

발명의 효과

[18] 본 발명에 의하면, Cr과 Mo를 첨가하는 합금설계와 열간압연을 통해 압연비 제어와 템퍼코어 공정 등을 통해 표면층과 중심층의 미세조직을 제어함으로써 항복강도 800MPa 이상, 인장강도 900MPa 이상, 연신율 10% 이상 및 180°굽힘시험을 만족하는 초고강도 철근을 생산할 수 있다.

[19] 이러한 철근은 종래에 만족하지 못했던 항복강도, 인장강도, 연신율 및 굽힘시험 등의 조건을 만족하므로 고강도 콘크리트[σ_{ck}(콘크리트 강도)=600~1200kg/㎠]과 기둥 주근에 결합하여 주근 및 전단 보강근 부재로 유용하게 사용될 수 있는 효과가 있다.

[20] 특히, 본 발명은 한국 철강 기술의 선진성을 알리고 토목, 건축 기술의 미래화에 크게 기여할 수 있는 유용한 효과가 있다.

도면의 간단한 설명

[21] 도 1은 본 발명에 의한 초고강도 철근의 제조방법을 보인 순서도.

[22] 도 2는 본 발명에 의한 초고강도 철근의 제조방법을 보인 열처리 공정도.

[23] 도 3은 표 2의 직경 규격별 표면층 및 중심층의 미세조직을 보인 광학 현미경 조직사진.

[24] 도 4는 표 3의 규격 D10의 중심층 미세조직을 보인 주사 전자 현미경 조직사진.

[25] 도 5는 표 2의 직경별 표면층과 중심층의 경도값 변화(a) 및 최종 철근(규격 D10)을 절단한 단면 거시조직 사진(b)을 보인 도.

[26] 도 6은 규격 D10으로 압연된 표 2의 실시예 2의 굽힘 성능을 시험한 사진.

[27] 도 7은 압연비에 따른 항복강도 변화를 직경 규격별로 실험한 결과를 보인

그래프.

[28] 도 8은 템프코어 공정 온도에 따른 항복강도 변화를 실험한 결과를 보인 그래프.

발명의 실시를 위한 최선의 형태

[29] 이하, 본 발명을 상세하게 설명한다.

[30] 본 발명은 C: 0.05~0.45wt%, Si: 0.10~0.35wt%, Mn: 0.1~0.85wt%, Cr: 0.6~1.20wt%, Mo: 0.05~0.35wt%, 나머지 Fe 및 기타 불순물로 조성된다.

[31] 기타 불순물은 P: 0 초과 0.035wt% 이하, Ni: 0 초과 0.2wt% 이하, Cu: 0 초과 0.3wt% 이하, V: 0.001~0.006wt%, S: 0 초과 0.075wt% 이하, Al: 0 초과 0.04wt% 이하, Sn: 0 초과 0.01wt% 이하, N_2: 0 초과 150ppm 이하를 포함한다.

[32] 이러한 합금조성을 기본으로 하여 제조한 철근용 빌렛을 가열하고 조압연하는 과정을 2회 수행한 후, 중간압연, 사상압연을 통하여 철근형상으로 제조하고, 템프코어 공정을 통해 수냉시킨 후 냉각상에서 공냉시킴으로써 항복강도 800MPa 이상, 인장강도 900MPa 이상, 연신율 10% 이상 및 180°굽힘시험의 물성치를 만족하는 초고강도 철근을 제조한다.

[33] 철근은 직경 10mm로 제조되며, 이를 규격 D10으로 표시한다. 그러나 제조상의 오차를 고려하여 규격 D10의 범위를 9.5mm~10.5mm인 것으로 정한다.

[34] 또한, 직경 13mm로 제조된 철근을 규격 D13, 직경이 16mm로 제조된 철근을 규격 D16으로 표시하며, 이 또한 제조상의 오차를 고려하여 규격 D13의 범위를 12.5mm~13.5mm, 규격 D16의 범위를 15.5~16.5mm로 정한다.

[35] 더 상세히 설명하면, 경화능 및 뜨임 취성 저항성(Tempering Embrittlement)을 높이기 위해 Cr과 Mo를 첨가하고, 철근용 빌렛을 가열하고 조압연하는 과정을 2회 수행함에 의해 초기 오스테나이트 결정립을 작게 하여 템프코어 공정과 냉각상에서의 공냉을 통해 이루어진 최종 조직의 결정립이 미세화되도록 한다.

[36] Cr, Mo의 첨가는 상태도 상에서 오스테나이트 영역을 넓히고 변태온도를 낮춘다. 또한 TTT곡선에서 마르텐사이트 한계를 나타내는 S커버를 전체적으로 오른쪽으로 이동시켜 마르텐사이트 생성구역을 넓힘으로써 경화능을 높인다.

[37] 가열하고 조압연하는 과정을 2회 수행하는 것은 초기 오스테나이트 입도를 작게 한다. 규격이 D10인 철근형상으로 제조하는 것은 오스테나이트 입자를 더욱 미세하게 하여 최종 조직을 미세화 한다.

[38] 템프코어 공정은 가속냉각을 통해 표면층을 경화로 맞추어 줌으로써 항복강도 및 경도를 높인다.

[39] 제조된 철근의 최종 조직은 표면층에 미세하고 치밀한 마르텐사이트 조직이 형성되고, 중심층에 미세한 페라이트 조직이 형성된다. 페라이트는 입자크기가 5~7㎛이며, 경화층 깊이가 0.8~2.3mm를 갖는다. 철근은 직경이 D10이다.

[40]

[41] 본 발명의 기본성분이 되는 합금원소들의 기능과 함유량은 다음과 같다.

[42] [필수 첨가원소]

[43] C: 0.05~0.45wt%

[44] C는 강도 확보를 위해 첨가된다. C는 0.05wt% 미만이면 목표하는 항복강도 800MPa급 이상의 강도 확보가 어렵고, 0.45wt%를 초과하면 템프코어 공정에서 경화층의 경도가 높아지고 강도는 상승되나 취성적인 성질을 가지게 되어 굽힘 성능이 현저히 저하된다.

[45] Si: 0.10~0.35wt%

[46] Si는 제강공정에서 강 중의 산소를 제거하기 위한 탈산제로 첨가되며 고용강화 효과도 가진다. Si는 0.10wt% 미만이면 고용강화 효과가 충분하지 않고, 0.35wt%를 초과하면 탄소당량이 높아져 용접성과 인성을 열화시킨다.

[47] Mn: 0.1~0.85wt%

[48] Mn은 강도 및 인성을 증가시키고 오스테나이트를 안정화시키며 소입성을 증가시킨다. 또한, Ar3온도를 낮추어 본 발명의 압연공정 온도범위를 확대시킴으로써 압연에 의한 결정립을 미세화시켜 강도 및 인성을 향상시킨다.

[49] Mn은 0.1wt% 미만이면 강도향상에 기여하지 못하고, 0.85wt%를 초과하면 제조원가의 상승과 더불어 오히려 인성을 저하시키고 탄소당량이 높아져 용접성 열화의 문제를 유발한다.

[50] Cr: 0.6~1.20wt%

[51] Cr은 오스테나이트 영역을 확장시키고 C와 결합하여 취화를 일으키지 않는 탄화물을 형성시킨다. 또한, 본 발명에서 Cr은 항복강도 800MPa급 달성을 위해 경화능을 향상시키기 위해 첨가된다.

[52] Cr은 0.6wt% 미만이면 강도 향상 효과가 미비하고, 1.20wt%를 초과하면 경화능을 불필요하게 증가시켜 압연 및 냉각시 페라이트의 변태속도를 저하시킬 뿐만 아니라 용접시 품질결함을 일으킨다.

[53] Mo: 0.05~0.35wt%

[54] Mo는 경화능을 향상시키기 위해 첨가된다.

[55] Mo는 0.05wt% 미만이면 강도 향상 효과가 미비하고 0.35wt%를 초과하면 Cr과 마찬가지로 경화능을 불필요하게 증가시켜 압연 및 냉각시 페라이트 변태속도를 저하시킬 뿐만 아니라 용접시 품질결함을 일으킨다.

[56]

[57] [기타 불순물]

[58] 기타 불순물 중 P, Ni, Cu, S는 전기로 제강 특성상 첨가되는 성분이며, V는 임의로 첨가될 수 있는 성분이다.

[59] P: 0 초과 0.035wt% 이하

[60] P는 강 중에 균일하게 분포되는 경우 별문제가 없고 고용강화 효과도 있다. 그러나 보통, 유화물 또는 입계 편석된 상태로 존재하면서 가공성을 저하시킨다.

[61] 따라서, P는 그 함량이 낮으면 낮을수록 좋다, 하지만 P는 전기로 제강 특성상 피할수 없는 불순물이므로 그 함량을 0.035wt% 이하로 제한한다.

[62] Ni: 0 초과 0.2wt% 이하

[63] Ni는 경화능을 증대시키고 인성을 향상시키는 효과를 갖는다. 그러나 0.2wt%를 초과하면 연주공정이 까다로워지고 고가 합금원소 첨가에 따른 제조 원단위 상승을 초래한다.

[64] Cu: 0 초과 0.3wt% 이하

[65] Cu는 첨가시 고용강화에 의한 강도 상승의 효과를 가진다. 그러나 0.3wt%를 초과하면 인성의 현저한 저하와 가공성의 열화를 초래하고 용접성을 저하시킨다.

[66] V: 0.001~0.006wt%

[67] V는 고용강화 및 석출강화에 의한 강도 확보를 위해 0.001~0.006wt% 범위로 첨가될 수 있다. 그러나 첨가되지 않아도 무방하다.

[68] S: 0 초과 0.075wt% 이하

[69] S는 Mn과 결합하여 강의 피삭성을 개선시키는 효과가 있으나, 0.075wt%를 초과하면 가공성을 저하시켜 압연시 균열을 유발한다.

[70] Al: 0 초과 0.04wt% 이하

[71] Al은 첨가시 용강 중의 산소를 제거하는 역할을 한다. 그러나 Al은 0.04wt%를 초과하면 비금속 개재물인 Al_2O_3를 형성하여 충격 인성을 저하시킨다.

[72] Sn: 0 초과 0.01wt% 이하

[73] Sn은 철스크랩을 원료로 사용하는 제강공정에서 제거할 수 없는 불순물로 존재한다. Sn은 고용강화 효과가 있으나 강도, 연신율을 저하시키는 문제가 있다.

[74] Sn은 0.01wt%를 초과하면 연신율과 성형값을 급격히 저하시키는 악영향을 미친다.

[75] N_2: 0 초과 150ppm 이하

[76] N은 C, V와 결합하여 탄화물을 형성한다. 10ppm 이상 첨가시 이는 압연시 결정립 성장을 억제하여 결정립을 미세화시켜 강도 및 인성을 향상시킨다. 그러나 150ppm을 초과하면 연신율 및 열간압연시 변형성 저하의 문제점이 있다.

[77]

[78] 본 발명은 상기 성분들을 함유하고, 나머지 Fe이며, 원료, 자재, 제조설비 등의 상황에 따라 함유되는 원소로서 불가피한 불순물의 미세한 혼입도 허용된다.

[79]

[80] 상기한 성분들은 제강공정을 통해 용강으로 제조된 후 연속주조공정을 통해 철근용 빌렛으로 제조되며, 재가열, 열간압연(조압연), 재가열, 열간압연(조압연, 중간압연, 사상압연), 템프코어 공정을 순차적으로 거쳐 철근으로 제조된다.

[81] 도 1을 참조하면, 제강공정은 전기로 공정, LF 정련 공정, 진공정련 공정을 포함한다. 전기로 공정에서 수소(H), 산소(O), 질소(N)의 성분량을 조절하여 비금속 개재물을 저하시키고, LF 정련 공정(LF,Ladle furnace) 후 진공정련 공정에서 탈가스 처리를 수행하여 주편의 결함 요인이 되는 수소, 산소, 질소

성분을 제거한다.

[82] LF 정련 공정은 용강의 탈황, 탈산, 비금속 개재물의 형상 제어, 성분과 온도의 조정 등의 용도로 적용된다.

[83] 진공정련 공정 후에는 스톱퍼 캐스팅을 적용하여 용강을 턴디쉬에서 몰드로 주입한다. 스톱퍼 캐스팅은 턴디쉬에 침지노즐 또는 슈레딩을 적용한 것으로 턴디쉬에서 몰드로 용강 주입시 용강과 대기 접촉을 차단하는 무산화 조업을 수행한다.

[84] 용강의 몰드 주입시 용강과 대기 접촉이 차단되면 철근용 빌렛 제조시 강 중 개재물에 의한 용강 오염이 최소화되고 용강 재산화가 방지되어 최종 제품의 품질이 향상된다. 슈레딩은 턴디쉬와 몰드 사이에 설치되어 용강의 대기 접촉을 차단하는 일종의 관이라고 보면 된다.

[85] 몰드로 주입된 용강은 연속주조되어 철근을 제조하기 위한 반제품인 철근용 빌렛으로 제조된다.

[86] 연속주조에 의해 제조된 철근용 빌렛을 철근으로 제조하는 과정은 재가열하고 조압연하는 과정이 2회 수행된다. 이 후 중간압연, 사상압연을 통해 철근형상으로 제조되고, 템프코어 공정과 냉각상을 거치면서 원하는 기계적 성질을 갖게 된다.

[87]

[88] 재가열하고 조압연하는 과정을 2회 수행한 후 중간압연, 사상압연을 수행하는 것은 초기 오스테나이트 결정립의 크기를 가능한 작게 하여 페라이트 입자를 미세화하기 위함이다.

[89] 도 2는 본 발명에 의한 초고강도 철근의 제조방법을 보인 열처리 공정도 이다.

[90] 도 2을 참조하여, 제조방법에 대해 구체적으로 설명하면 다음과 같다.

[91] [가열로]_1차 재가열

[92] 철근용 빌렛 주조시 편석된 성분을 재고용하여 균질한 오스테나이트를 형성하되, 오스테나이트 초기 결정립을 작게 하기 위해 1000~1250℃의 온도에서 1~3시간 동안 1차 재가열 한다.

[93] 1차 재가열 온도는 1000℃ 미만이면 편석된 성분이 재고용되지 못하고, 1250℃를 초과하면 오스테나이트 초기 결정립을 작게 하기 어렵다. 재가열 시간은 균질한 오스테나이트 형성을 위해 1~3시간이 바람직하며, 3시간을 초과하면 오스테나이트 결정립이 조대화된다.

[94]

[95] [열간압연]_1차 조압연

[96] 균질화된 오스테나이트 조직의 미세화를 위해 900~1000℃의 온도로 1차 조압연한다. 1차 조압연은 오스테나이트 재결정역 압연으로 1차 재가열시의 오스테나이트 결정립보다 크기가 크게 감소하여 페라이트 핵생성 장소인 오스테나이트 입계를 증가시킨다.

[97] 1차 조압연 온도는 이상역(two phase region) 압연을 피하기 위해 900℃

이상에서 실시하고, 1차 재가열 온도를 고려하여 상한을 1000℃로 정한다.

[98] 본 실시예의 경우, 1차 조압연은 공형롤을 통과하여 수행된다.

[99] [재가열]_2차 재가열

[100] 경화능과 강도 향상 및 압연성을 높이기 위해 1100~1200℃의 온도에서 1~3시간 2차 재가열 한다.

[101] 2차 재가열은 압연성을 높이기 위해 1100℃ 이상의 온도에서 수행하며, 1차 재가열과 1차 조압연을 통해 미세화된 오스테나이트 결정립이 조대화되지 않도록 1200℃를 초과하지 않는다. 2차 재가열 시간은 압연성 향상을 위해 1~3시간이 바람직하며, 3시간을 초과하면 오스테나이트 결정립이 조대화되어 강도 확보가 어렵다.

[102] [열간압연]_2차 조압연, 중간압연, 사상압연

[103] 2차 재가열된 철근용 빌렛을 2차 조압연, 중간압연, 사상압연으로 구성되는 열간압연 수행하여 철근형상으로 제조한다.

[104] 2차 조압연시 1차 조압연에 의해 미세화된 오스테나이트 결정립이 더 작아져 오스테나이트 초기 결정립이 미세화되며, 중간압연, 사상압연을 거치면서 연신되고 더욱 미세한 오스테나이트가 된다.

[105] 사상압연 마무리 온도, 즉, 2차 열간압연 마무리 온도는 열간압연 후 미세한 조직을 얻도록 800~900℃에서 실시한다.

[106] 열간압연 마무리 온도는 800℃ 미만이면 압연속도의 문제 및 생산성이 낮아지고 굽힘시 균열이 발생할 수 있으며, 900℃를 초과하면 오스테나이트 입자가 성장하여 결정립 미세화가 어려울 수 있으며 강도 상승의 효과가 미미하다.

[107] 열간압연은 D16~D10규격 범위로 실시한다. D16에서 D10으로 갈수록 압연비를 증가시킨 경우에 해당된다. 압연비가 클수록 변형량이 증가하고 이로 인해 오스테나이트 조직이 미세화되어 항복강도 값이 상승된다. D16~D10은 철근 두께 즉 직경을 나타낸다.

[108] [템프코어 공정]

[109] 템프코어(Tempcore) 공정은 철근의 최종 원하는 조직을 얻기 위해 열간압연 후 고압의 냉각수를 철근 표층에 분사하는 단계로서, 4~6Bar의 수압, 420~500㎥/hr의 수량으로 분사하여 400~600℃까지 냉각한다.

[110] 템프코어 공정 중 철근 표면에 냉각수의 분사를 직접 받아 급냉한 마르텐사이트 변태조직인 경화층이 표면층에 형성된다.

[111] 냉각온도는 400℃ 미만이면 취성이 증가할 수 있고, 600℃를 초과하면 마르텐사이트 변태조직인 경화층 확보가 어렵고 항복강도 800MPa 이상을 확보하기 어렵다. 여기서, 수압과 분사량도 상술한 범위를 만족하지 않으면 경화층 확보 및 항복강도 확보가 어렵다.

[112] 이러한 템프코어 공정은 철근의 표면층을 고강도 조직인 마르텐사이트로 변태시킨 후 철근 내부의 열로 경화조직을 소둔 처리하는 열처리 공정이다.

템프코어 공정 후 중심층은 오스테나이트 조직을 가지며 냉각상에서 미세한 페라이트 조직으로 변태된다.

[113] 템퍼코어 공정시 바람직한 냉각온도는 463℃이다. 이는 후술한 도 8에서 확인되는 바와 같이, 463℃에서 높은 항복강도 값을 나타낸다.

[114] [냉각상]

[115] 템프코어 공정 후 공냉하여 내부응력을 제거함으로써 경화층의 조직을 안정화한다. 템프코어 공정 후 냉각 완료된 철근의 최종 조직은 표면층이 마르텐사이트 변태조직을 갖고, 중심층이 미세한 페라이트 조직을 갖는다. 페라이트 조직에는 펄라이트가 일부 포함될 수 있다.

[116] 중심층을 이루는 페라이트 결정립의 크기는 5~7㎛이며, 항복강도는 800MPa이상이다. 표면층의 경도는 340~420Hv이고, 그 두께(경화층 깊이)는 0.8~2.3mm이며, 중심층의 경도는 250~350Hv이다. 표면층과 중심층의 경도는 D10으로 압연되었을 경우 약 50Hv 정도 차이가 난다.

[117] 페라이트 결정립의 크기는 미세할수록 좋으나 5㎛ 미만은 확보가 어렵고, 7㎛ 초과는 중심층의 경도값 저하를 초래하여 표면층과 중심층의 경도 차가 커지고 강도 상승 효과가 낮아져 항복강도 800MPa 이상을 만족하기 어려울 수 있다.

[118]

[119] 상술한 바와 같이, Cr, Mo를 첨가하고, 가열하고 조압연하는 과정을 2번 수행한 후 중간압연과 사상압연을 수행하고 템프코어 공정과 냉각상을 거치는 방법에 의해 항복강도 800MPa 이상, 인장강도 900MPa 이상, 연신율 10% 이상 및 180°굽힘시험의 물성치를 만족하는 초고강도 철근을 제조할 수 있다.

[120]

[121] 이하에서는, 상술한 초고강도 철근 및 그 제조방법을 실시예를 통해 설명하기로 한다.

[122] 하기 표 1은 본 발명의 실시예의 합금설계를 나타낸 것이다.

[123] 표 1

[Table 1]

(잔부:Fe, 단위:wt%)

구분	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V	Al	Sn	N_2(ppm)
함량	0.21	0.21	0.78	0.019	0.07	0.008	1.2	0.16	0.07	0.005	0.008	0.009	50

[124] 표 1의 합금조성을 갖는 강을 도 1에 도시된 바와 같은, 전기로, 래들, 진공정련 공정을 거쳐 용강으로 제조한 후 스톱퍼 캐스팅(Stopper Casting)을 적용하여 턴디쉬에서 몰드로 주입하고 연속주조하여 철근용 빌렛을 제조한다.

[125] 제조된 철근용 빌렛은 1070℃에서 재가열한 후 950℃로 1차 조압연한다. 이후 1차 조압연 한 철근용 빌렛을 다시 재가열하고 2차 조압연, 중간압연,

사상압연한 후, 템프코어 공정을 수행하여 철근으로 제조한다. 1차 조압연은 4개의 공형롤(4pass)을 통과하여 수행한다.

[126] 하기 표 2는 1차 조압연 후, 2차 재가열과 열간압연 및 템프코어 공정의 조건과 그에 따른 기계적 성질을 나타낸 것이다.

[127] 하기 표 2는 1차 조압연 후, 2차 재가열과 열간압연 및 템프코어 공정의 조건과 그에 따른 기계적 성질을 나타낸 것이다. [구분 1을 실시예 1, 구분 2를 실시예 2로 지칭하여 설명한다.]

[128] 표 2

[Table 2]

구분	직경	압연비	가열로 추출 온도(℃)	최종 압연 온도(℃)	압연 속도(m/sec)	템프코어 온도(℃)	수압(Bar)	수량(m^3/hr)	인장강도(MPa)	항복강도(MPa)	연신율(%)	굽힘시험(3d)	굽힘시험(5d)	비고
1	D10	248S	1170	890	16	610	5.0	430	876	648	10.3	양호	양호	비교예
2	D10	248S	1170	890	15	463	5.0	430	1100	1060	12.6	양호	양호	발명예
3	D13	140S	1170	890	15	561	5.0	420	910	723	13.5	양호	양호	비교예
4	D13	140S	1170	890	15	546	5.0	460	888	701	13.5	양호	양호	비교예
5	D13	140S	1170	890	14	528	5.0	420	896	718	13.5	양호	양호	비교예
6	D16	89S	1170	890	11	536	5.0	470	914	722	10.2	양호	양호	비교예
7	D16	89S	1170	890	11	523	5.0	500	927	737	10.9	양호	양호	비교예
8	D19	-	1170	947	8.5	520	5.0	950	893	825	9.3	양호	양호	비교예
9	D19	-	1170	910	7.5	410	5.0	950	906	856	7.6	양호	양호	비교예
10	D19	-	1170	870	6.5	390	5.0	950	1077	890	8.2	양호	양호	비교예

[129] 표 2에 도시된 바에 의하면, 규격 D10으로 압연한 경우 인장강도 900MPa 이상, 항복강도 800MPa 이상, 연신율 10% 이상을 만족한다.

[130] 실시예 1의 경우, 규격 D10으로 압연하였으나, 템프코어 공정 온도가 높아 인장강도 및 항복강도가 요구되는 기계적 성질을 만족하지 못했다. 전체적으로 보아 템프코어 공정 온도가 낮을수록 항복강도 값은 높아졌으나, 과도하게 낮을 경우 연신율도 낮아졌다.

[131] 비교예 3 내지 비교예 10의 경우 압연비가 낮거나 템프코어 온도가 높아

항복강도 800MPa 이상을 만족하지 못했다.

[132] 굽힘 성능 시험은 실시예 1 내지 실시예 10에서 모두 양호하였다.

[133] 도 3은 표 2의 직경 규격별 미세조직을 보인 광학 현미경 조직사진이다.

[134] (도 3의 D16 표 2의 실시예 6(구분 6)의 현미경 조직사진이고, D13은 표 2의 실시예 3(구분 3)의 현미경 조직사진이며, D10은 표 2의 실시예 2(구분 2)의 조직사진이다.) 도 3의 현미경 조직사진에 표시된 60㎛는 입자크기를 나타내기 위한 스케일바(scale bar)이다.

[135] 도 3에 도시된 바에 의하면, 표면층에 존재하는 입자가 치밀하게 구성되며, 마르텐사이트 조직이 관찰된다. 특히, 직경이 D16에서 D10으로 내려갈수록 마르텐사이트 조직이 확연히 관찰된다. 이는 템프코어 공정 중 철근 표면에 냉각수가 직접 닿게 되어 순간 온도가 급속히 내려가면서 마르텐사이트 변태조직이 발생한 것이다.

[136] D10으로 압연된 중심층에 5~7㎛크기 정도의 페라이트 입자가 구성되어 있으며, 페라이트 입자가 섬처럼 구성되어 있다.

[137] 도 4는 표 3의 규격 D10의 중심층 미세조직을 보인 주사 전자 현미경 조직사진이다. 주사 전자 현미경은 중심층 미세조직을 정밀하게 분석하기 위한 것이다.

[138] 도 4에 도시된 바에 의하면, 중심층 미세조직에 길다랗고, 다각형 형태의 페라이트 입자가 관찰된다. 페라이트 입자크기는 5~6㎛정도이다.

[139] 도 5는 표 2의 직경별 표면층과 중심층의 경도값 변화(a) 및 최종 철근(규격 D10)을 절단한 단면 거시조직 사진(b)을 보인 도이다.

[140] (도 5의 (a)에서 D16은 표 2의 실시예 6(구분 6)이 해당되고, D13은 표 2의 실시예 3(구분 3)이 해당되며, D10은 표 2의 실시예 2(구분 2)가 해당된다.)

[141] 도 5에 도시된 바에 의하면, 단면을 관찰한 결과 표면에서 중심으로 경화층 깊이가 2.3mm였다. 경화층은 마르텐사이트 변태조직이 생성된 구간이다. 이러한 경화층은 Mo와 Cr의 영향에 의한 것이다. D16에서 D10으로 갈수록 표면층의 경도값은 증가하는 경향을 보이며, 마르텐사이트 변태조직 구간을 지나서는 일정한 경도값을 나타내었다.

[142] 특히, 규격 D10에서 표면층의 경도값이 400Hv를 나타내고, 중심층의 경도값이 350Hv를 나타내었다. 이는 중심층에 미세한 페라이트 조직이 형성된 것을 의미한다.

[143] 이와 같이 규격이 작을수록 경도값이 높은 것은 압연비가 클수록 변형량이 많아졌고, 표면층과 중심층에 많은 전위들이 분포되었기 때문이다. 그로 인해 항복강도가 상승된 경향을 보였다.

[144] 도 6은 규격 D10으로 압연된 표 2의 실시예 2의 180°굽힘성능을 시험한 사진이다.

[145] 도 6에 도시된 바에 의하면, 180°굽힘시험시 균열이 발생하지 않았다. 또한 표 2를 참조하면, 규격 D10으로 압연된 실시예 2에서 항복강도 800MPa 이상의 값을

나타내었고, 그 이상의 규격에서는 항복강도 800MPa 이하의 값을 나타내었다. 이를 통해 초고강도와 연성을 동시에 확보할 수 있음을 알 수 있다.

[146] 도 7은 압연비에 따른 항복강도 변화를 직경 규격별로 실험한 결과를 보인 그래프이다. (도 7에서 D16은 표 2의 실시예 6(구분 6)이 해당되고, D13은 표 2의 실시예 3(구분 3)이 해당되며, D10은 표 2의 실시예 2(구분 2)가 해당된다.)

[147] 압연 조건 중 항복강도 변화에 가장 중요한 영향을 미치는 인자를 알아보기 위해 규격별로 압연속도와 냉각수량은 일정하게 두었으며 압연비에 따른 항복강도 값의 추이를 알아보았다.

[148] 도 7에 도시된 바에 의하면, 압연비 248S(규격 D10)에서 항복강도 800MPa이상을 나타내었다. 규격 D10의 항복강도가 규격 D13 내지 D16에 비해 높은 것은 페라이트 입도가 미세하고 표면층에 마르텐사이트 변태조직이 구성되었기 때문이다.

[149] 도 8은 템프코어 공정 온도에 따른 항복강도 변화를 실험한 결과를 보인 그래프이다.

[150] 도 8에 도시된 바에 의하면, 템프코어 공정 온도가 낮을수록 항복강도는 높은 값을 나타낸다. 463℃에서 템프코어 공정을 통과한 경우 다른 온도 구역보다 높은 항복강도를 나타내었다. 이는 고온에서 압연된 철근을 강제 냉각시키면서 표면에 마르텐사이트 변태를 수반하고 규격이 작을수록 그 영향이 중심의 미세조직까지 미쳐 페라이트 입자를 미세화하고 또 마르텐사이트 변태를 수반하였기 때문이다.

[151]

[152] 이를 통해, Cr, Mo를 첨가하는 합금설계와 열처리 공정 및 압연비 제어와 템퍼코어 공정 등을 통해 표면층과 중심층의 미세조직을 제어함으로써, 항복강도 800MPa 이상, 인장강도 900MPa 이상, 연신율 10% 이상 및 180°굽힘시험을 만족하는 초고강도 철근을 생산할 수 있음을 알 수 있다.

[153] 이러한 초고강도 철근의 생산은 구조물 시공시 재료비 및 공사비를 절감시키고, 구조물의 용적률을 극대화시키며, 부재의 슬림(Slim)화를 충족시킨다. 또한 고강도 철근을 사용함에 의해 배근비가 감소하여 콘크리트 타설 원활로 인한 품질 확보가 가능한 효과가 있다.

[154] 이와 같은 본 발명의 기본적인 기술적 사상의 범주 내에서, 당업계의 통상의 지식을 가진 자에게 있어서는 다른 많은 변형이 가능함은 물론이고, 본 발명의 권리범위는 첨부한 특허청구 범위에 기초하여 해석되어야 할 것이다.

청구범위

[청구항 1] C: 0.05~0.45wt%, Si: 0.10~0.35wt%, Mn: 0.1~0.85wt%, Cr: 0.6~1.20wt%, Mo: 0.05~0.35wt%, 나머지 Fe 및 기타 불순물로 조성되고, 표면층과 중심층을 포함하며,
상기 표면층에 경화층인 마르텐사이트 조직이 형성되고, 상기 중심층에 페라이트 조직이 포함되는 것을 특징으로 하는 초고강도 철근.

[청구항 2] 청구항 1에 있어서,
상기 기타 불순물은 P: 0 초과 0.035wt% 이하, Ni: 0 초과 0.2wt% 이하, Cu: 0 초과 0.3wt% 이하, V: 0.001~0.006wt%, S: 0 초과 0.075wt% 이하, Al: 0 초과 0.04wt% 이하, Sn: 0 초과 0.01wt% 이하, N_2: 0 초과 150ppm 이하를 포함하는 것을 특징으로 하는 초고강도 철근.

[청구항 3] 청구항 1 또는 청구항 2에 있어서,
상기 철근은 직경이 9.5mm~10.5mm임을 특징으로 하는 초고강도 철근.

[청구항 4] 청구항 1 또는 청구항 2에 있어서,
상기 페라이트 조직은 입자크기가 5~7㎛인 것을 특징으로 하는 초고강도 철근.

[청구항 5] 청구항 1 또는 청구항 2에 있어서,
상기 경화층은 표면에서 중심으로 0.8~2.3mm의 깊이를 갖는 것을 특징으로 하는 초고강도 철근.

[청구항 6] C: 0.05~0.45wt%, Si: 0.10~0.35wt%, Mn: 0.1~0.85wt%, Cr: 0.6~1.20wt%, Mo: 0.05~0.35wt%, 나머지 Fe 및 기타 불순물로 조성되는 철근용 빌렛을
재가열하고 조압연하는 과정을 2회 수행한 후, 중간압연, 사상압연을 통하여 철근형상으로 제조하는 열간압연 공정을 거친 후, 템프코어 공정을 통해 400~600℃까지 수냉시키고 냉각상에서 공냉시키는 것을 특징으로 하는 초고강도 철근의 제조방법.

[청구항 7] 청구항 6에 있어서,
상기 기타 불순물은 P: 0 초과 0.035wt% 이하, Ni: 0 초과 0.2wt% 이하, Cu: 0 초과 0.3wt% 이하, V: 0.001~0.006wt%, S: 0 초과 0.075wt% 이하, Al: 0 초과 0.04wt% 이하, Sn: 0 초과 0.01wt% 이하, N_2: 0 초과 150ppm 이하를 포함하는 것을 특징으로 하는 초고강도 철근의 제조방법.

[청구항 8] 청구항 6 또는 청구항 7에 있어서,
상기 열간압연 공정은

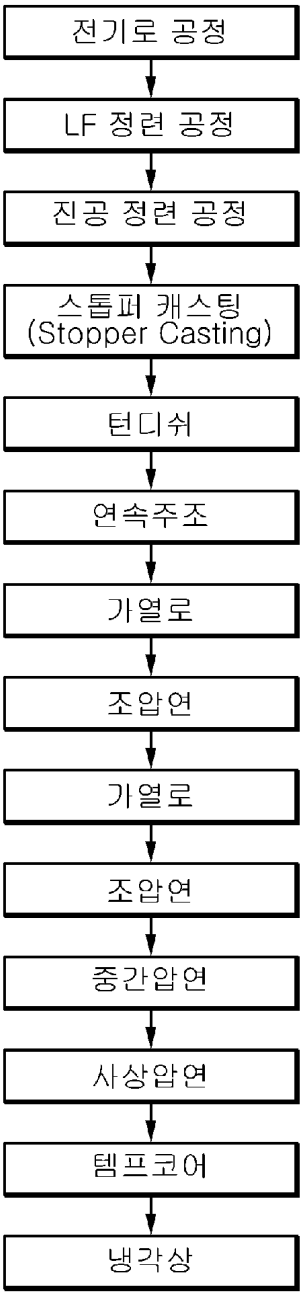
1000~1250℃의 온도에서 1~3시간 동안 가열하는 1차 재가열 단계;
상기 재가열 후 900~1000℃의 온도로 조압연하는 1차 열간압연 단계;
상기 1차 열간압연 단계 후, 1100~1200℃의 온도에서 1~3시간 동안 가열하는 2차 재가열 단계;
상기 2차 재가열 단계 후, 조압연, 중간압연, 사상압연을 수행하고 800~900℃에서 사상압연을 마무리하는 2차 열간압연 단계를 포함하는 것을 특징으로 하는 초고강도 철근의 제조방법.

[청구항 9] 청구항 6 또는 청구항 7에 있어서,
상기 템프코어 공정은
4~6Bar의 수압, 400~600㎥/hr의 수량으로 냉각수를 분사하여 400~600℃까지 냉각하는 것을 특징으로 하는 초고강도 철근의 제조방법.

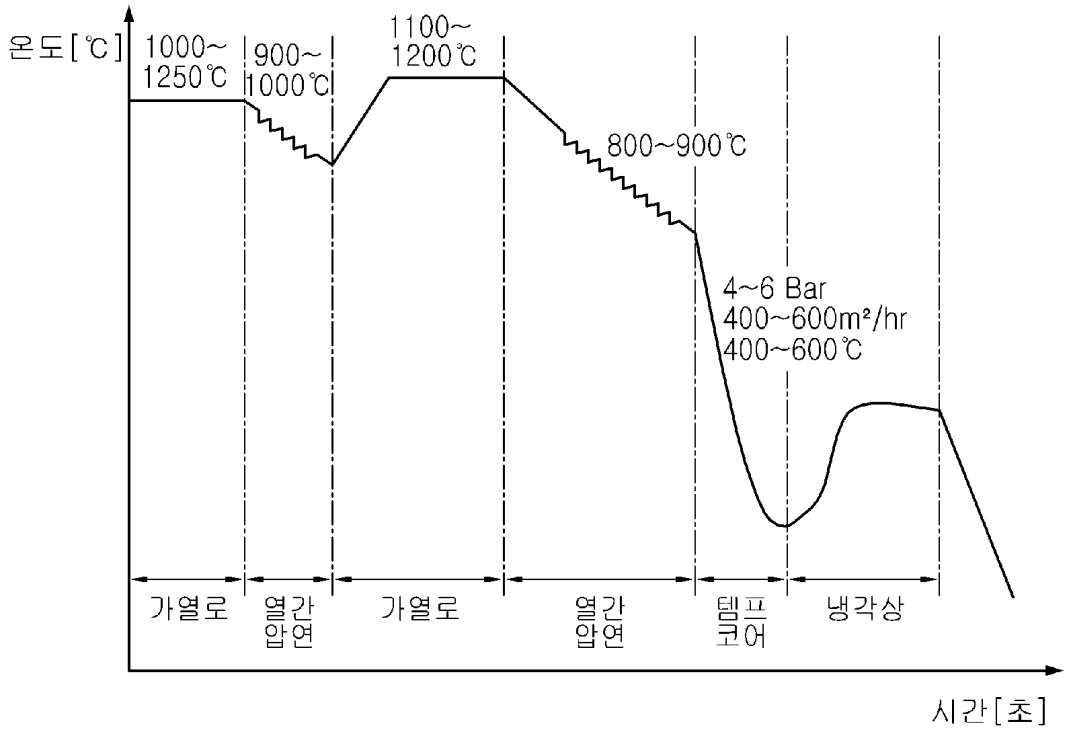
[청구항 10] 청구항 6 또는 청구항 7에 있어서,
상기 철근용 빌렛은
전기로, 래들, 진공정련 공정을 거쳐 용강을 제조하고,
상기 용강을 재산화가 방지되도록 스톱퍼 캐스팅(Stopper Casting)을 적용하여 턴디쉬에서 몰드로 주입하고 연속주조하여 제조한 것을 특징으로 하는 초고강도 철근의 제조방법.

[청구항 11] 청구항 6 또는 청구항 7에 있어서,
상기 열간압연 공정시 상기 철근형상의 직경이 9.5mm~10.5mm을 만족하도록 압연비를 제어하는 것을 특징으로 하는 초고강도 철근의 제조방법.

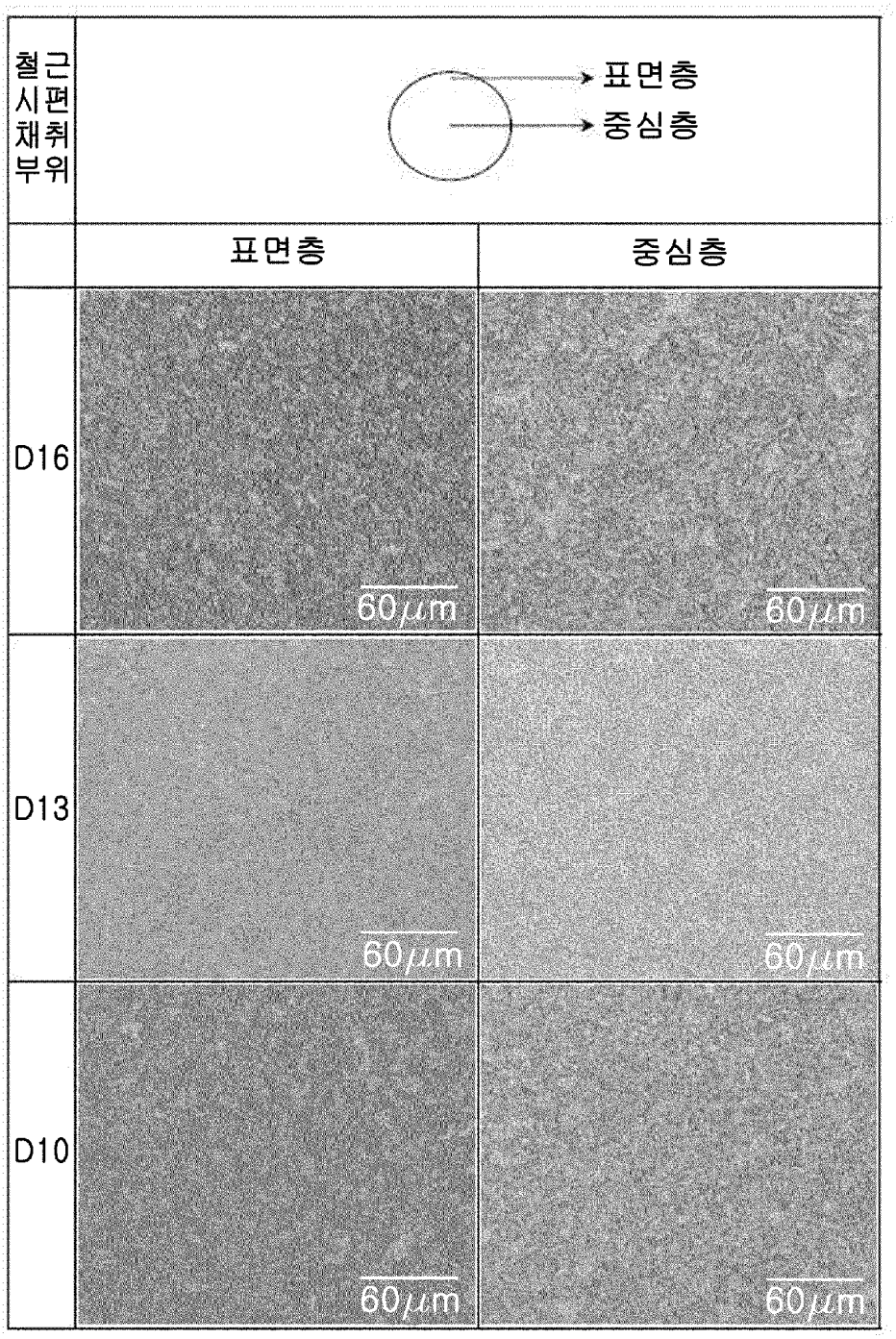
[Fig. 1]


전기로 공정
LF 정련 공정
진공 정련 공정
스톱퍼 캐스팅
(Stopper Casting)
턴디쉬
연속주조
가열로
조압연
가열로
조압연
중간압연
사상압연
템프코어
냉각상

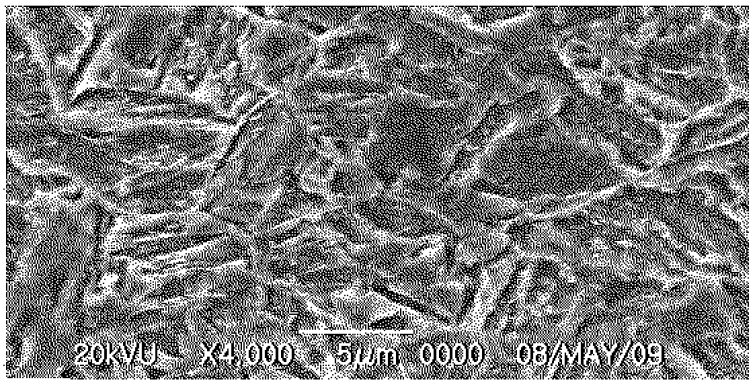
[Fig. 2]


온도[℃]
1000~
1250℃
900~
1000℃
1100~
1200℃
800~900℃
4~6 Bar
400~600m²/hr
400~600℃
가열로
열간
압연
가열로
열간
압연
템프
코어
냉각상
시간[초]

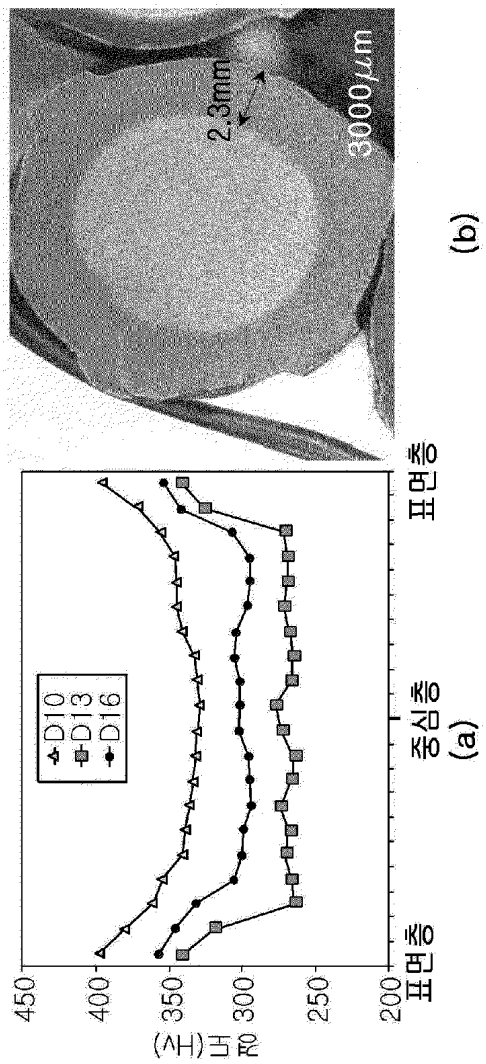
[Fig. 3]


철근 시편 채취 부위
표면층
중심층
표면층
중심층
D16
D13
D10
60㎛

[Fig. 4]

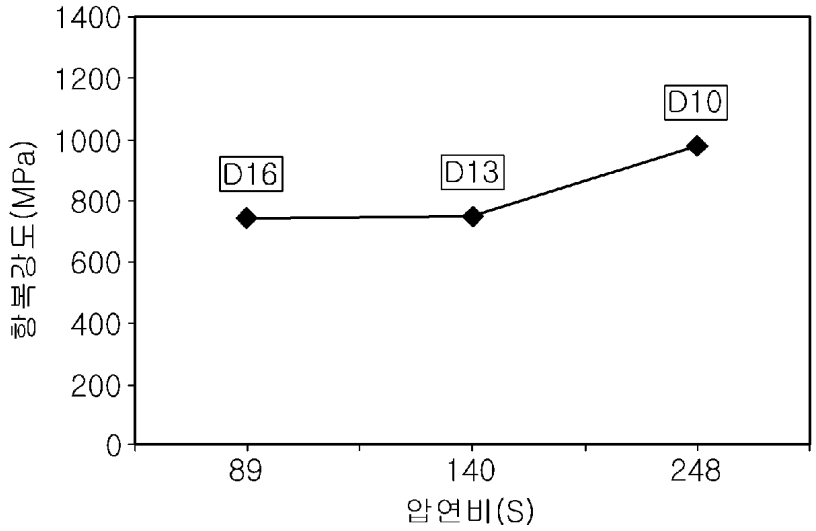

20kV/U X4,000 5㎛ 0000 08/MAY/09

[Fig. 5]

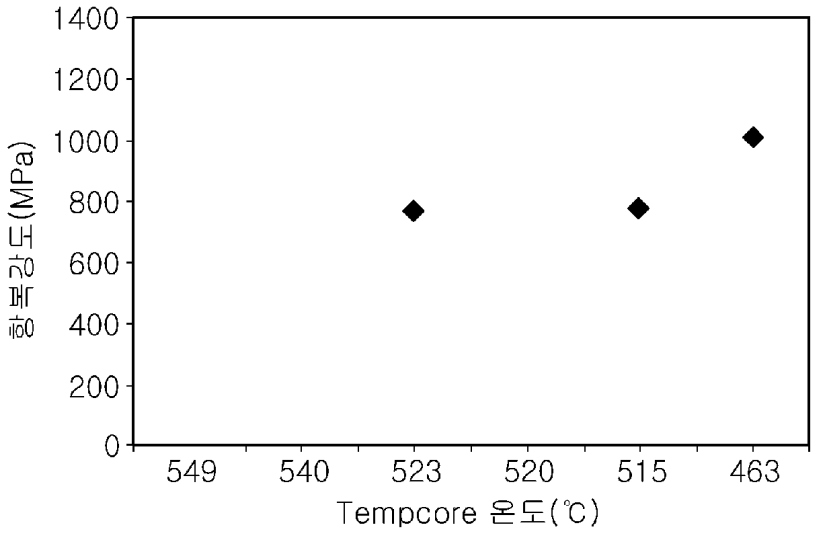

2.3mm
3000㎛
(b)
D10
D13
D16
450
400
350
300
250
200
경도(Hv)
표면층
중심층
표면층
(a)

[Fig. 6]

[Fig. 7]


1400
1200
1000
800
600
400
200
0
항복강도(MPa)
D16
D13
D10
89
140
248
압연비(S)

[Fig. 8]


1400
1200
1000
800
600
400
200
0
항복강도(MPa)
549
540
523
520
515
463
Tempcore 온도(℃)