

(12) 특허협력조약에 의하여 공개된 국제출원

(19) 세계지식재산권기구
국제사무국

(43) 국제공개일
2014년 7월 3일 (03.07.2014)



(10) 국제공개번호
WO 2014/104441 A1

- (51) 국제특허분류: **C22C 38/00** (2006.01) **C21D 9/46** (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01) **C22C 38/04** (2006.01)
- (21) 국제출원번호: PCT/KR2012/011745
- (22) 국제출원일: 2012년 12월 28일 (28.12.2012)
- (25) 출원언어: 한국어
- (26) 공개언어: 한국어
- (30) 우선권정보: 10-2012-0155559 2012년 12월 27일 (27.12.2012) KR
- (71) 출원인: 주식회사 포스코 (POSCO) [KR/KR]; 790-300 경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동), Gyeongsangbuk-do (KR).
- (72) 발명자: 이순기 (LEE, Soon-Gi); 790-360 경상북도 포항시 남구 동촌동 5번지 포항제철소내, Kyungsangbook-do (KR). 서인식 (SUH, In-Shik); 790-360 경상북도 포항시 남구 동촌동 5번지 포항제철소내, Kyungsangbook-do (KR). 박인규 (PARK, In-Gyu); 790-360 경상북도 포항시 남구 동촌동 5번지 포항제철소내, Kyungsangbook-do (KR). 이홍주 (LEE, Hong-Ju); 790-360 경상북도 포항시 남구 동촌동 5번지 포항제철소내, Kyungsangbook-do (KR).
- (74) 대리인: 특허법인 씨앤에스 (C&S PATENT AND LAW OFFICE); 135-971 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, 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, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, 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, 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, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

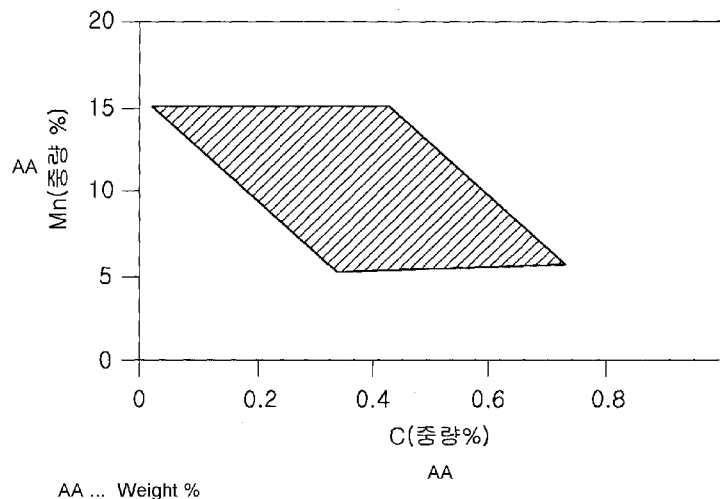
공개:

— 국제조사보고서와 함께 (조약 제 21 조(3))

(54) Title: HIGH-MANGANESE WEAR RESISTANT STEEL HAVING EXCELLENT WELDABILITY AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 발명의 명칭: 용접성이 우수한 고망간 내마모강 및 그 제조방법

【도 1】



(57) Abstract: The present invention relates to steel which can be applied to heavy construction equipment, dump trucks, mining machinery, conveyors and the like and, more specifically, to high-manganese wear resistant steel having excellent weldability.

(57) 요약서: 본 발명은 건설중장비, 덤프트럭, 광산용 기계장치, 컨베이어 등에 적용되는 강에 관한 것으로, 보다 상세하게는 용접성이 우수한 고망간 내마모강에 관한 것이다.

WO 2014/104441 A1

【명세서】**【발명의 명칭】**

용접성이 우수한 고망간 내마모강 및 그 제조방법

【기술분야】

본 발명은 높은 경도가 요구되는 건설중장비, 덤프트럭, 광산용 기계장치, 컨베이어 등에 적용되는 강에 관한 것으로, 보다 상세하게는 용접성이 우수한 고망간 내마모강에 관한 것이다.

【배경기술】

현재 건설, 운송, 광산, 철도 등의 산업분야 등 내마모 특성이 필요한 장치 또는 부품에는 내마모강이 사용되고 있다. 내마모강은 크게 오스테나이트계 가공경화강과 마르텐사이트계 고경도강으로 구분된다.

오스테나이트계 가공경화강의 표적인 예로는 해드필드(Hadfield)강이 있으며, 망간(Mn) 약 12중량% 및 탄소(C) 약 1.2중량%를 포함하고, 그 미세조직은 오스테나이트를 가지며, 광산산업분야, 철도분야, 군수분야 등 다양한 분야에서 쓰이고 있다. 그러나, 초기 항복강도가 400MPa 전후로 매우 낮아 고경도가 요구되는 일반적인 내마모강 또는 구조강으로서의 그 적용이 제한적이다.

이에 비해, 마르텐사이트계 고경도강은 높은 항복강도 및 인장강도를 가지고 있어, 구조재 및 운송/건설기계 등에 널리 쓰이고 있다. 일반적으로 고경도강은 충분한 경도 및 강도를 얻기 위한 마르텐사이트 조직을 얻기 위해, 고합금 첨가 및 켄칭(Quenching) 공정이 필수적이다. 대표적인 마르텐사이트계 내마모강은

사브(SSAB)사의 하독스(HARDOX) 시리즈로서, 경도 및 강도가 우수하다. 이러한 내마모강은 최근 산업 분야의 확장 및 산업 기계의 대형화 추세에 따라 내마모강의 후물화에 대한 요구가 급증하고 있다.

한편, 내마모강은 그 사용환경에 따라 연마마모(Abrasive wear)에 대한 저항성이 큰 것이 요구되는 경우가 많으며, 연마마모에 대한 저항성을 확보하기 위해서는 경도가 매우 중요한 인자이다. 경도를 확보하기 위해서는 다량의 합금원소를 첨가하여 재료의 경화능을 향상시키거나, 가속 냉각을 통해 경질상을 확보하게 된다. 박물재의 경우 합금원소 첨가 및 가속냉각을 통해 재료의 두께 중심부까지 높은 경도의 조직을 얻을 수 있으나, 두께가 두꺼워지는 후물재의 경우에는 재료의 중심부까지 경질상을 얻을 수 있을 정도의 충분한 냉각속도를 얻기 어려우므로, 합금원소 증가를 통해 경화능을 확보하여 비교적 낮은 냉각속도에서도 높은 경도값을 얻는 것이 기본적인 방법이다.

그러나, 후물재의 경우 두께 중심부까지 경도를 확보하기 위해, 다량의 합금원소를 첨가하게 되면, 용접시에 용접 열영향부 등에 쉽게 균열이 발생하고, 특히 후물재의 경우 용접시 발생하는 균열 억제를 위해, 재료를 고온으로 예열해야 함으로써, 용접성을 열위하게 만들고 결국 용접비용을 증가시켜 사용에 제한으로 가져오게 되는 문제가 생기므로 용접성이 우수한 내마모강의 후물에 있어 큰 장벽으로 인식되고 있다. 또한 경화능을 증가시키기 위해 첨가되는 Cr, Ni, Mo 등은 고가의 원소이므로, 제조비용이 많이 드는 문제점이 있다.

【발명의 상세한 설명】

【기술적 과제】

본 발명의 일측면은 내마모강의 후물화를 위해서, 제조비용을 증가시키는 고가의 합금원소 첨가를 저감시키고, 두께 중심부까지 높은 경도를 확보하는 동시에, 용접부 특성이 우수한 내마모강과 이를 제조하는 방법을 제공하고자 하는 것이다.

【기술적 해결방법】

본 발명은 중량%로, Mn: 5~15%, C: $16 \leq 33.5C + Mn \leq 30$, Si: 0.05~1.0%, 나머지는 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고,

미세조직은 마르텐사이트를 주조직으로 하고, 면적분율로, 5~40%의 잔류 오스테나이트를 포함하는 용접성이 우수한 고망간 내마모강을 제공한다.

또한, 본 발명은 중량%로, Mn: 5~15%, C: $16 \leq 33.5C + Mn \leq 30$, Si: 0.05~1.0%, 나머지는 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하는 강 슬라브를 900~1100°C 온도범위에서 0.8t(t: 슬라브 두께, mm)분 이하의 시간 동안 가열하는 단계;

상기 가열된 슬라브를 열간압연하여 강판을 제조하는 단계: 및

상기 강판을 Ms(마르텐사이트 변태 개시온도) 이상에서 0.1~20°C/s의 냉각속도로 냉각하는 단계

를 포함하는 용접성이 우수한 고망간 내마모강의 제조방법을 제공한다.

【유리한 효과】

본 발명에 의하면, 내마모성과 용접성이 우수한 후물 내마모강을 제공할 수 있다.

본 발명은 망간과 탄소의 함량을 제어함으로써, 마르텐사이트를 용이하게

형성하면서, 편석대를 통한 잔류 오스테나이트를 적절히 형성함으로써, 내마모성 및 용접성을 모두 향상시킬 수 있는 장점이 있다.

【도면의 간단한 설명】

도 1은 본 발명에서 한정하는 망간과 탄소의 함량범위를 나타낸 그래프이다.

도 2는 발명강 1의 미세조직을 관찰한 사진이다.

도 3은 비교강 2의 y-groove시험에 의한 용접 균열 결과를 관찰한 사진이다.

도 4는 발명강 1의 y-groove시험에 의한 용접 균열 결과를 관찰한 사진이다.

도 5는 실시예 2에서 발명강 1과 비교강 5의 두께방향에 따른 브리넬 경도 변화를 관찰한 결과를 나타낸 그래프이다.

【발명의 실시를 위한 최선의 형태】

본 발명의 발명자들은 종래의 내마모강의 문제점을 해결하기 위해 깊이 연구한 결과, 주조시 불가피하게 발생하는 편석, 주로 망간 및 탄소의 편석으로 인해 미세조직 내에 편석대와 부편석대가 형성되고, 이로 인해 두 대역간 상이한 상변태를 야기시켜 미세조직의 불균일성이 야기됨을 알 수 있었다. 종래에 강 내부의 편석은 미세조직의 불균일 및 이로 인한 물성의 불균일을 야기하는 가장 큰 원인으로 인식되어 균질화 처리 등을 통해 합금 원소의 확산을 조장하여 편석을 감소시키는 등의 시도를 하여 왔다.

그러나, 본 발명자들은 이러한 편석을 오히려 용이하게 활용하는 방안을 연구하였으며, 나아가 망간 및 탄소의 함량을 정밀하게 제어함으로써, 편석부에서 기지조직과는 상이한 조직을 형성시킴으로서, 종래의 문제점을 해결할 수 있음을 인지하게 되었다. 즉, 주요 합금원소인 망간과 탄소의 함량을

정밀 제어하여 부편석대에서는 주조직인 마르텐사이트를 형성시키고, 편석대에서는 합금 원소의 농축으로 인해 상온까지 오스테나이트를 잔류하도록 하여 연질상인 오스테나이트를 형성시킴으로서, 종래의 내마모강의 한계였던 재료의 극후물화 및 용접 크랙이 발생하지 않는 경제적인 고망간 내마모강을 제조할 수 있음을 확인하고 본 발명에 이르게 되었다.

고망간강은 일반적으로 망간의 함량이 2.6중량% 이상의 함량을 갖는 강을 말하며, 이러한 고망간강의 미세조직적 특징을 이용하여 다양한 물성 조합을 구성할 수 있으며, 기존의 고탄소 고합금 마르텐사이트계 내마모강이 가지고 있는 기술적 문제점을 해결할 수 있는 장점이 있다.

본 발명은 성분계를 제어하여 마르텐사이트를 주조직으로 하고 편석대에서 합금 성분의 농축으로 인한 잔류 오스테나이트를 포함하도록 함으로써, 내마모성, 용접성 등의 성능을 향상시킨 후물용 고망간 내마모강에 관한 것이다. 고망간강에서 망간의 함량이 2.6중량% 이상일 경우에는 연속냉각변태곡선(Continuous Cooling Transformation Diagram) 상에서 베이나이트 또는 페라이트 생성 곡선이 후방으로 급격하게 이동하기 때문에, 열간압연 또는 용체화 처리 후, 기존의 고탄소 내마모강에 비해 낮은 냉각속도에서도 마르텐사이트가 안정적으로 생성된다. 또한, 망간 함량이 높을 경우, 일반 고탄소 마르텐사이트강에 비해 상대적으로 낮은 탄소함량으로도 높은 경도를 얻을 수 있는 장점이 있다.

이러한 고망간강의 상변태특성을 이용해서 내마모강을 제조하면 표층부터 내부까지 경도분포의 편차가 작은 이점을 얻을 수 있다. 마르텐사이트를 얻기 위해서 수냉 등을 통해 강재를 급냉하게 되는데, 이때 강재의 표층에서 중심부로 갈수록 냉각속도가 점진적으로 감소하게 된다. 따라서 강재의 두께가 두꺼워질수록 중심부의 경도가 현저히 낮아지게 된다. 기존의 내마모강의 성분계를 이용하여 제조하는 경우에는 냉각속도가 느리면 미세조직에 베이나이트나 페라이트 등 경도가 낮은 상이 많이 형성되게 된다. 그러나 본 발명과 같이 망간의 함량이 높은 경우에는 냉각속도가 늦어지더라도 충분히 마르텐사이트를 얻을 수 있기 때문에 두꺼운 강재의 중심부까지 높은 경도를 유지할 수 있는 장점이 있다.

그러나 이러한 방법을 통해 후물의 강재를 제조하는 경우 중심부 경화능을 확보하기 위해 다량의 망간을 첨가하게 되어 결국 높은 경화능으로 인한 용접 열영향부에서의 마르텐사이트 변태 및 이로 인한 내부 변형은 결국 용접 균열을 야기시키므로 합금원소 증가를 통한 내마모 강재의 후물화는 그 한계에 도달하였다고 할 수 있다. 본 발명은 이러한 문제를 해결하기 위하여 망간과 탄소의 함량을 정밀 제어하여 용접 열영향부에서의 마르텐사이트 변태로 인한 내부 변형을 완화할 수 있는 연질상인 오스테나이트를 형성시킴으로써 상술한 문제를 해결하였으며 이러한 사실은 하기의 실시예를 통해서 보다 구체적으로 나타내었다.

이하, 본 발명에 대하여 상세히 설명한다.

본 발명에 따른 내마모강은 중량%로, Mn: 5~15%, C: $16 \leq 33.5C + Mn \leq 30$, Si: 0.05~1.0%, 나머지는 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, 미세조직은 마르텐사이트를 주조직으로 하고, 40% 이하의 잔류 오스테나이트를 포함한다.

먼저, 본 발명의 조성범위에 대해 상세히 설명한다. 성분원소의 함유량은 중량%를 의미한다.

망간(Mn): 5~15%

망간(Mn)은 본 발명에서 첨가되는 가장 중요한 원소 중 하나이다. 망간은 적절한 범위내에서 오스테나이트를 안정화시키는 역할을 할 수 있다. 하기 탄소 함량의 범위내에서 마르텐사이트를 안정화시키기 위해서는 망간은 5% 이상 포함되는 것이 바람직하다. 5% 미만인 경우에는 망간에 의한 오스테나이트 안정화가 충분하지 못하므로, 편석부에서 잔류 오스테나이트를 얻을 수 없다. 또한, 너무 과도하게 첨가하여 15%를 초과하게 되면, 잔류 오스테나이트가 과도하게 안정화되어 목표로 하는 잔류 오스테나이트의 분율을 초과하게 되고, 또한 마르텐사이트의 분율이 감소하여 내마모성 확보에 필요한 충분한 분율의 경질 조직을 얻을 수 없다. 따라서, 본 발명에서 망간의 함량은 5~15%를 포함하도록 함으로서, 열간압연 또는 용체화 처리 후 냉각단계에서 안정한 오스테나이트 조직을 용이하게 확보할 수 있다.

탄소(C): $16 \leq 33.5C + Mn \leq 30$

탄소는 망간과 함께 강재의 경화능을 증가시켜 마르텐사이트 분율 및 경도 확보에 중요한 원소이다. 특히 편석부에 망간과 함께 편석되어 잔류 오스테나이트 안정도 및 분율 확보에 중요한 영향을 하므로, 본 발명에서는 그 효능이 극대화되는 성분범위를 한정하고자 한다.

본 발명에서 요구하는 잔류 오스테나이트의 분율을 충분히 확보하기 위한 탄소 함량 범위는 동일한 영향을 지니는 망간과의 조합에 의해 정해지며, 이를 위한 탄소 함량식인 $33.5C + Mn$ 이 16 이상 첨가하는 것이 바람직하다. 16 미만인 경우에는 오스테나이트 안정도가 부족하여 목표로 하는 잔류 오스테나이트 분율을 만족시키지 못하게 되며, 30을 초과하는 경우에는 오스테나이트가 지나치게 안정화되어 목표로 하는 잔류 오스테나이트 분율을 얻을 수 없으므로, 상기 $33.5C + Mn$ 의 값은 16~30의 범위를 갖는 것이 바람직하다. 한편, 본 발명에서 한정하는 상기 Mn과 C의 범위를 도 1에 도식적으로 나타내었다.

실리콘(Si): 0.05~1.0%

실리콘은 탈산제로서 역할을 하고, 고용강화에 따른 강도를 향상시키는 원소이다. 이를 위해서는 0.05% 이상 첨가하는 것이 바람직하며, 그 함량이 높을 경우 용접부는 물론 모재의 인성을 저하시키므로, 그 함량의 상한은 1.0%로 한정하는 것이 바람직하다.

상기 성분에 더하여, 본 발명은 내마모강은 니오븀(Nb), 바나듐(V), 티타늄(Ti) 및 보론(B) 중 1종 이상을 추가적으로 첨가하여, 본 발명의 효과를 더욱 향상시킬 수 있다.

Nb: 0.1%이하

니오븀은 고용, 석출강화 효과를 통해 강도를 증가시키고, 저온압연시 결정립을 미세화시켜 충격인성을 향상시키는 원소이다. 다만, 그 함량이 0.1%를 초과하는 경우에는 조대한 석출물이 생성되어, 오히려 경도 및 충격인성을 열화시키므로, 0.1% 이하로 한정하는 것이 바람직하다.

V: 0.1%이하

바나듐은 철강에 고용되어 페라이트 및 베이나이트 상 변태속도를 지연시켜 마르텐사이트의 형성을 쉽게하는 효과가 있고, 또한 고용강화 효과를 통해 강도를 증가시킨다. 그러나, 그 함량이 0.1%를 초과하는 경우에는 효과가 포화되며, 인성 및 용접성 열화를 야기하고 강재의 제조원가를 현저히 증대시키기 때문에, 0.1% 이하로 한정하는 것이 바람직하다.

Ti: 0.1%이하

티타늄은 소입성 향상에 중요한 원소인 B의 효과를 극대화하는 원소이다. 즉, 티타늄은 TiN 형성에 의해 BN 형성을 억제함으로써, 고용 B의 함량을 증가시켜 소입성을 향상시키고, 석출된 TiN은 오스테나이트 결정립을 고정(pinning)시켜 결정립 조대화를 억제시키는 효과를 나타낸다. 그러나, 과도한 첨가시 티타늄 석출물의 조대화에 의해 인성저하 등의 문제를 발생시키므로, 그 함량은 0.1%이하로 하는 것이 바람직하다.

B: 0.02%이하

보론은 소량의 첨가로도 재료의 소입성을 효과적으로 증가시키는 원소이며, 결정입계 강화를 통한 입계 파괴의 억제효과가 있으나, 과도한 첨가시 조대한 석출물의 형성 등에 의해 인성 및 용접성을 저하시키므로, 0.02% 이하로 한정하는 것이 바람직하다.

본 발명에 따른 내마모강에 있어서, 나머지 성분은 철(Fe)이다. 다만, 통상의 철강제조과정에서는 원료 또는 주위 환경으로부터 의도되지 않는 불순물들이 불가피하게 혼입될 수 있으므로, 이를 배제할 수는 없다. 이들 불순물들은 통상의 철강제조과정의 기술자라면 누구라도 알 수 있는 것이기 때문에 그 모든 내용을 특별히 본 명세서에서 언급하지는 않는다.

본 발명의 내마모강은 마르텐사이트를 주조직으로 하며, 면적분율로 60% 이상을 포함하는 것이 바람직하다. 마르텐사이트의 분율이 60% 미만인 경우에는 본 발명이 의도하는 경도를 확보할 수 없다.

더불어, 잔류 오스테나이트는 면적 분율로 5~40%가 되는 것이 바람직하다. 상기 잔류 오스테나이트의 분율이 5%에 미치지 않는 경우에는 용접시 변형(strain)을 흡수할 수 없기 때문에, 용접성을 확보할 수 없다. 한편, 상기 잔류 오스테나이트 분율이 40%를 초과하는 경우에는 연질상인 오스테나이트의 분율이 과도하게 증가하여 내마모성에 필요한 경도를 확보할 수 없다. 나머지는 제조과정에서 생성되는 불가피한 상이 포함될 수 있다. 이러한 기타조직은 α' -마르텐사이트(α' -martensite), 입실린 마르텐사이트(ϵ -martensite) 또는 탄화물

등이 있다.

본 발명의 미세조직에 대해 보다 상세히 설명한다. 후술하는 바와 같이, 본 발명은 강 슬라브 내에 형성된 편석대를 이용한다. 즉, 강 슬라브 내에 형성된 편석대를 압연하고 냉각하는 과정에서 유지시키고, 상기 편석대에서 상기 잔류 오스테나이트 형성을 유도한다. 상기 편석대가 형성된 부분을 본 발명의 내마모강에서는 편석대 영역으로 표현하기도 한다.

본 발명의 내마모강은 주조직으로 마르텐사이트 조직을 포함하고, 상기 편석대 영역이 면적분율로 40~50%를 포함한다. 상기 잔류 오스테나이트는 상기 편석대 영역에 형성되어 있는 것이 바람직하다. 이 때의 잔류 오스테나이트는 상기 편석대 영역의 전체에 형성될 수 있고, 그 보다 작은 범위로 형성될 수 있다. 따라서, 상기 잔류 오스테나이트는 강 면적분율로 5~40%인 것이 바람직하다.

따라서 본 발명의 내마모강은 기지조직은 마르텐사이트 조직으로 이루어지고, 편석대 영역에 형성된 잔류 오스테나이트를 포함하고, 잔류 오스테나이트가 형성되지 않은 부분에 상기 기타조직이 형성될 수 있다. 이때, 상기 잔류 오스테나이트는 편석대의 면적분율로 70~100%인 것이 바람직하며, 나머지는 상기 기타조직이 형성될 수 있다.

한편, 상기 잔류 오스테나이트 조직이 형성된 편석대 영역은 내마모강의 압연방향을 x축, 폭방향을 y축, 두께방향을 z축으로 했을 때, 압연방향과

두께방향의 단면 즉, x-z 단면에서 압연방향(x축)으로 100~10000 μ m, 두께방향(z축)으로 5~100 μ m 크기를 갖는 것이 바람직하다. 상기 편석대 영역은 잔류 오스테나이트가 생성되는 구역으로, 상기 편석대 영역은 강 슬라브에 형성된 편석대와 구분되며, 압연 후의 강에서의 편석대이었던 부분을 나타낸다. 상기 편석대 영역은 압연이 진행됨에 따라, 압연방향과 수평방향으로 길게 형성되고, 상대적으로 압연방향의 수직방향(강판의 두께방향)으로는 짧게 형성된다.

한편, 상기 마르텐사이트의 평균 패킷 크기가 20 μ m 이하인 것이 바람직하다. 상기 패킷 크기가 20 μ m 이하인 경우, 마르텐사이트 조직이 미세화되어 충격인성이 보다 향상될 수 있다. 패킷 크기는 작으면 작을수록 유리하므로, 그 하한을 특별히 한정하지 않는다. 다만, 현재까지의 기술적인 한계상 패킷 크기는 최소 3 μ m 이상으로 나타난다. 상기 패킷 크기는 열간압연 및 냉각공정을 적용할 경우에는 마무리압연온도가 낮을수록 작아지며, 열연강판을 재가열 및 냉각공정을 적용하여 제조할 경우에는 재가열 온도가 낮을수록 작아진다. 본 발명의 성분범위에서 패킷 크기가 20 μ m 이하가 되도록 하기 위해서는 마무리 압연 온도는 900°C이하, 재가열 온도는 950°C이하를 유지하는 것이 바람직하다.

본 발명에 의한 성분범위의 강재를 이용하여 열간압연 및 냉각 또는 재가열 및 냉각의 제조법을 적용하게 되면, 높은 경화능으로 인해 냉각속도가 낮은 후물재의 중심부에서도 마르텐사이트 확보가 가능하며, 높은 경화능으로 인한 마르텐사이트 변태시 잔류 응력에 의한 용접부 및 용접 열영향부의 균열은 잔류

오스테나이트의 존재로 인해 변형 흡수가 가능하여 중심부에서도 브리넬 경도가 360 이상인 용접 균열이 없는 극후물 내마모강을 제조하는 것이 가능하다. 상기 중심부는 판두께 방향 대략 1/2부분까지를 의미한다.

이하, 본 발명의 제조방법에 대해 상세히 설명한다.

본 발명은 상기 조성을 만족하는 강 슬라브를 900~1100°C의 온도까지 0.8t(t: 슬라브 두께)분 이하의 시간동안 가열하는 단계;

상기 가열된 슬라브를 열간압연하는 단계;

상기 열간압연된 슬라브를 Ms(마르텐사이트 변태 개시온도)이상에서 0.1~20°C/s의 냉각속도로 냉각하는 단계를 포함한다.

상기 조성을 만족하는 강 슬라브를 900~1100°C이하의 온도범위에서 가열한다.

상기 강 슬라브는 제조과정(주조과정 등)에서 합금원소의 편석대가 발생하게 되고, 상기 온도가 1100°C를 초과하는 경우에는 과도한 열량으로 인해 편석대에 편석된 합금원소의 균질화가 이루어지게 된다. 이렇게 편석대가 적어지게 되면, 잔류 오스테나이트가 확보될 수 있는 공간이 부족해지게 되므로, 본 발명의 목적을 달성하는 것이 곤란하다. 따라서, 상기 가열온도를 1100°C 이하로 하는 것이 바람직하다. 한편, 상기 강 슬라브를 900°C 미만으로 가열하게 되면, 강 슬라브의 충분한 오스테나이트화가 진행되지 않아서, 이후 상변태를 통한 본 발명 내마모강의 확보가 곤란하다.

한편, 본 발명에서는 상기 강 슬라브의 가열시간을 $0.8t$ (t : 슬라브 두께, mm)분 이하로 하는 것이 바람직하다. 상기 가열시간이 $0.8t$ 분을 초과하게 되면, 과도한 열량의 공급으로 인해, 슬라브 내의 편석의 균질화되는 문제가 있다. 다만, 그 하한은 특별히 한정하지 않는다.

즉, 본 발명에서는 상기 강 슬라브의 가열온도와 가열시간을 제어함으로서, 상기 강 슬라브에 형성된 편석대가 소멸되지 않고, 유지되도록 한다.

상기 가열된 강 슬라브를 열간압연하여 강판을 제조한다. 상기 열간압연은 그 방법을 특별히 한정하는 것은 아니며, 당해 기술분야에서 행하여지는 통상의 방법에 의한다.

상기 열간압연시 마무리 압연은 750°C 이상에서 행하는 것이 바람직하다. 본 발명의 기술구현상으로 마무리 압연을 특별히 한정하는 것은 아니나, 마무리 압연온도가 750°C 미만으로 너무 낮은면 적정 압하를 통한 압연이 이루어지지 않아, 압연 형상이 열위해 질 수 있다. 따라서, 상기 마무리 압연온도가 750°C 이상으로 행하는 것이 바람직하다.

상기 압연 후 압연된 강판 내에는 편석대가 유지되어 있으며, 이때 편석대의 크기는 전술한 바와 같이, 압연방향(x축)으로 $100\sim 10000\mu\text{m}$, 두께방향(z축)으로 $5\sim 100\mu\text{m}$ 크기를 갖는 것이 바람직하다.

상기 열간압연된 강판을 Ms(마르텐사이트 변태 개시온도) 이상의 온도에서 0.1~20°C/s의 냉각속도로 냉각한다. 상기 냉각은 상변태가 완료될 때까지 행하는 것이 바람직하다. 상기 냉각을 통해, 본 발명 내마모강의 미세조직의 주상을 마르텐사이트 조직으로 형성할 수 있다. 상기 냉각속도가 0.1°C/s 미만에서는 오토 템퍼링이 발생하여, 충분한 마르텐사이트 조직이 형성되지 않는다. 특히 중심부에서 충분한 마르텐사이트 조직을 형성하기 곤란하여, 본 발명에서 요구되는 경도를 확보하기 어렵다. 한편, 상기 냉각속도가 20°C/s를 초과하는 경우에는 상기 편석대에서 잔류 오스테나이트의 상변태를 이용하기 어려워지고, 그 결과 오스테나이트의 분율이 부족해지게 되어, 용접성의 저하를 막을 수 없는 문제가 있다.

상기 냉각과정을 통해, 본 발명의 내마모강의 미세조직은 마르텐사이트를 주상으로 형성하고, 잔류 오스테나이트를 면적분율로 5~40% 포함한다. 상기 잔류 오스테나이트는 상기 편석대 위치에 형성된 것으로서, 상기 편석대로부터 유래된 것이다.

본 발명에서는 추가적으로, 재가열을 행하고, 냉각하는 단계를 포함할 수 있다. 상기 재가열 및 냉각을 통해 마르텐사이트 패킷 크기를 20 μ m 이하로 할 수 있으며, 이때 재가열 온도는 950°C 이하인 것이 바람직하다.

【발명의 실시를 위한 형태】

이하, 본 발명의 실시예에 대해 상세히 설명한다. 하기 실시예는 본 발명의 이해를 위한 것일 뿐, 본 발명을 한정하고자 하는 것은 아니다.

(실시예 1)

하기 표 1의 조성을 만족하는 잉곳을 진공유도용해로에서 제조하여, 80mm 두께의 슬라브를 얻었다. 이 슬라브를 1050°C로 50분 가열하고, 조압연 및 사상압연을 실시하여 30mm 두께의 판재를 제조하였다. 이후, 가속냉각 또는 공냉되었으며, 시험용도에 따라 일부 사상압연 온도를 조정하였다.

【표 1】

구분	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Ti	B	33.5C+Mn
발명강 1	0.21	10.2	0.2	-	-	-	-	-	-	-	17
발명강 2	0.35	8.6	0.1	-	-	-	-	-	-	-	20
발명강 3	0.32	9.8	0.2	-	-	-	-	-	-	-	21
발명강 4	0.13	12.2	0.3	-	-	-	-	-	-	-	17
발명강 5	0.41	11.2	0.2	-	-	-	-	-	-	-	25
발명강 6	0.2	10.3	0.2	-	-	-	0.04	-	-	-	17
발명강 7	0.31	10.1	0.1	-	-	-	0.02	0.03	0.02	0.0017	20
비교강 1	0.15	4.3	-	-	-	-	-	-	-	-	9
비교강 2	0.11	6.5	-	-	-	-	-	-	-	-	10
비교강 3	0.8	10	-	-	-	-	-	-	-	-	37
비교강 4	0.05	17	-	-	-	-	-	-	-	-	19
비교강 5	0.16	1.6	0.33	0.2	0.7	0.3	0.02	-	0.014	0.0015	7

이렇게 얻어진 판재의 미세조직, 브리넬 경도, 내마모성, 용접성 등의 평가를 위해 시험에 적당한 형태의 시편을 제조하였다. 미세조직은 광학현미경 및 주사전자현미경(SEM)을 이용하여 관찰하였고, 내마모성은 ASTM G65에 기재된 방법으로 실험하고 무게감량을 측정하여 비교하였다. 용접성 평가를 위해 동일한 용접재료를 사용하여 y-groove 시험을 하였으며, 예열은 하지 않았다. y-groove 용접을 한 후 용접부 균열의 발생여부를 현미경으로 관찰하였다.

본 실시예에서 사용한 시편제조방법은 발명강의 경우 높은 합금원소 첨가로 인해

충분한 경화능이 얻어지므로 별도의 냉각 설비를 적용하지 않고 공냉을 실시하였으며 비교강의 경우 열간압연 후 곧바로 급속냉각을 통하여 마르텐사이트를 얻었다. 그러나 발명강의 경우 필요에 따라서는 열간압연 후 가속 냉각을 할 수도 있으며, 별도의 열처리설비를 이용하여 재가열 후 가속 냉각 또는 공냉을 통하여 마르텐사이트를 얻는 경우도 있다. 본 발명은 열간 압연 후 냉각 방법 중 어느 것에도 공히 적용할 수 있다.

하기 표 2에서 조직 및 브리넬 경도는 강판이 중심부를 측정하였으며, 이는 강판의 중심부의 조직과 경도가 만족하게 되면, 강판 두께 전체가 만족하는 것이기 때문이다.

【표 2】

구분	미세조직 분율(중심부, 면적분율)	브리넬경도 (중심부, HB)	ASTM G65 마모시험 무게감량(g)	y-groove 균열발생 여부
발명강 1	M(89)+A(7)+R(4)	412	1.13	미균열
발명강 2	M(84)+A(13)+R(3)	397	1.17	미균열
발명강 3	M(85)+A(10)+R(3)	386	1.09	미균열
발명강 4	M(89)+A(8)+R(3)	372	1.21	미균열
발명강 5	M(73)+A(25)+R(2)	365	0.85	미균열
발명강 6	M(89)+A(7)+R(4)	416	0.98	미균열
발명강 7	M(86)+A(7)+R(7)	402	0.92	미균열
비교강 1	M(100)	437	1.35	균열
비교강 2	M(100)	450	1.15	균열
비교강 3	A(100)	175	0.56	미균열
비교강 4	A(40)+R(60)	240	0.78	미균열
비교강 5	M(60)+R(40)	320	1.11	균열

상기 표 2에서 M은 마르텐사이트, A는 잔류 오스테나이트, R은 기타상을 나타낸다.

도 2는 상기 발명강 1의 미세조직을 관찰한 사진이다. 도 2를 살펴보면, 본 발명의 마르텐사이트 조직에 잔류 오스테나이트가 포함되어 있는 것을 확인할 수 있다.

상기 표 2에 나타난 바와 같이, 발명강 1 내지 7은 강재 성분이 본 발명의 성분범위를 만족하고, 따라서 경화능 증가에 따른 중심부 브리넬경도가 360 이상의 값을 얻을 수 있음을 알 수 있다. 또한 본 발명의 성분범위를 만족함에 따라, 오스테나이트가 목표한 분율을 얻을 수 있어 높은 경화능에도 불구하고 용접 균열이 발생하지 않음을 알 수 있다. 이 중, 니오븀을 첨가한 경우(발명강 6)에는 추가적으로 경도가 상승하였으며, 특히 니오븀, 바나듐, 티타늄, 보론을 모두 첨가한 발명강 7의 경우에는 경도 및 내마모성 향상이 우수함을 알 수 있다. 공냉에 의해 제조된 발명강의 경우 중심부에서도 브리넬경도 360이상을 모두 만족하고 있으며 이것은 발명강보다 더 두꺼운 후물재의 중심부에서도 동일한 결과를 얻을 수 있음을 기대할 수 있다.

또한 y-groove를 통한 용접 균열 평가를 보면 비교강 1 및 2의 경우 높은 경화능 및 이로 인한 용접에 의한 마르텐사이트 변태로 인해 용접 균열이 발생하는 것을 알 수 있다. 비교강 5는 합금원소 첨가를 통해 중심부 경도를 확보하였으나 경화능 증가로 인한 용접 균열의 발생은 피할 수 없음을 보여주고 있다. 도 3은 비교강 2의 y-groove시험에 의한 용접 균열 결과를 나타낸 것이며, 도 4는 발명강 1의 y-groove시험에 의한 용접 균열 결과를 나타낸 것이다. 상기 도 3 및 4를 통해, 본 발명에 의한 발명예는 용접성이 우수한 것을 확인할 수 있다.

(실시예 2)

상기 실시예 1의 표 1에서 발명강 1과 비교강 5의 조성을 갖는 두께 70mmt의 강판을 각각 제조하였다.

이렇게 강판의 두께에 따른 브리넬 경도 분포를 측정하여 그 결과를 도 5에 나타내었다. 도 5에 나타난 결과에서, 본 발명에 따른 내마모강은 두께방향으로 경도분포가 일정한데 반하여, 비교강에서는 중심부에서 현저히 경도가 저하됨을 확인할 수 있다. 따라서, 본 발명의 내마모강은 중심부로 갈수록 경도가 저하되지 않아 내마모강의 전체적인 사용수명이 줄어들지 않는 기술적 효과가 있음을 알 수 있다.

【청구의 범위】**【청구항 1】**

중량%로, Mn: 5~15%, C: $16 \leq 33.5C + Mn \leq 30$, Si: 0.05~1.0%, 나머지는 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고,
미세조직은 마르텐사이트를 주조직으로 하고, 면적분율로, 5~40%의 잔류 오스테나이트를 포함하는 용접성이 우수한 고망간 내마모강.

【청구항 2】

청구항 1에 있어서,
상기 내마모강은 Nb: 0.1% 이하, V: 0.1%이하, Ti: 0.1%이하 및 B: 0.02%로 이루어지는 그룹에서 선택된 1종 이상을 더 포함하는 용접성이 우수한 고망간 내마모강.

【청구항 3】

청구항 1에 있어서,
상기 미세조직은 α' -마르텐사이트(α' -martensite), 입실론 마르텐사이트(ϵ -martensite) 및 탄화물 중 1종 이상을 포함하는 용접성이 우수한 고망간 내마모강.

【청구항 4】

중량%로, Mn: 5~15%, C: $16 \leq 33.5C + Mn \leq 30$, Si: 0.05~1.0%, 나머지는 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하며,
미세조직은 마르텐사이트를 주조직으로 하고, 면적분율로, 40~50%의 편석대 영역을 포함하고,

상기 편석대 영역에 잔류 오스테나이트가 형성된 용접성이 우수한 고망간 내마모강.

【청구항 5】

청구항 4에 있어서,

상기 내마모강은 Nb: 0.1% 이하, V: 0.1%이하, Ti:0.1%이하 및 B: 0.02%로 이루어지는 그룹에서 선택된 1종 이상을 더 포함하는 용접성이 우수한 고망간 내마모강.

【청구항 6】

청구항 4에 있어서,

상기 편석대 영역은 상기 내마모강의 압연방향과 두께방향의 단면에서, 압연방향으로 100~10000 μ m, 두께방향으로 5~100 μ m 크기를 갖는 용접성이 우수한 고망간 내마모강

【청구항 7】

청구항 4에 있어서,

상기 잔류 오스테나이트는 면적분율로 5~40%인 용접성이 우수한 고망간 내마모강.

【청구항 8】

청구항 4에 있어서,

상기 잔류 오스테나이트는 상기 편석대의 면적분율로 70~100%인 용접성이 우수한 고망간 내마모강.

【청구항 9】

청구항 4에 있어서,

상기 미세조직은 α' -마르텐사이트(α' -martensite), 입실론 마르텐사이트(ϵ -

marensite) 및 탄화물 중 1종 이상을 포함하는 용접성이 우수한 고망간 내마모강.

【청구항 10】

청구항 9에 있어서,

상기 마르텐사이트는 면적분율로 60% 이상인 용접성이 우수한 고망간 내마모강.

【청구항 11】

청구항 1 또는 4에 있어서,

상기 마르텐사이트 평균 패킷 크기는 $20\mu\text{m}$ 이하인 용접성이 우수한 고망간 내마모강.

【청구항 12】

청구항 1 또는 4에 있어서,

상기 내마모강의 중심부의 브리넬 경도가 360 이상인 용접성이 우수한 고망간 내마모강.

【청구항 13】

중량%로, Mn: 5~15%, C: $16 \leq 33.5C + Mn \leq 30$, Si: 0.05~1.0%, 나머지는 Fe 및

불가피한 불순물을 포함하는 강 슬라브를 900~1100°C 온도범위에서 0.8t(t:

슬라브 두께, mm)분 이하의 시간 동안 가열하는 단계;

상기 가열된 슬라브를 열간압연하여 강판을 제조하는 단계: 및

상기 강판을 Ms(마르텐사이트 변태 개시온도) 이상에서 0.1~20°C/s의 냉각속도로

냉각하는 단계

를 포함하는 용접성이 우수한 고망간 내마모강의 제조방법.

【청구항 14】

청구항 13에 있어서,

상기 가열하는 단계는 강 슬라브의 편석대를 비균질화 처리하는 용접성이 우수한 고망간 내마모강의 제조방법.

【청구항 15】

청구항 13에 있어서,

상기 강 슬라브는 Nb: 0.1% 이하, V: 0.1%이하, Ti:0.1%이하 및 B: 0.02%로 이루어지는 그룹에서 선택된 1종 이상을 더 포함하는 용접성이 우수한 고망간 내마모강의 제조방법.

【청구항 16】

청구항 13에 있어서,

상기 압연단계는 750℃ 이상에서 마무리 압연하는 용접성이 우수한 고망간 내마모강의 제조방법.

【청구항 17】

청구항 13에 있어서,

상기 압연단계는 압연된 강판의 편석대가 압연방향의 수평으로 100~10000 μ m, 압연방향의 수직으로 5~100 μ m 크기를 갖도록 행하는 용접성이 우수한 고망간 내마모강의 제조방법.

【청구항 18】

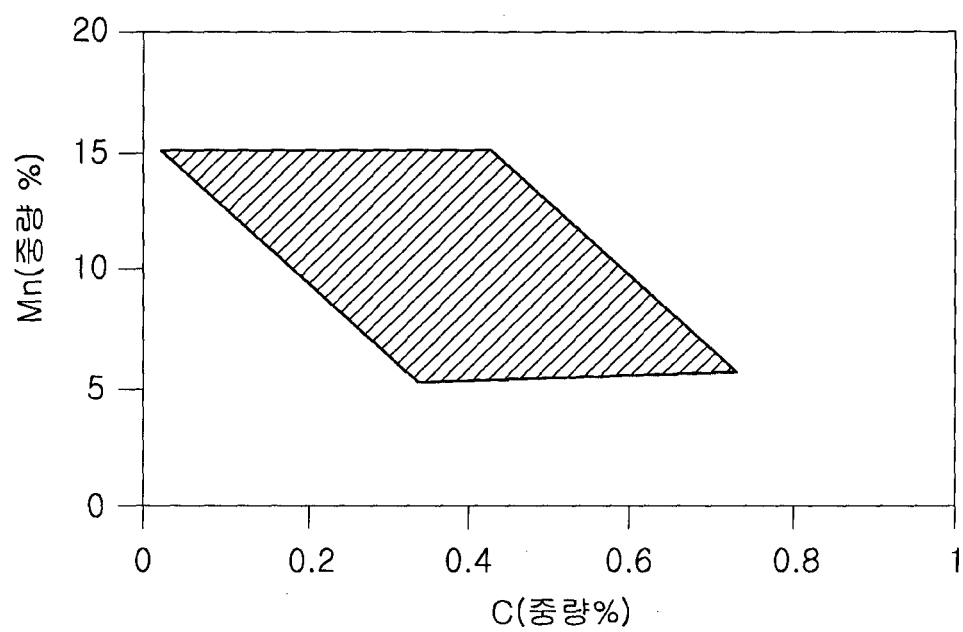
청구항 13에 있어서,

상기 냉각 후, 950℃ 이하의 온도로 재가열하고 냉각하는 단계를 더 포함하는

용접성이 우수한 고망간 내마모강의 제조방법.

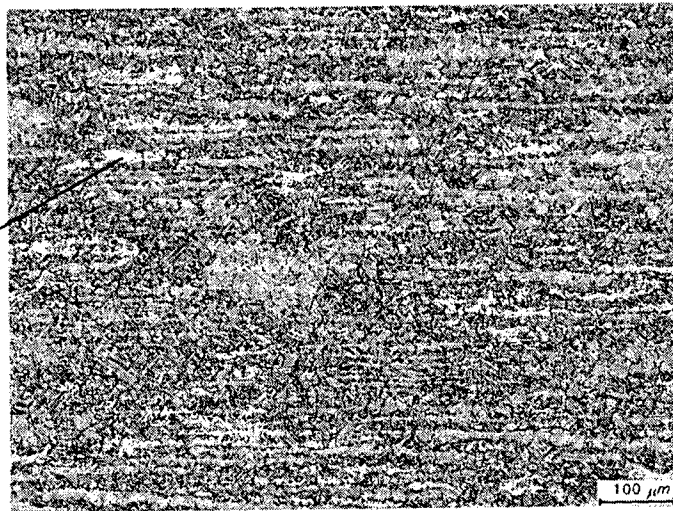
【도면】

【도 1】

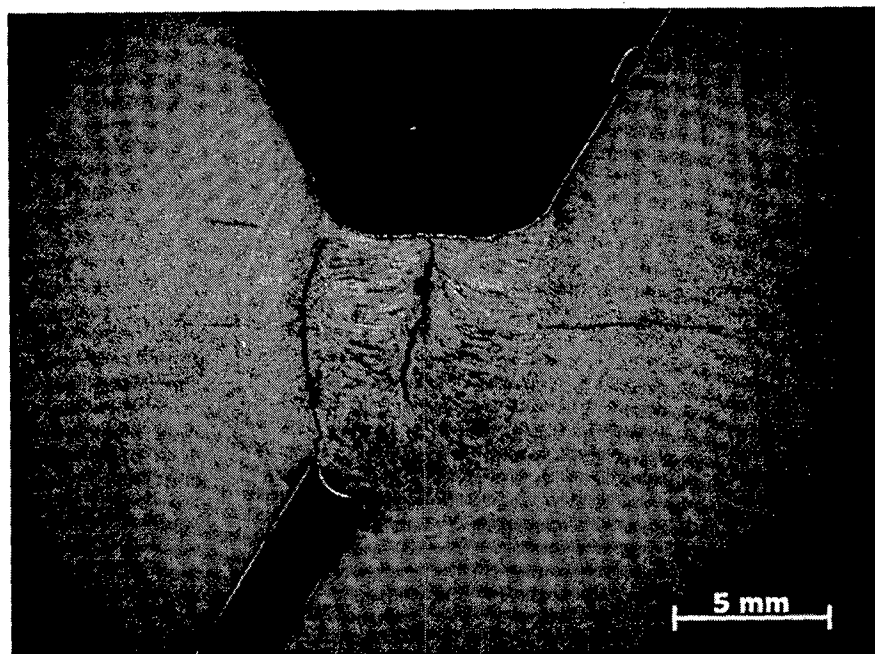


【도 2】

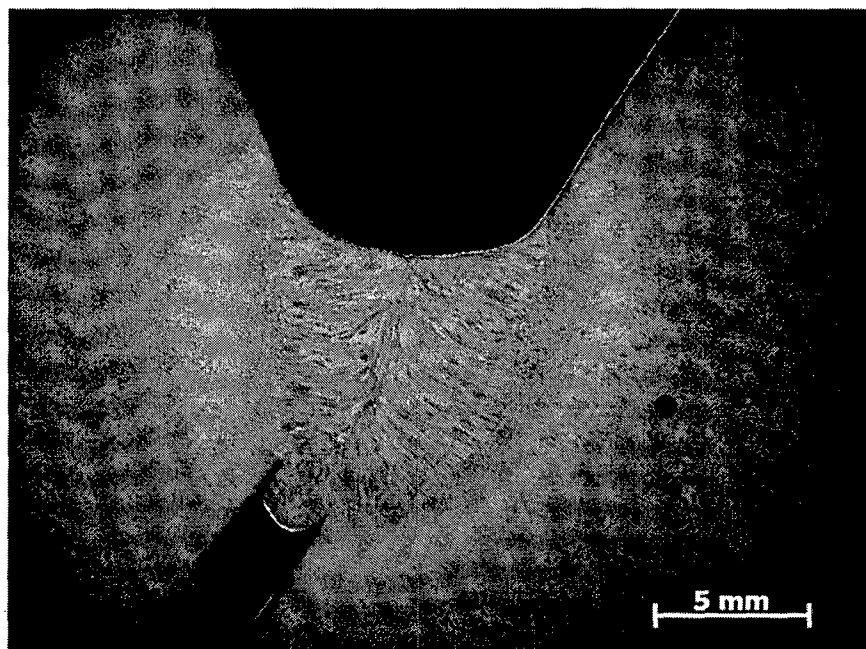
오스테나이트
(편석대)



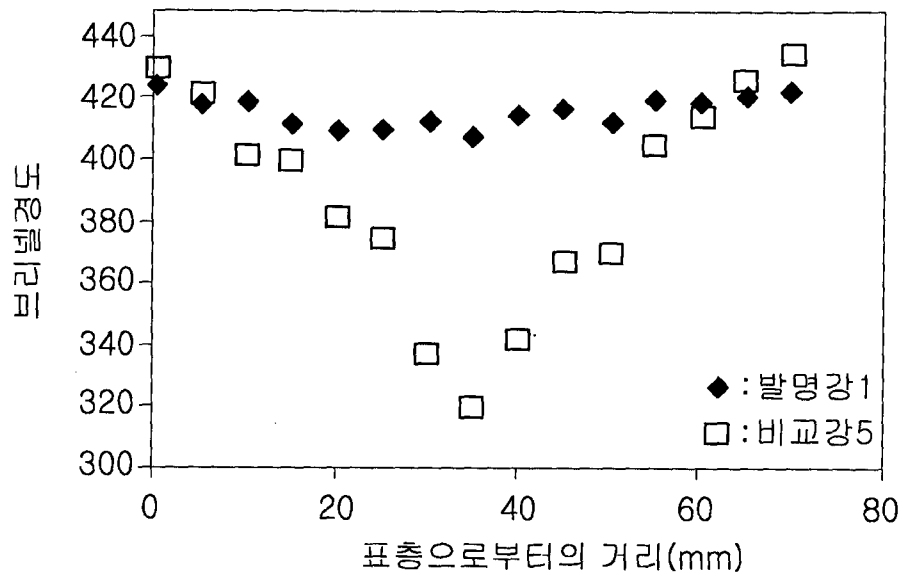
【도 3】



【도 4】



【도 5】



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/KR2012/011745**A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER*****C22C 38/00(2006.01)i, C21D 8/02(2006.01)i, C21D 9/46(2006.01)i, C22C 38/04(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; C22C 38/06; C23C 2/06; C22C 38/04; C21D 8/02; C21D 9/46

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: martensite, cooling, segregation, high manganese, retained austenite, cooling rate, weldability, wear-resistant

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	KR 10-2011-0075611 A (POSCO) 06 July 2011 See abstract; paragraphs [0007]-[0012], [0034]-[0036]; claims 1-6.	1-18
A	JP 2003-138345 A (KOBE STEEL LTD.) 14 May 2003 See abstract; paragraph [0007]; claim 1.	1-18
A	JP 2010-126770 A (JFE STEEL CORP.) 10 June 2010 See abstract; paragraphs [0031]-[0034]; claims 1, 8.	1-18
A	KR 10-2007-0067950 A (POSCO) 29 June 2007 See abstract; page 5, line 37 - page 6, line 15.	1-18
A	KR 10-2012-0071585 A (POSCO) 03 July 2012 See abstract; paragraph [0041]; claims 1-3.	1-18



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

03 JULY 2013 (03.07.2013)

Date of mailing of the international search report

03 JULY 2013 (03.07.2013)

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/KR2012/011745

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member	Publication date
KR 10-2011-0075611 A	06.07.2011	NONE	
JP 2003-138345 A	14.05.2003	JP 03857939 B2	13.12.2006
JP 2010-126770 A	10.06.2010	NONE	
KR 10-2007-0067950 A	29.06.2007	CN 101346480 A	14.01.2009
		EP 1979500 A1	15.10.2008
		EP 1979500 B1	29.02.2012
		EP 1979500 B9	20.06.2012
		JP 04958182 B2	20.06.2012
		JP 2009-521602 A	04.06.2009
		US 2009-0202382 A1	13.08.2009
		WO 2007-075006 A1	05.07.2007
KR 10-2012-0071585 A	03.07.2012	NONE	

A. 발명이 속하는 기술분류(국제특허분류(IPC))

C22C 38/00(2006.01)i, C21D 8/02(2006.01)i, C21D 9/46(2006.01)i, C22C 38/04(2006.01)i

B. 조사된 분야

조사된 최소문헌(국제특허분류 기재)

C22C 38/00; C22C 38/06; C23C 2/06; C22C 38/04; C21D 8/02; C21D 9/46

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: 마르텐사이트, 냉각, 편석대, 고망간, 잔류 오스테나이트, 냉각속도, 용접성, 내마모

C. 관련 문헌

카테고리*	인용문헌명 및 관련 구절(해당하는 경우)의 기재	관련 청구항
A	KR 10-2011-0075611 A (주식회사 포스코) 2011.07.06 요약; 단락 [0007]-[0012], [0034]-[0036]; 청구항 1-6 참조.	1-18
A	JP 2003-138345 A (KOBE STEEL LTD.) 2003.05.14 요약; 단락 [0007]; 청구항 1 참조.	1-18
A	JP 2010-126770 A (JFE STEEL CORP.) 2010.06.10 요약; 단락 [0031]-[0034]; 청구항 1, 8 참조.	1-18
A	KR 10-2007-0067950 A (주식회사 포스코) 2007.06.29 요약; 페이지 5, 라인 37 - 페이지 6, 라인 15 참조.	1-18
A	KR 10-2012-0071585 A (주식회사 포스코) 2012.07.03 요약; 단락 [0041]; 청구항 1-3 참조.	1-18



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

2013년 07월 03일 (03.07.2013)

국제조사보고서 발송일

2013년 07월 03일 (03.07.2013)

ISA/KR의 명칭 및 우편주소

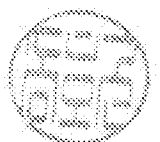
대한민국 특허청
(302-701) 대전광역시 서구 청사로 189,
4동 (둔산동, 정부대전청사)

팩스 번호 82-42-472-7140

심사관

송호근

전화번호 82-42-481-5580



국제조사보고서에서 인용된 특허문헌	공개일	대응특허문헌	공개일
KR 10-2011-0075611 A	2011.07.06	없음	
JP 2003-138345 A	2003.05.14	JP 03857939 B2	2006.12.13
JP 2010-126770 A	2010.06.10	없음	
KR 10-2007-0067950 A	2007.06.29	CN 101346480 A	2009.01.14
		EP 1979500 A1	2008.10.15
		EP 1979500 B1	2012.02.29
		EP 1979500 B9	2012.06.20
		JP 04958182 B2	2012.06.20
		JP 2009-521602 A	2009.06.04
		US 2009-0202382 A1	2009.08.13
		WO 2007-075006 A1	2007.07.05
KR 10-2012-0071585 A	2012.07.03	없음	