

(19)대한민국특허청(KR)
(12) 등록특허공보(B1)

(51) 。 Int. Cl.⁷
C23C 8/26

(45) 공고일자 2005년04월21일
(11) 등록번호 10-0482208
(24) 등록일자 2005년03월31일

(21) 출원번호 10-2000-0068327
(22) 출원일자 2000년11월17일

(65) 공개번호 10-2002-0038226
(43) 공개일자 2002년05월23일

(73) 특허권자 주식회사 포스코
경북 포항시 남구 괴동동 1번지

(72) 발명자 정홍철
경상북도포항시남구괴동동1번지포항종합제철(주)내
최해창
경상북도포항시남구괴동동1번지포항종합제철(주)내

(74) 대리인 전준향
특허법인씨엔에스

심사관 : 조지훈

(54) 침질처리에 의한 용접구조용 강재의 제조방법

요약

본 발명은 저질소 강슬라브에 침질처리를 통해 다량의 TiN석출물을 균일하게 분포시키고 이 TiN의 주변에 CuS의 석출물을 감싸는 형태로 분포시킴으로써 용접열영향부와 모재의 인성차이가 최소로 될 수 있는 용접구조용 강재의 제조방법을 제공함에 있다.

상기 목적을 달성하기 위한 본 발명은, 중량%로 C:0.03-0.17%, Si:0.01-0.5%, Mn:0.4-2.0%, Ti:0.005-0.2%, Al:0.0005-0.1%, N:0.005%이하, B:0.0003-0.01%, W:0.001-0.2%, Cu:0.1-1.5%, P:0.03%이하, S:0.003-0.05%, O:0.005%이하, $10 \leq \text{Cu/S} \leq 90$ 를 만족하고 나머지 Fe 및 기타 불순물로 조성되는 저질소 강슬라브를 만드는 단계,

이 슬라브를 1000-1250℃의 온도에서 60-180분간 가열하여 강의 N가 0.008-0.03%가 되면서, N와 Ti, B, Al이 아래의 관계를 만족하도록 침질처리하는 단계,

$1.2 \leq \text{Ti/N} \leq 2.5$, $10 \leq \text{N/B} \leq 40$, $2.5 \leq \text{Al/N} \leq 7$, $6.5 \leq (\text{Ti} + 2\text{Al} + 4\text{B})/\text{N} \leq 14$,

상기 가열된 슬라브를 오스테나이트 재결정역에서 40%이상의 압하율로 열간압연한 다음, 페라이트 변태 종료온도 $\pm 10^\circ\text{C}$ 까지 $1^\circ\text{C}/\text{min}$ 이상의 속도로 냉각하는 단계를 포함하여 이루어지는 침질처리에 의한 용접구조용 강재의 제조방법에 관한 것을 그 기술적요지로 한다.

색인어

TiN+ CuS 복합석출물, 오스테나이트 입도, 침질처리, 용해도적

명세서

발명의 상세한 설명

발명의 목적

발명이 속하는 기술 및 그 분야의 종래기술

본 발명은 건축, 교량, 조선, 해양구조물, 강관, 라인파이프 등의 용접구조물에 사용되는 구조용 강재에 관한 것이다. 보다 상세하게는, 저질소 강슬라브에 침질처리를 통해 미세한 TiN 석출물을 확보하는 것과 함께 CuS 석출물을 확보하여 용접 열영향부의 인성과 강도를 동시에 개선할 수 있는 용접구조용 강재의 제조방법에 관한 것이다.

최근, 건축물, 구조물의 고층화 추세에 따라 사용되는 강재가 대형화되면서 후물재로 대체되고 있다. 이러한 후물재를 용접하기 위해서는 고능률 용접이 불가피한데, 후속화된 강재를 용접하는 기술로는, 1패스 용접이 가능한 대입열 서어브머지드 용접법 및 일렉트로 용접법이 광범위하게 사용되고 있는 실정이다. 또한, 조선 및 교량 분야에 있어서 판두께 25mm 이상의 강관을 용접하는 경우에도 상기와 같은 1패스 용접이 가능한 대입열 용접법을 적용하고 있다.

일반적으로 용접에서는 입열량이 클수록 용착량이 커서 용접패스수가 감소하기 때문에, 용접생산을 고려하면 대입열 용접이 가능하도록 하는 것이 유리하다. 즉, 용접에서 입열량을 증가시키면 그 사용범위를 넓힐 수 있게 되는 것이다. 현재 사용되고 있는 대입열의 범위는 대략 100-200kJ/cm에 해당되는데 좀더 후속화된 강재 즉, 판두께 50mm 이상의 강재를 용접하기 위해서는 200-500kJ/cm의 초대입열 범위가 되어야 가능하다.

강재에 대입열이 적용되면, 용접시 형성되는 용접열영향부(Heat Affected Zone) 특히 용융선(fusion boundary) 근처의 용접열영향부는 용접입열량에 의해 용접에 가까운 온도까지 가열된다. 이에 따라, 용접열영향부의 결정립이 성장하여 조대화되고 냉각과정에서 상부 펄라이트 및 마르텐사이트 등 인성에 취약한 미세조직이 형성되기 때문에, 용접열영향부가 용접부중 인성이 가장 열화되는 부위이다.

따라서, 용접구조물의 안정성을 확보하기 위해서는, 용접열영향부의 오스테나이트 결정립의 성장을 억제하여 미세하게 유지시킬 필요가 있다. 이를 해결하는 수단으로는, 고온에서 안정한 산화물 또는 Ti계 탄질화물 등을 강재에 적절히 분포시켜 용접시 용접열영향부의 결정립 성장을 지연시키고자 하는 기술 등이 개시되어 있다. 예를 들어, 일본 특허공개공보 (평)11-140582, (평)10-298708, (평)10-298706, (평)9-194990, (평)9-324238, (평)8-60292, (소)60-245768, (평)5-186848호, (소)58-31065호, (소)61-79745호, 일본용접학회지 제 52권 2호, 49페이지 및 일본특허공개공보 (소)64-15320호 등이 있다.

이중에서 일본 특허공개공보 (평)11-140582호는, TiN의 석출물을 이용하는 대표적인 기술로, 100J/cm의 입열량(최고가 열온도 1400℃)이 적용될 때에 0℃에서 충격인성이 200J정도(모재는 300J 정도)인 구조용강재가 개시되어 있다. 이 선행 기술에서는 Ti/N을 실질적으로 4-12로 관리하여 0.05 μ m이하인 TiN 석출물은 5.8 $\times 10^3$ 개/mm³~8.1 $\times 10^4$ 개/mm³, 이와 함께 0.03~0.2 μ m인 TiN석출물은 3.9 $\times 10^3$ 개/mm³~6.2 $\times 10^4$ 개/mm³로 석출시켜서 페라이트를 미세화하여 용접부의 인성을 확보하고 있다.

그러나, 이 선행기술에 의하면 100kJ/cm의 대입열용접이 적용될 때, 모재와 열영향부의 인성이 대체적으로 낮고(0℃의 충격인성의 최고치로 모재:320J, 열영향부:220J) 또한, 모재와 열영향부의 인성차가 100J 정도로 커서 후속화 강재의 초대입열 용접에 따른 강구조물의 신뢰성확보에 한계가 있다. 뿐만 아니라, 원하는 TiN의 석출물을 확보하기 위한 방법으로, 슬라브를 1050℃ 이상의 온도에서 가열하여 급냉한 다음에, 열간압연을 위해 재가열하는 공정을 채택하기 때문에 2회의 열처리로 인한 제조비용의 상승이 문제가 된다. 또한, 이선행기술에서는 N가 0.005-0.02% 함유된 고질소 용강을 연속주조하여 주괴로 만들기 때문에 주편표면크랙의 발생 가능성이 높다. 즉, N은 오스테나이트 안정화원소로서 주괴의 응고과정에서 오스테나이트가 장시간 유지되기 때문에 P, S 등의 불순원소들이 미응고부에 편석을 조장하여 주편크랙을 유발할 수 있는 문제가 있다.

현재까지 TiN석출물을 이용하여 대입열 용접시 용접열영향부의 인성을 개선한 기술은 많이 알려져 있지만, 고질소강에서 발생하는 주편표면크랙의 발생을 방지하면서 1350℃ 이상에서 장시간 유지되는 초대입열 용접시 용접열영향부의 인성과 강도를 개선한 사례는 아직 발표된 바 없다.

발명이 이루고자 하는 기술적 과제

본 발명은, 저질소 강슬라브에 침질처리를 통해 다량의 TiN석출물을 미세하고 균일하게 분포시키고 이 TiN석출물의 주변에 CuS가 감싸고 있는 형태의 TiN+CuS복합석출물을 이용하여 용접열영향부와 모재의 인성차이가 최소로 될 수 있는 용접구조용 강재의 제조방법을 제공하는데, 그 목적이 있다.

발명의 구성 및 작용

상기 목적을 달성하기 위한 본 발명의 용접 구조용 강재의 제조방법은, 중량%로 C:0.03-0.17%, Si:0.01-0.5%, Mn:0.4-2.0%, Ti:0.005-0.2%, Al: 0.0005-0.1%, N:0.005%이하, B:0.0003-0.01%, W:0.001-0.2%, Cu:0.1-1.5%, P:0.03%이하, S:0.003-0.05%, O:0.005%이하, 10 \leq Cu/S \leq 90를 만족하고 나머지 Fe 및 기타 불순물로 조성되는 저질소 강슬라브를 만드는 단계,

이 슬라브를 1000-1250℃의 온도에서 60-180분간 가열하여 강의 N가 0.008-0.03%가 되면서, N와 Ti, B, Al이 아래의 관계를 만족하도록 침질처리하는 단계,

$$1.2 \leq \text{Ti}/\text{N} \leq 2.5, 10 \leq \text{N}/\text{B} \leq 40, 2.5 \leq \text{Al}/\text{N} \leq 7, 6.5 \leq (\text{Ti} + 2\text{Al} + 4\text{B})/\text{N} \leq 14,$$

상기 가열된 슬라브를 오스테나이트 재결정영역에서 40%이상의 압하율로 열간압연한 다음, 페라이트 변태 종료온도 $\pm 10^\circ\text{C}$ 까지 1℃/min이상의 속도로 냉각하는 단계를 포함하여 구성된다.

이하, 본 발명을 상세히 설명한다.

본 발명에서 "구오스테나이트(prior austenite)"란 용어는 강재(모재)에 대입열용접이 적용될 때 용접 열영향부에 형성되는 오스테나이트를 칭하는 것으로, 강재의 제조과정(열간압연공정)에서 형성되는 오스테나이트와 구별하기 위해 편의상 사용한다.

본 발명자들은 고질소강에서 발생할 수 있는 주편표면크랙을 방지하면서 용접열영향부의 인성을 개선할 수 있는 방안을 연구한 결과, 저질소용강으로 강슬라브를 만드는 대신 후속공정에서 침질화를 통해 고온안정성이 우수한 TiN석출물을 균일하게 분포시켜 구오스테나이트의 결정립크기를 임계치(약 80 μm)이하로 관리하면 용접열영향부의 인성이 문제가 되지 않는다는 것을 확인하였다.

이러한 관점에서 출발한 본 발명자들은, 침질처리를 통해서도 용접열영향부의 인성을 개선할 수 있는 다음의 방안을 도출할 수 있었다.

[1] 저질소강슬라브에 침질처리를 통해 분포시킨 TiN석출물의 주변에 CuS가 적절히 감싸고 있는 형태의 TiN+CuS의 복합석출물을 이용하는 것과 함께,

[2] 강재의 초기 페라이트 결정립 크기를 임계수준 이하로 미세화함으로써 용접열영향부의 구오스테나이트를 약 80 μm 이하로 관리하는 것이다. 또한,

[3] Ti/N의 비율을 낮추어 BN, AlN 석출물을 효과적으로 석출함으로써 용접열영향부에 페라이트의 생성분율을 높이며, 특히 페라이트 형상을 인성개선에 효과적인 침상형이나 다각형(polygonal)으로 유도하여 용접열영향부의 인성을 개선하는데 특징이 있다. 이들 [1][2][3]를 보다 구체적으로 설명한다.

[1] TiN+CuS 석출물

본 발명자들은 TiN의 석출물이 분포한 모재에 대입열 용접이 적용될 때 TiN석출물이 구오스테나이트 결정립성장의 억제 효과를 상실하는 원인이 용접열에 의해 분해된 고용Ti원자의 확산에 의해 일어나는 것이라는데 착안하여 Ti/N비에 따른 TiN석출물의 특성을 살펴본 결과, 고질소환경(Ti/N의 비가 낮음)에서는 고용Ti농도와 고용Ti원자의 확산속도가 감소되고 TiN석출물의 고온안정성이 향상되는 새로운 사실을 알게 되었다. 더욱 흥미로운 것은, 강슬라브를 주편표면크랙의 발생 가능성이 낮은 0.005%이하의 저질소강으로 제조하고 이후 압연공정중 슬라브 가열로에서 침질처리를 통해 고질소강으로 만들더라도 Ti/N의 비를 1.2~2.5의 범위로 관리해주면, 고용Ti의 양이 극도로 감소되면서 TiN석출물의 고온안정성이 높아져서 0.01~0.1 μm 크기의 미세한 TiN석출물이 0.5 μm 이하의 간격으로 1.0x10⁷개/㎠이상 분포되는 결과를 얻었다.

또한, 본 발명에서는 침질처리에 의해 TiN석출물이 형성된 강재에 대입열 용접이 적용되는 경우 TiN석출물이 기지(matrix)로 재고용되는 시간을 지연하면 할수록 TiN석출물의 재용해를 방지할 수 있다는 연구결과에 근거하여, TiN석출물 주변에 CuS가 적절히 감싸고 있는 형태의 TiN+CuS복합석출물을 분포시킬 경우 1350℃이상의 고온으로 가열되더라도 용접열영향부내에 분포하는 TiN석출물은 기지(matrix)로의 재고용시간이 상당히 지연된다는 사실을 발견하게 되었다. 즉, 우선적으로 재고용되는 CuS가 TiN주변에 농화되어 TiN분해와 모재로의 재고용속도에 영향을 미쳐 TiN이 구오스테나이트 결정립성장억제에 효과적으로 기여하며, 이로 인해 용접열영향부 인성을 획기적으로 개선할 수 있는 것이다. 또한, CuS석출물의 분포정도는 용접열영향부의 강도(또는 경도)에 영향을 미친다.

이를 위해서는 TiN+CuS복합석출물을 미세하고 균일하게 분포시키면서 고온에서 TiN석출물의 안정성을 나타내는 용해도적(Solubility Product)을 작게 하는 것이 중요하다. 본 발명자들은, Ti와 N의 비(Ti/N) 그리고, Cu/S의 비에 따른 TiN+CuS 복합석출물의 크기와 양 그리고, 분포를 조사한 결과, Ti/N이 1.2~2.5이고 Cu/S의 비가 10~90일 때 0.01~0.1 μm 크기의 TiN+CuS 복합석출물이 1.0x10⁷개/㎠ 이상으로 석출되는데 그 석출물의 간격이 0.5 μm 이하로 얻어지는 것을 확인할 수 있었다.

이와 같이, 본 발명에 따라 Ti/N의 비를 2.5이하(N의 함량을 높임)로 관리하면 TiN의 고온안정성을 나타내는 용해도적도 낮아진다. 동일 Ti함량에서 질소함량을 증가시키면 고용되어 있는 모든 Ti원자가 질소원자와 결합하여 미세한 TiN석출량이 증가하면서 용접열영향부와 같은 고온에서 석출물의 안정성을 나타내는 용해도적(Solubility Product)이 작아지는 것이다. 따라서, 고질소 환경에서 TiN과 같은 석출물은 고용 Ti양이 감소하기 때문에 질소함량이 낮은 경우에서 보다 TiN석출물이 안정하다. 이때 중요한 것은, 고질소로 인한 고용N의 존재로 시효성을 조장할 수 있으므로, N/B, Al/N, V/N의 비 그리고, 이들을 총체적으로 관리하여 N를 BN, AlN, VN으로 석출시키는 것이다.

[2] 강재(모재)의 페라이트입도 관리

본 발명의 연구에 따르면, 구오스테나이트의 크기를 80 μm 로 하기 위해 모재의 미세조직을 페라이트 + 펄라이트의 복합조직으로 하면서 페라이트의 크기를 20 μm 이하로 하는 것이 중요하다는 것이다. 이때, 페라이트의 미세화는 열간압연시 강가공에 의한 오스테나이트 결정립미세화 뿐만 아니라, 열간압연후 냉각과정에서 발생하는 페라이트 결정립의 성장 제어에 의해 얻어질 수 있다. 이를 위해서는 페라이트 결정립성장에 유효한 탄화물(VC, WC)을 적절히 석출 분포시키는 것이 매우 효과적이라는 사실을 확인하였다.

[3] 용접 열영향부의 미세조직

본 발명의 연구로부터 밝혀진 사실은, 용접열영향부의 인성은 모재가 1400℃이상으로 가열될 때 구오스테나이트 결정립의 크기뿐만 아니라, 구오스테나이트 결정입계에서 석출하는 페라이트의 양(약 70%이상)과 크기(약 20 μ m이하)도 영향을 미친다는 것이다. 특히, 오스테나이트 입내에서의 다각형(polygonal) 페라이트와 침상형 페라이트의 변태를 유도하는 것이 중요하다. 본 발명에서는 이를 위해 AlN, BN 석출물들을 이용한다.

이하, 본 발명을 강재의 성분과 그 제조방법으로 구분하여 상세히 설명한다.

[용접 구조용 강재]

·탄소(C)의 함량은 0.03~0.17%로 하는 것이 바람직하다.

탄소(C)의 함량이 0.03% 미만인 경우에는 구조용강으로서의 강도확보가 불충분하다. 또한, C가 0.17%를 초과하는 경우에는 냉각중 상부 펄라이트, 마르텐사이트 및 퇴화 퍼일라이트(degenerate pearlite)등의 인성에 취약한 미세조직이 변태되어 구조용 강재의 저온충격인성 저하시키고, 또한 용접부의 경도 또는 강도를 증가시켜 인성의 열화 및 용접균열의 생성을 초래한다.

·실리콘(Si)의 함량은 0.01-0.5%로 제한하는 것이 바람직하다.

실리콘의 함량이 0.01% 미만인 경우에 제강과정에서 용강의 탈산효과가 불충분하고 강재의 내부식성을 저하시키며, 0.5%를 초과하는 경우에는 그 효과가 포화되고, 압연후 냉각시 소입성 증가에 따른 도상 마르텐사이트의 변태를 촉진시켜 저온충격인성을 저하시킨다.

·망간(Mn)의 함량은 0.4-2.0%로 제한하는 것이 바람직하다.

Mn은 강중에서 탈산작용, 용접성, 열간가공성 및 강도를 향상시키는 유효한 작용과 함께, Ti계 산화물 주위에 MnS형태로 석출하여 용접열영향부 인성개선에 유효한 침상형 및 다각형 형상의 페라이트 생성에 영향을 미친다. 이러한 Mn은 기지조직내에 치환형 고용체를 형성하여 기지를 고용 강화시켜 강도 및 인성을 확보하는데, 이를 위해서는 0.4%이상 함유되는 것이 바람직하다. 그러나, 2.0%을 초과할 경우 고용강화 효과보다는 Mn편석에 의한 조직불균질이 용접열영향부 인성에 유해한 영향을 미칠 뿐 아니라, 강의 응고시 편석기구에 따라 거시편석 및 미시편석이 일어나 압연시 중심부에 중심편석대의 형성을 조장하여 모재의 중심부 저온변태 조직을 생성시키는 원인으로 작용한다.

·알루미늄(Al)의 함량은 0.0005-0.1%로 제한하는 것이 바람직하다.

Al은 탈산제로서 필요한 원소뿐만 아니라 강중에 미세한 AlN석출물을 형성시키고 또한, 산소와 Al산화물을 형성하여 Ti가 산소와 반응하는 것을 방지함으로써 Ti가 미세 TiN석출물을 형성하는데 도움을 주는 원소이다. 이를 위해 Al은 0.0005%이상의 첨가가 바람직하나, 0.1%를 초과하면 AlN을 석출시키고 남은 고용Al이 용접열영향부 냉각과정에서 인성에 취약한 위드만스텐 페라이트(Widmanstatten ferrite) 및 도상 마르텐사이트의 생성을 조장하여 대입열 용접열영향부의 인성을 저하시킨다.

·티타늄(Ti)의 함량은 0.005-0.2%로 제한하는 것이 바람직하다.

Ti는 N과 결합하여 고온에서 안정한 미세 TiN석출물을 형성시키기 때문에 본 발명에서는 필수불가결한 원소이다. 이러한 미세한 TiN 석출효과를 얻기 위해서는 Ti을 0.005%이상 첨가하는 것이 바람직하나, 0.2%를 초과하면 용강중에서 조대한 TiN석출물 및 Ti산화물이 형성되어 용접열영향부 구오스테나이트 결정립성장을 억제하지 못하기 때문에 바람직하지 못하다.

·붕소(보론, B)의 함량은 0.0003-0.01%로 제한하는 것이 바람직하다.

B은 결정립내에서 인성이 우수한 침상 페라이트(acicular ferrite) 뿐만 아니라 입계에서 다각형상의 페라이트를 생성시키는데 매우 유효한 원소이다. B은 BN석출물을 형성하여 구오스테나이트 결정립의 성장을 방해하고 결정입계 및 입내에서 Fe탄붕화물을 형성하여 인성이 우수한 침상형 및 다각형의 페라이트 변태를 촉진한다. B 함유량이 0.0003%미만인 경우에는 이러한 효과를 기대할 수 없으며 0.01%를 초과하면 소입성이 증가하여 용접열영향부의 경화 및 저온균열이 발생할 가능성이 있기 때문에 바람직하지 못하다.

·질소(N)의 함량은 0.008-0.03%로 제한하는 것이 바람직하다.

N은 TiN, AlN, BN, VN, NbN등을 형성시키는데 필수불가결한 원소로, 대입열 용접시 용접열영향부의 구오스테나이트 결정립 성장을 최대로 억제시키고 TiN, AlN, BN, VN, NbN 등의 석출물량을 증가시킨다. 특히 TiN 및 AlN석출물의 크기 및 석출물 간격, 석출물 분포, 산화물과의 복합석출 빈도수, 석출물 자체의 고온 안정성등에 현저한 영향을 미치기 때문에, 그 함량은 0.008%이상으로 설정하는 것이 바람직하다. 하지만, 질소함량이 0.03%를 초과하면 그 효과가 포화되며, 용접열영향부내의 분포하는 고용질소량의 증가로 인해 인성을 저하시키고 용접시 회석에 따른 용접금속중에 혼입되어 용접금속의 인성저하를 초래할 수 있다. 본 발명에서는 강슬라브에서 N을 주편표면크랙의 발생 가능성이 낮은 0.005%이하로 관리하고, 이후 슬라브 재가열공정에서 침질처리를 통해 0.008-0.03%의 고질소강으로 만든다.

·텅스텐(W)의 함량은 0.001-0.2%로 제한하는 것이 바람직하다.

텅스텐은 열간압연 이후 텅스텐 탄화물(WC)로 모재에 균일하게 석출되어 페라이트 변태후 페라이트 결정립 성장을 효과적으로 억제하고, 또한 용접열영향부의 가열 초기 구오스테나이트 결정립의 성장을 억제하는 원소이다. 그 함량이 0.001%미만인 경우에는 열간압연후 냉각시 페라이트 결정립성장 억제를 위한 텅스텐 탄화물이 적게 분포하게 되고, 0.2% 보다 많이 첨가되는 경우 그 효과가 포화된다.

·구리(Cu)의 함량은 0.1~1.5%로 제한하는 것이 바람직하다.

Cu는 용접열영향부의 강도를 개선하는 원소로 0.1%미만에서는 강도개선 효과를 보이기 위한 CuS 석출물과 고용강화효과가 충분치 않으며, 1.5% 초과인 경우에는 그 효과가 포화되고 오히려 용접열영향부의 소입성을 증가시켜 인성을 저하시키며 또한 용접시 용접금속에 희석되어 용접금속의 인성을 저하시키기 때문에 바람직하지 못하다.

·인(P)의 함량은 0.030%이하로 제한하는 것이 바람직하다.

P는 압연시 중심편석 및 용접시 고온균열을 조장하는 불순원소이기 때문에 가능한 한 낮게 관리하는 것이 바람직하다. 모재 인성, 용접열영향부 인성 향상 및 중심편석 저감을 위해서는 0.03%이하로 관리하는 것이 좋다.

·황(S)의 함량은 0.003~0.05%로 하는 것이 바람직하다.

S는 용접열영향부의 강도를 개선하는 원소로 Cu원소와 반응하여 CuS를 형성시켜 강도(또는 경도)를 향상시키고 TiN석출물에 복합 석출하여 TiN석출물의 고온 안정성을 향상시키는 역할을 한다. 이를 위해서 S는 0.003%이상 함유시키는 것이 좋으나, 0.05% 초과인 경우에는 그 효과가 포화되고 연주시 스라브에서 스라브 표층하 균열 등을 조장할 우려가 있고 또한 용접시 FeS 등의 저용점화합물을 형성시켜 용접 고온균열을 조장할 우려가 있기 때문에 바람직하지 못하다.

·산소(O)의 함량은 0.005%이하로 제한하는 것이 바람직하다.

산소가 0.005% 초과하는 경우에는 Ti원소가 용강중에서 Ti산화물로 형성되어 TiN석출물을 형성하지 못하기 때문에 바람직하지 못하며 또한 조대한 Fe산화물 및 Al산화물 등과 같은 개재물이 형성되어 모재의 인성에 나쁜 영향을 미치기 때문에 바람직하지 못하다.

본 발명에서는 강재의 Ti/N의 비가 1.2~2.5, N/B의 비가 10~40, Al/N의 비가 2.5~7, (Ti+ 2Al+ 4B)/N의 비가 6.5~14를 만족하도록 질소를 침질하는 것이 바람직하다.

·Ti/N의 비는 1.2~2.5로 하는 것이 바람직하다.

본 발명에서 Ti/N비를 2.5이하로 낮추는데, 이는 2가지 장점이 있다. 첫째는, TiN양 즉, TiN석출물의 개수를 증가시킬 수 있다는 점이다. 즉, 동일 Ti함량에서 질소함량을 증가시키면 냉각과정에서 모든 고용되어 있는 모든 Ti원자가 질소원자와 결합하여 미세한 TiN석출물이 증가하게 된다. 둘째는, 고온에서 TiN이 안정하다는 점이다. 즉, 용접열영향부와 같은 고온에서 석출물의 안정성을 나타내는 용해도적(Solubility Product)이 작아지기 때문에 고질소 TiN과 같은 석출물의 경우 질소함량이 낮은 경우에서 보다 TiN석출물이 안정하다. 반면에 Ti/N비가 2.5보다 높은 경우는 조대한 TiN이 정출되어 TiN의 균일한 분포가 얻어지지 않으며, 또한 TiN으로 석출하지 않고 남은 잉여의 Ti는 고용상태로 존재하여 용접열영향부 인성에 나쁜 영향을 미친다. Ti/N비가 1.2미만에서는 모재의 고용질소량이 증가하여 용접열영향부의 인성에 유해하기 때문이다.

·N/B의 비는 10~40으로 하는 것이 바람직하다.

본 발명에서 N/B비가 10미만이면 용접후 냉각과정중 구오스테나이트 결정입계에서 다각형의 페라이트 변태를 촉진하는 BN의 석출량이 불충분하며, N/B비가 40초과의 경우에는 그 효과가 포화되며 고용질소량이 증가하여 용접열영향부의 인성을 저하시키기 때문이다.

·Al/N의 비는 2.5~7로 하는 것이 바람직하다.

본 발명에서 Al/N비가 2.5미만인 경우에는 침상형 페라이트 변태를 유도하기 위한 AlN석출물의 분포가 불충분하고, 용접열영향부의 고용질소량이 증가하여 용접균열이 발생할 가능성이 있으며, Al/N비가 7초과의 경우에는 그 효과가 포화된다.

·(Ti+ 2Al+ 4B)/N의 비는 6.5~14로 하는 것이 바람직하다.

본 발명에서 (Ti+ 2Al+ 4B)/N의 비가 6.5미만의 경우 용접열영향부의 구오스테나이트 결정립 성장억제, 결정입계에서의 미세한 다각형 페라이트 생성, 고용질소량, 결정입내에서의 침상형 및 다각형의 페라이트 생성 및 조직분율의 제어를 위한 TiN, AlN, BN, VN 석출물의 크기 및 분포개수가 불충분하며, (Ti+ 2Al+ 4B)/N이 14초과의 경우에는 그 효과가 포화된다. 만일, V이 첨가되는 경우에는 (Ti+ 2Al+ 4B+ V)/N의 비를 7~17로 하는 것이 바람직하다.

·Cu/S비는 $10 \leq \text{Cu/S} \leq 90$ 으로 한정하는 것이 바람직하다.

본 발명에서 CuS 단독석출물 및 TiN+ CuS 복합석출물은 TiN석출물과 모재 계면사이에 석출되어 고온 가열시 우선적으로 모재로 재고용되면서 단독으로 분포하는 TiN석출물 대비 재고용 온도를 높이거나 재고용에 필요한 시간을 지연시킨다. 이와 같이, 용접열영향부에서의 오스테나이트 결정립 성장제어를 위한 적정 CuS 및 TiN+ CuS 복합석출물 개수 및 크

기 그리고, TiN석출물 주위를 감싸기 위한 CuS의 석출량을 확보하기 위해서는 Cu/S비가 10이상 되어야 하나, Cu/S비가 90 초과인 경우에는 TiN을 감싸는 CuS석출물의 크기가 조대화되어 그 효과가 포화된다. 또한 용접열영향부의 소입성을 증가시켜 인성의 저하, 용접열영향부 및 용접금속에서 고온균열을 조장시킨다.

상기와 같이 조성되는 강재(모재)와 열영향부의 인성을 보다 개선시키기 위해 V를 추가로 첨가한다.

·바나듐(V)의 함량은 0.01-0.2%로 제한하는 것이 바람직하다.

V은 N와 결합해 VN을 형성하여 용접열영향부에서 페라이트 형성을 촉진시키는 원소이며, VN는 단독으로 석출하거나 TiN석출물에 석출하여 페라이트 변태를 촉진시킨다. 또한 V은 C과 결합하여 VC를 형성하는데, 이러한 VC탄화물은 페라이트 변태후 페라이트 결정립 성장을 억제하는 역할을 한다. V함유량이 0.01%미만에서는 VN석출량이 작기 때문에 용접열영향부에서 페라이트 변태촉진 효과를 얻기가 힘들다. 한편 0.2%를 초과하면 모재 및 용접열영향부(HAZ)의 인성열화를 초래하고 용접경화성을 향상시켜 용접저온균열 발생위험이 있기 때문에 바람직하지 않다.

또한, 침질처리후에 V/N의 비는 0.3~9로 하는 것이 바람직하다. 본 발명에서 V/N비가 0.3미만인 경우에는 용접열영향부 인성개선을 위한 TiN+ CuS석출물 경계에 석출하여 분포하는 적정 VN석출물 개수 및 크기를 확보하기 어렵다. V/N비가 9를 초과하는 경우에는 TiN+ CuS석출물 경계에 석출하는 VN석출물의 크기가 조대화되어 오히려 TiN+ CuS복합석출물 경계에 석출되는 VN석출빈도수가 감소하기 때문에 용접열영향부의 인성에 유효한 페라이트 상분율을 감소시킨다.

상기와 같이 조성되는 강에 본 발명에서는 기계적성질을 보다 향상시키기 위해, Ni, Nb, Mo, Cr의 그룹에서 선택된 1종 또는 2종이상을 추가로 첨가한다.

·니켈(Ni)의 함량은 0.1-3.0%로 제한하는 것이 바람직하다.

Ni은 고용강화에 의해 모재의 강도와 인성을 향상시키는 유효한 원소이다. 이러한 효과를 얻기 위해서는 Ni함유량이 0.1%이상 함유되는 것이 바람직하지만, 3.0%를 초과하는 경우에는 소입성을 증가시켜 용접열영향부의 인성을 저하시키고 용접열영향부 및 용접금속에서 고온균열의 발생 가능성이 있기 때문에 바람직하지 못하다.

·니오븀(Nb)의 함량은 0.01-0.10%로 제한하는 것이 바람직하다.

Nb는 모재 강도확보의 관점에서 유효한 원소로, 이를 위해 0.01%이상 첨가하나, 0.1%를 초과하는 경우에는 조대한 NbC의 단독석출을 초래하여 모재의 인성에 유해하게 되므로 바람직하지 못하다.

·크롬(Cr)은 0.05~1.0%로 하는 것이 바람직하다.

Cr은 소입성을 증가시키고 또한 강도를 향상시키는데, 그 함유량이 0.05%미만에는 강도를 얻을 수 없고 1.0%를 초과하는 경우 모재 및 HAZ인성열화를 초래한다.

·몰리브덴(Mo)은 0.05-1.0%로 하는 것이 바람직하다.

Mo도 소입성을 증가시키고 또한 강도를 향상시키는 원소로, 그 함유량이 강도확보를 위하여 0.05%이상으로 하지만, HAZ경화 및 용접저온균열을 억제하기 위해서는 Cr과 마찬가지로 상한을 1.0%로 한다.

또한, 본 발명에서는 가열시에 구오스테나이트의 입성장억제를 위해 Ca, REM의 1종 또는 2종을 추가로 첨가한다.

Ca 및 REM은 고온안정성이 우수한 산화물을 형성시켜 모재내에서 가열시 구오스테나이트 결정립 성장을 억제하고 용접열영향부의 인성을 향상시킨다. 또한, Ca은 제강시 조대한 MnS형상을 제어하는 효과가 있다. 이를 위해, 칼슘(Ca)은 0.0005%이상, REM은 0.005%이상 첨가하는 것이 좋으나, Ca이 0.005% REM이 0.05%를 초과하는 경우 대형개재물 및 클러스터(cluster)를 생성시켜 강의 청정도를 해치게 된다. REM으로서는 Ce, La, Y 및 Hf등의 1종 또는 2종이상을 사용하여도 무방하고 어느 것도 상기 효과를 얻을 수 있다.

[용접 구조용 강재의 제조방법]

·정련(탈산, 탈가스)공정

일반적으로 강의 정련공정은 전로에서 1차정련한 다음, 전로의 용강을 래들로 출강하여 2차정련하는 노외정련으로 구성되는데, 용접구조용 강재와 같이 후물재에서는 노외정련 다음에 탈가스처리(RH공정)를 행한다. 보통 탈산은 1차 정련과 2차정련 사이에서 이루어진다.

본 발명의 특징은, 이러한 탈산공정에서 용존산소를 적정수준 이하로 조절한 다음 Ti를 첨가함으로써, Ti를 산화물로 형성하지 않고 용강중에 대부분 고용되도록 한다는 점에 있다. 이를 위해서는 Ti보다 탈산력이 큰 원소를 Ti투입전에 투입하여 탈산하는 것이 바람직하다. 탈산제의 탈산력은 아래와 같다.

Cr < Mn < Si < Ti < Al < REM < Zr < Ca ≒ Mg

용존산소량은 산화물의 생성거동에 따라 크게 영향을 받는데, 산소와의 친화력이 큰 탈산제 일수록 용강중 산소와 결합하는 속도가 매우 빠르다. 따라서, Ti를 첨가하기 전에 이 보다 탈산력이 큰 원소를 이용하여 탈산을 행하면, Ti이 산화물을 형성하는 것을 최대한 방지할 수 있는 것이다. 물론, Ti보다 탈산력이 큰 원소(Al)를 투입하기 전에, 강의 5대원소인 Mn, Si 등을 투입하여 탈산하고, 이어서 Al을 투입하여 탈산하면, 탈산제의 투입량을 줄일 수 있어 바람직하다.

본 발명에서는 Ti의 투입전에 강탈산원소를 투입하여 용존산소량을 가능한 낮게 하는데, 용강중에 고용되어 있는 Ti량을 극대화시키기 위해서는 적어도 30ppm이하로 하는 것이 바람직하다. 그 이유는, 상기 용존산소량이 30ppm를 초과하면 Ti 첨가시 용강중의 산소와 Ti이 결합하여 Ti산화물이 형성되기 쉬워 고용 Ti량이 감소하기 때문이다.

본 발명에 따라 용존산소량을 조정할 다음, Ti를 10분 이내에 첨가하여 그 함량이 0.005-0.2%가 되도록 하는 것이 바람직하다. 만일, 탈산후 용강중에 Ti이 0.005%미만 함유되어 있으면, 미세한 TiN을 다량 형성시키기 어렵고, 0.2%보다 많이 함유되어 있으면 그 효과가 포화되고 TiN이 조대화되어 오스테나이트 결정립 억제효과를 기대하기 어렵다. 또한 Ti의 첨가를 10분 이내로 하는 이유는, Ti투입후 시간이 경과할수록 Ti산화물이 생성되어 고용 Ti량이 감소하기 때문이다. 정련공정에서 진공탈가스처리('RH')가 행해지는 경우에는, Ti의 첨가를 진공탈가스 처리 전 또는 그 후의 어디에서도 가능하다.

·슬라브 제조공정

본 발명의 용강은 저질소강이므로 연속주조시 주조속도는 고속 또는 저속 어느 경우에도 무방하다. 양호한 내부품질을 얻기 위해서는 0.9-1.2m/min의 범위로 하는 것이 바람직하다.

·슬라브 재가열공정(침질화)

본 발명에서는 슬라브 가열로에서의 침질화처리를 통해, Ti와 N의 비를 조절하여 매우 미세한 TiN석출물의 양을 증가시키고 용접시 용접열영향부에서 고용Ti의 양을 감소시킴으로써, 오스발트 라이프닝(Ostwald ripening)을 최대로 억제한다.

슬라브 가열로에서의 침질화 효과는, 저질소용강으로 슬라브를 만들 수 있기 때문에 고질소강에서 일반적으로 제기되는 주변표면크랙의 문제를 근본적으로 방지할 수 있다는 것 외에, 다음의 2가지를 더 들 수 있다. 첫째는 미세한 TiN석출물량을 증가시킬 수 있다는 점이고, 둘째는 미세 석출된 TiN을 고온에서 안정화할 수 있다는 점이다. 즉, 침질화처리를 통해 동일 Ti함량에서 모재내의 질소함량을 증가시키면, 슬라브 가열로에서의 열처리시 모든 Ti원자가 질소원자와 결합하여 미세한 TiN석출물의 양을 증가시킬 수 있다.

한편, 본 발명에 있어서, 상기 침질화처리를 1000-1250℃에서 60-180분간 슬라브를 가열하면서 실시하여, 슬라브의 질소농도를 0.008-0.03%로 하는 것이 바람직하다. 강편내에서 적정 수준의 TiN석출량을 확보하기 위해서는 질소가 0.008%이상 함유되어야 하지만, 0.03%를 초과하는 경우에는 슬라브내로 확산하여 미세한 TiN으로 석출하는 질소양보다 슬라브 표면에 침질되는 질소양이 증가하여 슬라브 표면에 경화가 일어나, 후속공정인 압연과정에 영향을 미칠 수 있다.

또한, 슬라브 가열온도가 1000℃미만이면 침질된 질소가 확산할 수 있는 구동력이 작아 미세한 TiN석출물의 개수가 적게 되고, 또한 TiN석출물 개수를 증가시키기 위해서 가열시간을 증가시켜야 하므로 제조원가 비용이 증가하는 문제가 있다. 반면에, 가열온도가 1250℃보다 높은 경우에는, 슬라브의 오스테나이트 결정립이 가열중에 성장하여 압연과정중 재결정에 영향을 미칠 수 있다. 한편, 슬라브 가열시간이 60분 미만인 경우에는 침질효과가 발휘되지 못하여 바람직하지 못하고, 가열시간이 180분 보다 긴 경우에는 실조업상의 비용이 증가할 뿐만 아니라 슬라브내의 오스테나이트 결정립 성장이 일어나 후속 압연공정에 영향을 미치기 때문에 바람직하지 못하다. 슬라브 가열온도가 1000-1100℃의 구간에서는 가열시간을 120-180분으로 하는 것이 바람직하다.

본 발명에 따라 침질화처리를 할 때, 슬라브중 Ti/N의 비는 1.2~2.5, N/B의 비는 10~40, Al/N의 비는 2.5~7, V/N의 비는 0.3~9, (Ti+ 2Al+ 4B+ V)/N의 비는 7~17가 되도록 N를 침질시키는 것이 바람직하다.

·열간압연공정

상기와 같이 가열한 다음, 오스테나이트 재결정역 온도에서 40% 이상의 압연비로 열간압연하는 것이 바람직하다. 오스테나이트 재결정역온도는 강조성과 그 이전의 압하량 등에 영향을 받는데, 본 발명의 강조성에 통상의 압하량을 고려할 때 오스테나이트 재결정역 온도는 약 1050~850℃구간이다. 이 구간에서 적어도 40%이상의 압연비를 부여하여야 하는데, 만일 압연비가 40%미만인 경우에는 오스테나이트 입내의 페라이트 핵생성 자리가 부족하여 오스테나이트 재결정에 의한 페라이트 결정립 미세화 효과가 미흡하고, 용접시 용접열영향부의 인성에 유효한 영향을 미치는 석출물 거동에 영향을 미치게 된다.

상기와 같이 압연한 다음, 페라이트변태 종료온도 $\pm 10^{\circ}\text{C}$ 까지 1℃/min 이상의 속도로 냉각하고, 바람직하게는 페라이트변태 종료온도까지 냉각속도를 제어한 다음에 그 후에는 공냉하는 것이다. 물론, 상온까지 1℃/min의 속도로 냉각하여도 페라이트 미세화 측면에서 문제없지만 비경제적이므로 바람직하지 않고, 페라이트변태 종료온도 $\pm 10^{\circ}\text{C}$ 까지만 1℃/min 이상의 속도로 냉각하면 페라이트 결정립 성장을 막을 수 있다. 상기 냉각속도가 1℃/min 미만의 경우에는 재결정된 미세 페라이트의 결정립 성장을 초래하여 강편의 페라이트 결정립 크기를 20 μm 이하로 확보하기 어렵다.

·강재의 미세조직

본 발명의 강재(모재)는 페라이트+펄라이트의 복합조직으로, 상기 페라이트 결정립크기는 $20\mu\text{m}$ 이하로 하는 것이 바람직하다. 이는 페라이트의 결정립크기가 $20\mu\text{m}$ 보다 클 경우 대입열 용접시 용접열영향부의 오스테나이트 결정립 크기가 $80\mu\text{m}$ 이상이 되어 용접열영향부 인성에 유해하기 때문이다.

·석출물의 분포(TiN+ CuS 복합석출물)

본 발명의 모재에는 TiN+ CuS 복합석출물이 $0.01\sim 0.1\mu\text{m}$ 의 크기로 1mm^2 당 1.0×10^7 개 이상 분포하는 것이 바람직하다. 석출물의 크기가 $0.01\mu\text{m}$ 미만에서는 대입열 용접시 대부분 모재에 쉽게 재용되어 오스테나이트 결정립 성장억제 효과가 미흡하며, $0.1\mu\text{m}$ 초과인 경우에는 오스테나이트 결정립에 대한 피닝(pinning, 결정립 성장억제)효과가 적어지고 조대한 비금속재물과 같은 거동을 하여 기계적 성질에 유해한 영향을 미친다. 이 미세한 석출물의 개수가 1mm^2 당 1.0×10^7 개 미만의 경우에는 대입열이상의 용접시 용접열영향부의 임계 오스테나이트 결정립 크기인 $80\mu\text{m}$ 이하로 제어하기가 어렵다. 이들 석출물들은 균일하게 분포되는 경우에 석출물이 조대해지는 오스왈드 라이프닝(Ostwald ripening)현상을 억제하는데 보다 유리하므로 TiN석출물의 간격을 $0.5\mu\text{m}$ 이하로 제어하는 것이 바람직하다.

본 발명에서 강의 주조는 연속주조 또는 금형주조에 의해 슬라브를 제조할 수 있다. 이때 냉각속도가 빠르면 석출물을 미세분산시키기 유리하므로 냉각속도가 빠른 연속주조가 바람직하다. 또한 같은 이유로 슬라브는 두께가 얇은 편이 유리하다. 그리고, 이 슬라브의 열간압연공정에서 사용자 용도에 따라 핫차지(hot charge)압연 및 직접(direct)압연을 적용할 수도 있고, 공지된 제어압연, 제어냉각 등 각종 기술을 적용할 수 있다. 또한, 본 발명에 따라 제조된 열간압연관의 기계적 성질을 개선하기 위해 열처리를 적용할 수도 있다. 그러나, 이와 같이 공지의 기술들을 본 발명에 적용하더라도 이는 본 발명의 단순한 변형으로서 실질적으로 본 발명의 기술사상의 범위내라고 해석하는 것은 당연하다.

이하, 본 발명을 실시예를 통하여 구체적으로 설명한다.

[실시예]

표 1과 같은 성분 조성을 갖는 강종들을 시료로 하여 전로에서 용해하여 연속주조법에 의해 슬라브로 제조한 다음, 이를 표 2의 조건으로 열간압연 판재를 제조하였다.

상기와 같이 열간압연된 판재들로부터 모재의 기계적 성질을 평가하기 위한 시험편들은 압연재의 판두께 중앙부에서 채취하였으며 인장시험편은 압연방향, 그리고 샤피(Charpy)충격시험편은 압연방향과 수직인 방향으로 채취하였다.

인장시험편은 KS규격(KS B 0801) 4호 시험편을 이용하였으며 인장시험은 크로스 헤드 스피드(cross head speed) $5\text{mm}/\text{min}$ 에서 시험하였다. 충격시험편은 KS(KS B 0809) 3호 시험편에 준하여 제조하였으며 이때 노치방향은 모재의 경우 압연방향의 측면(L-T)에서 가공하였으며 용접재의 경우 용접선 방향으로 가공하였다. 또한 용접열영향부의 최고가열온도에 따른 오스테나이트 결정립 크기를 조사하기 위하여 재현용접 모사시험장치(simulator)를 사용하여 최고가열온도($1200\sim 1400^\circ\text{C}$)까지 $140^\circ\text{C}/\text{sec}$ 조건으로 가열시킨후 1초간 유지한 다음, He 가스를 이용하여 급냉시켰다. 급냉시킨 시험편을 연마하고 부식하여 최고가열온도조건에서의 오스테나이트 결정입도를 KS규격(KS D 0205)에 의해 측정하였다.

냉각후 미세조직의 분석 및 용접열영향부의 인성에 중요한 영향을 미치는 석출물과 산화물의 크기와 갯수 그리고 간격은 화상분석기(image analyzer)와 전자현미경을 이용한 포인트 카운팅(point counting)법으로 측정하였다. 이때, 피검면은 100mm^2 을 기준으로 하여 평가하였다.

용접열영향부의 충격인성 평가는 실제 용접입열량에 상당하는 약 $80\text{kJ}/\text{cm}$, $150\text{kJ}/\text{cm}$, $250\text{kJ}/\text{cm}$ 에 상당하는 용접조건, 즉 최고가열온도를 1400°C 로 가열한후 $800\sim 500^\circ\text{C}$ 의 냉각시간이 각각 60초, 120초, 180초인 용접 열사이클을 부여한 다음, 시험편 표면을 연마하고 충격시험편으로 가공하여 -40°C 에서 샤피충격시험을 통하여 평가하였다.

표 1.

	화합조성(중량%)																		
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	B (ppm)	N (ppm)	W	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Ca	REM	O (ppm)
발 명 강 1	0.12	0.13	1.54	0.006	0.005	0.04	0.014	7	40	0.005	0.2	-	-	-	-	0.01	-	-	11
발 명 강 2	0.07	0.12	1.50	0.006	0.005	0.07	0.05	10	43	0.002	0.1	0.2	-	-	-	0.01	-	-	12
발 명 강 3	0.14	0.10	1.48	0.006	0.007	0.06	0.015	3	41	0.003	0.1	-	-	-	-	0.02	-	-	10

발명강 4	0.10	0.12	1.48	0.006	0.005	0.02	0.02	5	40	0.001	0.3	-	-	-	-	0.05	-	-	9
발명강 5	0.08	0.15	1.52	0.006	0.004	0.09	0.05	15	43	0.002	0.1	-	0.1	-	-	0.05	-	-	12
발명강 6	0.10	0.14	1.50	0.007	0.005	0.025	0.02	10	40	0.004	0.45	-	-	0.1	-	0.09	-	-	9
발명강 7	0.13	0.14	1.48	0.007	0.008	0.04	0.015	8	45	0.15	0.1	-	-	-	-	0.02	-	-	11
발명강 8	0.11	0.15	1.52	0.007	0.007	0.06	0.018	10	42	0.001	0.3	-	-	-	0.015	0.01	-	-	10
발명강 9	0.13	0.21	1.50	0.007	0.005	0.025	0.02	4	40	0.002	0.21	-	0.1	-	-	0.02	0.001	-	12
발명강 10	0.07	0.16	1.45	0.008	0.006	0.045	0.025	6	41	0.05	0.1	0.3	-	-	0.01	0.02	-	0.01	8
발명강 11	0.09	0.21	1.47	0.006	0.003	0.047	0.019	11	42	0.01	0.2	0.1	-	-	-	-	-	-	14
종래강 1	0.05	0.13	1.31	0.002	0.006	0.0014	0.009	1.6	22	-	-	-	-	-	-	-	-	-	22
종래강 2	0.05	0.11	1.34	0.002	0.003	0.0036	0.012	0.5	48	-	-	-	-	-	-	-	-	-	32
종래강 3	0.13	0.24	1.44	0.012	0.003	0.0044	0.010	1.2	127	-	0.3	-	-	-	0.05	-	-	-	138
종래강 4	0.06	0.18	1.35	0.008	0.002	0.0027	0.013	8	32	-	-	-	0.14	0.15	-	0.028	-	-	25
종래강 5	0.06	0.18	0.88	0.006	0.002	0.0021	0.013	5	20	-	0.75	0.58	0.24	0.14	0.015	0.037	-	-	27
종래강 6	0.13	0.27	0.98	0.005	0.001	0.001	0.009	11	28	-	0.35	1.15	0.53	0.49	0.001	0.045	-	-	25
종래강 7	0.13	0.24	1.44	0.004	0.002	0.02	0.008	8	79	-	0.3	-	-	-	0.036	-	-	-	-
종래강 8	0.07	0.14	1.52	0.004	0.002	0.002	0.007	4	57	-	0.32	0.35	-	-	0.013	-	-	-	-
종래강 9	0.06	0.25	1.31	0.008	0.002	0.019	0.007	10	91	-	-	-	0.21	0.19	0.025	0.035	-	-	-

종래강 10	0.09	0.26	0.86	0.009	0.003	0.046	0.008	15	142	-	-	1.09	0.51	0.36	0.021	0.021	-	-	-
종래강 11	0.14	0.44	1.35	0.012	0.012	0.030	0.049	7	89	-	-	-	-	-	-	0.069	-	-	-

종래강(1, 2, 3)은 일본공개특허공보 평9-194990의 발명강(5, 32, 55)
 종래강(4, 5, 6)은 일본공개특허공보 평10-298708호의 발명강(14, 24, 28)
 종래강(7, 8, 9, 10)은 일본공개특허공보 평8-60292호의 발명강(48, 58, 60, 61)임
 종래강(11)은 일본공개특허공보 평11-140582호의 발명강 F임

표 2.

사용강종	구분	가열온도 (℃)	침질 위기 (ℓ/min)	가열시간 (min)	압연 개시 온도 (℃)	압연종료 온도 (℃)	재결정역의 압하량/누적 압하량(%)	냉각속도 (℃/min)	모재 질소량 (ppm)
발명강1	발명재1	1220	350	160	1030	830	55/75	5	105
	발명재2	1190	610	120	1020	830	55/75	5	115
	발명재3	1150	780	100	1020	830	55/75	5	120
	비교재1	1050	220	60	1020	840	55/75	5	72
	비교재2	1300	950	180	1020	840	55/75	5	316
발명강2	발명재4	1180	780	110	1010	830	55/75	6	275
발명강3	발명재5	1200	600	100	1040	850	55/75	7	112
발명강4	발명재6	1170	620	130	1030	840	55/75	7	80
발명강5	발명재7	1190	780	100	1020	830	55/75	6	300
발명강6	발명재8	1200	620	110	1030	830	55/75	6	100
발명강7	발명재9	1150	750	160	1040	830	60/70	6	115
발명강8	발명재10	1180	630	110	1040	850	60/70	5	120
발명강9	발명재11	1200	520	100	1050	840	60/70	8	90
발명강10	발명재12	1210	550	120	1040	840	60/70	7	100
발명강11	발명재13	1230	680	110	1030	840	60/70	8	132
종래강11		1200	-	-	Ar ₃ 이상	960		방냉	-

발명강의 정련은 Mn, Si를 투입하여 탈산하고 이어서 Al을 투입하여 용존산소량을 30ppm이하로 관리하고 이어 Ti를 투입함.

발명재의 냉각은 페라이트 변태가 완료된 이후의 온도인 600℃까지 냉각속도를 제어하고, 그 이후에는 공냉함.

종래강(1-11)은 침질처리하지 않고 열간압연재를 제조한 것으로, 종래강(1-10)은 그 열간압연조건이 구체적으로 제시되어 있지 않음

표 3.

	본 발명의 효과를 보이기 위한 침질화 처리후 합금원소 구성비					
	Cu/S	Ti/N	N/B	Al/N	V/N	(Ti+ 2Al+ 4B+ V)/N
발명재1	40	1.3	15.0	3.8	1.0	10.2
발명재2	40	1.2	16.4	3.5	0.9	9.3
발명재3	40	1.2	17.1	3.3	0.8	8.9
비교재1	40	1.9	10.3	5.6	1.4	14.8
비교재2	40	0.4	45.1	1.3	0.3	3.4
발명재4	20	1.8	28.0	2.5	0.4	7.3
발명재5	14.3	1.4	36.7	5.5	1.8	14.2
발명재6	60	2.5	16.0	2.5	6.3	14.0
발명재7	25	1.7	20.0	3.0	1.7	9.5
발명재8	90	2.0	10.0	2.5	9.0	16.4
발명재9	12.5	1.3	14.4	3.5	1.7	10.3
발명재10	42.8	1.5	12.0	5.0	0.8	12.7
발명재11	42	2.2	22.5	2.8	2.2	10.2
발명재12	16.7	2.5	16.7	4.5	2.0	13.7
발명재13	66.7	1.4	12.0	3.6	-	8.9
종래강1	-	4.1	13.8	0.6	-	5.7
종래강2	-	2.5	96.0	0.8	-	4.0
종래강3	100	0.8	105.8	0.4	-	1.5
종래강4	-	4.1	4.0	0.8	8.8	15.5
종래강5	375	6.5	4.0	1.1	18.5	28.1
종래강6	350	3.2	2.6	0.4	16.1	21.6
종래강7	150	1.0	9.9	2.5	-	6.5

종래강8	160	1.2	14.3	0.4	-	2.2
종래강9	-	0.8	9.1	2.1	3.9	9.2
종래강10	-	0.6	9.5	3.2	1.5	8.9
종래강11	-	5.5	12.7	3.4	7.8	20.3

표 4.

구분	TiN+ CuS 석출물 특성			모재 조직 특성			모재 기계적 성질				
	개수 (개/mm ²)	평균 크기 (μ m)	간격 (μ m)	AGS	FGS	페라이트 상분율 (%)	두께 (mm)	항복강 도 (MPa)	인장강 도 (MPa)	연신율 (%)	-40℃ 충격인 성 (J)
발명재1	2.3X10 ⁸	0.016	0.26	17	6	92	20	454	573	35	364
발명재2	3.1X10 ⁸	0.017	0.26	15	5	94	20	395	581	36	355
발명재3	2.5X10 ⁸	0.012	0.24	13	4	93	20	396	580	36	358
비교재1	4.3X10 ⁶	0.154	1.4	38	27	70	20	393	584	28	212
비교재2	5.4X10 ⁶	0.155	1.5	34	23	75	20	392	580	29	189
발명재4	3.2X10 ⁸	0.025	0.35	15	6	93	25	396	588	35	358
발명재5	2.6X10 ⁸	0.013	0.32	14	6	92	25	396	582	35	349
발명재6	3.3X10 ⁸	0.026	0.42	15	6	94	25	390	583	35	230
발명재7	4.6X10 ⁸	0.024	0.45	16	5	93	30	390	584	35	346
발명재8	4.3X10 ⁸	0.014	0.35	15	6	92	30	392	582	36	352
발명재9	5.6X10 ⁸	0.028	0.36	15	6	91	30	391	586	36	348
발명재 10	5.2X10 ⁸	0.021	0.35	15	8	92	30	394	586	35	358
발명재 11	3.7X10 ⁸	0.029	0.29	14	7	94	35	390	596	36	362
발명재 12	3.2X10 ⁸	0.025	0.25	16	8	93	35	396	582	35	347
발명재 13	3.2X10 ⁸	0.024	0.34	15	6	87	35	387	568	36	362
발명재 14	3.2X10 ⁸	0.025	0.35	15	7	89	35	388	559	35	350
발명재 15	3.2X10 ⁸	0.023	0.36	14	6	91	30	382	562	38	364
종래강1							35	406	436	-	
종래강2							35	405	441	-	
종래강3							25	629	681	-	
종래강4	MgO-TiN의 석출물 3.03×10 ⁶ 개/ mm ²						40	472	609	32	
종래강5	MgO-TiN의 석출물 4.07×10 ⁶ 개/ mm ²						40	494	622	32	
종래강6	MgO-TiN의 석출물 2.80×10 ⁶ 개/ mm ²						50	812	912	28	
종래강7							25	629	681	-	
종래강8							50	504	601	-	
종래강9							60	526	648	-	
종래강 10							60	760	829	-	
종래강 11	0.2 μ m이하 11.1×10 ³						50	401	514	18.3	

표 4에 나타난 바와 같이, 본 발명에 의해 제조된 열간압연재의 석출물(Ti+ CuS 복합석출 물)의 개수는 1.0X10⁸개/mm² 이상의 범위를 가지고 있는데 반해, 종래재의 석출물은 4.07X10⁵개/mm²이하의 범위를 보이고 있었다. 발명재가 상당히 미세한 석출물 크기를 갖으면서 그 개수 또한 현저히 증가되고 있음을 알 수 있다.

표 5.

구분	용접열영향부 오스테나이트 결정립 크기(μm)			100kJ/cm입열량의 용접열영향부 미세조직		용접부 기계적 성질		재현 용접열영향부 -40℃ 충격 인성(J) (최고가열온도:1400℃)			
	1200(℃)	1300(℃)	1400(℃)	페라이트 상분율 (%)	페라이트평균결 정립크기 (μm)	$\Delta t_{800-500}=180\text{초}$		$\Delta t_{800-500}=120\text{초}$		$\Delta t_{800-500}=180\text{초}$	
						항복강도 (kg/mm ²)	인장강도 (kg/mm ²)	충격인성 (J)	전이온 도 (℃)	충격인 성 (J)	전이온 도 (℃)
발명재 1	23	33	56	73	16	370	-74	330	-67	294	-62
발명재 2	22	34	55	76	15	383	-76	353	-69	301	-63
발명재 3	23	32	56	74	17	365	-72	331	-67	298	-63
비교재 1	54	84	182	36	32	126	-43	47	-34	26	-27
비교재 2	65	91	198	37	35	104	-40	35	-32	18	-26
발명재 4	25	37	65	75	18	353	-71	325	-68	287	-64
발명재 5	26	40	57	74	16	362	-71	333	-67	296	-61
발명재 6	25	31	53	76	17	386	-73	353	-69	305	-62
발명재 7	24	34	55	74	18	367	-71	338	-67	293	-63
발명재 8	27	36	53	73	14	364	-71	334	-67	294	-61
발명재 9	24	36	52	74	17	367	-72	335	-67	285	-62
발명재 10	22	35	53	73	18	385	-72	345	-66	294	-61
발명재 11	26	34	64	74	16	358	-71	324	-68	285	-63
발명재 12	27	38	64	74	18	355	-71	324	-67	284	-62
발명재 13	24	32	54	75	16	367	-72	336	-68	285	-63
발명재 14	25	31	58	72	17	365	-72	330	-68	280	-63
발명재 15	24	32	54	76	14	368	-72	345	-68	286	-63
종래강 1						187	-51				
종래강 2						156	-48				
종래강 3						148	-50				
종래강 4	230			93		143	-48			132 (0℃)	
종래강 5	180			87		132	-45			129 (0℃)	
종래강 6	250			47		153	-43			60 (0℃)	
종래강 7						141	-54				-61
종래강 8						156	-59				-48
종래강 9						145	-54				-42
종래강 10						138	-57				-45
종래강 11						141	-43	219 (0℃)			

표 5에 나타난 바와 같이, 용접열영향부와 같은 최고가열온도 1400℃ 조건에서의 오스테나이트 결정립 크기를 보면 본 발명의 경우 52-65 μm 의 범위를 갖는 반면, 종래재의 경우 약 180 μm 이상의 매우 조대한 범위를 가지는 것을 알 수 있다. 따라서 본 발명강에서는 용접시 용접열영향부의 오스테나이트 결정립 억제 효과가 매우 우수한 것임을 잘 알 수 있다. 또한 100kJ/cm의 용접입열량에서 본 발명강의 페라이트 상분율은 약 70%이상으로 구성되어 있었다.

한편 대입열 용접시 용접열영향부 충격인성을 비교해 보면, 용접 입열량이 250kJ/cm(800-500℃의 냉각시간이 180초)인 대입열 용접입열량 조건에서 본 발명재의 경우 -40℃ 용접열영향부의 충격인성은 약 280J이상의 우수한 인성값을 보이고 있으며, 천이온도의 경우도 약 -60℃ 이하의 값을 나타내어 우수한 대입열 용접열영향부 충격인성을 나타내고 있음을 알 수 있다. 반면에 동일 대입열 용접입열량 조건에서 종래강은 0℃ 용접열영향부 충격인성이 약 200J 정도의 충격인성값을 보이고 있으며, 천이온도도 약 -60℃ 정도의 수준을 보였다.

발명의 효과

상술한 바와 같이, 본 발명은 저질소강 슬라브에 침질처리를 통해 고온에서도 안정하고 미세한 TiN석출물과 함께 CuS 석출물을 이용하여 용접열영향부의 인성과 강도가 동시에 개선되는 용접용 구조용강을 제공할 수 있는 유용한 효과가 있는 것이다.

(57) 청구의 범위

청구항 1.

중량%로 C:0.03-0.17%, Si:0.01-0.5%, Mn:0.4-2.0%, Ti:0.005-0.2%, Al: 0.0005-0.1%, N:0.005%이하, B:0.0003-0.01%, W:0.001-0.2%, Cu:0.1-1.5%, P:0.03%이하, S:0.003-0.05%, O:0.005%이하, $10 \leq \text{Cu/S} \leq 90$ 를 만족하고 나머지 Fe 및 기타 불순물로 조성되는 저질소 강슬라브를 만드는 단계,

이 슬라브를 1000-1250℃의 온도에서 60-180분간 가열하여 강의 N가 0.008-0.03%가 되면서, N와 Ti, B, Al이 아래의 관계를 만족하도록 침질처리하는 단계,

$$1.2 \leq \text{Ti/N} \leq 2.5, 10 \leq \text{N/B} \leq 40, 2.5 \leq \text{Al/N} \leq 7, 6.5 \leq (\text{Ti} + 2\text{Al} + 4\text{B})/\text{N} \leq 14,$$

상기 가열된 슬라브를 오스테나이트 재결정영역에서 40%이상의 압하율로 열간압연한 다음, 페라이트 변태 종료온도 $\pm 10^\circ\text{C}$ 까지 1℃/min이상의 속도로 냉각하는 단계를 포함하여 이루어지는 침질처리에 의한 용접구조용 강재의 제조방법.

청구항 2.

제 1항에 있어서, 상기 강재에는 V이 0.01~0.2% 함유되고, V와 N의 비(V/N)가 0.3~9, 그리고, $7 \leq (\text{Ti} + 2\text{Al} + 4\text{B} + \text{V})/\text{N} \leq 17$ 를 만족함을 특징으로 하는 침질처리에 의한 용접구조용 강재의 제조방법.

청구항 3.

제 1항 또는 제 2항에 있어서, 상기 강재에는 Ni:0.1~3.0%, Nb:0.01~0.1%, Mo:0.05~1.0%, Cr:0.05~1.0%의 그룹에서 선택된 1종 또는 2종이상 그리고, Ca:0.0005-0.005%, REM:0.005~0.05%의 그룹에서 선택된 1종 또는 2종이 함유되며, 상기 REM은 Ce, La, Y 및 Hf의 1종 또는 2종임을 특징으로 하는 침질처리에 의한 용접구조용 강재의 제조방법.

청구항 4.

제 1항에 있어서, 상기 슬라브는 용강에 Ti 보다 탈산력이 큰 탈산원소를 Ti투입전에 투입하여 용강의 용존산소를 30ppm 이하로 탈산하고, Ti의 함량이 0.005-0.02%되도록 10분 이내로 첨가한 다음 주조하여 만든 것임을 특징으로 하는 침질처리에 의한 용접구조용 강재의 제조방법.

청구항 5.

제 1항, 제 2항, 제 4항중 어느 한항에 있어서, 상기 강재는 미세조직이 20 μm 이하의 페라이트와 퍼얼라이트의 복합조직으로 이루어지고, 0.01-0.1 μm 의 TiN+ CuS의 복합석출물이 0.5 μm 이하의 간격으로 1.0×10^7 개/ mm^2 이상 분포되는 것을 특징으로 하는 침질처리에 의한 용접구조용 강재의 제조방법.