

 (19) 대한민국특허청(KR) (12) 공개특허공보(A)	(11) 공개번호 10-2016-0077379 (43) 공개일자 2016년07월04일
(51) 국제특허분류(Int. Cl.) C22C 38/04 (2006.01) C21D 8/00 (2006.01) C22C 38/02 (2006.01) (21) 출원번호 10-2014-0186537 (22) 출원일자 2014년12월22일 심사청구일자 2014년12월22일	(71) 출원인 주식회사 포스코 경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동) (72) 발명자 이학철 경북 포항시 남구 동해안로 6262 (동춘동, (주)포스코) 장성호 경북 포항시 남구 동해안로 6262 (동춘동, (주)포스코) (74) 대리인 특허법인씨엔에스

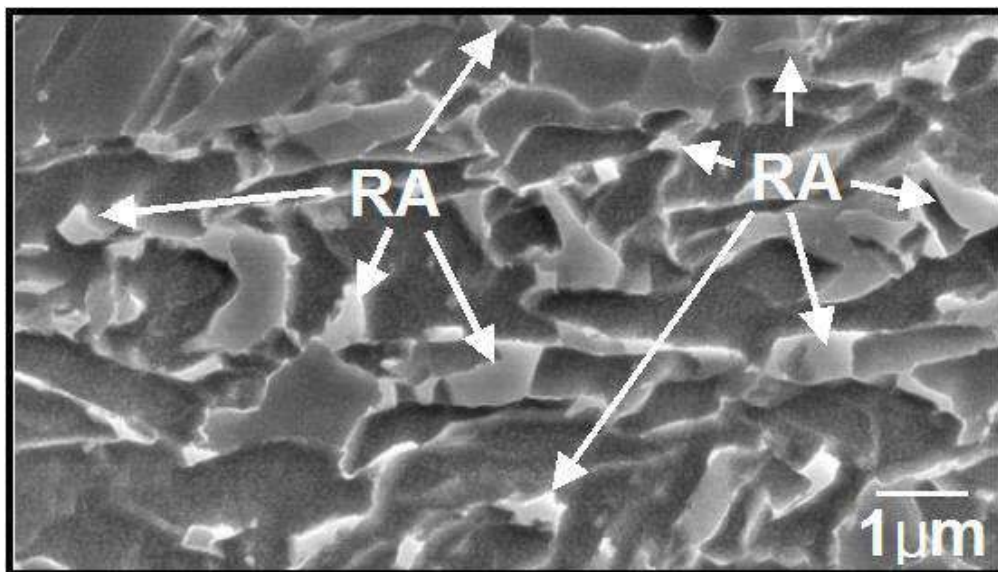
전체 청구항 수 : 총 5 항

(54) 발명의 명칭 **용접부 취성균열발생 저항성이 우수한 고강도 강재 및 그 제조 방법**

(57) 요약

중량%로, C: 0.05~0.10%, Mn: 1.0~2.5%, Si: 0.5~1.5%, Nb: 0.005~0.10%, Ti: 0.005~0.1%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 모재의 미세조직은 침상 페라이트 (acicular ferrite) 또는 입상 베이나이트 (granular bainite)를 기지조직으로 포함하며, 용접 열영향부의 미세조직은, 면적분율로, 2% 이하의 도상 마르텐사이트 및 2~10%의 잔류 오스테나이트를 포함하고, 항복강도가 400MPa 이상인 용접부 취성균열발생 저항성이 우수한 고강도 강재.

대표도 - 도1



명세서

청구범위

청구항 1

중량%로, C: 0.05~0.10%, Mn: 1.0~2.5%, Si: 0.5~1.5%, Nb: 0.005~0.10%, Ti: 0.005~0.1%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 모재의 미세조직은 침상 페라이트 (acicular ferrite) 또는 입상 베이나이트 (granular bainite)를 기지조직으로 포함하며, 용접 열영향부의 미세조직은, 면적분율로, 2% 이하의 도상 마르텐사이트 및 2~10%의 잔류 오스테나이트를 포함하고, 항복강도가 400MPa 이상인 용접부 취성균열발생 저항성이 우수한 고강도 강재.

청구항 2

제 1 항에 있어서, 상기 모재에서 상기 침상 페라이트 (acicular ferrite) 또는 입상 베이나이트 (granular bainite)는, 면적분율로, 90%이상 포함하는 용접부 취성균열발생 저항성이 우수한 고강도 강재.

청구항 3

제 1 항에 있어서, 상기 용접 열영향부의 CTOD (Crack Tip Opening Displacement) 시험값은 -20℃에서 -0.25 이상인 용접부 취성균열발생 저항성이 우수한 고강도 강재.

청구항 4

제 1 항에 있어서, 상기 강재의 항복비는 80% 이하인 용접부 취성균열발생 저항성이 우수한 고강도 강재.

청구항 5

중량%로, C: 0.05~0.10%, Mn: 1.0~2.5%, Si: 0.5~1.5%, Nb: 0.005~0.10%, Ti: 0.005~0.1%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하는 슬라브를 1000~1250℃의 온도에서 재가열 하는 단계;

상기 재가열된 슬라브를 950~1250℃의 온도에서 조압연하는 단계;

상기 조압연된 슬라브를 Ar3 이상의 마무리 압연 온도로 사상압연하는 단계;

상기 사상 압연 후, 3℃/s 이상의 냉각속도로 550℃ 이하의 온도까지 냉각하는 단계를 포함하는 용접부 취성균열발생 저항성이 우수한 고강도 강재의 제조 방법.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은 해양 구조물, 건축 구조물 등에 사용될 수 있는 고강도 강재에 관한 것으로서, 더 상세하게는, 항복 강도 400MPa 이상의 고강도를 가지면서도 용접부 취성균열발생 저항성이 우수한 고강도 강재 및 그 제조 방법에 관한 것이다.

배경 기술

[0002] 최근, 국내외 선박, 해양, 건축, 토목 분야에서 사용되는 구조물을 설계하는 데에 있어서, 고강도 특성을 갖는 극후물 강의 개발이 요구되고 있다. 구조물을 설계할 시 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.

[0003] 그러나, 일반적으로 고강도강의 경우 용접 열영향부 (HAZ; Heat Affected Zone)의 미세조직이 베이나이트 등의 강도가 높은 저온변태상들로 이루어짐에 따라 용접부 열영향부 (HAZ)의 인성이 매우 취약해지는 단점을 가지고 있다. 특히, 구조물의 안정성을 나타내는 취성균열 발생 저항성의 경우, 저온 변태상 생성 시 미변태된 오스테나이트로부터 생성되는 도상 마르텐사이트가 취성균열발생의 핵생성처가 되기 때문에, 고강도 강재의 취성균열 발생 저항성을 향상시키는 것이 매우 어려운 상황이다

[0004] 종래의 항복강도 400MPa 이상의 고강도강의 경우, 용접부 취성균열발생 저항성을 향상시키기 위해 TiN 이용한 용접 열영향부 미세조직을 미세화하거나 또는 oxide metallurgy를 이용하여 용접 열영향부에 페라이트를 형성시키고자 노력하였으나, 이는 조직 미세화를 통해 충격인성 향상에는 일부 도움이 되지만 취성균열 발생 저항성 저하에 주요한 영향을 미치는 도상 마르텐사이트의 분율을 저감하는 데는 큰 효과가 없다. 또한, 모재의 취성균열발생 저항성은 템퍼링 (tempering) 등을 통해 도상 마르텐사이트를 다른 상으로 변태시킴으로써 물성 확보가 가능하나, 열이력에 의해 템퍼링 (tempering)의 효과가 사라지게 되는 용접 열영향부의 경우에는 이를 적용하는 것이 불가능하다. 한편, 도상 마르텐사이트의 생성을 최소화 하기 위해서는 C, Nb 등의 원소를 저감하여야 하지만, 이를 저감할 경우 강도 수준을 확보하기 힘들며, 강도 수준을 확보하기 위해서는 Mo, Ni 등의 고가 원소를 다량 첨가해야 하기 때문에 경제성이 떨어지는 문제가 있다.

발명의 내용

해결하려는 과제

[0005] 본 발명의 일태양은 항복강도 400MPa 이상의 고강도를 가지면서도 용접부 취성균열발생 저항성이 우수한 고강도 강재를 제공하고자 한다.

[0006] 본 발명의 또 다른 일태양은 항복강도 400MPa 이상의 고강도를 가지면서도 용접부 취성균열발생 저항성이 우수한 고강도 강재의 제조 방법을 제공하고자 한다.

과제의 해결 수단

[0007] 본 발명의 일태양은 중량%로, C: 0.05~0.10%, Mn: 1.0~2.5%, Si: 0.5~1.5%, Nb: 0.005~0.10%, Ti: 0.005~0.1%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 모재의 미세조직은 침상 페라이트 (acicular ferrite) 또는 입상 베이나이트 (granular bainite)를 기지조직으로 포함하며, 용접 열영향부의 미세조직은, 면적분율로, 2% 이하의 도상 마르텐사이트 및 2~10%의 잔류 오스테나이트를 포함하고, 항복강도가 400MPa 이상인 용접부 취성균열발생 저항성이 우수한 고강도 강재를 제공한다.

[0008] 본 발명의 또 다른 일태양은 중량%로, C: 0.05~0.10%, Mn: 1.0~2.5%, Si: 0.5~1.5%, Nb: 0.005~0.10%, Ti: 0.005~0.1%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하는 슬라브를 1000~1250℃의 온도에서 재가열 하는 단계; 상기 재가열된 슬라브를 950~1250℃의 온도에서 조압연하는 단계; 상기 조압연된 슬라브를 Ar3 이상의 마무리 압연 온도로 사상압연하는 단계; 상기 사상 압연 후, 3℃/s 이상의 냉각속도로 550℃ 이하의 온도까지 냉각하는 단계를 포함하는 용접부 취성균열발생 저항성이 우수한 고강도 강재의 제조 방법을 제공한다.

발명의 효과

[0009] 본 발명에 따라, 항복강도 400MPa 이상이며, 용접 열영향부에 2% 이하의 도상 마르텐사이트를 가지고, 2~10%의

잔류 오스테나이트를 생성시킴으로써, 용접부 취성균열발생 저항성이 우수한 고강도 강재를 제공할 수 있다.

도면의 간단한 설명

[0010] 도 1은 본 발명의 일 실시예인 발명에 1의 용접 열영향부의 미세조직을 주사전자현미경으로 촬영한 사진이다.

도 2는 종래예인 비교예 3의 용접 열영향부의 미세조직을 주사전자현미경으로 촬영한 사진이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0011] 본 발명은 용접부 취성균열발생 저항성이 우수한 고강도 강재에 관한 것이다. 이하, 본 발명의 일태양인 용접부 취성균열발생 저항성이 우수한 고강도 강재에 대하여 상세히 설명한다.

[0012] 본 발명의 일태양인 용접부 취성균열발생 저항성이 우수한 고강도 강재는, 중량%로, C: 0.05~0.10%, Mn: 1.0~2.5%, Si: 0.5~1.5%, Nb: 0.005~0.10%, Ti: 0.005~0.1%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 모재의 미세조직은 침상 페라이트 (acicular ferrite) 또는 입상 베이나이트 (granular bainite)를 기지조직으로 포함하며, 용접 열영향부의 미세조직은, 면적분율로, 2% 이하의 도상 마르텐사이트 및 2~10%의 잔류 오스테나이트를 포함하고, 항복강도가 400MPa 이상이다.

[0013] 이하, 상기 강재의 성분조성에 대해서 한정된 이유에 대하여 구체적으로 설명한다 (하기 성분조성은 특별한 기재가 없는 한 모두 중량%를 의미한다).

[0014] **C: 0.05~0.10%**

[0015] 본 발명에서 기본적인 강도를 확보하고 상변태 시에 잔류 오스테나이트 내부에 축적되어 도상 마르텐사이트가 생성되지 않도록 마르텐사이트 변태 온도를 상온 이하로 내리는데 가장 중요한 원소이므로 적절한 범위에서 강중에 함유될 필요가 있다. 그러나, C의 함량이 0.10%를 초과하게 되면 높은 강도로 인해 저온인성을 저하시키며, 0.05% 미만이 되면 잔류 오스테나이트 내부에 충분히 축적되지 않게 되어 도상 마르텐사이트의 생성을 촉진시키며 강도의 하락을 초래하므로, C의 범위를 0.05~0.10%로 한정하는 것이 바람직하다.

[0016] **Mn: 1.0~2.5%**

[0017] Mn은 고용강화에 의해 강도를 향상시키고 저온변태상이 생성되도록 경화능을 향상시키는 유용한 원소이므로 1.0% 이상 첨가될 필요가 있으나, 2.5%를 초과한 첨가는 과도한 경화능의 증가로 인해 상부 베이나이트 (Upper bainite) 및 마르텐사이트 생성을 촉진하여 용접부의 인성을 크게 저하시키므로, Mn는 1.0~2.5%의 범위로 첨가되는 것이 바람직하다.

[0018] **Si: 0.5~1.5%**

[0019] Si은 C의 활동도를 향상시켜 잔류 오스테나이트의 안정도를 높여 도상 마르텐사이트의 생성을 방해하는 가장 중요한 원소로써, 용접 열영향부 CTOD 값을 확보하기 위해서는 0.5% 이상 첨가되는 것이 바람직하나, 1.5%를 초과하여 첨가되면 고용 강화로 인해 모재의 강도가 과도하게 상승하여 인성을 저하시키는 문제가 있으므로, Si는 0.5~1.5%의 범위로 첨가되는 것이 바람직하다.

[0020] **Nb: 0.005~0.1%**

[0021] Nb는 NbC 또는 NbCN의 형태로 석출되어 모재 및 용접부의 강도를 크게 향상시킨다. 또한, 고온으로 재가열 시에 고용된 Nb는 오스테나이트의 재결정을 억제하여 조직을 미세화시키는 효과가 있다. 따라서, Nb는 0.005% 이상 첨가되는 것이 바람직하나, 과도하게 투입될 경우에는 강재의 모서리에 취성크랙을 야기할 가능성이 있으므로

로 0.1% 이하로 제한하는 것이 바람직하다.

[0022] **Ti: 0.005~0.1%**

[0023] Ti의 첨가는 재가열 시 TiN 으로 석출하여 모재 및 용접 열영향부의 결정립의 성장을 억제하여 저온인성을 크게 향상시키며, 효과적인 TiN의 석출을 위해서 0.005% 이상이 첨가되어야 한다. 하지만, 0.1%를 초과한 과도한 첨가는 연주 노즐의 막힘이나 중심부 정출에 의한 저온인성이 감소되는 문제점이 있으므로, 0.005~0.1% 의 범위로 한정하는 것이 바람직하다.

[0024] 본 발명의 나머지 성분은 철(Fe)이다. 다만, 통상의 제조과정에서는 원료 또는 주위 환경으로부터 의도되지 않는 불순물들이 불가피하게 혼입될 수 있으므로, 이를 배제할 수는 없다. 이들 불순물들은 통상의 제조과정의 기술자라면 누구라도 알 수 있는 것이기 때문에 그 모든 내용을 특별히 본 명세서에서 언급하지는 않는다.

[0025] 상기와 같이, Si를 0.5~1.5%로 첨가하여 용접 열영향부에 입계 및 입내에 도상 마르텐사이트 생성을 억제하고 연질상인 잔류 오스테나이트를 2% 이상 생성시킴으로써, 본 발명의 용접 열영향부의 취성균열발생 저항성을 향상시킬 수 있다. 또한, 모재 미세조직은 침상 페라이트 (acicular ferrite) 또는 입상 베이나이트(granular bainite)를 기지조직으로 형성함으로써 항복강도가 400MPa 이상인 용접부 취성균열발생 저항성이 우수한 고강도 구조용 강재를 제공할 수 있다. 여기에서, 용접 열영향부의 미세조직은, 면적분율로, 2% 이하의 도상 마르텐사이트 및 2~10%의 잔류 오스테나이트를 포함하는 것이 바람직하다. 상기 설명한 바와 같이 도상 마르텐사이트 생성을 면적분율로 2% 이하로 억제하고 연질상인 잔류 오스테나이트를 면적분율로 2% 이상 생성시킴으로써, 용접 열영향부의 취성균열발생 저항성을 향상시킬 수 있고, 잔류 오스테나이트가 10%를 초과하여 생성될 경우, 잔류 오스테나이트가 안정도가 떨어지게 되어 저온에서 마르텐사이트로 변태하여 CTOD 물성을 저하시킬 수 있으므로, 잔류 오스테나이트는 면적분율로 2~10% 포함하는 것이 바람직하다.

[0026] 여기에서, 상기 모재의 미세조직은 본 발명에서 요구하는 강도 및 저온인성을 확보하기 위해서 침상 페라이트 (acicular ferrite) 또는 입상 베이나이트(granular bainite)를 면적분율로, 90%이상 포함하는 것이 바람직하다.

[0027] 본 발명의 강재의 용접 열영향부의 CTOD (Crack Tip Opening Displacement) 시험값은 -20℃에서 -0.25 이상인 것이 바람직하다. 여기에서, -20℃는 조선용 및 해양구조용 강재에서 요구하는 극한 환경에서의 CTOD 보증조건이며, CTOD 시험값 -0.25 이상은 구조체로써 취성균열 발생저항성을 가진다고 판단되는 선급 규격에서 요구되는 최소값이므로, 이러한 조건을 만족함으로써, 용접 열영향부가 취성균열발생 저항성을 갖는다고 볼 수 있다.

[0028] 또한, 본 발명의 강재는 상기와 같은 조직을 가짐으로써, 400MPa 이상의 항복강도를 가질 뿐 아니라, 80%이하의 항복비를 가지는 것이 바람직하다. 구조체의 안정성을 위해서 항복응력 후 바로 파단이 일어나는 것을 방지하기 위해서는 인장응력이 높은 것을 일반적으로 요구하며, 이를 항복비로 보통 규제하고, 상기 80%이하의 항복비를 만족하면 구조체가 안정성을 갖는다고 볼 수 있다.

[0029] 이하, 본 발명의 또 다른 일태양인 용접부 취성균열발생 저항성이 우수한 고강도 강재의 제조 방법에 대하여 상세히 설명한다.

[0030] 본 발명의 또 다른 일태양인 용접부 취성균열발생 저항성이 우수한 고강도 강재의 제조 방법은, 중량%로, C: 0.05~0.10%, Mn: 1.0~2.5%, Si: 0.5~1.5%, Nb: 0.005~0.10%, Ti: 0.005~0.1%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하는 슬라브를 1000~1250℃의 온도에서 재가열 하는 단계; 상기 재가열된 슬라브를 1250~950℃의 온도에서 조압연하는 단계; 상기 조압연된 슬라브를 Ar3 이상의 마무리 압연 온도로 사상압연하는 단계; 상기 사상

압연 후, 3℃/s 이상의 냉각속도로 550℃ 이하의 온도까지 냉각하는 단계를 포함한다.

[0031] 상기와 같이 본 발명의 용접부 취성균열발생 저항성이 우수한 고강도 강재의 제조 방법은 재가열 - 조압연 - 사상압연 - 냉각의 단계를 포함하며, 각 단계의 상세한 조건은 아래와 같다.

[0032] 슬라브 재가열 온도: 1000~1250℃

[0033] 본 발명의 슬라브의 재가열에 있어서, 가열온도는 1000℃ 이상으로 하는 것이 바람직한데, 주조 중에 형성된 Ti 및/또는 Nb의 탄질화물을 고용시키기 위함이다. 또한, Ti 및/또는 Nb의 탄질화물을 충분히 고용시키기 위해서는 1050℃ 이상으로 가열하는 것이 보다 바람직하다. 다만, 과도하게 높은 온도로 재가열할 경우에는 오스테나이트가 조대화될 우려가 있으므로, 상기 재가열온도는 1250℃ 이하인 것이 바람직하다.

[0034] 조압연 온도: 950~1250℃

[0035] 상기 재가열된 강판은 그 형상의 조정을 위해 가열 후에 조압연을 실시한다. 조압연 온도는 오스테나이트의 재결정이 멈추는 온도(T_{nr}) 이상으로 하는 것이 바람직하다. 압연에 의해 주조 중에 형성된 덴드라이트 등 주조조직이 파괴 그리고 오스테나이트의 크기를 작게 하는 효과도 얻을 수 있다. 조압연 온도가 1250℃를 초과할 경우 조직 조대화에 따른 강도 및 충격인성의 저하가 발생할 수 있으며, 950℃ 미만일 경우 부분재결정에 의한 부분 조대 조직 발생이 우려되므로 본 발명에서의 조압연 온도는 950~1250℃인 것이 바람직하다.

[0036] 사상압연 온도: Ar₃ 이상

[0037] 조압연된 강판의 오스테나이트 조직을 불균일 미세조직을 도입하기 위해 사상압연을 실시한다. 사상압연 마무리 온도는 페라이트 생성온도 (Ar₃) 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0038] 압연 후 냉각 조건: 3℃/s 이상의 냉각속도로 550℃ 이하로 냉각 마칩

[0039] 냉각속도를 3℃/s보다 낮게 되거나 550℃의 온도 이상에서 냉각이 종료하게 되면 저온변태상이 적절하게 형성되지 않게 되어 항복강도가 400Mpa 이하로 될 가능성이 있기 때문에 3℃/s 이상의 냉각속도로 550℃ 이하까지 냉각을 실시하는 것이 바람직하다.

[0040] 상기와 같은 본 발명의 용접부 취성균열발생 저항성이 우수한 고강도 강재의 제조 방법에 의하여, 침상 페라이트 (acicular ferrite) 또는 입상 베이나이트(granular bainite)를 기지조직으로 형성할 수 있다.

[0041] 이하, 실시예를 통하여 본 발명을 보다 구체적으로 설명하고자 한다. 다만, 하기의 실시예는 본 발명을 예시하여 보다 상세하게 설명하기 위한 것일 뿐, 본 발명의 권리범위를 한정하기 위한 것이 아니라는 점에 유의할 필요가 있다. 본 발명의 권리범위는 특허청구범위에 기재된 사항과 이로부터 합리적으로 유추되는 사항에 의해 결정되는 것이기 때문이다.

[0042] **(실시예)**

[0043] 하기 표 1과 같은 성분계의 성분과 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하는 슬라브를 본 발명의 제조조건으로 재가열 및 조압연을 실시한 후, 810℃의 마무리 압연 온도로 사상압연하고 7℃/s의 냉각속도로 400℃까지 냉각하여, 발명에 1 내지 6 및 비교예 1 내지 4의 강재를 얻었다.

[0044] 상기와 같이 얻은 발명에 및 비교예의 강재들을 항복강도, 인장강도 및 항복강도를 측정하여 표 2에 나타내었고, 상기 강재들로 FCAW(0.7kJ/mm) 용접을 실시한 후, 조직 분석 및 CTOD 평가를 진행한 결과를 하기

표 2에 나타내었다.

표 1

[0045]

구분	C (중량%)	Mn (중량%)	Si (중량%)	Ti (중량%)	Nb (중량%)
발명예1	0.058	2.05	1.31	0.016	0.018
발명예2	0.067	1.77	0.81	0.013	0.023
발명예3	0.074	1.75	0.95	0.021	0.025
발명예4	0.063	1.63	1.21	0.015	0.011
발명예5	0.082	1.54	1.02	0.018	0.019
발명예6	0.091	1.21	0.75	0.023	0.029
비교예1	0.032	0.92	1.12	0.012	0.019
비교예2	0.12	2.65	1.35	0.017	0.012
비교예3	0.061	1.59	0.23	0.023	0.037
비교예4	0.076	2.05	2.25	0.015	0.018

표 2

[0046]

구분	항복강도 (MPa)	인장강도 (MPa)	항복비 (%)	용접 열영향부 도 상 마르텐사이트 분율 (%)	용접 열영향부 잔류 오스테나이트 분율 (%)	용접열영향부 CTOD (-20℃)
발명예1	465	615	75.6	0.5	5.3	0.89
발명예2	452	586	77.1	0.9	4.6	0.78
발명예3	476	635	75.0	0.7	3.9	1.02
발명예4	489	652	75.0	0.4	6.6	0.96
발명예5	503	665	75.6	0.6	5.3	0.89
발명예6	511	672	76.0	0.3	4.6	0.77
비교예1	325	477	68.1	2.1	0.8	0.12
비교예2	589	672	87.6	0	1.2	0.18
비교예3	425	588	72.3	2.8	0	0.21
비교예4	585	684	85.5	0	2.3	0.13

[0047]

비교예 1의 경우 본 발명에서 제시하는 C, Mn 하한보다 적은 양이 첨가됨에 따라 400MPa 이하의 항복강도를 가지며 낮은 C 함유량으로 인해 잔류 오스테나이트가 충분히 안정화되지 않아 도상 마르텐사이트가 용접부에 생성되어 낮은 CTOD 값을 가진다.

[0048]

비교예 2의 경우 본 발명에서 제시하는 C, Mn 상한보다 많은 양이 첨가됨에 따라 미세조직이 상부 베이나이트가 생성되어 높은 항복강도를 가지나 항복비가 80%를 초과하며, 용접 열영향부에 베이나이트/마르텐사이트 조직이 생성되어 도상 마르텐사이트가 생성되지 않았음에도 불구하고 매우 낮은 CTOD 값을 가진다.

[0049]

비교예 3의 경우 본 발명에서 제시하는 Si 하한보다 낮은 값을 가짐으로써, 잔류 오스테나이트가 충분히 안정화되지 않아 도상 마르텐사이트가 용접부에 생성되어 낮은 CTOD 값을 가진다. 도 2에 도시된 상기 비교예 3의 용접 열영향부의 미세조직을 주사전자현미경으로 촬영한 사진을 보면, 다수의 도상 마르텐사이트 (Martensite-Austenite constituent, MA)가 생성된 것을 확인할 수 있다.

[0050]

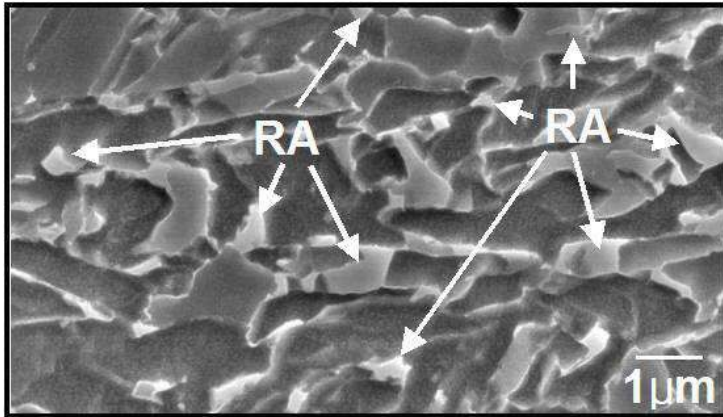
비교예 4의 경우 본 발명에서 제시하는 Si 상한보다 낮은 값을 가짐으로써, 모재의 미세조직이 상부 베이나이트가 생성되어 항복비 80%를 초과하며, 용접 열영향부에 잔류 오스테나이트가 생성되었음에도 불구하고 용접부 미세조직이 베이나이트/마르텐사이트로 생성됨에 따라 낮은 CTOD 값을 가진다.

[0051]

이에 반하여 위 실시예에서 알 수 있듯이, 본 발명에서 제시한 성분 범위를 만족하는 발명에 1 내지 6의 경우, 본 발명에서 제시한 항복강도 400MPa 이상, 항복비 80% 이하를 만족시키며, 용접 열영향부에서 도상 마르텐사이트 대신 잔류 오스테나이트가 다량 생성됨에 따라 -20도에서 CTOD 값이 0.25 이상의 값을 만족시킬 수 있었다. 도 1에 도시된 상기 발명에 1의 용접 열영향부의 미세조직을 주사전자현미경으로 촬영한 사진을 보면, 다수의 잔류 오스테나이트 (Retained Austenite, RA)가 생성된 것을 확인할 수 있다.

도면

도면1



도면2

