

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 特 許 公 報 (B1)

(11) 特許番号

特許第5201301号

(P5201301)

(45) 発行日 平成25年6月5日 (2013.6.5)

(24) 登録日 平成25年2月22日 (2013.2.22)

(51) Int.Cl.

F I

C 2 2 C 38/00 (2006.01)

C 2 2 C 38/00 3 0 1 B

C 2 2 C 38/16 (2006.01)

C 2 2 C 38/16

B 2 1 B 3/00 (2006.01)

B 2 1 B 3/00 A

B 2 2 D 11/00 (2006.01)

B 2 2 D 11/00 A

B 2 2 D 11/124 (2006.01)

B 2 2 D 11/124 L

請求項の数 3 (全 19 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2012-551402 (P2012-551402)

(86) (22) 出願日 平成24年6月29日 (2012.6.29)

(86) 国際出願番号 PCT/JP2012/066674

審査請求日 平成24年11月22日 (2012.11.22)

(31) 優先権主張番号 特願2011-257688 (P2011-257688)

(32) 優先日 平成23年11月25日 (2011.11.25)

(33) 優先権主張国 日本国 (JP)

早期審査対象出願

(73) 特許権者 000006655

新日鐵住金株式会社

東京都千代田区丸の内二丁目6番1号

(74) 代理人 100064908

弁理士 志賀 正武

(74) 代理人 100108578

弁理士 高橋 詔男

(74) 代理人 100106909

弁理士 棚井 澄雄

(74) 代理人 100129403

弁理士 増井 裕士

(74) 代理人 100134359

弁理士 勝俣 智夫

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 溶接用鋼材

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

C含有量 [C] が、0.015%以上0.045%以下のCと、

Si含有量 [Si] が、0.05%以上0.20%以下のSiと、

Mn含有量 [Mn] が、1.6%以上2.5%以下のMnと、

Ni含有量 [Ni] が、0.1%以上1.0%以下のNiと、

Ti含有量 [Ti] が、0.005%以上0.015%以下のTiと、

B含有量 [B] が、0.0003%以上0.0015%以下のBと、

N含有量 [N] が、0.002%以上0.006%以下のNと、

O含有量 [O] が、0.0015%以上0.0035%以下のOと

を含有し、

P含有量 [P] を、0.008%以下、

S含有量 [S] を、0.005%以下、

Al含有量 [Al] を、0.004%以下、

Nb含有量 [Nb] を、0.004%以下、

Cu含有量 [Cu] を、0.5%以下、

V含有量 [V] を、0.02%以下

に制限し、

残部が鉄及び不可避不純物からなり、

下記式1で表される P_{CTOD} が0.065%以下、
 下記式2で表される $CeqH$ が0.225%以下、
 下記式3で表される FB が、0.0003%以上、
 かつ、下記式4で表される Bp が0.09%以上0.30%以下である鋼成分を有し、
 板厚方向断面の板厚中心部において、円相当径 $2\mu m$ 以上の酸化物粒子が $20個/mm^2$ 以下、かつ $0.05\sim 0.5\mu m$ の Ti 酸化物が $1.0\times 10^3\sim 1.0\times 10^5$ 個/ mm^2 である

ことを特徴とする溶接用鋼材。

ここで、

$$P_{CTOD} = [C] + [Cu] / 22 + [Ni] / 67 + [V] / 3 \cdots \text{式1}$$

10

$$CeqH = [C] + [Si] / 4.16 + [Mn] / 14.9 + [Cu] / 12.9 + [Ni] / 105 + [V] / 1.82 \cdots \text{式2}$$

$$FB = [B] - 0.77 \times ([N] - 0.29 \times ([Ti] - 2 \times ([O] - 0.89 \times [Al]))) \cdots \text{式3}$$

$$Bp = (884 \times [C] \times (1 - 0.3 \times [C]^2) + 294) \times FB \cdots \text{式4}$$

ただし、式3において、 $([O] - 0.89 \times [Al])$ の項が0以下であれば、式3における $([O] - 0.89 \times [Al])$ の項を0にして前記 FB を算出し、

また、式3において、 $([Ti] - 2 \times ([O] - 0.89 \times [Al]))$ の項が0以下であれば、式3における $([Ti] - 2 \times ([O] - 0.89 \times [Al]))$ の項を0にして前記 FB を算出し、

20

更に、式3において、 $([N] - 0.29 \times ([Ti] - 2 \times ([O] - 0.89 \times [Al])))$ の項が0以下であれば、式3における $([N] - 0.29 \times ([Ti] - 2 \times ([O] - 0.89 \times [Al])))$ の項を0にして前記 FB を算出し、

更にまた、 $FB \leq 0$ のときは $FB = 0$ とする。

【請求項2】

前記 Cu 含有量 $[Cu]$ が、0.03%以下であることを特徴とする請求項1に記載の溶接用鋼材。

【請求項3】

前記 B 含有量 $[B]$ が、0.0006%以上であることを特徴とする請求項1または2に記載の溶接用鋼材。

30

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は小入熱溶接から中入熱溶接の溶接熱影響部(Heat Affected Zone; HAZ)のCTOD特性が優れた溶接用鋼材及びその製造法に関し、特に、小入熱溶接から中入熱溶接時に最も靱性が劣化するFL部(Fusion Line)、すなわちWM(溶接金属)とHAZ(溶接熱影響部)との境界)やIC部(Intercritical HAZ)、すなわちHAZとBM(母材)との境界)のCTOD特性が極めて良好で優れた靱性を示す溶接熱影響部のCTOD特性が優れた溶接用鋼材に関する。

本願は、2011年11月25日に、日本に出願された特願2011-257688号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

40

【背景技術】

【0002】

近年、寒冷地域等の開発推進に伴い厳しい使用環境で使用される鋼材が要求されている。例えば、北極圏等の寒冷地域で用いられる海洋構造物や耐震性建築物等の鋼構造物に適した高強度の鋼材が要求されている。上記のような寒冷地域で使用される鋼材は、従来鋼に比べて破壊靱性の指標であるCTOD(Crack Tip Opening Displacement)特性への要求が高く、母材とともに溶接熱影響部においても優れたCTOD特性が必要とされる。

【0003】

50

溶接熱影響部（HAZ）のCTOD特性は、主にFL部およびIC部の2箇所の位置にノッチを入れた試験で評価される。しかしながら、これまではFL部のみがCTOD特性改善の対象とされることがほとんどであった。

【0004】

これは、試験温度があまり厳しくない条件（例えば -10°C 程度）では、FL部のCTOD特性を満足すれば、IC部のCTOD特性は十分な値が得られていたためと考えられる。

【0005】

しかしながら、北極圏等の寒冷地域で適用される鋼材に要求される -80°C の厳しい試験条件下では、これまで考慮しなくても問題となっていなかったIC部で低CTOD値が発生することが分かった。そのため、FL部のCTOD特性とIC部のCTOD特性との両方の特性をそれぞれ向上させる技術が求められている。

【0006】

例えば特許文献1には、小～中入熱の溶接継手で -60°C の試験条件下において良好なCTOD特性が得られる技術が開示されている。しかし、IC部のCTOD特性の記述はなされていない。

【0007】

特許文献2、及び特許文献3には、FL部のみならずIC部も考慮し、 P_{CTOD} および $CeqH$ というパラメータを満たすことで、 -60°C 環境下でのCTOD特性を確保する技術が開示されている。しかし、本発明者らがこの技術に基づき作製した鋼材の -80°C でのCTOD特性について調査したところ、要求特性を満足しないことを確認した。更に、実継手の -80°C CTOD特性と再現熱サイクル試験結果との対応関係について詳細に調査した結果、実継手の -80°C CTOD特性を満足するためには、再現熱サイクル試験における限界CTOD値が 0.1mm 以上となる下限温度である $T_{\delta C 0.1}$ を -125°C 以下にする必要があることがわかった。更に、この $T_{\delta C 0.1} \leq -125^{\circ}\text{C}$ を達成するためには、Niが添加されていない場合には特許文献2、Niが添加されている場合には特許文献3に規定された以下のパラメータがそれぞれ、 $P_{CTOD} \leq 0.02$ 、 $CeqH \leq 0.225$ を満たす必要があることを見出した。ここで、 P_{CTOD} は、FL部のCTOD特性である $T_{\delta C 0.1}$ （FL）に影響を与える鋼成分について評価したパラメータであり、 $CeqH$ はIC部の硬さを介してCTOD特性に影響を与える鋼成分について評価したパラメータである。

$$P_{CTOD} = [C] + [Cu] / 22 + [Ni] / 67 + [V] / 3 \cdots \text{式1}$$

$$CeqH = [C] + [Si] / 4.16 + [Mn] / 14.9 + [Cu] / 12.9 + [Ni] / 105 + [V] / 1.82 \cdots \text{式2}$$

上記式中の成分元素は、鋼中の成分元素の含有量（質量％）である。

しかしながら、この場合、 P_{CTOD} 及び $CeqH$ の規制値が低いため、添加可能な合金成分量を大幅に制限する必要がある。そのため、構造材料として一般的に使用される板厚 $6 \sim 100\text{mm}$ において、高強度鋼を得ることができない。本発明における高強度とは、降伏強度（YS）が 355N/mm^2 以上、引張強度（TS）が 480N/mm^2 以上を言う。望ましくは板厚が 12mm 以上、 80mm 以下で、降伏強度が 400N/mm^2 以上、 550N/mm^2 以下であり、引張強度が 610N/mm^2 以下である。

なお、実際の構造物に使用するにあたっては、板厚が 30mm 以上、 60mm 以下であり、降伏強度が 420N/mm^2 以上、 500N/mm^2 以下であり、引張強度が 570N/mm^2 以下であることがより望ましい。鋼材には、厚鋼板や鋼管などがあるが、厚鋼板としても差し支えない。

【0008】

一方、例えば特許文献4には、Bを添加することで低温のCTOD特性を向上させる技術が開示されている。B添加量を $0.0005\% \sim 0.0020\%$ に制御することで、CTOD特性を向上させることが示されているが、その目標とする特性は -30°C 及び -50°C でのCTOD特性である。本発明者らが、この技術に基づき製造した鋼材について、

本発明で主に想定している潜弧溶接（SAW：Submerged arc welding）法での溶接条件下において、 -80°C 環境下のCTOD特性を調査したところ、要求特性を満足しなかった。

【0009】

また、例えば特許文献5には、Bを0.0003%～0.003%添加し、かつ固溶B量を0%に制御することで、HAZ靱性を向上させることが示されている。しかし、大入熱溶接を想定した技術であり、さらにその目標特性は、 -20°C でのHAZ靱性である。本発明者らが、この技術に基づき製造した鋼材について、本発明で主に想定している潜弧溶接（SAW：Submerged arc welding）法での溶接条件下において、 -80°C 環境下のCTOD特性を調査したところ、要求特性を満足しなかった。

10

【先行技術文献】

【特許文献】

【0010】

【特許文献1】日本国特開2007-002271号公報

【特許文献2】日本国特開2010-248590号公報

【特許文献3】国際公開公報WO2010/134323A1

【特許文献4】日本国特開平9-1303号公報

【特許文献5】国際公開公報WO2009/072559A1

【発明の概要】

20

【発明が解決しようとする課題】

【0011】

HAZ部の中でも、FL部は、溶接時に最も高温の熱履歴を受け、IC部は、多層溶接により溶融温度に近い高温の熱履歴を受けた後、Ac1温度（昇温時の $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態温度）直上の熱履歴を受けるため、いずれも特にCTOD特性が劣化しやすい。高温の熱履歴を受けるFL部は、ミクロ組織が粗大化することによって靱性が劣化するため、ミクロ組織を微細かつ均一にすることが有効と考えられる。また、FL部及びIC部のいずれにおいても、破壊の起点となる粗大な非金属介在物の低減が重要であり、非金属介在物の低減にはO（鋼中酸素）の低減が有効と考えられる。しかしながら、一方で、Oを低減すると粒内変態フェライト（Intragranular Ferrite；IGF）が減少し、CTOD特性が低下することが懸念される。

30

【0012】

これらの課題に対して、上述のように、これまで -80°C でのFL部のCTOD特性及びIC部のCTOD特性（破壊靱性）が要求値を満足する高強度の溶接用鋼材は提供されていなかった。そこで、本発明は、小～中入熱の多層溶接等において、 -80°C でのFL部のCTOD特性及びIC部のCTOD特性（破壊靱性）が要求値を満足する高強度の溶接用鋼材を提供することを目的とする。

本発明における小～中入熱とは、例えば板厚50mmで1.5～5.0kJ/mm程度となる入熱を言う。

【課題を解決するための手段】

40

【0013】

本発明者らは、高強度鋼としての母材強度を満足しつつ、小～中入熱（例えば板厚50mmで1.5～5.0kJ/mm）溶接を行った鋼材のHAZにおける脆化部であるFL部とIC部の -80°C のCTOD特性を満足させる手段について検討した。

【0014】

その結果、Oを低減した上で、FL部において溶接時に付与される熱履歴によって生成する粗大な粒界組織を抑制しIGF分率を増大させることで、CTOD特性が著しく向上することを明らかにした。上述のIGFとはHAZの旧オーステナイト粒内のTi酸化物を核に花卉状に生成する（Ti酸化物を中心に周囲に広がるように生成する）針状のフェライトである。このIGFは、平均粒径10 μm 以下と微細なため、それ自身による微細

50

化効果に加えて、I G Fが多く生成することで粒界から生成する韌性に有害な粗大組織の生成を抑制し、有効結晶粒径微細化をもたらすことで、C T O D特性の向上に著しく寄与する。

【0015】

また、I G F分率を増大させる手法としてB添加が最も有効であることを見出した。これまでB添加によって鋼材の変態温度が下がり、組織が微細で均一になる効果があることは知られていた。しかし、(i)微量添加で効果を発揮するBは、鋼中に存在するNやOなどの元素と結合することで存在状態が変わり、狙った効果を発揮できない場合があること、(ii)特に溶接後の冷却速度が大きくなる溶接入熱5.0 kJ/mm以下の小・中入熱溶接では、B添加によるHAZの硬さの上昇に伴いC T O D特性が低下する場合があることから-80℃におけるC T O D特性の改善にB添加を十分活用できた例はなかった。本発明者らは、上記(i)については、Bが鋼中に固溶状態で存在し、狙いとする効果を発揮するために必要な量、すなわち有効B量の確保を可能とするパラメータで制御し、(ii)については、B量とC量からなるパラメータを用いて制御することが優れたC T O D特性(破壊韌性)を確保ために有効であることを見出した。

【0016】

さらに、本発明者らは、上述のBの効果をより活用するためには、鋼中に微細なTi酸化物を含有させることが有効であることを見出した。

【0017】

本発明は上述の知見に基づいて構成されており、上記の課題を解決して係る目的を達成するために、以下の手段を採用した。

(1)すなわち、本発明の一態様に係る溶接用鋼材は、質量%で、C含有量[C]が、0.015%以上0.045%以下のCと、Si含有量[Si]が、0.05%以上0.20%以下のSiと、Mn含有量[Mn]が、1.6%以上2.5%以下のMnと、Ni含有量[Ni]が、0.1%以上1.0%以下のNiと、Ti含有量[Ti]が、0.005%以上0.015%以下のTiと、B含有量[B]が、0.0003%以上0.0015%以下のBと、N含有量[N]が、0.002%以上0.006%以下のNと、O含有量[O]が、0.0015%以上0.0035%以下のOとを含有し、P含有量[P]を、0.008%以下、S含有量[S]を、0.005%以下、Al含有量[Al]を、0.004%以下、Nb含有量[Nb]を、0.004%以下、Cu含有量[Cu]を、0.5%以下、V含有量[V]を、0.02%以下に制限し、残部が鉄及び不可避不純物からなり、下記式1で表される P_{CTOD} が0.065%以下、下記式2で表される $CeqH$ が0.225%以下、下記式3で表されるFBが、0.0003%以上、かつ、下記式4で表されるBpが0.09%以上0.30%以下である鋼成分を有し、板厚方向断面の板厚中心部において、円相当径2μm以上の酸化物粒子が20個/mm²以下、かつ0.05~0.5μmのTi酸化物が $1.0 \times 10^3 \sim 1.0 \times 10^5$ 個/mm²である。

ここで、

$$P_{CTOD} = [C] + [Cu] / 22 + [Ni] / 67 + [V] / 3 \cdots \text{式1}$$

$$CeqH = [C] + [Si] / 4.16 + [Mn] / 14.9 + [Cu] / 12.9 + [Ni] / 105 + [V] / 1.82 \cdots \text{式2}$$

$$FB = [B] - 0.77 \times ([N] - 0.29 \times ([Ti] - 2 \times ([O] - 0.89 \times [Al]))) \cdots \text{式3}$$

$$Bp = (884 \times [C] \times (1 - 0.3 \times [C]^2) + 294) \times FB \cdots \text{式4}$$

ただし、式3において、 $([O] - 0.89 \times [Al])$ の項が0以下であれば、式3における $([O] - 0.89 \times [Al])$ の項を0にして前記FBを算出し、

また、式3において、 $([Ti] - 2 \times ([O] - 0.89 \times [Al]))$ の項が0以下であれば、式3における $([Ti] - 2 \times ([O] - 0.89 \times [Al]))$ の項を0にして前記FBを算出し、

更に、式3において、 $([N] - 0.29 \times ([Ti] - 2 \times ([O] - 0.89 \times [Al])))$ の項が0以下であれば、式3における $([N] - 0.29 \times ([Ti] - 2$

10

20

30

40

50

$\times ([O] - 0.89 \times [Al])$ の項を 0 にして前記 FB を算出し、
更にまた、 $FB \leq 0$ のときは $FB = 0$ とする。

【0018】

(2) 上記(1)に記載の溶接用鋼材では、前記 Cu 含有量 [Cu] が、0.03% 以下であってもよい。

【0019】

(3) 上記(1)または(2)に記載の溶接用鋼材では、前記 B 含有量 [B] が、0.006% 以上であってもよい。

【0020】

以上述べたように、本発明により製造した鋼は、小～中入熱の多層溶接等の溶接時に最も靱性が劣化する FL 部及び IC 部の CTOD 特性が極めて良好で優れた破壊靱性を示す。これにより、海洋構造物、耐震性建築物等に使用され、厳しい環境でも優れた CTOD 特性を示す高強度溶接用鋼材を得ることができる。

【図面の簡単な説明】

【0021】

【図1】 FB と継手 FL 部の IGF 分率との関係を示す図である。

【図2】 Bp と FL 部における -80°C の継手 CTOD 特性の最小値との関係を示す図である。

【発明を実施するための形態】

【0022】

本実施形態においては、上述の通り、FL 部のミクロ組織を微細化するために B を添加する。B は旧オーステナイト粒界に偏析し、粒界エネルギーを低下させることで鋼のフェライト変態を著しく遅延させる効果がある。そのため、粗大なオーステナイト粒を有する HAZ 組織にて粒界から生成する粗大なフェライトなどの組織を抑制する。更に、Ti 酸化物に代表される酸化物系の非金属介在物を粒内変態フェライト (IGF) の変態核として利用する技術と組み合わせることで、FL 部のミクロ組織を著しく微細にする。これは、固溶している B により粒界部の変態が抑制され、変態核として粒内に存在する酸化物系非金属介在物からのフェライト変態が起こりやすくなることで IGF が増加することを狙いとした。なお、粗大な介在物は破壊の起点となるため低減する必要がある、変態核として望ましいのは微細な介在物である。

【0023】

上述の効果を得るためには、粒内変態の核となる酸化物系非金属介在物を所定量含む鋼中において、固溶状態で存在する B (有効 B; FB) を確保する必要がある。しかしながら、一方で B を添加することによる粒界部のフェライト変態の遅延効果は、焼入れ性の向上を意味している。そのため、焼入れ性の向上に伴う硬質組織の増加によって FL 部の硬さが上昇し、破壊靱性が劣化することが懸念される。そのため、後述のように必要な固溶 B 量を確保しつつ、B 添加による FL 部の硬さの上昇を回避することが有効である。

【0024】

鋼中に固溶状態で存在する B (有効 B) を確保して B 添加による FL 部のミクロ組織の微細化および均一化効果を有効に活用した上で、実継手で -80°C の CTOD 特性を満足させるためには、式 3 に定義される有効 B 量を示すパラメータ FB と、B による HAZ 硬さ上昇を回避するパラメータとして式 4 に定義される B パラメータ Bp とを考慮する必要があることを見出した。

$FB = [B] - 0.77 \times ([N] - 0.29 \times ([Ti] - 2 \times ([O] - 0.89 \times [Al]))) \cdots \text{式 3}$

ただし、式 3 において、 $([O] - 0.89 \times [Al])$ の項が 0 以下であれば、式 3 における $([O] - 0.89 \times [Al])$ の項を 0 にして前記 FB を算出し、

また、式 3 において、 $([Ti] - 2 \times ([O] - 0.89 \times [Al]))$ の項が 0 以下であれば、式 3 における $([Ti] - 2 \times ([O] - 0.89 \times [Al]))$ の項を 0 にして前記 FB を算出し、

10

20

30

40

50

更に、式3において、 $([N] - 0.29 \times ([Ti] - 2 \times ([O] - 0.89 \times [Al])))$ の項が0以下であれば、式3における $([N] - 0.29 \times ([Ti] - 2 \times ([O] - 0.89 \times [Al])))$ の項を0にして前記FBを算出し、

更にまた、 $FB \leq 0$ のときは $FB = 0$ とする。

$$Bp = (884 \times [C] \times (1 - 0.3 \times [C]^2) + 294) \times FB \cdots \text{式4}$$

上記式中の成分元素は、鋼中の成分元素の含有量（質量％）である。

式3は、それぞれの元素間の結合力の強さを考慮した上で、化学量論比により得られた鋼中の固溶B量（有効B量；FB）を求める式である。この式により求められたFBが0.0003％以上、すなわち有効B量が0.0003％以上である場合、Bは狙い通りに粗大な粒界組織を抑制する。その結果、鋼中に分散したTi酸化物によりIGFが生成しうる環境下では、図1に示すようにFL部におけるIGF分率が90％以上となる。Bpは、多数の実験室溶製鋼での解析から導出した経験式であり、（C量によって予想される最高硬さ） $\times$ （FBの寄与）でパラメータ化したものである。FBが多いほど、HAZ硬さが高くなりやすく、特に今回のような極低温でのCTOD特性に大きく影響する。本発明者らは、図2に示すように、Bpが0.30％を超えるとFL部で著しい硬さの上昇を引き起こし、 -80°C でCTOD特性の目標値である0.25mm以上を満足しないことを見出した。また、本実施形態に係る溶接鋼材においてFBが0.0003％以上であればBpは必ず0.09％以上となることから、Bpが0.09未満となるのは本実施形態に係る溶接鋼材の狙いとする固溶Bの効果が得られない領域であるため、Bpは0.09％以上とする。なお、図2に記載されている鋼は、Bp以外は本実施形態に係る溶接鋼材の範囲を満足している。

FBが、0.0010％超となると、Bpが0.30％を超えることが懸念されるためFBの上限を0.0010％とすることが望ましい。

【0025】

さらに、実継手で -80°C のCTOD特性を満足させるには、円相当径で $2\mu\text{m}$ 以上の酸化物の個数を $20\text{個}/\text{mm}^2$ 以下でかつ、変態核として鋼中に円相当径で $0.05\sim 0.5\mu\text{m}$ のTi酸化物を $1.0 \times 10^3 \sim 1.0 \times 10^5\text{個}/\text{mm}^2$ 有することが重要であることが分かった。円相当径 $2\mu\text{m}$ 以上の酸化物個数が $20\text{個}/\text{mm}^2$ を超えると、この酸化物が破壊発生起点となり、CTOD特性が劣化する。また、円相当径 $0.05\sim 0.5\mu\text{m}$ のTi酸化物が $1.0 \times 10^3\text{個}/\text{mm}^2$ 未満では、IGFの生成核としてのTi酸化物個数が不十分となり、 $1.0 \times 10^5\text{個}/\text{mm}^2$ を超えると、Ti酸化物が破壊発生起点となって、いずれの場合もCTOD特性が劣化する。

【0026】

以上に示すとおり、BpとFBを同時に満たすことで、FL部の硬さの著しい上昇を抑制しながら、更なるミクロ組織の微細化を達成することが可能となった。また、酸化物の制御が重要であることが分かった。その結果、本実施形態で限定する範囲の成分及び酸化物を含有する鋼を用いた場合、BpとFBを満たした上で、 -60°C でのCTOD特性を確保するために必要であった $P_{CTOD} \leq 0.065\%$ を満足し、さらに、円相当径で $2\mu\text{m}$ 以上の酸化物の個数が $20\text{個}/\text{mm}^2$ 以下でかつ、変態核として鋼中に円相当径で $0.05\sim 0.5\mu\text{m}$ のTi酸化物を $1.0 \times 10^3 \sim 1.0 \times 10^5\text{個}/\text{mm}^2$ 有することで、 -80°C でFL部のCTOD特性が満足することを見出した。なお、 P_{CTOD} は、後述の各元素の組成範囲から、0.016％以上となる。

【0027】

一方、上述したように試験温度 -80°C のような厳しい条件の場合、FL部のCTOD特性が目標値を満足しても、IC部のCTOD特性値が目標値を満足しない場合がある。そこで、IC部においても検討を進めた。その結果、円相当径で $2\mu\text{m}$ 以上の酸化物の個数を $20\text{個}/\text{mm}^2$ 以下としてかつ、 $CeqH \leq 0.225\%$ を満足することで、 -80°C のCTOD特性を満たすことを確認した。ただし、 $CeqH$ は後述の各元素の組成範囲から、0.135％以上となる。

【0028】

10

20

30

40

50

以下に本実施形態に係る溶接鋼材の限定理由について説明する。まず、本実施形態に係る溶接鋼材の組成限定理由について説明する。以下の組成についての％は、質量％を意味する。

C : 0.015 ~ 0.045 %

Cは強度を得るための元素であり、C含有量 [C] は0.015 %以上とする。安価に高強度とするためには望ましくは、0.018 %以上または0.020 %以上であり、さらに望ましくは、0.025 %以上又は0.030 %以上である。一方で0.045 %超では溶接HAZの特性を劣化させ、-80℃のCTOD特性を満足できないため0.045 %を上限とする。より良好なCTOD特性を得るためには0.042 %未満又は0.040 %未満が望ましい。

10

【0029】

Si : 0.05 ~ 0.20 %

Siは良好なCTOD特性を得るために少ない方が好ましいが、脱酸の観点からは、Si含有量 [Si] は0.05 %以上とする。望ましくは0.08 %以上又は0.10 %以上である。しかしながら、0.20 %超ではFL部のCTOD特性を害するため、0.20 %を上限とする。より良好なCTOD特性を得るためには、0.18 %以下又は0.15 %以下が望ましい。

【0030】

Mn : 1.6 ~ 2.5 %

Mnはミクロ組織を適正化する効果が大きく安価な元素であることや、CTOD特性に対して有害な粒界からの変態を抑制する効果を有し、CTOD特性を害することが少ないために添加量を多くしたい。Mn含有量 [Mn] が1.6 %未満ではミクロ組織の適正化効果が小さいため、下限を1.6 %とした。下限は、望ましくは1.7 %であり、更に望ましくは1.8 %である。一方で、Mn含有量 [Mn] が2.5 %超ではFL部において焼き入れ性が高くなりすぎたり、ICHAZの硬さが増加したりして、CTOD特性が劣化する。そのため2.5 %を上限とする。上限は、望ましくは2.3 %、より望ましくは、2.2 %、更に望ましくは2.0 %である。

20

【0031】

P : 0.008 %以下

Pは、不可避不純物として含有され、粒界に偏析して鋼の靱性を劣化させるので、P含有量 [P] をできるだけ低減することが望ましいが、工業生産的な制約もあり、0.008 %を上限とする。より良好なCTOD特性を得るためには、0.005 %以下が望ましい。Pは不可避の不純物であり、その下限は0 %である。

30

【0032】

S : 0.005 %以下

Sは、不可避不純物として含有され、母材靱性、CTOD特性の観点からともに少ない方がよいが、工業生産的な制約もあるため、S含有量 [S] の上限を0.005 %とする。より良好なCTOD特性を得るためには、0.003 %以下又は0.002 %以下が望ましい。Sは不可避の不純物であり、その下限は0 %である。

【0033】

Ni : 0.1 ~ 1.0 %

Niは、CTOD特性の劣化が少なく、母材の強度を向上させる効果があり有効で、ICHAZの硬さの増加も少なく有効な元素であるが、高価な合金でありコスト上昇を招くことから、Ni含有量 [Ni] を1.0 %以下とする。望ましくは0.8 %以下、より望ましくは0.7 %以下又は0.6 %以下、更に望ましくは0.5 %以下又は0.45 %以下とした。一方、Niを添加した場合の効果を得るために、下限を0.1 %とする。Niの効果により活用するためには0.2 %以上の添加が望ましく、0.25 %以上の添加がより望ましい。合金コストの上昇より母材の強度向上を優先する場合には、0.4 %以上、0.5 %以上又は0.6 %以上のNiを添加してもよい。

40

【0034】

50

Al : 0.004%以下

Alは、Ti酸化物を生成させてIGFを得るために少ない方が好ましいため、Al含有量[Al]の上限を0.004%とする。より多くのIGFを得、良好なCTOD特性を得るためには、0.003%以下又は0.002%以下が望ましい。その下限は0%である。

【0035】

Ti : 0.005~0.015%

Tiは、Ti酸化物を生成させマイクロ組織を微細化させるが、多すぎるとFL部に粗大なTiCを生成し、CTOD特性を劣化させる。また、IC部にTiC生成による硬化組織が生成したり、TiCが破壊の発生の起点となる場合がある。そのため、Ti含有量[Ti]は0.005~0.015%が適正範囲である。Tiの効果をより活用するためには、0.007%以上とすることが望ましく、0.008%以上とすることがより望ましい。一方、よりCTOD特性を改善するためには、0.013%以下が望ましい。

10

【0036】

Nb : 0.004%以下

Nbは、母材の強度と靱性の観点から有益であるが、FL部のCTOD特性には有害であるため、Nb含有量[Nb]をCTOD特性を著しく低下しない範囲である0.004%以下に制限する。ただし、よりCTOD特性を改善させるためには、0.003%以下又は0.002%以下に制限することがより望ましく、0.001%以下に制限することが更に望ましい。その下限は0%である。

20

【0037】

B : 0.0003~0.0015%

Bは、HAZの旧オーステナイト粒界に偏析して、CTOD特性に有害となる粗大な粒界組織の生成抑制効果を有し、さらにFL部のマイクロ組織を均一にする効果を有する元素である。そのため、B含有量[B]を、0.0003%以上とする。ただし、Bの効果をより活用するためには、0.0004%以上又は0.0006%以上とすることが望ましい。一方、過剰の添加によりFL部の硬さが著しく上昇しCTOD特性を劣化させることが懸念されるため、0.0015%を上限とする。よりFL部のCTOD特性を改善させるためには、0.0013%又は0.0011%以下が望ましい。

【0038】

N : 0.002~0.006%

Nは、Ti窒化物生成に必要であるが、0.002%未満では効果が少ない。そのため、N含有量[N]の下限を0.002%とする。Nの効果をより活用するためには、下限を0.0025%とすることが望ましく、0.003%とすることがより望ましい。一方、0.006%超では破壊の発生起点となる粗大なTi窒化物を形成し、CTOD特性を劣化させてしまうため、上限を0.006%とする。より良好なCTOD特性を得るためには、0.005%以下が望ましい。さらに望ましくは0.0045%以下又は0.004%以下である。

30

【0039】

O : 0.0015~0.0035%

O含有量[O]は、FL部のIGFの生成核としてのTi酸化物の生成性から0.0015%以上とする。Oの効果をより活用するためには、0.0020%以上とすることが望ましい。しかし、Oが多すぎると酸化物のサイズおよび個数が過大となって、FL部及びIC部のCTOD特性を劣化させるため、上限を0.0035%とする。より良好なCTOD特性を得るためには、0.0030%以下が、より好ましくは0.0028%以下又は0.0026%以下が望ましい。

40

【0040】

以上が本実施形態に係る溶接鋼材における必須の元素であり、これらの効果を損なわない範囲で以下の元素を添加することも有効である。

【0041】

50

Cu : 0.5%以下

Cuは、母材の強度を向上させる効果があり、ICHAZの硬さの増加も少なく有効な元素である。しかしながらCu含有量[Cu]が、0.5%を超えて添加された場合、破壊の起点となる島状マルテンサイト(Martensite-Austenite Constituent; MA)生成が促進され、さらに分解を抑制することからFL部のCTOD特性の劣化を招く。したがって、CTOD特性を劣化させない範囲として、0.5%以下を制限範囲とする。ただし、より良好なCTOD特性を得るためには、0.3%以下又は0.1%以下が望ましい。更に安定したCTOD特性を確保するためには0.05%以下又は0.03%以下に制限することが望ましい。その下限は0%である

【0042】

10

V : 0.02%以下

Vは、母材強度の向上に有効な元素である。しかし、V含有量[V]が0.02%を超えるとCTOD特性を害することになるので、CTOD特性を大きく害しない範囲として、[V]の上限を0.02%以下とする。よりすぐれたCTOD特性を確保するためには0.01%未満が望ましい。その下限は0%である。

【0043】

本実施形態に係る溶接用鋼材は、上記成分を含有または制限し、残部が鉄および不可避免の不純物を含む。しかしながら、本実施形態に係る溶接鋼材には、上記成分の他に、鋼板自体の耐食性及び熱間加工性を一段と改善する目的で、あるいはスクラップ等の副原料からの不可避免の不純物として、他の合金元素を含有してもよい。ただし、上記成分(Ni等)の上記効果(母材の靱性の向上等)を十分に発揮させるために、他の各合金元素(Cr、Mo、Ca、Mg、Sb、Sn、As、REM)を以下のように制限することが好ましい。これらの各元素の含有量は、0%を含む。なお、これらの合金元素が意図的に添加されたとしても、その添加量が後述の範囲内であれば、不可避免の不純物と見做してよい。

20

【0044】

Crは、CTOD特性を低下させるため、Cr含有量[Cr]は、0.1%以下であることが好ましく、0.05%以下であることがより好ましく、0.02%以下であることが最も好ましい。その下限は0%である。

Moは、CTOD特性を低下させるため、Mo含有量[Mo]は、0.05%以下であることが好ましく、0.03%以下であることがより好ましく、0.01%以下であることが最も好ましい。その下限は0%である。

30

【0045】

Caは、Ti酸化物の生成を抑制する効果があるため、Ca含有量[Ca]は、0.0003%未満であることが好ましく、0.0002%未満又は0.0001%未満であることがより好ましい。その下限は0%である。

Mgは、Ti酸化物の生成を抑制する効果があるため、Mg含有量[Mg]は、0.0003%未満であることが好ましく、0.0002%未満又は0.0001%未満であることがより好ましい。その下限は0%である。

【0046】

Sbは、CTOD特性を損なうため、Sb含有量[Sb]は、0.005%以下であることが好ましく、0.003%以下であることがより好ましく、0.001%以下であることが最も好ましい。その下限は0%である。

40

Snは、CTOD特性を損なうため、Sn含有量[Sn]は、0.005%以下であることが好ましく、0.003%以下であることがより好ましく、0.001%以下であることが最も好ましい。その下限は0%である。

Asは、CTOD特性を損なうため、As含有量[As]は、0.005%以下であることが好ましく、0.003%以下であることがより好ましく、0.001%以下であることが最も好ましい。その下限は0%である。

REM(Rare Earth Metal)は、Ti酸化物の生成を抑制する効果があるため、REM含有量[REM]は、0.005%以下であることが好ましく、0.0

50

0.3%以下であることがより好ましく、0.002%未満又は0.001%未満であることが最も好ましい。なお、本実施形態に係る溶接用鋼材には、本実施形態の特性を阻害しない範囲で、上述した元素以外にも製造工程などで不可避免的に混入する不純物を含有してもよいが、できるだけ不純物が混入しないようにすることが好ましい。その下限は0%である。

【0047】

鋼の成分を上記のように限定しても製造法が適切でなければ目的とした効果は発揮できない。このため、本実施形態に係る溶接用鋼材を製造する場合、以下のような製造条件とすることが望ましい。

【0048】

本実施形態に係る溶接用鋼材は工業的には連続鋳造法で製造することが望ましい。その理由は溶鋼の凝固冷却速度が速く、破壊の発生起点となる粗大な酸化物の生成を回避できるため、及びスラブ中に微細なTi酸化物をより多量に生成することが可能なためである。本実施形態に係る溶接鋼材の製造方法では、凝固点近傍から800℃までの鋳片の中心部の平均冷却速度を5℃/min以上とすることが望ましい。その理由としては、鋼中に、円相当径で2μm以上の酸化物の個数を20個/mm²以下でかつ円相当径で0.05～0.5μmのTi酸化物を1.0×10³～1.0×10⁵個/mm²得るためである。鋳片の冷却速度が5℃/min未満の場合、微細な酸化物が得られにくく粗大な酸化物が増加する。一方、平均冷却速度を50℃/min超にしても微細なTi酸化物の数は大きく増加せず、むしろ製造コストが上昇するため、平均冷却速度を50℃/min以下としてもよい。

なお、鋳片の中心部の平均冷却速度は、鋳片表面の冷却速度を測定し、伝熱計算により求めることができる。また、平均冷却速度は、鋳造温度や冷却水量などを測定し、伝熱計算により求めることもできる。

【0049】

スラブの圧延に際し、その再加熱温度（加熱温度）は950～1100℃とすることが望ましい。再加熱温度が1100℃を超えるとTi窒化物が粗大化して母材の靱性劣化やCTOD特性改善効果が小さいためである。また、950℃未満の再加熱温度では、圧延の負荷が大きく、生産性を著しく阻害するため、950℃を下限とすることが望ましい。母材靱性の確保と生産性の観点から、再加熱温度は950～1100℃が望ましいが、さらに優れた母材靱性が要求される場合は、再加熱温度は950～1050℃とすることがより望ましい。

【0050】

再加熱後の製造法は加工熱処理を行うことが望ましい。なぜなら、優れたCTOD特性が得られても、母材の靱性が劣っていると鋼材としては不十分なためである。加工熱処理は圧延温度を鋼成分に適した範囲に制御し、その後に必要な応じて水冷等を施す処理であり、この処理により、オーステナイト粒の微細化、およびミクロ組織の微細化を行うことができる。これにより、鋼材の強度向上や靱性を改善させることができる。加工熱処理法の条件として、未再結晶域温度（700～850℃）における累積圧下率が30%以上であることが望ましい。

【0051】

加工熱処理の方法としては、(i)制御圧延(CR:Controlled Rolling、以下単にCRという。)、(ii)制御圧延-加速冷却(CR+ACC:Accelerated Cooling、以下は単にACCという。)、(iii)制御圧延-加速冷却-焼戻し(CR+ACC+T:Tempering、以下単にACC+Tという。)が挙げられる。このうち、好ましい方法は(ii)制御圧延-加速冷却法である。それぞれの加工熱処理方法の一例として、(i)制御圧延の場合は、スラブを950～1100℃に加熱し未再結晶温度域(700～850℃)で累積圧下率30%以上の圧延を行い、圧延後は常温まで空冷する、(ii)制御圧延-加速冷却の場合は、圧延までは(i)と同様の手順で行い、圧延後水冷装置650℃以上から冷却速度5℃/s以上で500

10

20

30

40

50

℃以下に加速冷却する、(i i i) 制御圧延-加速冷却-焼戻しの場合は、加速冷却までは (i i) と同様の手順で行い、加速冷却後熱処理炉で 400～660℃の焼戻しを行う、方法が挙げられる。なお、この鋼を加工熱処理の後に脱水素処理などの目的で Ar 3 変態点以下の温度に再度加熱しても、本実施形態に係る溶接用鋼材の特徴を損なうものではない。

【0052】

<実施例>

以下、実施例に基づいて本発明を説明する。

転炉で溶製された溶鋼を連続铸造にてスラブとし、そのスラブを厚板工程で加工熱処理を行うことで種々の鋼成分の厚鋼板を製造した。その後、製造した厚鋼板について母材強度や溶接継手の CTOD 試験を実施した。溶接継手は、一般的に試験溶接として用いられている潜弧溶接 (SAW) 法で、溶接溶け込み線 (FL) が垂直になるように K 開先とし、溶接入熱を 4.5～5.0 kJ/mm とした溶接条件で作製した。

【0053】

CTOD 試験は BS 7448 Part 1 (British Standard) に基づき、t (板厚) × 2 t の試験片サイズで、ノッチは 50% 疲労き裂で実施し、ノッチ位置は FL 部 (WM と HAZ の境界) および IC 部 (HAZ と BM (母材) の境界) の 2 箇所、-80℃でそれぞれ 5 本の試験を実施した。目標とする CTOD 値は Min. / Ave. とともに 0.25 mm 以上とした。

【0054】

FL 部の HAZ 組織は、ナイトール腐食液によってエッチングを施し、光学顕微鏡および SEM にて観察した。IGF 分率は、任意の倍率で 3 視野観察した組織写真を用いて、目視にて面積率を測定し、その平均とした。

【0055】

鋼材の酸化物粒子の個数は、以下の方法で測定した。各鋼材から板厚方向の中央部の断面試料を採取し、円相当径が 2 μm 以上の粗大な酸化物については、FE-SEM (Field Emission Scanning Electron Microscope) を用いて観察し、その粒子サイズと個数を測定した。円相当径が 0.05～0.5 μm の Ti 酸化物については、同じく板厚方向の中央部から試料を採取し、SPEED 法 (Selective Potentiostatic Etching by Electrolytic Dissolution) で電解研磨した試料から、抽出レプリカ膜を作成して 10000～1000000 倍の FE-TEM (Field Emission Transmission Electron Microscope) で観察した。EDX 法 (Energy Dispersive X-ray Spectrometry) により、特性 X 線から求められた Ti の重量比が 10% 以上の酸化物を Ti 含有酸化物と判定した。これらの結果から、Ti 含有酸化物のサイズと個数を測定した。各試料の板厚方向断面の板厚中心部において 20 視野以上の観察を行い、単位面積あたりの酸化物粒子の個数の平均値を計算した。測定位置を板厚中心部とするのは、CTOD 特性が組成拘束の影響を受ける板厚中心部の靱性に特に影響を受けるためである。板厚方向断面とは、板厚方向 (鋼板の表面から裏面に向かう方向) に沿って鋼板を切断した際の断面である。

【0056】

表 1、表 2 に鋼の化学成分を示し、表 3、表 4 に製造条件および母材、溶接継手の CTOD 特性を示す。表 3、表 4 中の加工熱処理方法の記号は、以下の熱処理方法を意味する。

CR: 制御圧延 (強度・靱性に最適な温度域での圧延)

ACC: 加速冷却 (制御圧延後に 400～600℃の温度域まで水冷後放冷)

ACC+T: 圧延直後焼入れ+焼戻し処理 (圧延直後に常温まで水冷し、その後に焼戻し処理)

なお、表 1、表 2 の化学成分において、Cr、Mo、Ca、Sb、Sn、As、REM

10

20

30

40

50

は、意図的に添加を行っていない。

【0057】

表3、表4中の溶接継手のCTOD試験結果において、 δ_{CAve} は5本の試験結果の平均値を、 δ_{Cmin} は5本の試験のうちの最低値を示す。

【0058】

本発明で製造した鋼板（本発明鋼1～33）は降伏強度（YS）が 420 N/mm^2 以上、引張強度（TS）が 480 N/mm^2 以上で、 -80°C のCTOD値がFLノッチの δ_{Cmin} で 0.30 mm 以上、ICノッチの δ_{Cmin} で 0.63 mm 以上の良好な破壊靱性を示した。また、このときのFL部のHAZ組織におけるIGF分率はいずれも90%以上であった。

10

【0059】

鋼34は、化学成分は本発明を満たしているが、鑄片の冷却速度が望ましい製造条件を満たしていない。その結果、円相当径 $2\text{ }\mu\text{m}$ 以上の酸化物粒子の個数または、 $0.05\sim 0.5\text{ }\mu\text{m}$ のTi酸化物の個数が本発明の範囲を外れており、FL部、IC部のCTOD特性が目標を満足しなかった。

【0060】

一方、鋼35～55は表2から明らかなように、化学成分について本発明から逸脱した比較例を示したものである。これらの鋼は、それぞれC量（鋼38）、Si量（鋼43）、Mn量（鋼37、鋼47）、Ni量（鋼35、）Al量（鋼52）、Ti量（鋼36、鋼44、鋼50）、B量（鋼41、鋼45、鋼49）、Nb量（鋼53）、O量（鋼39、鋼55）、N量（鋼51）、Cu量（鋼42）、V量（鋼46）、 P_{CTOD} （鋼48）、 $CeqH$ （鋼37、鋼40、鋼42、鋼48）、FB（鋼39、鋼45、鋼46、鋼47、鋼50、鋼51）、Bp（鋼38、鋼39、鋼41、鋼45、鋼46、鋼47、鋼49、鋼50、鋼51、鋼54）の条件が発明のものと異なっている。また、鋼52はAlが本発明から逸脱したことで、円相当径 $0.05\sim 0.5\text{ }\mu\text{m}$ のTi酸化物個数が発明のものを満たしていない。比較鋼の強度の一部は目標強度を下回るものもあるものの、概ね発明鋼と同等である。しかしながら、CTOD値が劣り、厳しい環境下で使用される鋼板として適切ではない。

20

【0061】

【表 1】

		化学成分(mass%)																					REM	P _{CTOD}	C _{eqt}	FB	Bp
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Al	Ti	Nb	N	B	O	Cu	V	Cr	Mo	Ca	Mg	Sb	Sn	As					
本 発 明 鋼	1	0.031	0.10	2.50	0.004	0.003	0.26	0.002	0.011	0.002	0.0026	0.0005	0.0022	0.00	0.000	0.01	0.00	0.0003	0.0001	0.003	0.002	0.003	0.0002	0.035	0.225	0.00050	0.16
	2	0.042	0.13	1.72	0.004	0.002	0.44	0.002	0.005	0.001	0.0022	0.0011	0.0020	0.00	0.000	0.01	0.00	0.0002	0.0003	0.002	0.001	0.002	0.0001	0.049	0.193	0.00042	0.14
	3	0.040	0.20	1.81	0.003	0.003	0.46	0.002	0.011	0.002	0.0025	0.0004	0.0021	0.00	0.000	0.01	0.00	0.0003	0.0001	0.003	0.002	0.001	0.0002	0.047	0.214	0.00040	0.13
	4	0.039	0.14	1.65	0.004	0.003	0.99	0.002	0.010	0.002	0.0032	0.0006	0.0018	0.00	0.000	0.01	0.00	0.0002	0.0003	0.001	0.001	0.003	0.0003	0.054	0.193	0.00036	0.12
	5	0.043	0.12	1.95	0.005	0.002	0.43	0.003	0.015	0.001	0.0058	0.0015	0.0027	0.00	0.000	0.01	0.00	0.0003	0.0002	0.002	0.002	0.001	0.0003	0.049	0.207	0.00037	0.12
	6	0.045	0.11	1.80	0.004	0.002	0.30	0.002	0.012	0.001	0.0035	0.0010	0.0020	0.32	0.000	0.01	0.00	0.0003	0.0000	0.003	0.003	0.002	0.0002	0.064	0.220	0.00089	0.30
	7	0.032	0.10	1.88	0.003	0.003	0.40	0.002	0.012	0.002	0.0035	0.0007	0.0019	0.50	0.000	0.01	0.00	0.0003	0.0003	0.003	0.003	0.001	0.0001	0.061	0.225	0.00063	0.20
	8	0.041	0.11	1.63	0.004	0.003	0.45	0.002	0.014	0.001	0.0033	0.0003	0.0024	0.00	0.000	0.01	0.00	0.0001	0.0002	0.002	0.002	0.002	0.0000	0.048	0.181	0.00030	0.10
	9	0.015	0.12	1.92	0.004	0.002	0.51	0.002	0.013	0.002	0.0039	0.0006	0.0021	0.00	0.000	0.01	0.00	0.0003	0.0000	0.003	0.003	0.001	0.0003	0.023	0.178	0.00036	0.11
	10	0.038	0.13	1.68	0.005	0.003	0.41	0.002	0.015	0.000	0.0035	0.0005	0.0022	0.00	0.000	0.01	0.01	0.0002	0.0002	0.001	0.001	0.002	0.0003	0.044	0.186	0.00050	0.16
	11	0.032	0.12	1.96	0.004	0.003	0.31	0.002	0.011	0.001	0.0037	0.0010	0.0020	0.27	0.009	0.01	0.00	0.0000	0.0001	0.003	0.003	0.003	0.0002	0.052	0.221	0.00051	0.16
	12	0.039	0.11	1.94	0.004	0.003	0.43	0.003	0.014	0.002	0.0031	0.0007	0.0035	0.00	0.000	0.01	0.00	0.0003	0.0003	0.003	0.002	0.001	0.0003	0.045	0.200	0.00070	0.23
	13	0.044	0.14	2.01	0.005	0.002	0.49	0.002	0.012	0.003	0.0032	0.0004	0.0022	0.00	0.000	0.01	0.00	0.0003	0.0003	0.002	0.001	0.003	0.0001	0.051	0.217	0.00040	0.13
	14	0.040	0.13	1.87	0.003	0.003	0.44	0.002	0.012	0.002	0.0020	0.0005	0.0023	0.00	0.000	0.01	0.00	0.0002	0.0003	0.001	0.002	0.003	0.0003	0.047	0.201	0.00050	0.16
	15	0.031	0.12	1.96	0.004	0.003	0.45	0.002	0.011	0.002	0.0028	0.0008	0.0023	0.00	0.000	0.01	0.00	0.0003	0.0002	0.002	0.000	0.002	0.0001	0.038	0.196	0.00080	0.26
	16	0.030	0.14	1.91	0.004	0.002	0.40	0.004	0.009	0.001	0.0033	0.0009	0.0035	0.00	0.000	0.01	0.00	0.0003	0.0003	0.001	0.003	0.001	0.0000	0.036	0.196	0.00037	0.12
	17	0.039	0.13	1.77	0.004	0.003	0.46	0.002	0.012	0.002	0.0049	0.0015	0.0018	0.00	0.000	0.01	0.00	0.0003	0.0003	0.003	0.003	0.003	0.0003	0.046	0.193	0.00040	0.13
	18	0.032	0.10	1.92	0.003	0.003	0.43	0.002	0.012	0.001	0.0033	0.0004	0.0019	0.00	0.018	0.01	0.00	0.0001	0.0003	0.002	0.002	0.003	0.0003	0.044	0.199	0.00040	0.13
	19	0.038	0.05	1.69	0.004	0.002	0.52	0.002	0.011	0.001	0.0030	0.0008	0.0021	0.00	0.000	0.00	0.00	0.0003	0.0001	0.001	0.001	0.002	0.0003	0.046	0.168	0.00080	0.26
	20	0.030	0.13	2.02	0.005	0.003	0.42	0.002	0.011	0.002	0.0030	0.0007	0.0024	0.30	0.000	0.01	0.00	0.0002	0.0003	0.002	0.002	0.003	0.0002	0.050	0.224	0.00057	0.18
	21	0.032	0.11	1.61	0.004	0.003	0.80	0.002	0.009	0.002	0.0035	0.0010	0.0018	0.00	0.000	0.01	0.00	0.0000	0.0001	0.001	0.003	0.001	0.0002	0.044	0.174	0.00031	0.10
	22	0.044	0.14	1.86	0.003	0.003	0.40	0.002	0.011	0.001	0.0037	0.0008	0.0019	0.00	0.020	0.00	0.00	0.0003	0.0002	0.001	0.000	0.000	0.0001	0.057	0.217	0.00035	0.12
	23	0.026	0.17	2.30	0.004	0.003	0.12	0.002	0.011	0.001	0.0034	0.0007	0.0020	0.04	0.000	0.01	0.00	0.0001	0.0003	0.002	0.002	0.003	0.0002	0.030	0.225	0.00044	0.14
	24	0.037	0.07	1.93	0.004	0.002	0.32	0.002	0.011	0.001	0.0032	0.0006	0.0022	0.00	0.000	0.02	0.00	0.0002	0.0003	0.000	0.001	0.002	0.0003	0.042	0.186	0.00040	0.13
	25	0.038	0.18	2.10	0.004	0.002	0.19	0.002	0.010	0.001	0.0030	0.0008	0.0024	0.00	0.000	0.01	0.00	0.0003	0.0003	0.003	0.002	0.001	0.0003	0.041	0.224	0.00045	0.15
	26	0.024	0.15	1.92	0.005	0.003	0.52	0.002	0.011	0.001	0.0030	0.0007	0.0022	0.00	0.000	0.02	0.00	0.0002	0.0002	0.003	0.001	0.001	0.0002	0.032	0.194	0.00066	0.21
	27	0.034	0.12	1.85	0.005	0.003	0.45	0.002	0.012	0.001	0.0031	0.0008	0.0029	0.00	0.000	0.01	0.00	0.0001	0.0002	0.002	0.001	0.002	0.0002	0.041	0.191	0.00059	0.19
	28	0.036	0.13	1.86	0.004	0.003	0.43	0.003	0.007	0.002	0.0025	0.0009	0.0018	0.00	0.000	0.00	0.00	0.0003	0.0000	0.001	0.002	0.002	0.0001	0.042	0.196	0.00054	0.18
	29	0.032	0.12	1.78	0.005	0.003	0.46	0.002	0.008	0.001	0.0030	0.0010	0.0020	0.00	0.000	0.00	0.00	0.0000	0.0003	0.002	0.001	0.003	0.0001	0.039	0.185	0.00038	0.12
	30	0.035	0.14	1.83	0.004	0.003	0.44	0.003	0.010	0.002	0.0036	0.0013	0.0023	0.00	0.000	0.01	0.00	0.0003	0.0003	0.001	0.002	0.001	0.0002	0.042	0.196	0.00076	0.25
	31	0.041	0.13	1.90	0.005	0.002	0.70	0.003	0.011	0.001	0.0033	0.0008	0.0021	0.00	0.000	0.02	0.00	0.0003	0.0001	0.000	0.003	0.003	0.0000	0.051	0.206	0.00072	0.24
	32	0.030	0.13	1.86	0.005	0.003	0.47	0.002	0.010	0.001	0.0031	0.0007	0.0022	0.03	0.000	0.01	0.00	0.0000	0.0002	0.000	0.003	0.003	0.0003	0.038	0.193	0.00036	0.11
	33	0.018	0.16	1.96	0.005	0.003	0.20	0.002	0.010	0.001	0.0032	0.0010	0.0022	0.00	0.000	0.02	0.00	0.0003	0.0000	0.003	0.002	0.002	0.0003	0.021	0.190	0.00058	0.18
	34	0.032	0.13	1.86	0.004	0.003	0.41	0.001	0.011	0.001	0.0027	0.0008	0.0021	0.00	0.000	0.01	0.00	0.0001	0.0001	0.003	0.003	0.001	0.0002	0.038	0.192	0.00064	0.21

本発明鋼

【表 2】

		化学成分(mass%)																										
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Al	Ti	Nb	N	B	O	Cu	V	Cr	Mo	Ca	Mg	Sb	Sn	As	REM	P _{CTOD}	C _{eqH}	FB	Bp	
比較鋼	35	0.027	0.18	2.30	0.004	0.003	0.09	0.002	0.011	0.001	0.0034	0.0007	0.0020	0.00	0.000	0.00	0.00	0.0000	0.0000	0.001	0.001	0.001	0.001	0.0001	0.028	0.225	0.00044	0.14
	36	0.044	0.11	1.89	0.004	0.002	0.41	0.002	0.016	0.000	0.0031	0.0006	0.0022	0.00	0.000	0.01	0.00	0.0001	0.0000	0.003	0.001	0.000	0.0001	0.050	0.201	0.00060	0.20	
	37	0.039	0.06	2.56	0.005	0.003	0.43	0.002	0.010	0.001	0.0033	0.0007	0.0019	0.00	0.000	0.02	0.00	0.0003	0.0003	0.002	0.002	0.001	0.0003	0.045	0.229	0.00034	0.11	
	38	0.047	0.09	1.76	0.004	0.003	0.40	0.002	0.012	0.002	0.0036	0.0015	0.0023	0.00	0.000	0.01	0.00	0.0002	0.0003	0.001	0.001	0.002	0.0003	0.053	0.191	0.00118	0.39	
	39	0.032	0.10	1.96	0.004	0.003	0.46	0.003	0.010	0.002	0.0029	0.0006	0.0037	0.00	0.000	0.00	0.00	0.0000	0.0002	0.002	0.002	0.003	0.0002	0.039	0.192	0	0.00	
	40	0.040	0.19	1.99	0.004	0.002	0.56	0.002	0.011	0.001	0.0032	0.0006	0.0023	0.00	0.020	0.02	0.00	0.0003	0.0001	0.001	0.001	0.003	0.0001	0.055	0.236	0.00036	0.12	
	41	0.041	0.10	1.88	0.005	0.003	0.43	0.002	0.009	0.001	0.0032	0.0016	0.0019	0.00	0.000	0.01	0.01	0.0003	0.0003	0.000	0.001	0.002	0.0002	0.047	0.195	0.00109	0.36	
	42	0.032	0.15	1.75	0.005	0.003	0.20	0.002	0.012	0.001	0.0036	0.0007	0.0023	0.60	0.000	0.02	0.00	0.0001	0.0003	0.003	0.002	0.003	0.0002	0.062	0.234	0.00038	0.12	
	43	0.039	0.22	1.82	0.004	0.003	0.42	0.002	0.011	0.002	0.0030	0.0006	0.0006	0.0025	0.00	0.000	0.02	0.00	0.0003	0.0001	0.002	0.001	0.001	0.0001	0.045	0.218	0.00042	0.14
	44	0.032	0.12	1.85	0.004	0.003	0.40	0.002	0.020	0.001	0.0033	0.0005	0.0018	0.00	0.000	0.01	0.00	0.0002	0.0003	0.001	0.002	0.003	0.0002	0.038	0.189	0.00050	0.16	
	45	0.042	0.14	2.01	0.004	0.004	0.44	0.002	0.013	0.003	0.0041	0.0002	0.0021	0.00	0.000	0.00	0.00	0.0000	0.0002	0.002	0.003	0.002	0.0001	0.049	0.215	0	0.00	
	46	0.032	0.12	1.83	0.003	0.003	0.43	0.002	0.011	0.001	0.0036	0.0007	0.0023	0.00	0.026	0.02	0.00	0.0001	0.0000	0.001	0.003	0.001	0.0000	0.047	0.202	0	0.00	
	47	0.031	0.09	1.54	0.004	0.003	0.47	0.002	0.011	0.001	0.0036	0.0008	0.0024	0.00	0.000	0.02	0.00	0.0003	0.0003	0.003	0.002	0.002	0.0003	0.038	0.160	0.00021	0.07	
	48	0.040	0.10	2.10	0.004	0.003	0.52	0.002	0.010	0.002	0.0030	0.0006	0.0022	0.25	0.020	0.01	0.00	0.0002	0.0001	0.002	0.003	0.000	0.0002	0.066	0.240	0.00034	0.11	
	49	0.033	0.12	1.87	0.005	0.002	0.46	0.002	0.012	0.002	0.0032	0.0018	0.0026	0.00	0.000	0.00	0.00	0.0000	0.0000	0.001	0.001	0.003	0.0003	0.040	0.192	0.00165	0.53	
50	0.042	0.08	1.95	0.004	0.003	0.43	0.002	0.004	0.001	0.0035	0.0006	0.0018	0.00	0.000	0.02	0.00	0.0003	0.0003	0.002	0.000	0.003	0.0001	0.048	0.196	0	0.00		
51	0.031	0.13	1.84	0.004	0.003	0.41	0.002	0.008	0.002	0.0066	0.0004	0.0023	0.00	0.000	0.01	0.01	0.0003	0.0001	0.001	0.003	0.002	0.0003	0.037	0.190	0	0.00		
52	0.043	0.15	1.71	0.005	0.003	0.44	0.005	0.011	0.001	0.0036	0.0007	0.0024	0.00	0.000	0.02	0.00	0.0002	0.0003	0.003	0.003	0.001	0.0001	0.050	0.198	0.00038	0.13		
53	0.041	0.14	1.85	0.004	0.003	0.45	0.002	0.011	0.005	0.0032	0.0008	0.0021	0.00	0.000	0.01	0.00	0.0003	0.0002	0.002	0.002	0.002	0.0000	0.048	0.203	0.00065	0.21		
54	0.044	0.13	1.88	0.003	0.002	0.43	0.002	0.010	0.002	0.0027	0.0011	0.0022	0.00	0.000	0.02	0.00	0.0002	0.0000	0.003	0.001	0.002	0.0003	0.050	0.206	0.00107	0.35		
55	0.034	0.12	1.84	0.004	0.003	0.45	0.002	0.009	0.001	0.0030	0.0009	0.0009	0.0014	0.00	0.000	0.02	0.00	0.0003	0.0003	0.002	0.002	0.000	0.0003	0.041	0.191	0.00060	0.19	

【表 3】

鋼	板厚 (mm)	製造条件				母材特性				継手CTOD特性(-80℃)				継手 FL部 IGF分率 (%)
		鋼片の 冷却速度 (℃/min)	再加熱 温度 (℃)	加工 熱処理 方法	未再結晶域 累積 圧下率(%)	YS (N/mm ²)	TS (N/mm ²)	円相当径 2μm以上 の酸化物個数 (個/mm ²)	円相当径 0.05~0.5μm のTi酸化物個数 (個/mm ²)	FLノッチ		ICノッチ		
										δ cave. (mm)	δ cmin. (mm)	δ cave. (mm)	δ cmin. (mm)	
1	60	12	1000	ACC	50	472	537	8	7.2x10 ³	0.65	0.50	0.79	0.63	本発明例
2	40	13	1050	ACC+T	50	421	501	10	1.3x10 ⁴	0.51	0.39	0.84	0.68	本発明例
3	40	11	1050	ACC+T	40	424	505	12	7.0x10 ³	0.53	0.41	0.82	0.66	本発明例
4	40	14	1080	ACC	45	429	488	10	1.8x10 ⁴	0.46	0.36	0.84	0.68	本発明例
5	45	12	1100	ACC+T	40	449	534	9	6.8x10 ³	0.51	0.39	0.83	0.67	本発明例
6	35	11	1080	ACC	40	422	480	10	6.5x10 ³	0.36	0.30	0.83	0.67	本発明例
7	40	12	1050	ACC	40	431	490	11	7.4x10 ³	0.40	0.33	0.82	0.66	本発明例
8	30	13	1080	ACC	40	421	481	14	1.2x10 ⁴	0.52	0.39	0.85	0.69	本発明例
9	40	15	1050	ACC	40	422	480	12	1.9x10 ⁴	0.77	0.56	0.83	0.67	本発明例
10	35	12	1100	CR	55	425	545	10	6.9x10 ³	0.56	0.41	0.85	0.69	本発明例
11	40	11	1050	ACC	45	429	488	13	6.6x10 ³	0.48	0.38	0.81	0.65	本発明例
12	45	13	1080	ACC+T	50	434	517	10	1.1x10 ⁴	0.55	0.41	0.83	0.67	本発明例
13	50	15	950	ACC+T	50	432	514	13	1.9x10 ⁴	0.49	0.38	0.82	0.66	本発明例
14	35	12	1030	ACC	35	423	481	11	8.1x10 ³	0.53	0.41	0.83	0.67	本発明例
15	40	10	1060	ACC+T	40	422	503	16	3.6x10 ³	0.62	0.46	0.83	0.67	本発明例
16	35	13	1050	ACC	40	424	482	14	1.3x10 ⁴	0.64	0.48	0.82	0.67	本発明例
17	40	12	1080	CR	40	421	540	12	7.4x10 ³	0.54	0.40	0.84	0.68	本発明例
18	40	11	1050	ACC	40	420	480	11	7.2x10 ³	0.56	0.42	0.83	0.67	本発明例
19	35	12	1050	ACC	45	423	481	10	7.0x10 ³	0.54	0.40	0.86	0.70	本発明例
20	35	14	1080	CR	55	452	579	12	1.5x10 ⁴	0.50	0.40	0.80	0.65	本発明例
21	35	12	1060	ACC+T	40	420	500	10	7.6x10 ³	0.56	0.41	0.85	0.69	本発明例
22	40	11	1050	ACC	40	425	483	12	7.3x10 ³	0.47	0.37	0.82	0.66	本発明例
23	60	12	1000	ACC	50	468	530	9	7.4x10 ³	0.62	0.51	0.75	0.65	本発明例
24	35	13	1100	CR	55	427	549	10	7.0x10 ³	0.54	0.45	0.81	0.70	本発明例
25	45	11	1080	ACC+T	50	436	519	9	7.2x10 ³	0.58	0.43	0.83	0.69	本発明例
26	40	14	1050	ACC	45	431	493	11	7.3x10 ³	0.42	0.38	0.81	0.68	本発明例
27	30	12	1050	ACC	40	427	495	13	7.1x10 ³	0.53	0.42	0.80	0.69	本発明例
28	40	11	1000	ACC	40	432	492	12	7.4x10 ³	0.48	0.44	0.83	0.66	本発明例
29	35	13	1050	ACC	45	422	483	10	6.8x10 ³	0.51	0.48	0.82	0.67	本発明例
30	45	12	1050	ACC	40	431	490	12	6.9x10 ³	0.53	0.44	0.82	0.65	本発明例
31	45	14	1000	ACC	45	434	489	11	7.2x10 ³	0.49	0.42	0.84	0.68	本発明例
32	40	12	1050	ACC	40	425	485	13	7.0x10 ³	0.45	0.40	0.82	0.69	本発明例
33	35	11	1050	ACC	40	425	492	11	7.1x10 ³	0.52	0.48	0.80	0.72	本発明例

【0064】

10

20

30

40

【表 4】

鋼	板厚 (mm)	製造条件				母材特性				継手CTOD特性(-80℃)				継手 FL部 IGF分率 (%)	
		鋼片の 冷却速度 (℃/min)	再加熱 温度 (℃)	加工 熱処理 方法	未再結晶域 累積 圧下率(%)	YS (N/mm ²)	TS (N/mm ²)	円相当径 2μm以上 の酸化物個数 (個/mm ²)	円相当径 0.05~0.5μm のTi酸化物個数 (個/mm ²)	FLノッチ		ICノッチ			
										δ cave. (mm)	δ cmin. (mm)	δ cave. (mm)	δ cmin. (mm)		
34	40	4	1100	ACC	40	428	490	25	1.0x10 ²	0.08	0.06	0.29	0.26	84	比較例
35	50	11	1050	ACC	50	459	522	10	7.0x10 ³	0.21	0.19	0.20	0.18	93	比較例
36	40	12	1100	ACC	40	430	489	13	7.7x10 ³	0.04	0.02	0.52	0.41	92	比較例
37	50	11	1050	ACC	40	451	513	11	7.1x10 ³	0.06	0.03	0.08	0.05	94	比較例
38	40	14	1100	ACC	40	408	464	12	1.3x10 ⁴	0.04	0.01	0.51	0.41	91	比較例
39	40	12	1100	ACC+T	50	441	525	22	7.1x10 ³	0.03	0.01	0.69	0.21	81	比較例
40	45	12	1080	ACC	45	452	513	12	7.3x10 ³	0.29	0.27	0.05	0.02	90	比較例
41	35	13	1080	ACC	45	419	476	11	1.2x10 ⁴	0.05	0.02	0.31	0.26	94	比較例
42	35	12	1030	ACC+T	50	399	475	13	7.7x10 ³	0.08	0.04	0.07	0.05	91	比較例
43	40	11	1100	ACC	40	412	482	14	7.4x10 ³	0.07	0.02	0.44	0.34	92	比較例
44	35	12	1100	ACC	40	408	464	12	7.2x10 ³	0.09	0.03	0.29	0.26	93	比較例
45	40	10	1060	ACC	45	436	496	17	6.5x10 ³	0.04	0.01	0.66	0.53	83	比較例
46	35	13	1080	ACC	40	405	475	10	1.1x10 ⁴	0.03	0.01	0.58	0.46	82	比較例
47	30	12	1100	ACC	40	389	469	12	7.0x10 ³	0.09	0.06	0.63	0.50	85	比較例
48	50	10	1100	ACC	45	497	565	19	3.1x10 ³	0.03	0.01	0.06	0.02	91	比較例
49	40	14	1100	ACC	40	418	474	13	1.6x10 ⁴	0.02	0.01	0.35	0.27	95	比較例
50	45	12	1080	CR	50	429	505	11	7.5x10 ³	0.04	0.01	0.58	0.46	83	比較例
51	35	11	1080	ACC	40	398	487	14	6.9x10 ³	0.04	0.02	0.29	0.24	81	比較例
52	35	10	1100	ACC	40	397	451	19	1.1x10 ²	0.02	0.01	0.55	0.44	64	比較例
53	35	13	1100	ACC	40	423	480	12	7.6x10 ⁴	0.09	0.06	0.32	0.25	93	比較例
54	40	11	1050	ACC	45	410	496	11	6.8x10 ³	0.06	0.03	0.46	0.37	93	比較例
55	35	12	1050	ACC	40	423	490	12	1.2x10 ²	0.08	0.06	0.36	0.31	62	比較例

【産業上の利用可能性】

【0065】

本発明の態様によれば、小～中入熱の多層溶接等の溶接時にFL部及びIC部のCTO

10

20

30

40

50

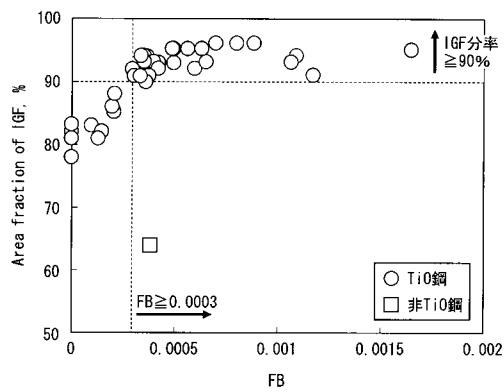
D特性が極めて良好な高強度溶接用鋼材を得ることができる。

【要約】

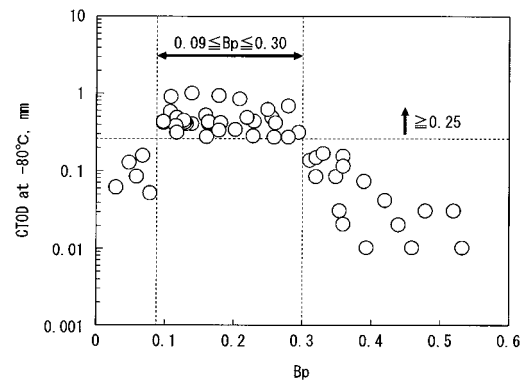
この溶接用鋼材では、 P_{CTOD} が0.065%以下、 $CeqH$ が0.225%以下、 FB が、0.0003%以上、かつ、 Bp が0.09%以上0.30%以下である鋼成分を有し、板厚方向断面の板厚中心部において、円相当径 $2\mu m$ 以上の酸化物粒子が20個/ mm^2 以下、かつ0.05~0.5 μm のTi酸化物が $1.0 \times 10^3 \sim 1.0 \times 10^5$ 個/ mm^2 である。

【選択図】 図2

【図1】



【図2】



フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I
C 2 1 D 8/02 (2006.01) C 2 1 D 8/02 B

- (72)発明者 福永 和洋
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内
- (72)発明者 渡部 義之
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内
- (72)発明者 臼井 眞介
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内
- (72)発明者 千々岩 力雄
千葉県富津市新富20-1 株式会社日鐵テクノリサーチ内

審査官 河野 一夫

- (56)参考文献 国際公開第2010/134323 (WO, A1)
特開2007-211334 (JP, A)
特開2006-124759 (JP, A)
特開2005-171300 (JP, A)
国際公開第2001/059167 (WO, A1)

- (58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
- C22C 1/00 - 49/14
B21B 3/00
B22D 11/00
B22D 11/124
C21D 8/02