

明細書

溶接熱影響部の低温靱性に優れた高張力鋼板およびその製造方法

[技術分野]

本発明は、船舶や海洋構造物 (marine structure)、圧力容器 (pressure vessel)、ペンストック (penstock) など鉄鋼構造物 (steel structure) に用いられる高張力鋼板およびその製造方法に関し、特に、降伏応力 (yield stress) (YS) が 400 MPa 以上で、母材の強度および靱性に優れるだけでなく、小～中入熱の多層溶接部 (multi-layer weld) の低温靱性 (low-temperature toughness) (CTOD 特性 (crack tip opening displacement property)) にも優れる高張力鋼板とその製造方法に関するものである。

[背景技術]

船舶や海洋構造物、圧力容器に用いられる鋼は溶接接合して、所望の形状の構造物として仕上げられる。そのため、これらの鋼には、構造物の安全性 (safety) の観点から母材の強度が高く、靱性が優れていることはもちろんのこと、溶接継手部 (溶接金属 (weld metal) や溶接熱影響部 (weld heat-affected zone) (以後、HAZ と称す) の靱性に優れていることが要求される。

鋼の靱性の評価基準としては、従来、主にシャルピー衝撃試験 (Charpy impact test) による吸収エネルギー (absorbed energy) が用いられてきたが、近年では、より信頼性を高めるために、き裂開口変位試験 (Crack Tip Opening Displacement Test、以降 CTOD 試験) が用いられることが多い。この試験は、靱性評価部に疲労予き裂 (fatigue precrack) を発生させた試験片を 3 点曲げし、破壊直前のき裂の口開き量 (塑性変形量 (plastic deformation volume)) を測定して脆性破壊 (brittle failure) の発生抵抗を評価するものである。

CTOD 試験では疲労予き裂を用いるので極めて微小な領域が靱性評価部となり、局所脆化域 (local embrittlement area) が存在すると、シャルピー衝撃試験で良好な靱性が得られても、低い靱性を示す場合がある。

局所脆化域は、板厚が厚い鋼など多層盛溶接(multilayer welding)により複雑な熱履歴(thermal history)を受ける溶接熱影響部(以下、HAZとも称する)で、発生しやすく、ボンド部(bond)(溶接金属と母材の境界)やボンド部が2相域に再加熱される部分(1サイクル目の溶接で粗粒となり、後続の溶接パスによりフェライト(ferrite)とオーステナイト(austenite)の2相域に加熱される領域、以下2相域再加熱部(dual phase re-heating area)が局所脆化域(local brittle area)となる。

ボンド部は、融点直下の高温にさらされるため、オーステナイト粒(austenite grain)が粗大化し、引き続き冷却により靱性の低い上部ベイナイト組織(upper bainite structure)に変態しやすいことから、マトリクス(matrix)自体の靱性が低い。また、ボンド部では、ウッドマンステッテン組織(Widmannstatten structure)や島状マルテンサイト(M-A Constituent)(MA)などの脆化組織(brittle structure)が生成しやすく、靱性はさらに低下する。

溶接熱影響部の靱性を向上させるため、例えば鋼中にTiNを微細分散させ、オーステナイト粒の粗大化を抑制したり、フェライト変態生成核として利用したりする技術が実用化されている。しかしながら、ボンド部においてはTiNが溶解する温度域にまで加熱されることがあり、溶接部の低温靱性の要求が厳しいほど、上述の作用効果が発揮されなくなる。

一方、特許文献1や特許文献2には、希土類元素(rare-earth elements)(REM)をTiと共に複合添加して鋼中に微細粒子を分散させることにより、オーステナイトの粒成長を抑制し、溶接部の靱性を向上させる技術が開示されている。

その他に、Tiの酸化物を分散させる技術や、BNのフェライト核生成能(Capability of nucleation)と酸化物分散を組み合わせる技術、さらにはCaやREMを添加して硫化物(sulfide)の形態を制御(morphology control)することにより、靱性を高める技術も提案されている。

しかし、これらの技術は、比較的低強度で合金元素量の少ない鋼材が対象であるところ、より高強度で合金元素量の多い鋼材の場合はHAZ組織がフェライト

を含まない組織となるために、適用できない。

そのため、溶接熱影響部においてフェライトを生成しやすくする技術として、特許文献3には、主にMnの添加量を2%以上に高める技術が開示されている。しかし、連続 casting 材 (continuous cast steel) ではスラブ (slab) の中心部にMnが偏析しやすく、母材のみならず溶接熱影響部でも中心偏析部 (center segregation area) 度を増し、破壊の起点 (origin of the fracture) となるため、母材およびHAZ靱性の低下を引き起こす。

一方、2相域再加熱部は、2相域再加熱で、オーステナイトに逆変態 (reverse transformation) した領域に炭素が濃化して、冷却中に島状マルテンサイトを含む脆弱なベイナイト組織が生成され、靱性が低下するため、鋼組成を低C、低Si化し島状マルテンサイトの生成を抑制して靱性を向上し、Cuを添加することにより母材強度を確保する技術が開示されている (例えば、特許文献4および5)。これらは、時効処理 (aging treatment) によるCuの析出で強度を高めるものであるが、多量のCuを添加するために熱間延性 (hot ductility) が低下し、生産性 (productivity) を阻害する。

[先行技術文献]

[特許文献]

[特許文献1] 特公平03-053367号公報

[特許文献2] 特開昭60-184663号公報

[特許文献3] 特開2003-147484号公報

[特許文献4] 特開平05-186823号公報

[特許文献5] 特開2001-335884号公報

[発明の概要]

[発明が解決しようとする課題]

近年、船舶や海洋構造物、圧力容器、ペンストックなど、鉄鋼構造物においては、その大型化に伴い、鋼材に対してはいっそうの高強度化が要望されている。これら鉄鋼構造物に用いられる鋼材は、例えば、板厚が35mm以上の厚肉材が

多いので、降伏強度 400 MPa 級やそれ以上の強度を確保するためには添加する合金元素(alloy elements)を多くする鋼成分系が有利である。しかしながら、前述したように、ボンド部や 2 相域再加熱部の靱性向上は、合金元素量の多い高強度鋼材を対象に十分検討されているとは言難い。

そこで、本発明は、船舶や海洋構造物、圧力容器、ペンストックなど鉄鋼構造物に用いて好適な降伏応力 (YS) が 400 MPa 以上で、小～中入熱による多層溶接部の溶接熱影響部の低温靱性 (CTOD 特性) に優れる高張力鋼板とその製造方法を提供することを目的とする。

[課題を解決するための手段]

本発明者等は、以下の技術思想に基づいて具体的な成分設計を行い、本発明を完成した。

1. CTOD 特性は鋼板全厚の試験片で評価されるため、成分の濃化する中心偏析部が破壊の起点となる。従って、溶接熱影響部の CTOD 特性を向上するため、鋼板の中心偏析として濃化しやすい元素を適正量に制御し、中心偏析部の硬化を抑制する。溶鋼が凝固する際に最終凝固部となるスラブの中心において、C、Mn、P、Ni、Nb が他の元素に比べて濃化度が高いため、これらの元素の添加量を中心偏析部硬さ指標により制御して中心偏析での硬さを抑制する。

2. 溶接熱影響部の靱性を向上させるため、TiN を有効利用して溶接ボンド部近傍でオーステナイト粒の粗大化を抑制する。Ti/N を適正量に制御することにより、鋼中に TiN を均一微細分散できる。

3. 硫化物の形態制御(morphology control)を目的として添加している Ca の化合物 (CaS) の晶出を溶接熱影響部の靱性向上に利用する。CaS は、酸化物(oxide)に比べて低温で晶出するため、均一に微細分散することができる。そして、CaS の添加量および添加時の溶鋼中の溶存酸素量(amount of dissolved oxygen)を適正範囲に制御することによって、CaS 晶出後でも固溶 S が確保されるので、CaS の表面上に MnS が析出して複合硫化物(complex sulfide)を形成する。この MnS の周囲には、Mn の希薄帯(dilute zone)が形成されるの

で、フェライト変態がより促進される。

すなわち本発明は、

1. 質量%で、C：0.03～0.12%、Si：0.01～0.30%、Mn：0.5～1.95%、P：0.008%以下、S：0.005%以下、Al：0.015～0.06%、Nb：0.011～0.05%、Ti：0.005～0.02%、N：0.001～0.006%、Ca：0.0005～0.003%を含有し、(1)式で規定される C_{eq} ：0.44以下、 Ti/N ：1.5～3.5、並びに、(2)式及び(3)式を満たし、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、鋼板の中心偏析部の硬さが(4)式を満足することを特徴とする溶接熱影響部の低温靱性に優れた高張力鋼板。

$$C_{eq} = [C] + [Mn] / 6 + ([Cu] + [Ni]) / 15 + ([Cr] + [Mo] + [V]) / 5 \cdots (1)$$

$$0 < \{[Ca] - (0.18 + 130 \times [Ca]) \times [O]\} / 1.25 / [S] < 1 \cdots (2)$$

$$5.5 [C]^{4/3} + 15 [P] + 0.90 [Mn] + 0.12 [Ni] + 7.9 [Nb]^{1/2} + 0.53 [Mo] \leq 3.10 \cdots (3)$$

ここで、[M]は元素Mの含有量(質量%)。

$$H_{V_{max}} / H_{V_{ave}} \leq 1.35 + 0.006 / [C] - t / 500 \cdots (4)$$

$H_{V_{max}}$ は中心偏析部のビッカース硬さの最大値、 $H_{V_{ave}}$ は表裏面から板厚の1/4までと中心偏析部とを除く部分のビッカース硬さの平均値、[C]はC含有量(質量%)、tは鋼板の板厚(mm)。

2. 鋼組成に、更に、質量%で、Cr：0.20～2%、Mo：0.1～0.7%、V：0.005～0.1%、Cu：0.49%以下、Ni：2%以下の中から選ばれる1種または2種以上を含有することを特徴とする、1に記載の溶接熱影響部の低温靱性に優れた高張力鋼板。

3. 1または2に記載の成分組成を有する鋼を1050～1200℃に加熱後、950℃以上の温度域における累積圧下率が30%以上、950℃未満の温度域

における累積圧下率が30～70%となる熱間圧延を施し、その後、600℃以下までを冷却速度1.0℃/s以上で加速冷却することを特徴とする溶接熱影響部の低温靱性に優れた高張力鋼板の製造方法。

4. 更に、冷却停止後、450～650℃に焼戻し処理を施すことを特徴とする3に記載の溶接熱影響部の低温靱性に優れた高張力鋼板の製造方法。

5. 1または2に記載の高張力鋼板で、中心偏析部の各元素の濃度が(5)式を満たすことを特徴とする溶接熱影響部の低温靱性に優れた高張力鋼板。

$$R_s = 12.5 (X[Si] + X[Mn] + X[Cu] + X[Ni]) + 1.5X[P] + 1.8X[Nb] < 64.3 \dots (5)$$

ここで、X[M]は、EPMAライン分析で得られる中心偏析部の元素Mの濃度と平均の元素Mの濃度との比、すなわち、(中心偏析部のM濃度) / (平均のM濃度)を表す。

6. 5に記載の成分組成を有する鋼を1050～1200℃に加熱後、950℃以上の温度域における累積圧下率が30%以上、950℃未満の温度域における累積圧下率が30～70%となる熱間圧延を施し、その後、600℃以下までを冷却速度1.0℃/s以上で加速冷却することを特徴とする溶接熱影響部の低温靱性に優れた高張力鋼板の製造方法。

7. 更に、冷却停止後、450～650℃に焼戻し処理を施すことを特徴とする6に記載の溶接熱影響部の低温靱性に優れた高張力鋼板の製造方法。

[発明の効果]

本発明によれば、海洋構造物など大型の鉄鋼構造物に用いて好適な降伏応力(YS)が400MPa以上で、小～中入熱の多層溶接部の低温靱性、特にCTOD特性に優れる高張力鋼板とその製造方法が得られ、産業上極めて有用である。

[発明を実施するための形態]

本発明では成分組成と板厚方向硬さ分布を規定する。

1. 成分組成

成分組成の限定理由について説明する。説明において%は質量%とする。

C : 0.03 ~ 0.12 %

Cは、高張力鋼板としての母材強度確保に必要な元素である。0.03 %未満では焼入性が低下し、強度確保のために、Cu、Ni、Cr、Moなどの焼入性向上元素の多量添加が必要となり、コスト高と、溶接性の低下とを招く。また、0.12 %を超える添加は溶接性を著しく低下させることに加え、溶接部靱性低下を招く。従って、C量は0.03 ~ 0.12 %の範囲とする。好ましくは、0.05 ~ 0.10 %である。

Si : 0.01 ~ 0.30 %

Siは、脱酸元素として、また、母材強度を得るために添加する成分である。しかし、0.30 %を超える多量の添加は、溶接性の低下と溶接継手靱性の低下を招くので、Si量は0.01 ~ 0.30 %とする必要がある。好ましくは、0.20 %以下である。

Mn : 0.5 ~ 1.95 %

Mnは母材強度および溶接継手強度を確保するため、0.5 %以上添加する。しかし、1.95 %を超える添加は、溶接性を低下させ、焼入性が過剰となり、母材靱性および溶接継手靱性を低下させるため、0.5 ~ 1.95 %の範囲とする。

P : 0.008 %以下

不純物元素であるPは、母材靱性および溶接部靱性を低下させ、特に溶接部において含有量が0.008 %を超えると靱性が著しく低下するので、0.008 %以下とする。

S : 0.005 %以下

Sは、不可避免的に混入する不純物で、0.005 %を超えて含有すると母材および溶接部靱性を低下させるため、0.005 %以下とする。好ましくは、0.0035 %以下である。

Al : 0.015 ~ 0.06 %

Alは、溶鋼を脱酸するために添加される元素であり、0.015 %以上含有させる必要がある。一方、0.06 %を超えて添加すると母材および溶接部靱性を

低下させるとともに、溶接による希釈によって溶接金属部に混入し、靱性を低下させるので、0.06%以下に制限する。好ましくは、0.05%以下である。なお、本発明においてAl量は、酸可溶性Al (Sol. Al などとも称される) で規定するものとする。

Nb : 0.011~0.05%

Nbは、オーステナイトの低温域で未再結晶域を形成するので、その温度域で圧延を施すことにより、母材の組織微細化、高靱化を図ることができる。また、圧延・冷却後の空冷またはその後の焼戻処理により析出強化が得られる。上記効果を得るためには0.011%以上含有する必要がある。しかし、0.05%を超えて含有すると靱性を劣化させるので上限は0.05%、好ましくは0.04%とする。

Ti : 0.005~0.02%

Tiは、溶鋼が凝固する際にTiNとなって析出し、溶接部におけるオーステナイトの粗大化を抑制し、溶接部の靱性向上に寄与する。しかし、0.005%未満の含有ではその効果が小さく、一方、0.02%を超えて含有すると、TiNが粗大化し、母材や溶接部靱性改善効果が得られないため、0.005~0.02%とする。

N : 0.001~0.006%

Nは、Alと反応して析出物を形成することで、結晶粒を微細化し、母材靱性を向上させる。また、溶接部の組織の粗大化を抑制するTiNを形成させるために必要な元素である。これらの作用を発揮するには、Nを0.001%以上含有することが必要である。一方、0.006%を超えて添加すると固溶Nが母材や溶接部の靱性を著しく低下させることから、上限を0.006%とする。

Ca : 0.0005~0.003%

Caは、Sを固定することによって靱性を向上する元素である。この効果を得るためには、少なくとも0.0005%の添加が必要である。しかし、0.003%を超えて含有してもその効果は飽和するため、0.0005~0.003%の範

囲で添加する。

$C_{eq} : 0.44$ 以下

(1) 式で規定される C_{eq} が 0.44 を超えると溶接性や溶接部靱性が低下するため、0.44 以下とする。好ましくは、0.42 以下である。

$$C_{eq} = [C] + [Mn] / 6 + ([Cu] + [Ni]) / 15 + ([Cr] + [Mo] + [V]) / 5 \cdots (1)$$

ここで、 $[M]$ は元素 M の含有量 (質量%)。なお、含有しない元素は 0 とする。

$Ti/N : 1.5 \sim 3.5$

Ti/N が 1.5 未満では生成する TiN 量が減少し、 TiN とならない固溶 N が溶接部靱性を低下させる。また、 Ti/N が 3.5 を超えると、 TiN が粗大化し、溶接部靱性を低下させる。従って、 Ti/N の範囲は 1.5 ~ 3.5、好ましくは、1.8 ~ 3.2 とする。 Ti/N において各元素は含有量 (質量%) とする。

$$0 < \{[Ca] - (0.18 + 130 \times [C]) \times [O]\} / 1.25 / [S] < 1 \cdots (2)$$

$\{[Ca] - (0.18 + 130 \times [C]) \times [O]\} / 1.25 / [S]$ は、硫化物の形態制御に有効な Ca と S の原子濃度の比 (atomic concentration ratio) を示す値で、 ACR 値とも称される。この値により硫化物の形態を推定することができ、高温でも溶解しないフェライト変態生成核 CaS を微細分散させるために規定する。式において $[Ca]$ 、 $[S]$ 、 $[O]$ は、各元素の含有量 (質量%) を示す。

ACR 値が 0 以下の場合、 CaS が晶出しない。そのため、 S は、 MnS 単独の形態で析出するので、溶接熱影響部でのフェライト変態生成核 (ferrite transformation product nucleus) が得られない。また、単独で析出した MnS は、圧延時に伸長されて、母材の靱性低下を引き起こす。

一方、 ACR 値が 1 以上の場合には、 S が完全に Ca によって固定され、フェライト変態生成核として働く MnS が CaS 上に析出しなくなるため、複合硫化

物がフェライト変態生成核の微細分散を実現することができなくなるので、靱性向上効果が得られない。

ACR値が0を超え、1未満の場合には、CaS上にMnSが析出して複合硫化物を形成し、フェライト変態生成核として有効に機能することができる。なお、ACR値は、好ましくは0.2から0.8の範囲である。

$$5.5 [C]^{4/3} + 1.5 [P] + 0.90 [Mn] + 0.12 [Ni] + 7.9 [Nb]^{1/2} + 0.53 [Mo] \leq 3.10 \quad \dots (3)$$

但し、[M]は元素Mの含有量（質量%）

(3) 式の左辺の値は、中心偏析に濃化しやすい成分で構成される中心偏析部硬さ指標であり、以下の説明ではCeq*値と称する。CTOD試験は鋼板全厚での試験のため、試験片は中心偏析を含み、中心偏析での成分濃化が顕著な場合、溶接熱影響部に硬化域が生成するので良好な値が得られない。Ceq*値を適正範囲に制御することにより、中心偏析部における過度の硬度上昇を抑制でき、板厚が厚い鋼材の溶接部においても優れたCTOD特性が得られる。Ceq*値の適正範囲は、実験的に求められたものであり、Ceq*値が3.10を超えるとCTOD特性が低下するので3.10以下とする。好ましくは2.90以下である。CTOD特性を満足するためにはCeq*値の下限を規制する必要はないが、目標の強度を得るために必要な量の合金元素は添加しなければならない。したがって、本発明では、Ceq*値は、2.0以上が、好ましい。

以上が本発明の基本成分組成であるが、更に特性を向上させる場合、Cr: 0.20~2%、Mo: 0.1~0.7%、V: 0.005~0.1%、Cu: 0.49%以下、Ni: 2%以下の中から選ばれる1種または2種以上を含有することができる。

Cr: 0.20~2%

Crは、母材を高強度化するのに有効な元素であり、この効果を発揮するには0.20%以上を含有することが好ましい。しかし、過剰に含有すると靱性に悪影響を与えるので、含有する場合は0.20~2%が好ましく、0.20~1.5%

であることがさらに好ましい。

Mo : 0.1 ~ 0.7 %

Moは、母材を高強度化するのに有効な元素であり、この効果を発揮するには0.1 %以上を含有することが好ましい。しかし、過剰に含有すると靱性に悪影響を与えるので、含有する場合は0.1 ~ 0.7 %が好ましく、0.1 ~ 0.6 %であることがさらに好ましい。

V : 0.005 ~ 0.1 %

Vは、0.005 %以上の含有で母材の強度と靱性の向上に有効な元素であるが、含有量が0.1 %を超えると靱性低下を招くので、含有する場合は0.005 ~ 0.1 %であることが好ましい。

Cu : 0.49 %以下

Cuは、鋼の強度向上の効果を有する元素である。その効果を得るためには、0.1 %以上が好ましい。しかし、Cuを0.49 %を超えて含有すると、熱間脆性 (hot brittleness) を引き起こして鋼板の表面性状を劣化させるため、含有する場合は0.49 %以下とすることが好ましい。

Ni : 2 %以下

Niは、鋼の強度と靱性の向上に有効な元素であり、溶接部靱性の向上にも有効である。その効果を得るためには、0.1 %以上が好ましい。しかし、Niは高価な元素で、過度の添加は熱間延性を低下させて鑄造時にスラブの表面にキズが発生しやすくなるので、含有する場合は上限を2 %とすることが好ましい。

2. 硬さ分布

$$H_{Vmax}/H_{Vave} \leq 1.35 + 0.006/[C] - t/500 \quad \dots (4)$$

H_{Vmax} は中心偏析部のビッカース硬さ (Vickers hardness) の最大値、 H_{Vave} は表裏面から板厚の1/4までと中心偏析部とを除く部分のビッカース硬さの平均値、 $[C]$ はC含有量 (質量%)、 t は板厚 (mm) を示す。 H_{Vmax}/H_{Vave} は中心偏析部の硬さを表す無次元パラメータ (nondimensional parameter) で、その値が $1.35 + 0.006/[C] - t/500$ で求まる値より高くなると

CTOD値が低下するため、 $1.35 + 0.006 / [C] - t / 500$ 以下とする。望ましくは、 $1.25 + 0.006 / [C] - t / 500$ 以下とする。

$H_{v_{max}}$ は中心偏析部の硬さで、板厚方向に、中心偏析部を含む(板厚/40)mmの範囲をビッカース硬さ試験機(荷重10kgf)で板厚方向に0.25mm間隔となるように測定し、得られた測定値の中の最大値とする。また、 $H_{v_{av}}$ は硬さの平均値で、表面から板厚の1/4の位置と、裏面から板厚の1/4の位置との間で中心偏析部を除く範囲を、ビッカース硬さ試験機の荷重10kgfで板厚方向に一定間隔(たとえば1~2mm)で測定した値の平均値とする。

$$3. \quad R_s (= 12.5 (X[Si] + X[Mn] + X[Cu] + X[Ni]) + 1.5X[P] + 1.8X[Nb]) < 64.3 \cdots (5)$$

但し、 $X[M]$ は(中心偏析部のM濃度)/(平均のM濃度)でMは添加合金元素の種類。

R_s は、発明者等が提案する鋼板の中心偏析の度合い(degree)を表す式であり、 R_s 値が大きいほど、鋼板の中心偏析度は大きくなることを示している。 R_s 値は64.3以上になるとCTOD特性が著しく低下するため、64.3未満、好ましくは、62.3以下とする。 R_s 値は小さいほど、偏析の悪影響が小さくなることを示しており、CTOD特性は R_s が小さいほど良好な傾向があるため、 R_s 値の下限值は特には設定しない。

(中心偏析部のM濃度)/(平均のM濃度)を表す $X[M]$ は、以下の方法で求めた。代表位置の中心偏析を含む $500\mu m \times 500\mu m$ の領域にて、MnのEPMA面分析(area analysis by Electron Probe X-ray Microanalysis)をビーム径(beam diameter) $2\mu m$ 、 $2\mu m$ ピッチ、1点あたり0.07秒の条件で3視野実施する。その中でMn濃度の高い5箇所について、Si、Mn、P、Cu、Ni、Nbの板厚方向のEPMA線分析(line analysis by Electron Probe X-ray Microanalysis)をビーム径 $5\mu m$ 、 $5\mu m$ ピッチ、1点あたり10秒の条件で実施し、各測定ラインの最大値の平均値を偏析部の濃度とし各成分の分析値で除した値を(中心偏析部のM濃度)/(平均のM濃度)を表す $X[M]$ とした。

なお、CTOD特性は、ノッチ底部の全体の脆化度（中心偏析による硬化）の他にノッチ底部の微小領域の脆化度に影響を受けることが知られている。ノッチ底部の微小な脆化領域によってCTOD値は低下するので、厳しい評価（低温での試験など）を行う場合には、微小な脆化領域の存在が大きな影響を与えるようになる。本発明に係る溶接熱影響部の低温靱性に優れた高張力鋼板では、(3)式によって中心偏析の偏析の度合いを規定し、更に中心偏析の微小領域における硬さや合金元素の分布を(4)式、(5)式によって規定する。

本発明鋼は以下に説明する製造方法で製造することが好ましい。

本発明範囲内の成分組成に調整した溶鋼を転炉、電気炉、真空溶解炉などを用いた通常の方法で溶製し、次いで、連続鋳造の工程を経てスラブとした後、熱間圧延により所望の板厚とし、その後冷却し、焼戻し処理(temper treatment)を施す。熱間圧延ではスラブ加熱温度(slab heating temperature)、圧下率(rolling reduction)を規定する。

なお、本発明において、特に記載しない限り、鋼板の温度条件は、鋼板の板厚中心部の温度で規定するものとする。板厚中心部の温度は、板厚、表面温度および冷却条件などから、シミュレーション計算(simulated calculation)などにより求められる。たとえば、差分法(calculus of finite differences)を用い、板厚方向の温度分布(temperature distribution)を計算することにより、板厚中心部の温度を求めることができる。

スラブ加熱温度：1050～1200℃

スラブ加熱温度は、スラブに存在する鑄造欠陥(cast defect)を熱間圧延によって着実に圧着させるため1050℃以上とする。1200℃を超える温度に加熱すると凝固時に析出したTiNが粗大化し、母材や溶接部の靱性が低下するため、加熱温度の上限を1200℃とする。

950℃以上の温度域における熱間圧延の累積圧下率：30%以上

オーステナイト粒を再結晶(recrystallization)により微細なミクロ組織とするため累積圧下率を30%以上とする。30%未満では、加熱時に生成した異常粗

大粒が残存して、母材の靱性に悪影響を及ぼす。

950℃未満の温度域における熱間圧延の累積圧下率：30～70%

この温度域で圧延されたオーステナイト粒は十分に再結晶しないため、圧延後のオーステナイト粒は偏平に変形したままで、内部に変形帯(deformation band)などの欠陥を多量に含む内部歪(internal strain)の高い状態となる。これらは、フェライト変態(ferrite transformation)の駆動力(drive force)として働き、フェライト変態を促進する。

しかし、累積圧下率が30%未満では、内部歪による内部エネルギー(internal energy)の蓄積が十分でないためフェライト変態が起こりにくく母材靱性が低下する。一方、累積圧下率が70%を超えると、逆にポリゴナルフェライト(polygonal ferrite)の生成が促進されて、高強度と高靱性が両立しない。

600℃以下まで冷却速度1.0℃/s以上

熱間圧延後、冷却速度1.0℃/s以上で600℃以下まで加速冷却する。冷却速度が1℃/s未満では十分な母材の強度が得られない。また、600℃より高い温度で冷却を停止するとフェライト+パーライト(pearlite)や上部ベイナイト(upper bainite)などの組織の分率が高くなり、高強度と高靱性が両立しない。なお、加速冷却(accelerated cooling)後に焼戻しを実施する場合には、加速冷却の停止温度の下限は特に限定されるものではない。一方、後工程で焼戻しを実施しない場合には、加速冷却の停止温度を350℃以上とすることが好ましい。

焼戻し温度：450℃～650℃

450℃未満の焼戻し温度では十分な焼戻しの効果が得られず、一方、650℃を超える温度で焼戻しを行うと、炭窒化物(carbonitride)が粗大に析出し、靱性が低下するため、また、強度の低下を引き起こすこともあるため、好ましくない。また、焼戻しは誘導加熱(induction heating)により行うことにより焼戻し時の炭化物の粗大化が抑制されるためより好ましい。その場合は、差分法などのシミュレーション(simulation)によって計算される鋼板の中心温度が450℃～650℃となるようにする。

本発明鋼は、溶接熱影響部のオーステナイト粒の粗大化を抑制し、更に、高温でも溶解しないフェライト変態生成核を微細に分散させることで、溶接熱影響部の組織を微細化するので、高い靱性が得られる。また、多層溶接時の熱サイクル (heat cycle) により 2 相域に再加熱される領域においても、最初の溶接による溶接熱影響部の組織が微細化されているので 2 相域再加熱領域で未変態領域 (non-transformation area) の靱性が向上し、再変態するオーステナイト粒も微細化し、靱性の低下度合いを小さくすることが可能である。

[実施例]

表 1 に示した成分組成を有する鋼記号 A～W の連続鋳造スラブを素材とした後、熱間圧延と熱処理を行い、厚さが 50 mm～100 mm の厚鋼板を製造した。母材の評価方法として、引張試験は鋼板の板厚の 1/2 位置より試験片の長手方向が鋼板の圧延方向と垂直になるように JIS 4 号試験片を採取し、降伏応力 (YS) および引張強さ (TS) を測定した。

また、シャルピー衝撃試験は、鋼板の板厚の 1/2 位置より試験片の長手方向が鋼板の圧延方向と垂直になるように JIS V ノッチ試験片を採取し、 -40°C における吸収エネルギー $vE_{-40^{\circ}\text{C}}$ を測定した。 $YS \geq 400 \text{ MPa}$ 、 $TS \geq 500 \text{ MPa}$ および $vE_{-40^{\circ}\text{C}} \geq 200 \text{ J}$ の全てを満たすものを母材特性が良好と評価した。

溶接部靱性の評価は、K 型開先を用いて、溶接入熱 $45 \sim 50 \text{ kJ/cm}$ のサブマージアーク溶接による多層盛溶接継手を作製し、鋼板の板厚の 1/4 位置のストレート側の溶接ボンド部をシャルピー衝撃試験のノッチ位置として、 -40°C の温度における吸収エネルギー $vE_{-40^{\circ}\text{C}}$ を測定した。そして、3 本の平均が $vE_{-40^{\circ}\text{C}} \geq 200 \text{ J}$ を満足するものを溶接部継手靱性が良好と判断した。

また、ストレート側の溶接ボンド部を三点曲げ CTOD 試験片のノッチ位置として、 -10°C における CTOD 値である $\delta_{-10^{\circ}\text{C}}$ を測定し、試験数量 3 本のうち CTOD 値 ($\delta_{-10^{\circ}\text{C}}$) の最小値が 0.35 mm 以上である場合を、溶接継手の CTOD 特性が良好と判断した。

表 2-1 および表 2-2 に熱間圧延条件、熱処理条件と共に母材特性及び上記溶接部のシャルピー衝撃試験結果と CTOD 試験結果を示す。

鋼 A～G は発明例で、鋼 H～W は成分組成のいずれかが本発明範囲外の比較例である。実施例 1～5、8、11～13、15、16 は、いずれも $R_s < 64.3$ を満足しており、目標を満足する継手 CTOD 特性が得られている。

実施例 6、7 は製造条件が本発明の範囲外であり、目標の母材靱性が得られていない。実施例 9、10 は焼戻し条件が本発明の範囲外であるため、強度が低く、靱性も低い。実施例 14 は圧延後の冷却速度が本発明の範囲より小さいために母材の強度が低い。実施例 19、22、25 は、それぞれ、C、Mn、Nb の含有量が本発明範囲より少ないために母材の強度が低い。

実施例 20、21 は、式 (2) : $0 < \{[Ca] - (0.18 + 130 \times [Ca]) \times [O]\} / 1.25 / [S] < 1$ を満足しないために、溶接部の靱性が低い。実施例 23 は S の範囲が本発明の範囲を超えているため、母材および溶接部の靱性が低い。実施例 24 は C の範囲が本発明の範囲を超えているため、溶接部の靱性が低い。実施例 17、18、26～32 は本発明の成分範囲外であり、溶接部靱性が低い。

[表 1]

(質量%)

鋼	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Ti	Al	N	Ca	O	Ceq	Ceq*	ACR	Ti/N	備考
A	0.071	0.13	1.65	0.01	0.0015	0.20	0.30	—	—	0.012	—	0.008	0.023	0.0045	0.0018	0.0023	0.379	2.65	0.452	1.8	発明例
B	0.103	0.07	1.25	0.01	0.0012	—	—	—	—	0.026	0.03	0.011	0.042	0.0034	0.0023	0.0030	0.318	2.74	0.575	3.2	発明例
C	0.110	0.12	0.85	0.01	0.0015	0.35	0.35	0.22	—	0.025	0.04	0.013	0.035	0.0045	0.0022	0.0025	0.337	2.44	0.552	2.9	発明例
D	0.082	0.15	1.55	0	0.0019	—	—	—	—	0.024	—	0.012	0.033	0.0044	0.0018	0.0035	0.340	2.87	0.148	2.7	発明例
E	0.049	0.18	1.52	0.01	0.0018	0.22	0.65	0.25	—	0.023	—	0.017	0.035	0.0055	0.0022	0.0029	0.410	2.86	0.377	3.1	発明例
F	0.085	0.12	1.42	0.01	0.0016	—	0.54	0.30	—	0.024	—	0.012	0.032	0.0044	0.0020	0.0024	0.388	2.85	0.472	2.7	発明例
G	0.078	0.20	1.58	0.01	0.0020	0.15	0.40	—	0.15	0.018	—	0.011	0.030	0.0040	0.0026	0.0030	0.408	2.88	0.418	2.8	発明例
H	0.093	0.26	1.64	0.01	0.0022	—	0.15	—	0.10	0.028	—	0.009	0.033	0.0043	0.0020	0.0020	0.396	3.22	0.407	2.1	比較例
I	0.112	0.25	1.44	0.01	0.0020	—	—	—	—	0.025	—	0.010	0.032	0.0039	0.0016	0.0032	0.352	3.02	0.143	2.6	比較例
J	0.023	0.23	1.76	0.01	0.0018	0.40	0.30	0.20	—	0.011	—	0.013	0.035	0.0045	0.0020	0.0022	0.403	2.60	0.459	2.9	比較例
K	0.053	0.20	1.66	0.01	0.0012	0.35	0.40	—	—	0.015	0.02	0.011	0.033	0.0039	0.0028	0.0011	0.384	2.71	1.468	2.8	比較例
L	0.082	0.20	1.42	0.01	0.0029	0.20	0.04	—	—	0.015	—	0.011	0.032	0.0040	0.0011	0.0038	0.335	2.54	-0.035	2.8	比較例
M	0.110	0.13	0.44	0.01	0.0023	0.30	0.55	0.32	0.15	0.025	0.04	0.011	0.025	0.0041	0.0025	0.0022	0.342	2.16	0.483	2.7	比較例
N	0.110	0.25	1.75	0.01	0.0063	—	—	—	—	0.020	—	0.010	0.026	0.0038	0.0027	0.0022	0.402	3.07	0.195	2.6	比較例
O	0.134	0.26	1.70	0.01	0.0022	—	—	0.28	—	0.015	0.05	0.013	0.029	0.0045	0.0019	0.0018	0.482	2.95	0.411	2.9	比較例
P	0.072	0.15	1.43	0.01	0.0018	0.33	0.50	0.20	—	0.008	—	0.011	0.025	0.0035	0.0020	0.0030	0.406	2.31	0.302	3.1	比較例
Q	0.070	0.20	1.61	0.01	0.0015	0.20	0.80	0.18	0.10	0.033	—	0.012	0.026	0.0028	0.0023	0.0022	0.461	3.30	0.665	4.3	比較例
R	0.065	0.16	1.62	0.01	0.0018	0.32	0.35	0.25	—	0.025	—	0.015	0.025	0.0041	0.0020	0.0018	0.430	3.00	0.537	3.7	比較例
S	0.074	0.28	1.65	0.01	0.0022	—	—	—	—	0.025	—	0.008	0.026	0.0060	0.0020	0.0020	0.349	3.01	0.407	1.3	比較例
T	0.040	0.22	2.15	0.01	0.0020	—	0.20	—	—	0.012	—	0.011	0.033	0.0037	0.0022	0.0022	0.412	2.99	0.470	3.0	比較例
U	0.105	0.42	1.55	0.01	0.0022	—	—	0.21	0.20	0.022	—	0.016	0.030	0.0054	0.0015	0.0011	0.445	3.04	0.395	3.0	比較例
V	0.110	0.25	1.42	0.01	0.0020	0.25	—	0.26	—	0.025	0.04	0.026	0.032	0.0058	0.0020	0.0023	0.424	2.94	0.395	4.5	比較例
W	0.116	0.25	1.41	0.01	0.0018	0.25	—	0.26	—	0.025	0.04	0.019	0.026	0.0071	0.0022	0.0025	0.428	2.95	0.460	2.7	比較例

注1: 下線部は本発明範囲外。

注2: $ACR = ([Ca] - (0.18 + 130 * [Ca]) * [O]) / 1.25 * [S]$ 、[M]は元素Mの含有量(質量%)。注3: $Ceq = [C] + [Mn] / 6 + [Cu] / 15 + [Ni] / 15 + [Cr] / 5 + [Mo] / 5 + [V] / 5$ 、[M]は元素Mの含有量(質量%)。注4: $Ceq^* = 5.5[C]^{4/3} + 15[P] + 0.90[Mn] + 0.12[Ni] + 7.9[Nb]^{1/2} + 0.53[Mo]$ 、[M]は元素Mの含有量(質量%)。

[表 2-1]

No	鋼記号	圧延条件				冷却条件		焼戻し条件		母材特性						溶接部特性		備考	
		鋼片厚 (mm)	950℃ 以上の 累積圧 下率 (%)	950℃ 未満の 累積圧 下率 (%)	圧延 仕上 温度 (℃)	鋼板 板厚 (mm)	冷却 速度 (℃/s)	冷却 停止 温度 (℃)	焼戻し 温度 (℃)	焼戻し 方式	YP (MPa)	TS (MPa)	vE _{-40℃} (J)	1.52 +0.006 /[C] -t/500	HV max / HV ave	Rs(12.5(X[S]+X[Mn]+ X[Cu]+X[Ni]) + 1.5X[P] + 1.8X[Nb])	vE _{-40℃} (J)		CTOD δ _{-10℃} (mm)
1	A	250	40	67	750	50	11.5	575	-	-	522	615	298	1.33	1.21	52.3	256	1.15	発明例
2	A	250	40	67	750	50	11.5	450	610	雰囲気炉	526	609	277	1.33	1.24	15.9	241	1.21	発明例
3	A	250	40	67	750	50	11.5	200	635	誘導加熱	536	616	311	1.33	1.22	55.3	248	1.18	発明例
4	A	250	40	53	730	70	5.0	450	-	-	462	560	293	1.29	1.18	54.6	249	0.97	発明例
5	A	310	38	48	710	100	2.0	470	-	-	451	548	272	1.23	1.17	61.9	264	0.85	発明例
6	A	200	24	67	750	50	11.5	515	-	-	469	542	77	1.33	1.28	56.2	-	-	比較例
7	A	310	60	20	710	100	2.0	480	-	-	452	553	85	1.23	1.12	52.0	-	-	比較例
8	B	250	40	67	750	50	11.5	520	-	-	442	525	288	1.31	1.18	49.8	224	1.25	発明例
9	B	250	40	67	748	50	11.5	520	670	雰囲気炉	422	496	165	1.31	-	-	-	-	比較例
10	B	250	40	67	748	50	11.5	230	420	誘導加熱	409	576	96	1.31	-	-	-	-	比較例
11	C	250	35	69	730	50	11.5	520	-	-	472	560	279	1.30	1.17	7.5	244	1.22	発明例
12	D	250	48	62	760	50	11.5	520	-	-	485	579	226	1.32	1.09	51.0	215	1.13	発明例
13	E	350	38	54	710	100	2.0	450	-	-	454	550	285	1.27	1.08	53.1	267	0.87	発明例
14	E	595	38	54	710	170	0.8	430	-	-	411	506	106	1.13	-	-	-	-	比較例
15	F	350	38	54	710	100	2.2	460	-	-	452	555	274	1.22	1.11	45.3	254	0.96	発明例
16	G	350	38	54	710	100	2.0	425	470	雰囲気炉	436	558	219	1.23	1.20	39.6	239	1.10	発明例

注1: 下線部は本発明範囲外

[表 2-2]

No	鋼記号	圧延条件					冷却条件		焼戻し条件		母材特性						溶接部特性		備考
		950℃以上の累積圧下率(%)	950℃未満の累積圧下率(%)	圧延仕上温度(℃)	鋼板厚(mm)		冷却速度(℃/s)	冷却停止温度(℃)	焼戻し温度(℃)	焼戻し方式	YP(MPa)	TS(MPa)	vE-40℃(J)	1.52+0.006/[C]-t/500	HVmax / HVave	Rs(12.5(X[Si]+X[Mn]+X[Cu]+X[Ni])+1.5X[P]+1.8X[Nb])	vE-40℃(J)	CTODδ-10℃(mm)	
17	H	1120	40	67	748	50	11.5	515	-	-	466	548	210	1.31	1.35	67.2	65	0.07	比較例
18	I	1120	40	67	748	50	11.5	515	-	-	478	567	227	1.30	1.33	68.0	59	0.13	比較例
19	J	1120	40	67	745	50	11.5	530	-	-	385	498	258	1.51	-	-	-	-	比較例
20	K	1120	40	67	740	50	11.5	520	610	雰囲気炉	455	537	232	1.36	1.21	68.8	115	0.26	比較例
21	L	1120	40	67	720	50	11.5	520	-	-	436	544	279	1.32	1.15	-	93	0.10	比較例
22	M	1120	40	67	735	50	11.5	525	-	-	399	487	274	1.30	-	-	-	-	比較例
23	N	1120	38	54	722	100	2.0	470	-	-	445	552	88	1.20	1.17	60.6	46	0.08	比較例
24	O	1120	38	54	710	100	2.0	460	-	-	468	579	234	1.19	1.23	58.8	52	0.06	比較例
25	P	1120	38	54	710	100	2.0	470	-	-	389	498	288	1.23	-	-	-	-	比較例
26	Q	1120	38	54	735	100	2.0	470	-	-	448	566	202	1.24	1.26	70.6	204	0.12	比較例
27	R	1120	38	54	710	100	2.0	450	-	-	458	574	221	1.24	1.19	40.6	87	0.16	比較例
28	S	1120	38	54	715	100	2.0	470	-	-	442	547	264	1.23	1.18	43.6	210	0.09	比較例
29	T	1120	38	54	720	100	2.0	475	-	-	479	588	220	1.30	1.31	58.7	203	0.28	比較例
30	U	1120	38	54	710	100	2.0	470	-	-	450	570	270	1.21	1.11	61.0	71	0.22	比較例
31	V	1120	38	54	710	100	2.0	470	-	-	455	571	84	1.20	1.14	58.4	36	0.08	比較例
32	W	1120	38	54	710	100	2.0	470	-	-	449	566	53	1.20	1.15	59.6	45	0.07	比較例

注1: 下線部は本発明範囲外

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、C：0.03～0.12%、Si：0.01～0.30%、Mn：0.5～1.95%、P：0.008%以下、S：0.005%以下、Al：0.015～0.06%、Nb：0.011～0.05%、Ti：0.005～0.02%、N：0.001～0.006%、Ca：0.0005～0.003%を含有し、(1)式で規定される C_{eq} ：0.44以下、 Ti/N ：1.5～3.5、並びに、(2)式及び(3)式を満たし、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、鋼板の中心偏析部の硬さが(4)式を満足する高張力鋼板。

$$C_{eq} = [C] + [Mn] / 6 + ([Cu] + [Ni]) / 15 + ([Cr] + [Mo] + [V]) / 5 \cdots (1)$$

$$0 < \{[Ca] - (0.18 + 130 \times [Ca]) \times [O]\} / 1.25 / [S] < 1 \cdots (2)$$

$$5.5 [C]^{4/3} + 15 [P] + 0.90 [Mn] + 0.12 [Ni] + 7.9 [Nb]^{1/2} + 0.53 [Mo] \leq 3.10 \cdots (3)$$

ここで、[M]は元素Mの含有量(質量%)。

$$H_{V_{max}} / H_{V_{ave}} \leq 1.35 + 0.006 / [C] - t / 500 \cdots (4)$$

$H_{V_{max}}$ は中心偏析部のビッカース硬さの最大値、 $H_{V_{ave}}$ は表裏面から板厚の1/4までと中心偏析部とを除く部分のビッカース硬さの平均値、[C]はC含有量(質量%)、tは鋼板の板厚(mm)。

[請求項2]

鋼組成に、更に、質量%で、Cr：0.20～2%、Mo：0.1～0.7%、V：0.005～0.1%、Cu：0.49%以下、Ni：2%以下の中から選ばれる1種または2種以上を含有する高張力鋼板。

[請求項3]

請求項1または2に記載の成分組成を有する鋼を1050～1200℃に加

熱後、950℃以上の温度域における累積圧下率が30%以上、950℃未満の温度域における累積圧下率が30～70%となる熱間圧延を施し、その後、600℃以下までを冷却速度1.0℃/s以上で加速冷却する高張力鋼板の製造方法。

[請求項4]

更に、冷却停止後、450～650℃に焼戻し処理を施す請求項3に記載の高張力鋼板の製造方法。

[請求項5]

請求項1または2に記載の高張力鋼板で、中心偏析部の各元素の濃度が(5)式を満たす高張力鋼板。

$$R_s = 12.5 (X[\text{Si}] + X[\text{Mn}] + X[\text{Cu}] + X[\text{Ni}]) + 1.5X[\text{P}] + 1.8X[\text{Nb}] < 64.3 \cdots (5)$$

ここで、 $X[\text{M}]$ は、EPMAライン分析で得られる中心偏析部の元素Mの濃度と平均の元素Mの濃度との比、すなわち、(中心偏析部のM濃度) / (平均のM濃度) を表す。

[請求項6]

請求項5に記載の成分組成を有する鋼を1050～1200℃に加熱後、950℃以上の温度域における累積圧下率が30%以上、950℃未満の温度域における累積圧下率が30～70%となる熱間圧延を施し、その後、600℃以下までを冷却速度1.0℃/s以上で加速冷却する高張力鋼板の製造方法。

[請求項7]

更に、冷却停止後、450～650℃に焼戻し処理を施す請求項6に記載の高張力鋼板の製造方法。