

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第3699657号

(P3699657)

(45) 発行日 平成17年9月28日(2005.9.28)

(24) 登録日 平成17年7月15日(2005.7.15)

(51) Int. Cl.⁷

C 2 2 C 38/00

C 2 2 C 38/14

C 2 2 C 38/58

F I

C 2 2 C 38/00 3 O 1 B

C 2 2 C 38/14

C 2 2 C 38/58

請求項の数 3 (全 13 頁)

(21) 出願番号	特願2001-49838 (P2001-49838)	(73) 特許権者	000006655
(22) 出願日	平成13年2月26日(2001.2.26)		新日本製鐵株式会社
(65) 公開番号	特開2002-212670 (P2002-212670A)		東京都千代田区大手町2丁目6番3号
(43) 公開日	平成14年7月31日(2002.7.31)	(74) 代理人	100105441
審査請求日	平成14年3月29日(2002.3.29)		弁理士 田中 久喬
(31) 優先権主張番号	特願2000-136105 (P2000-136105)	(74) 代理人	100107892
(32) 優先日	平成12年5月9日(2000.5.9)		弁理士 内藤 俊太
(33) 優先権主張国	日本国(JP)	(72) 発明者	児島 明彦
(31) 優先権主張番号	特願2000-348257 (P2000-348257)		君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社
(32) 優先日	平成12年11月15日(2000.11.15)		君津製鐵所内
(33) 優先権主張国	日本国(JP)	(72) 発明者	寺田 好男
			君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社
			君津製鐵所内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 溶接熱影響部のCTOD特性に優れた460MPa以上の降伏強度を有する厚鋼板

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

C : 0.04 ~ 0.14 %、

Si : 0.4 % 以下、

Mn : 1.48 ~ 2.0 %、

P : 0.02 % 以下、

S : 0.001 ~ 0.005 %、

Ni : 0.4 ~ 3.0 %、

Al : 0.001 ~ 0.01 %、

Ti : 0.005 ~ 0.03 %、

Nb : 0.005 ~ 0.05 %、

Mg : 0.0003 ~ 0.005 %、

O : 0.001 ~ 0.005 %、

N : 0.001 ~ 0.01 % を含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなる化学成分を有し、MgとAlからなる酸化物を内包する0.01 ~ 0.5 μmのTiNが10000個/mm²以上存在し、かつ、酸化物と硫化物が複合した形態で0.3質量%以上のMnを含有する0.5 ~ 10 μmの粒子が10個/mm²以上存在することを特徴とする、溶接熱影響部のCTOD特性に優れた460MPa以上の降伏強度を有する厚鋼板。

【請求項2】

質量%で、

Ca : 0.0005 ~ 0.005 %、

REM : 0.0005 ~ 0.01 %、

Zr : 0.0005 ~ 0.01 %

の1種以上を含有し、Ca、REM、Zrの和が0.02%以下であることを特徴とする、請求項1記載の溶接熱影響部靱性のCTOD特性に優れた460MPa以上の降伏強度を有する厚鋼板。

【請求項3】

質量%で、Cu : 0.05 ~ 1.5 %、Cr : 0.05 ~ 0.5 %、Mo : 0.05 ~ 0.5 %、V : 0.005 ~ 0.05 %、B : 0.0001 ~ 0.003 %の1種以上を含有し、Cu、Ni、Cr、Moの和が3.0%以下であることを特徴とする、請求項1記載あるいは請求項2記載の溶接熱影響部靱性のCTOD特性に優れた460MPa以上の降伏強度を有する厚鋼板。

10

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は溶接熱影響部 (Heat Affected Zone : HAZ) のCTOD特性に優れた460MPa以上の降伏強度を有する厚鋼板に関するものであり、その用途は主に海洋構造物用として用いられるが、同様の強度とHAZ靱性 (CTOD特性) が要求されるその他の溶接構造物へも適用できる。

20

【0002】

【従来の技術】

北海で使用される海洋構造物の溶接継ぎ手には-10℃でのCTOD特性が要求される。このような厳格なHAZ靱性が要求される鋼材として、例えばProceedings of 12th International Conference on OMAE, 1993, Glasgow, UK, ASME, Volume III-A, pp. 207-214に記載されているように、Tiオキサイド鋼が使用されている。HAZの溶融線近傍は1400℃以上に加熱されるため、TiN粒子によるピン止め効果が消失してオーステナイト (γ) が著しく粗大化してしまい、HAZ組織が粗大化して靱性が劣化する。このような問題点を解決する鋼として上述のTiオキサイド鋼は開発された。

30

【0003】

この技術は、例えば特開昭63-210235号公報や特開平06-075599号公報に記載されているように、TiN粒子によるピン止め効果が消失して粗大化したγ粒の粒内において、熱的に安定なTi酸化物を変態核として生成する針状フェライトを利用することでHAZ組織の微細化をはかった鋼である。粗大なγ粒を効果的に微細化するこの針状フェライトは粒内変態フェライト (Intra Granular Ferrite : IGF) と呼ばれる。

【0004】

しかしながら、このTiオキサイド鋼の降伏強度は420MPa級までであり、それ以上の降伏強度を有しつつHAZのCTOD特性を保証するような厚鋼板は開発されていない。一方で、海洋構造物を軽量化することで建造コストの低減をはかる動きが活発化しつつあり、海洋構造物を軽量化するために降伏強度の高い厚鋼板が求められている。つまり、従来よりも高強度である460MPa以上の降伏強度を有しつつ、CTOD特性を保証できるようなHAZ靱性の優れた厚鋼板が強く望まれている。

40

【0005】

【発明が解決しようとする課題】

本発明は、降伏強度が460MPa以上であり、HAZにおける-10℃でのCTODが0.2mm以上である厚鋼板を提供することを目的とする。

【0006】

【課題を解決するための手段】

50

本発明は、質量%で、C：0.04～0.14%、Si：0.4%以下、Mn：1.48～2.0%、P：0.02%以下、S：0.001～0.005%、Ni：0.4～3.0%、Al：0.001～0.01%、Ti：0.005～0.03%、Nb：0.005～0.05%、Mg：0.0003～0.005%、O：0.001～0.005%、N：0.001～0.01%を含有し、さらに必要に応じて質量%で、Ca：0.005～0.005%、REM：0.0005～0.01%、Zr：0.0005～0.01%、Cu：0.05～1.5%、Cr：0.05～0.5%、Mo：0.05～0.5%、V：0.005～0.05%、B：0.0001～0.003%の1種以上を含有し、Ca、REM、Zrの和が0.02%以下であり、Cu、Ni、Cr、Moの和が3.0%以下であり、残部が鉄および不可避免的不純物からなる化学成分を有し、MgとAlからなる酸化物を内包する0.01～0.5 μ mのTiNが10000個/mm²以上存在し、かつ、酸化物と硫化物が複合した形態で0.3質量%以上のMnを含有する0.5～10 μ mの粒子が10個/mm²以上存在することを特徴とする、溶接熱影響部のCTOD特性に優れた460MPa以上の降伏強度を有する厚鋼板である。

【0007】

【発明の実施の形態】

以下、本発明を詳細に説明する。

【0008】

図1(a)～(d)は、HAZ組織制御の考え方を模式的に示す図である。図1(a)は、従来のTiオキサイド鋼に係るHAZ組織を説明する図で、図1(d)は、本発明鋼のHAZ組織を説明する図である。図1中において、1は溶接金属、2は溶接熱影響部(HAZ)、3は溶接線を示している。また、HAZ組織中の4は γ 粒界、GBFは粒界フェライト、FSPはフェライトサイドプレート、IGFは粒内変態フェライト、Buは上部ベイナイト、そして、MAはマルテンサイト・オーステナイト混合相を示している。

【0009】

Tiオキサイド鋼の降伏強度を合金元素の添加によって現行の420MPa級から460MPa以上の500MPa級、さらには550MPa級へと高めていくと、溶融線近傍HAZが硬化して十分なCTOD特性を確保することが難しくなる。このときのHAZ組織を模式的に図1の(a)に示す。HAZが脆化する第一の原因は、粒内変態フェライト(IGF)の生成によって粗大な γ 粒の内部を微細化しても、粗大な γ 粒の粒界に沿って生成する粗大な粒界フェライト(Grain Boundary Ferrite：GBF)やフェライトサイドプレート(Ferrite Side Plate：FSP)が、HAZの硬化に伴って脆性破壊の発生に対する敏感性を高めるからである。従って、これらのGBFやFSPを微細化することで脆性破壊の発生に対する感受性を小さくする必要がある。第二の脆化原因は、高強度化のために合金元素の添加量を増加させることでHAZの焼入性が高まり、MA(Martensite-Austenite constituent)と呼ばれる微視的な脆化相が多く生成し、これが脆性破壊の発生を促すからである。従って、460MPa以上の降伏強度を達成する場合においても、MAを可能な限り低減する必要がある。以上から、高い降伏強度のもとで良好な継ぎ手CTOD特性を達成するためには、Tiオキサイド鋼の金属学的効果(IGF効果)を維持しつつ、上記の二つの脆化原因を取り除くことが指針となる。つまり、本発明の要点はHAZ組織を下記の三つの視点から同時に制御することである。

(1) 溶融線近傍HAZの γ 粒界に沿って生成するGBFやFSPを微細化する。

(2) 溶融線近傍HAZの γ 粒内をIGFの生成によって微細化する。

(3) 溶融線近傍HAZのMA生成量を低減する。

【0010】

まず(1)を達成する手段を説明する。脆性破壊の発生に有害な粗大なGBFやFSPを微細化するためには、 γ 粒を小さくする必要がある。1400℃を超えて加熱される溶融線近傍HAZの γ 粒成長を強力に抑制することを狙いとして、種々の鋼成分について鋭意検討した結果、MgとAlを適正に制御することでMgとAlからなる0.01～0.1

10

20

30

40

50

μm の超微細な酸化物を鋼中に数多く分散させ、これを核に $0.01 \sim 0.5 \mu\text{m}$ のTiNを複合析出させる技術を発明した。このような複合析出のTiN粒子は、溶融線近傍でも熱的に安定であるため、成長したり溶解したりすることなく強力に γ 粒界の移動をピン止めできる。たとえ溶接入熱量の大きな溶接を行っても、溶融線近傍の γ 粒を $100 \mu\text{m}$ 程度の大きさに保つことができる。さらに、 γ 粒界上に存在するこれらのピン止め粒子自身が、GBFやFSPの変態核として直接機能する場合があります、変態場所の増加を通じることによってもGBFやFSPの微細化に寄与する。このような複合析出のTiN粒子が $10000 \text{ 個}/\text{mm}^2$ 以上存在することで、GBFやFSPがCTOD特性に悪影響を及ぼさない大きさまで微細化される。このような複合析出のTiN粒子が $10000 \text{ 個}/\text{mm}^2$ 未満であると、 γ 細粒化や γ 粒界上の変態核の個数が不十分となる結果、GBFやFSPが十分に微細化されずCTOD特性が劣化する。この複合形態のTiN粒子には硫化物が析出する場合もあるが、上述したピン止め粒子や変態核としての機能に悪影響を及ぼすものではない。

10

【0011】

図1の(b)はここで説明した(1)の技術だけを適用したときのHAZ組織の模式図である。GBFやFSPは微細化するが、本技術だけでは γ 粒内が上部ベイナイトと呼ばれるMAを含む脆化組織で覆われてしまい、十分なCTOD特性が得られない。そこで、次に説明する(2)の技術を併用しなければならない。

【0012】

(2)を達成する手段を説明する。本発明は上述した超微細酸化物を多数生成させるために、Mgを意図的に添加する。Mgは通常の大さ(数 μm)の酸化物にも含まれるため、本発明ではこのような比較的大きなMg含有酸化物を利用してIGFを生成させることを追求した。その結果、下記の三つの条件がIGF変態核として重要であることがわかった。

20

- 1) 最低限の個数が存在すること。
- 2) 適当な大きさであること。
- 3) Mnを含有すること。

【0013】

▲1▼の観点から、IGF変態核は溶融線近傍HAZにおいて安定に存在し、少なくとも $10 \text{ 個}/\text{mm}^2$ 以上必要である。IGF変態核が $10 \text{ 個}/\text{mm}^2$ 未満ではHAZ組織の微細化が不十分である。

30

【0014】

また、▲2▼の観点から、IGF変態核として有効に機能するには $0.5 \mu\text{m}$ 以上の大きさが必要である。粒子の大きさが $0.5 \mu\text{m}$ 未満ではIGF変態核としての能力が著しく低下する。これらの条件を満たすために、本発明では $0.5 \mu\text{m}$ 以上の酸化物をIGF変態核として利用することを検討した。しかし、 $10 \mu\text{m}$ を超える酸化物は脆性破壊の発生起点として作用するため好ましくない。

【0015】

3)の観点から、IGF変態核として有効に機能するためには、 $0.3 \text{ 質量}\%$ 以上のMnを含有することが判明した。そのためには、 $0.5 \sim 10 \mu\text{m}$ の酸化物にMnを含有させればよいが、本発明では(1)で説明したピン止め粒子を生成させるためにMnよりも脱酸力の強いMg、Al、Tiを必須とするから、これらの元素が $0.5 \sim 10 \mu\text{m}$ の酸化物を構成し、この中に $0.3 \text{ 質量}\%$ 以上のMnを安定的に含有させることは難しい。そこで本発明では、Mnを含む硫化物をこのような酸化物上に複合析出させることを考えた。このような手段を講じれば、複合粒子中のMn含有量を安定的に $0.3 \text{ 質量}\%$ 以上にすることが可能であり、IGF変態核として有効に機能させることができる。そこで、酸化物上にMn含有硫化物を複合析出させるための条件を探索した結果、酸化物中のMg含有量が重要であることがわかった。Mn含有硫化物が複合するときの酸化物中には $10 \text{ 質量}\%$ 以上のMgが含有されていた。一方、硫化物が複合せず単独として存在する酸化物中のMg含有量は $10 \text{ 質量}\%$ 未満であった。つまり、 $0.5 \sim 10 \mu\text{m}$ の酸化物中に $10 \text{ 質量}\%$

40

50

%以上のMgを含有させることでMn含有硫化物を安定的に複合析出させることが可能となることを見いだした。その結果として、酸化物と硫化物が複合した形態で0.3質量%以上のMnを含有する0.5~10 μ mのIGF変態核を10個/mm²以上確保することができる。ただし、Ca、REM、Zrが合計で0.02%を超えて添加されると、酸化物に複合する硫化物中にMnが含有されなくなり、複合粒子中のMn含有量は0.3質量%未満となってしまうことに注意が必要である。

【0016】

図1の(c)は(1)の技術とここで説明した(2)の技術を併用したときのHAZ組織の模式図である。GBFやFSPの微細化に加えて多量のIGFが生成することでHAZ組織は微細化する。しかし、合金成分の添加量が不適切な場合にはMA生成量が増えてCTOD特性が不十分となる。そこで、次に説明する(3)の技術を併用することで安定的にCTOD特性を向上させることが必要である。

【0017】

(3)を達成する手段を説明する。HAZにおけるMA生成挙動は、焼入性と冷却速度に大きく依存することが知られている。本発明におけるHAZの焼入性は、鋼成分に加えて γ 粒径やIGF生成能の影響を大きく受ける。従来鋼ではHAZの焼入性に対して γ 粒径やIGF生成はほとんど考慮されていないが、本発明鋼は γ 粒が小さいうえにIGF生成能が高いため、 γ 粒界や γ 粒内でフェライトの変態場所が増加しており、鋼成分が同一である従来鋼に対してHAZの焼入性が著しく低下する特徴を持つ。このような特徴を有する本発明鋼に対して、海洋構造物の溶接施工時の冷却速度(800℃から500℃の冷却時間がおよそ15s)と本発明のCとMnの範囲を前提に、MAの生成状況に及ぼす合金成分の影響を鋭意検討した。その結果、下記の2点が明らかになった。

▲4▼Nbを従来より高めてもHAZのMA量は増えにくい。

▲5▼Cu、Ni、Cr、Moの和とHAZのMA量の間に非連続的な強い相関がある。

【0018】

▲4▼の観点から、Nbを0.05%まで高めてもHAZのMA量に大きな影響を及ぼさないことがわかった。従来の海構造物向け厚鋼板(継ぎ手CTOD保証鋼)で実際に用いられるNbは、例えば、Proceedings of 12th International Conference on OMAE, 1993, Glasgow, UK, ASME, Volume III-A, pp. 207-214では420MPa級の降伏強度で0.02%のNbが上限であり、Proceedings of 12th International Conference on OMAE, 1993, Glasgow, UK, ASME, Volume III-A, pp. 199-205では460MPa級の降伏強度で0.021%のNbが上限であり、Proceedings of 13th International Conference on OMAE, 1994, Houston, ASME, Volume III, pp. 307-314では420MPa級の降伏強度で0.024%のNbである。このように、従来は0.02%程度のNb量が実質的に上限とされており、これに対して本発明はNbを0.05%まで有効に利用できる利点がある。

【0019】

▲5▼の観点から、Cu、Ni、Cr、Moの和が3.0%を超えるとHAZのMA量が急激に増えることがわかった。以上の知見から、460MPa以上、特に500~550MPa級の降伏強度を保ちつつ板厚を拡大していく場合の成分設計として、できる限りNbを活用して厚手材の母材強度を稼ぎ、その反面、MA生成を助長するCu、Ni、Cr、Moを削減することが指針となる。Cu、Ni、Cr、Moの削減は合金コストの面からも好ましい。

【0020】

図1の(d)は(1)、(2)の技術にここで説明した(3)の技術を併用したときのHAZ組織の模式図である。HAZ組織の十分な微細化に加えて安定的にMA量が低減されることで、高強度においても良好な継ぎ手CTOD特性が達成される。このように、本発

10

20

30

40

50

明は(1)、(2)、(3)の技術を同時に発現させることで実現可能となる。

【0021】

次に化学成分の限定理由について説明する。

【0022】

Cは母材とHAZの強度、靱性を確保するために0.04%以上必要である。しかし、0.14%を超えると母材とHAZの靱性が低下すると共に溶接性が劣化するので、これが上限である。

【0023】

Siは脱酸のために添加することができる。しかし、0.4%を超えるとHAZ靱性が劣化する。本発明ではAl、Ti、Mgによっても脱酸は可能であり、HAZ靱性の観点からSiは少ないほどよい。SiはHAZのMA生成を助長するので本発明では好ましくない元素である。

10

【0024】

Mnは母材とHAZの強度、靱性を確保するために1.48%以上必要である。MnはIGF変態核を構成する硫化物を形成するうえでも重要である。しかし、Mnが2.0%を超えると母材やHAZが脆化したり、溶接性が劣化するので、これが上限である。

【0025】

Pは本発明において不純物元素であり、良好な母材とHAZの材質を確保するためには0.02%以下に低減する必要がある。

【0026】

Sは本発明に必要な元素である。IGF変態核として酸化物上に硫化物を複合析出させるために0.001%以上確保しなければならない。しかし、Sが0.005%を超えると母材およびHAZの靱性が劣化するので、これが上限である。

20

【0027】

NbはHAZ靱性の劣化を最小限に抑えて母材強度を高めることに極めて有効である。Nbは母材の組織微細化を通じて靱性を高めることにも有効である。例えば76.2mmの板厚で500MPa級の降伏強度を達成しつつ、さらに良好な母材靱性を得るためには、0.005%以上のNbが必須である。しかし、Nbが0.05%を超えるとMA量の増加や析出硬化によってHAZ靱性が劣化するので、これが上限である。Nbは本発明の母材を造り込むうえで積極的に用いるべき元素であり、0.02%以上のNbを有効利用することが好ましい。

30

【0028】

AlはMgと共に0.01~0.1 μ mの超微細酸化物を形成し、その上に複合析出するTiNを伴ってピン止め粒子として、さらにはGBFやFSPの変態核として機能し、HAZ組織を微細化する。そのためには0.001%以上必要である。Alが0.001%未満になると10000個/mm²以上の超微細酸化物を確保することができず、 γ 細粒化や γ 粒界上の変態核の個数が不十分となる結果、GBFやFSPが十分に微細化されずにHAZ靱性が劣化する。しかし、Alが0.01%を超えるとIGF変態核を構成する酸化物中のAl含有量が増え、その反動として酸化物中のMg含有量が10質量%未満となる。その結果、酸化物上にMn含有硫化物が析出しにくくなり、IGF変態核としての能力を失い、10個/mm²以上のIGF変態核を安定に確保することが難しくなる。このようにIGF変態核の個数が不足するとHAZ靱性は劣化する。従ってAlの上限は0.01%である。

40

【0029】

TiはTiNを形成して超微細なMgとAlからなる酸化物上に0.01~0.5 μ mの大きさで複合析出し、ピン止め粒子として、さらにはGBFやFSPの変態核として機能し、HAZ組織を微細化する。そのためには0.005%以上必要である。Tiが0.005%未満になるとこのような複合形態のTiN粒子を10000個/mm²以上確保することができず、GBFやFSPが十分に微細化されずにHAZ靱性が劣化する。SiとAlと共に下限に近い場合は脱酸元素が不足する場合があるため、Tiに脱酸を担わせ

50

る意味で0.01%以上の添加が望ましい。しかし、Tiが0.03%を超えると、TiCが析出したり、TiNが数 μm にまで粗大化するなどして母材やHAZが脆化する。また、SiとAlが少ない場合にTiが0.03%を超えると、IGF変態核を構成する酸化物中のTi含有量が増え、その反動として酸化物中のMg含有量が10質量%未満となり、酸化物上にMn含有硫化物が析出しにくくなり、IGF変態核としての能力を失ってIGF変態核の個数が不足する。以上の理由からTiの上限は0.03%である。

【0030】

Mgは本発明で最も重要な役割を担う。Mgの第一の役割は、Alと共に0.01~0.1 μm の超微細酸化物を形成し、その上に複合析出するTiNを伴ってピン止め粒子として、さらにはGBFやFSPの変態核として機能し、HAZ組織を微細化することである。Mgの第二の役割は、0.5~10 μm の酸化物中に10質量%以上含まれることで、その上にMn含有硫化物が複合析出するのを促し、IGF変態核としての機能を付与してHAZ組織を微細化することである。これら二つの役割を同時に満たすために0.0003%以上のMgが必要である。Mgが0.0003%未満であると、酸化物中のSi、Al、Ti等の含有量が増えて、その反動として酸化物中のMg含有量が10質量%未満となり、酸化物上にMn含有硫化物が析出しにくくなり、IGF変態核としての能力を失ってIGF変態核の個数が不足する。同時に、10000個/ mm^2 以上の超微細なMgとAlからなる酸化物を確保することも困難となる。しかし、Mgが0.005%を超えてもその金属学的効果は飽和するため、これを上限とする。

【0031】

Oは超微細なMgとAlからなる酸化物を形成してHAZでのピン止め効果を担うと同時に、0.5~10 μm のMg含有酸化物を形成してHAZでIGF変態核として機能する。これら二つの役割を満たすためには0.001%以上のOが必要である。Oが0.001%未満になると、10000個/ mm^2 以上の超微細酸化物や10個/ mm^2 以上の0.5~10 μm 酸化物を確保することが難しくなる。しかし、Oが0.005%を超えると10 μm を超える粗大な酸化物が多く生成し、これが母材やHAZで脆性破壊の発生起点として作用するため、0.005%を上限とする。

【0032】

NはTiNを生成して超微細なMgとAlからなる酸化物上に0.01~0.5 μm の大きさで複合析出し、ピン止め粒子として、さらにはGBFやFSPの変態核として機能し、HAZ組織を微細化する。そのためには0.001%以上必要である。Nが0.001%未満になるとこのような複合形態のTiN粒子を10000個/ mm^2 以上確保することができない。しかし、Nが0.01%を超えると固溶Nが増えて母材やHAZが脆化したり、鋳片の表面性状が劣化したりするので、これを上限とする。

【0033】

次に選択元素の限定理由を説明する。

【0034】

Ca、REM、Zrは脱酸剤や脱硫剤として添加することができる。脱酸剤としてO量の低減に寄与する。脱硫剤としてS量の低減に寄与すると同時に、硫化物の形態を制御する。これらの効果を通じて母材とHAZの材質を改善するためには、それぞれ0.0005%以上必要である。しかし、これらの元素が多すぎるとIGF変態核の中に混入するようになり、IGF変態核を構成する酸化物や硫化物の中のMg含有量やMn含有量が減少してIGF変態核としての機能を失う。この意味から、Ca、REM、Zrのそれぞれの上限は0.005%、0.01%、0.01%であり、これら三つの元素の和を0.02%以下に制限する必要がある。ここでのREMとは、La、Ceなどのランタノイド系の元素をさす。

【0035】

Cu、Ni、Cr、Moは母材の強度、靱性、耐食性や溶接性を向上させることに利用できる。そのためにはいずれの元素も0.05%以上必要である。従来、母材の高強度化、高靱性化、板厚拡大を同時に達する場合にこれらの元素を積極的に利用してきたが、本

10

20

30

40

50

発明ではH A ZのC T O D特性を確保する観点からこれらの元素を極力低減することが好ましい。このような意味から、C u、N i、C r、M oの上限をそれぞれ1.5%、3.0%、0.5%、0.5%に規制し、さらに、これらの元素の和が3.0%以下になるように調整しなければならない。各元素が上限を超えたり、これらの元素の和が3.0%を超えるとH A ZのC T O D特性が著しく劣化する。

【0036】

Vは析出強化によって母材およびH A Zの強度に有効である。そのためには0.005%以上必要である。しかし、Vが0.05%を超えると溶接性やH A Z韌性が劣化するため、これを上限とする。

【0037】

Bは母材の強度、韌性を向上させるのに有効である。そのためには0.0001%以上必要である。しかし、Bが0.003%を超えると溶接性が著しく劣化するため、これを上限とする。

【0038】

本発明鋼は、鉄鋼業の製鋼工程において所定の化学成分に調整し、連続鋳造した鋳片を再加熱して圧延、冷却、熱処理の各工程を様々に制御して厚鋼板として製造される。板厚76.2mmのような厚手材において460MPa以上、好ましくは500~550MPa級の降伏強度を得るためには、N b量を最大限に活用するために、圧延後の直接焼入あるいは加速冷却を適用することが有効である。さらに、焼き戻しによって強度と韌性を調整できる。鋳片を一旦冷やすことなくホットチャージ圧延することも可能である。H A Z韌性は鋼成分に加え、ピン止め粒子とI G F変態核の分散状態できまる。これらの粒子の分散状態は母材の製造過程で大きく変化しない。従って、H A Z韌性は母材の製造工程に大きく依存することはなく、どのような加熱、圧延、熱処理の工程を適用してもよい。

【0039】

本発明で規定した介在物の分散状態は、例えば以下のような方法で定量的に測定される。

【0040】

M gとA lからなる酸化物を内包する0.01~0.5 μ mのT i Nの個数は、母材鋼板の任意の場所から抽出レプリカ試料を作製し、これを透過電子顕微鏡(T E M)を用いて10000~50000倍の倍率で少なくとも1000 μ m²以上の面積にわたって観察し、対象となる大きさのT i Nの個数を測定し、これを単位面積当たりの個数(個/m²)に換算する。このとき、M gとA lからなる酸化物とT i Nの同定は、T E Mに付属のエネルギー分散型X線分光法(E D S)による組成分析と、T E Mによる電子線回折像の結晶構造解析によって行われる。このような同定を測定するすべての複合介在物に対して行うことが煩雑な場合、簡易的には次の手順による。まず、四角い形状の介在物をT i Nとみなし、対象となる大きさのT i Nの内部に介在物が存在するものの個数を測定する。次に、このような方法で個数を測定した複合析出T i Nのうち、少なくとも10個以上について上記の要領で詳細な同定を行い、M gとA lからなる酸化物とT i Nが複合する割合を求める。そして、はじめに測定された複合析出T i Nの個数にこの割合を掛け合わせる。鋼中の炭化物が以上のT E M観察を邪魔する場合、500℃以下の熱処理によって炭化物を凝集・粗大化させ、対象となる複合介在物の観察を容易にすることができる。

【0041】

酸化物とM n含有硫化物が複合した0.5~10 μ mの粒子の個数は、次のような方法で測定できる。まず、母材鋼板の任意の場所から小片試料を切り出して鏡面研磨試料を作製し、これを光学顕微鏡を用いて1000倍の倍率で少なくとも3mm²以上の面積にわたって観察し、対象となる大きさの粒子の個数を測定し、これを単位面積当たりの個数(個/mm²)に換算する。続いて、同一試料を走査型電子顕微鏡(S E M)に付属の波長分散型X線分光法装置(W D S)を用いて、対象となる大きさの粒子を少なくとも10個以上をランダムに組成分析する。このとき、粒子の分析値に地鉄のF eが検出される場合は、分析値からF eを除外して粒子の組成を求める。こうして測定した粒子のうち、OとSが同時に検出されてM nを0.3質量%以上含む粒子がI G F変態核として有効であると

10

20

30

40

50

みなし、 $0.5 \sim 10 \mu\text{m}$ の粒子に占めるIGF変態核の割合を求める。そして、はじめに光学顕微鏡で測定された個数にこの割合を掛け合わせる。簡易的には、上記試料について元素マッピングを行い、O、S、Mnの三つが共存する $0.5 \sim 10 \mu\text{m}$ の粒子の個数を測定する。

【0042】

【実施例】

表1に連続鋳造した鋼の化学成分を、表2に鋼板の板厚、製造法、ピン止め粒子とIGF変態核の個数、母材材質、溶接条件、HAZ靱性を示す。

【0043】

本発明鋼は $38.1 \sim 76.2 \text{ mm}$ の板厚で、母材の降伏強度(YS)が $510 \sim 570 \text{ MPa}$ であり、溶接入熱量が $3.5 \sim 10.0 \text{ kJ/mm}$ のサブマージーク溶接による多層盛り継ぎ手ボンド部(CGH AZ)において -10°C で 0.2 mm を超える良好なCTODを有する。 10

【0044】

一方、比較鋼は化学成分が適正でないために、 76.2 mm の板厚で母材あるいはHAZの材質が劣っている。鋼11はSが少なすぎるためにIGF変態核の個数が不足してHAZ靱性が劣っている。鋼12はSが多すぎるために母材とHAZの靱性が劣っている。鋼13はNbが少なすぎるために母材の強度と靱性が劣っている。鋼14はNbが多すぎるためにHAZ靱性が劣っている。鋼15はAlが少なすぎるためにピン止め粒子の個数が不足してHAZ靱性が劣っている。鋼16はAlが多すぎるためにIGF変態核の個数が不足してHAZ靱性が劣っている。鋼17はTiが少なすぎるためにピン止め粒子の個数が不足してHAZ靱性が劣っている。鋼18はTiが多すぎるために母材とHAZの靱性が劣っている。鋼19と鋼20はそれぞれMgとOが少なすぎるために、ピン止め粒子の個数とIGF変態核の個数が不足してHAZ靱性が劣っている。鋼21はNが少なすぎるためにピン止め粒子の個数が不足してHAZ靱性が劣っている。鋼22はCu、Ni、Cr、Moの和が多すぎるためにHAZ靱性が劣っている。鋼23はCa、REM、Zrの和が多すぎるためにIGF変態核の個数が不足してHAZ靱性が劣っている。 20

【0045】

【表1】

区分	銅	C	Si	Mn	P	S	Nb	Al	Ti	Mg	O	N	その他	Ca+ REM+Zr	Cu+Ni+ Cr+Mo
本発明銅	1	0.10	0.03	1.48	0.006	0.003	0.02	0.002	0.025	0.002	0.004	0.008	Ni:0.4,Cu:0.4,Mo:0.1	0	0.9
	2	0.08	0.02	1.53	0.003	0.002	0.03	0.003	0.017	0.0003	0.004	0.002	Ni:0.5,Cu:0.5,V:0.01	0	1.0
	3	0.05	0.08	1.55	0.003	0.003	0.03	0.003	0.015	0.003	0.002	0.003	Ni:0.7,Cu:0.6	0	1.3
	4	0.09	0.06	1.55	0.003	0.003	0.04	0.002	0.016	0.002	0.003	0.002	Ni:0.6,Cu:0.6	0	1.2
	5	0.08	0.09	1.88	0.004	0.002	0.03	0.003	0.010	0.003	0.002	0.003	Ni:1.0,Cu:0.6	0	1.6
	6	0.10	0.08	1.57	0.015	0.002	0.02	0.003	0.009	0.002	0.004	0.004	Ni:0.4,Cr:0.4,Ca:0.0007	0.0007	0.8
	7	0.10	0.20	1.59	0.004	0.001	0.02	0.005	0.009	0.002	0.003	0.005	Ni:0.6,Cu:0.6,Ca:0.002	0.002	1.2
比較銅	11	0.10	0.20	1.59	0.004	<u>0.0008</u>	0.02	0.005	0.009	0.002	0.003	0.005	Ni:0.6,Cu:0.6,Ca:0.002	0.002	1.2
	12	0.10	0.20	1.59	0.004	<u>0.006</u>	0.02	0.005	0.009	0.002	0.003	0.005	Ni:0.6,Cu:0.6,Ca:0.002	0.002	1.2
	13	0.10	0.20	1.59	0.004	0.001	<u>0.003</u>	0.005	0.009	0.002	0.003	0.005	Ni:0.6,Cu:0.6,Ca:0.002	0.002	1.2
	14	0.10	0.20	1.59	0.004	0.001	<u>0.06</u>	0.005	0.009	0.002	0.003	0.005	Ni:0.6,Cu:0.6,Ca:0.002	0.002	1.2
	15	0.10	0.20	1.59	0.004	0.001	0.02	<u>0.0008</u>	0.009	0.002	0.003	0.005	Ni:0.6,Cu:0.6,Ca:0.002	0.002	1.2
	16	0.10	0.20	1.59	0.004	0.001	0.02	<u>0.012</u>	0.009	0.002	0.003	0.005	Ni:0.6,Cu:0.6,Ca:0.002	0.002	1.2
	17	0.10	0.20	1.59	0.004	0.001	0.02	0.005	<u>0.003</u>	0.002	0.003	0.005	Ni:0.6,Cu:0.6,Ca:0.002	0.002	1.2
	18	0.10	0.20	1.59	0.004	0.001	0.02	0.005	<u>0.033</u>	0.002	0.003	0.005	Ni:0.6,Cu:0.6,Ca:0.002	0.002	1.2
	19	0.10	0.20	1.59	0.004	0.001	0.02	0.005	0.009	<u>0.0001</u>	0.003	0.005	Ni:0.6,Cu:0.6,Ca:0.002	0.002	1.2
	20	0.10	0.20	1.59	0.004	0.001	0.02	0.005	0.009	0.002	<u>0.0007</u>	0.005	Ni:0.6,Cu:0.6,Ca:0.002	0.002	1.2
	21	0.10	0.20	1.59	0.004	0.001	0.02	0.005	0.009	0.002	0.003	<u>0.0007</u>	Ni:0.6,Cu:0.6,Ca:0.002	0.002	1.2
	22	0.10	0.20	1.59	0.004	0.001	0.02	0.005	0.009	0.002	0.003	0.005	Ni:2.0,Cu:0.8,Mo:0.3	0	<u>3.1</u>
	23	0.10	0.20	1.59	0.004	0.001	0.02	0.005	0.009	0.002	0.003	0.005	Ca:0.02,REM:0.01,Zr:0.01	<u>0.022</u>	0

Mg の分析には化学分析法を用いた。

区分	鋼	板厚 (mm)	鋼板の 製造法 ¹⁾	ピン止め 粒子 ²⁾ の個数 (個/mm ²)	IGF 変態核 ³⁾ の個数 (個/mm ²)	母材の材質 ⁴⁾			溶接条件 ⁵⁾ 溶接 入熱量 (kJ/mm)	CGHAZのCTOD ⁶⁾	
						YS (MPa)	TS (MPa)	RAZ (%)	vTrs (°C)	-10°Cでの CTOD (mm)	-30°Cでの CTOD (mm)
本発明鋼	1	76.2	DQ-T	30000	30	550	610	60	-75	0.9	0.6
	2	76.2	DQ-T	20000	30	560	640	65	-80	0.8	0.7
	3	38.1	DQ-T	40000	20	510	570	70	-80	1.0	0.9
	4	76.2	DQ-T	40000	25	560	630	60	-90	0.9	0.5
	5	76.2	DQ-T	50000	20	570	680	65	-70	0.7	0.5
	6	76.2	ACC	100000	40	530	650	60	-70	0.8	0.6
	7	50.8	ACC	80000	30	530	670	60	-70	0.8	0.5
比較鋼	11	76.2	ACC	80000	<u>8</u>	530	670	60	-70	<u>0.15</u>	0.05
	12	76.2	ACC	80000	30	530	670	<u>40</u>	<u>-40</u>	<u>0.15</u>	0.05
	13	76.2	ACC	80000	30	<u>450</u>	580	60	<u>-40</u>	0.9	0.4
	14	76.2	ACC	80000	30	560	680	50	-60	<u>0.1</u>	0.03
	15	76.2	ACC	<u>7000</u>	30	530	670	60	-70	<u>0.1</u>	0.05
	16	76.2	ACC	90000	<u>7</u>	530	670	60	-70	<u>0.1</u>	0.05
	17	76.2	ACC	<u>8000</u>	30	520	670	60	-60	<u>0.07</u>	0.05
	18	76.2	ACC	80000	30	550	680	50	<u>-30</u>	<u>0.1</u>	0.03
	19	76.2	ACC	<u>6000</u>	<u>6</u>	530	670	60	-70	<u>0.05</u>	0.01
	20	76.2	ACC	<u>7000</u>	<u>7</u>	530	670	60	-70	<u>0.05</u>	0.02
	21	76.2	ACC	<u>7000</u>	30	520	670	60	-60	<u>0.13</u>	0.08
	22	76.2	ACC	80000	30	580	720	50	-50	<u>0.02</u>	0.01
	23	76.2	ACC	80000	<u>5</u>	530	670	65	-60	<u>0.05</u>	0.01

1) DQ：直接焼入、ACC：加速冷却、T：焼戻し、CR：制御圧延まま

2) MgとAlからなる酸化物を内包する0.01～0.5 μ mのTiN

3) 酸化物と硫化合物が複合した形態で0.3質量%以上のMnを含有する0.5～10 μ mの粒子

4) YS、TS、vTrsは板厚中心部位置で試験、RAZは3本の平均値

5) サブマージーク溶接法による多層盛溶接、レ型開先

6) BS7448に準拠、PWHTはなし、3本の最低値を表示、CGHAZはCoarse Grain HAZの略であり、I開先側の溶融線上に疲労ノッチを入れた

【0047】

【発明の効果】

本発明によって高強度かつ極厚である厚鋼板の継ぎ手CTOD特性が格段に向上した結果、海洋構造物の軽量化や大型化に道が開けた。このことによって、海洋構造物の建造コストが大幅に削減できたり、さらに深い海域でのエネルギー開発が可能となる。

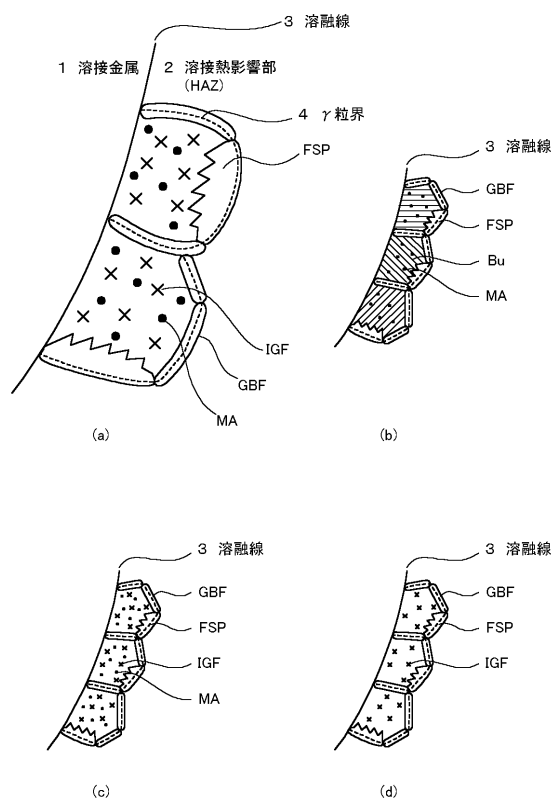
【図面の簡単な説明】

【図1】本発明におけるHAZ組織制御の考え方を模式的に示した図である。

【符号の説明】

- 1 溶接金属
- 2 溶接熱影響部 (HAZ)
- 3 溶接線
- 4 γ 粒界
- GBF 粒界フェライト
- FSP フェライトサイドプレート
- IGF 粒内変態フェライト
- Bu 上部ベイナイト
- MA マルテンサイト・オーステナイト混合相

【図 1】



フロントページの続き

- (72)発明者 清瀬 明人
富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内
- (72)発明者 吉田 譲
君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社 君津製鐵所内
- (72)発明者 足達 智彦
東京都千代田区大手町2-6-3 新日本製鐵株式会社内
- (72)発明者 田中 和明
君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社 君津製鐵所内
- (72)発明者 植森 龍治
富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内
- (72)発明者 今井 嗣郎
東京都千代田区大手町2-6-3 新日本製鐵株式会社内

審査官 小川 武

- (56)参考文献 特開平11-293382 (JP, A)
特開2000-096139 (JP, A)
特開2000-109947 (JP, A)

- (58)調査した分野(Int.Cl.⁷, DB名)
C22C 38/00-38/60
C21D 7/00-8/10
C21C 7/00-7/10