

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2017-193757

(P2017-193757A)

(43) 公開日 平成29年10月26日(2017.10.26)

(51) Int.Cl.	F 1	テーマコード (参考)
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 O 1 B
C 2 2 C 38/58 (2006.01)	C 2 2 C 38/58	

審査請求 未請求 請求項の数 2 O L (全 16 頁)

(21) 出願番号	特願2016-85148 (P2016-85148)	(71) 出願人	000006655
(22) 出願日	平成28年4月21日 (2016.4.21)		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	110002044
			特許業務法人ブライタス
		(72) 発明者	笠野 和輝
			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	小栗 正裕
			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	加茂 孝浩
			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

(54) 【発明の名称】 厚鋼板

(57) 【要約】 (修正有)

【課題】 大入熱溶接時において、溶接熱影響部 (HAZ) の低温靱性に優れた厚鋼板の提供。

【解決手段】 板厚が50～100mmであって、化学組成がC:0.01～0.10%、Si:0.10～0.25%、Mn:1.00～2.50%、P:0.0100%以下、S:0.0010～0.0100%、Ti:0.005～0.030%、Al:0.003%以下、Ni:0.50～1.50%、O:0.0010～0.0050%、N:0.0100%以下、任意添加元素としてCu, Cr, Mo, V及びNb並びに残部:Fe及び不純物であり、鋼中にTi酸化物の周囲にMnSが存在する複合介在物を含み、複合介在物の断面におけるMnSの面積率が10～90%未満、複合介在物の界面におけるMnSの割合が10%以上、粒径0.5～5.0 μmの複合介在物の個数密度が10～100個/mm²、下記(i)式に示すXが0.04～9.70である、厚鋼板。

$$X = \left[\left(\frac{Ti - TiO}{O} \right) + (Mn - MnS) \right] \times \left[(R1 + R2) / 100 \right] \cdots (i)$$

【選択図】 なし

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

板厚が 50～100mm の厚鋼板であって、

化学組成が、質量％で、

C：0.01～0.10％、

Si：0.10～0.25％、

Mn：1.00～2.50％、

P：0.0100％以下、

S：0.0010～0.0100％、

Ti：0.005～0.030％、

Al：0.003％以下、

Ni：0.50～1.50％、

O：0.0010～0.0050％、

N：0.0100％以下、

Cu：0～0.50％、

Cr：0～0.50％、

Mo：0～0.50％、

V：0～0.10％、

Nb：0～0.05％、ならびに、

残部：Fe および不純物であり、かつ、

鋼中に、Ti 酸化物の周囲に MnS が存在する複合介在物を含み、

前記複合介在物の断面における前記 MnS の面積率が、10％以上 90％未満であり、

前記複合介在物の界面における前記 MnS の割合が、10％以上であり、

粒径 0.5～5.0 μm の前記複合介在物の個数密度が、10～100 個/mm² であり、かつ、

下記 (i) 式から求められる X が 0.04～9.70 である、厚鋼板。

【数 1】

$$X = \left[\left(\frac{Ti - TiO}{O} \right) + (Mn - MnS) \right] \times \left[(R1 + R2) / 100 \right] \cdots (i)$$

ただし、前記 (i) 式中、各記号の意味は次の通りである。

Ti__TiO (質量％)：全 Ti 含有量のうち、Ti 酸化物となる Ti 量

O (質量％)：鋼中の O 含有量

Mn__MnS (質量％)：全 Mn 含有量のうち、MnS となる Mn 量

R1 (％)：複合介在物の断面における MnS の面積率の平均値

R2 (％)：複合介在物の界面における MnS の割合の平均値

【請求項 2】

前記化学組成が、質量％で、

Cu：0.25～0.5％、

Cr：0.01～0.5％、

Mo：0.01～0.5％、

V：0.03～0.1％、および、

Nb：0.01～0.05％、

から選択される 1 種以上を含有する、請求項 1 に記載の厚鋼板。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、厚鋼板に関する。特に、海上での石油および天然ガス掘削設備などの海洋構造物に用いられる、溶接熱影響部 (Heat Affected Zone：以下、「HAZ」という。) の低温韌性に優れた厚鋼板に関する。

10

20

30

40

50

【背景技術】

【0002】

建築、橋梁、造船、ラインパイプ、建設機械、海洋構造物、タンクなどの各種溶接鋼構造物に用いられる厚鋼板は、溶接部の破壊に対する安全性および信頼性を高める観点から、韌性に対する要求が年々厳しさを増しており、母材鋼板の韌性と同様に、H A Zにおいてもより優れた韌性を確保することが要求されている。

【0003】

H A Zにおいては、溶融線に近づくほど溶接時の加熱温度は高くなり、特に溶融線近傍の1400℃以上に加熱される領域では、オーステナイト(γ)粒が著しく粗大化してしまい、冷却後のH A Z組織が粗大化して韌性が劣化する。この傾向は溶接入熱量が大きくなるほど顕著である。近年では、溶接パス数を減らし、溶接施工コストを低下させるため、溶接入熱を大きくした高能率溶接法を用いて、大入熱溶接施工が行われている。そのため、H A Z韌性が低下することは避けられないという問題点があった。

10

【0004】

これらの問題を解決するため、大入熱溶接を行った場合にH A Z韌性を改善するための種々の対策が実施されてきた。

【0005】

H A Z韌性を向上させる方法としては、例えば、H A Zにおいて結晶粒径を制御する方法が知られている。結晶粒径を制御する方法として、具体的には、微細なピン止め粒子を鋼中に多量に分散させることによって、溶接の加熱過程でのオーステナイト粒の粗大化を抑制する方法、フェライト変態の核となる粒子を鋼中に分散させることによって、溶接の冷却過程での粒内変態を促進し、粒内を細分化する方法などが挙げられる。

20

【0006】

例えば、特許文献1では、Mg、MnおよびAlからなる酸化物と、MnSとからなる、粒径0.6 μm 未満の複合介在物を、鋼材中に 1×10^6 個/ mm^3 以上分散および生成させることにより、旧オーステナイト粒の粗大化を抑制し、その結果、300 kJ/cm以上の大入熱溶接をした場合であっても、優れた韌性を確保することができる鋼材が開示されている。

【0007】

特許文献2では、鋼中に、MnS粒子の析出核となりやすいMn酸化物およびAl酸化物を微細かつ多数分散させることにより、大入熱(200 kJ/cm)で溶接を行った場合であっても、H A Z韌性の良好な厚鋼板が開示されている。

30

【0008】

特許文献3では、鋼板に含まれる0.5~2.0 μm の円相当径を有するTiN粒子、MnS粒子および複合粒子の個数密度の合計を20~200個/ mm^2 に制御することにより、溶接によって鋼板が加熱される際に、オーステナイト粒の成長をピン止め効果によって抑制したり、溶接後に鋼板が冷却される際に、フェライトが変態する核となったりすることによって、組織を微細化して、大入熱溶接時のH A Z韌性を向上させることが可能な、板厚10~35 mmの鋼板が開示されている。

【先行技術文献】

40

【特許文献】

【0009】

【特許文献1】特開2014-5527号公報

【特許文献2】特開平5-271864号公報

【特許文献3】特開2015-98642号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0010】

近年、海洋構造物などの溶接構造物に用いられる厚鋼板は、厚肉で、かつ、強度が高いことが求められている。しかしながら、このような厚鋼板は、溶接により組み立てられる

50

ため、溶接部の特性確保が課題となる。特に、板厚が50mm以上の厚鋼板では、溶接時の入熱量が増加するため、HAZの低温における靱性を確保することが困難であるという問題があった。

【0011】

本発明は、このような現状に鑑み、大入熱溶接時において、HAZの低温靱性に優れた厚鋼板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】

【0012】

本発明者らは、前記の課題を解決するために鋭意検討を行った結果、下記の知見を得るに至った。

【0013】

1400℃近傍まで加熱されると、HAZでは、結晶粒成長により粗大な γ 粒が成長する。こうした粗大な γ 粒が成長すると、靱性低下の一因となる。そのため、HAZ靱性を確保する手段としては、結晶粒を微細化させることにより、破壊単位を減少させることが有効である。結晶粒を微細化させる手法として、従来、(a) γ 粒界成長をTiNなどで抑制するピン留め効果を活用する手法、および、(b) γ 粒内に存在する介在物を起点に微細な粒内フェライトを成長させ、結晶粒微細化を図る手法が提案されている。

【0014】

本発明者らは、製鋼過程において、Ti、Al、OおよびNバランスを制御する事により、微細なTiN粒子を鋼中に分散させた。その結果、TiN粒子は、HAZにて γ 粒成長を抑制し（ピン留め効果）、粗大な γ 粒成長を抑制する事が可能となった。

【0015】

一方、TiN粒子は、1400℃近傍では溶解しやすくなり、ピン留め効果が低下する。その結果、粗大な γ 粒が成長しやすくなる。そこで、本発明者らは、介在物による粒内変態も併せて活用した。溶接時に γ 粒内にて粒内フェライトを効果的に成長させるためには、粒内フェライト生成核となる介在物の制御が必須である。特に、板厚が50mm以上の厚鋼板では、表面および内部での冷却速度の差異により、板厚方向での介在物組成および個数制御が困難であるため、これらを制御する必要がある。そこで、粒内フェライト成長のメカニズムについて解明したところ、以下のことが分かった。

【0016】

[1] 溶接冷却時に、介在物周囲にMnSが複合析出する際に形成されるMn濃度傾斜により、マトリックスから介在物内部へとMnが拡散する駆動力が生じる。

【0017】

[2] Ti系酸化物内部に存在する原子空孔へ、Mnが吸収される。

【0018】

[3] 介在物周囲にMn濃度が少なくなるMn欠乏層が形成され、この部分のフェライト成長開始温度が上昇する。

【0019】

[4] 冷却時に、介在物からフェライトが優先成長する。

【0020】

これらを前提として、本発明者らは、粒内フェライト核となる介在物のMnS複合量が、粒内フェライト成長に影響を及ぼすという知見を得た。すなわち、Mnを吸収するための空孔を内部に多数持ったTi系酸化物が介在物の核となる。そして、該介在物のMnS複合量が多いと、介在物周囲に、より大きなMn濃度勾配を形成することにより、Mn拡散駆動力を増加させ、その結果、Mn欠乏層を形成しやすくなる。一方、前記介在物のMnS複合量が少ないと、介在物周囲にMn濃度勾配が形成されにくくなり、その結果、Mn欠乏層が形成されにくくなる。

【0021】

以上のメカニズムに基づき、本発明では、TiN粒子により粗大粒成長を抑制するとともに、Ti系複合酸化物の複合形態を制御し、粒内にて介在物を起点に粒内フェライトの

10

20

30

40

50

生成を促進させることにより、微細なH A Z組織を形成するに至った。

【0022】

本発明は、前記の知見を基礎としてなされたものであり、その要旨は、下記（１）および（２）に示す厚鋼板にある。

【0023】

（１）板厚が50～100mmの厚鋼板であって、

化学組成が、質量％で、

C：0.01～0.10％、

Si：0.10～0.25％、

Mn：1.00～2.50％、

10

P：0.0100％以下、

S：0.0010～0.0100％、

Ti：0.005～0.030％、

Al：0.003％以下、

Ni：0.50～1.50％、

O：0.0010～0.0050％、

N：0.0100％以下、

Cu：0～0.50％、

Cr：0～0.50％、

Mo：0～0.50％、

20

V：0～0.10％、

Nb：0～0.05％、ならびに、

残部：Feおよび不純物であり、かつ、

鋼中に、Ti酸化物の周囲にMnSが存在する複合介在物を含み、

前記複合介在物の断面における前記MnSの面積率が、10％以上90％未満であり、

前記複合介在物の界面における前記MnSの割合が、10％以上であり、

粒径0.5～5.0μmの前記複合介在物の個数密度が、10～100個/mm²であり、かつ、

下記（i）から求められるXが0.04～9.70である、厚鋼板。

【0024】

30

【数1】

$$X = \left[\left(\frac{Ti - TiO}{O} \right) + (Mn - MnS) \right] \times \left[(R1 + R2) / 100 \right] \cdots (i)$$

【0025】

ただし、前記（i）式中、各記号の意味は次の通りである。

Ti__TiO（質量％）：全Ti含有量のうち、Ti酸化物となるTi量

O（質量％）：鋼中のO含有量

Mn__MnS（質量％）：全Mn含有量のうち、MnSとなるMn量

40

R1（％）：複合介在物の断面におけるMnSの面積率の平均値

R2（％）：複合介在物の界面におけるMnSの割合の平均値

【0026】

（２）前記化学組成が、質量％で、

Cu：0.25～0.5％、

Cr：0.01～0.5％、

Mo：0.01～0.5％、

V：0.03～0.1％、および、

Nb：0.01～0.05％、

から選択される1種以上を含有する、前記（１）に記載の厚鋼板。

50

【発明の効果】

【0027】

本発明によれば、大入熱溶接時において、HAZの低温韌性に優れた厚鋼板を提供することができる。

【発明を実施するための形態】

【0028】

以下、本発明の各要件について詳しく説明する。

【0029】

(A) 化学組成について

各元素の作用効果と、含有量の限定理由は下記のとおりである。なお、以下の説明において含有量についての「%」は、「質量%」を意味する。

10

【0030】

C: 0.01~0.10%

Cは、母材およびHAZの強度を高める作用を有する元素である。強度を確保するためには、C含有量を0.01%以上とする必要がある。一方、Cを過剰に含有させると、HAZが硬質組織を形成しやすくなるため、HAZの韌性が低下する。したがって、C含有量は0.10%以下とする。なお、母材およびHAZの強度を確保し、かつ、HAZの低温韌性を確保する観点から、C含有量は、0.02%以上であることが好ましく、0.08%以下であることが好ましい。

【0031】

20

Si: 0.10~0.25%

Siは、鋼材製造中に脱酸剤として作用することから、酸素量の制御に有効であるとともに、鋼中に固溶して強度を増加させる元素である。前記効果を得るため、Si含有量は0.10%以上とする。一方、Siを過剰に含有させると、母材の韌性が低下するとともに、HAZが硬質組織を形成しやすくなるため、HAZの韌性が低下する。したがって、Si含有量は0.25%以下とする。なお、適正な酸素量に制御し、かつ、HAZの低温韌性を確保する観点から、Si含有量は、0.13%以上であることが好ましく、0.18%以下であることが好ましい。

【0032】

Mn: 1.00~2.50%

30

Mnは、強度を確保するために有効な元素である。前記効果を得るため、Mn含有量は、1.00%以上とする。一方、Mnを過剰に含有させると、Mnが偏析しやすくなり、HAZが局部的に硬質組織を形成しやすくなる。その結果、HAZの韌性が低下する。したがって、Mn含有量は2.50%以下とする。なお、粗大なフェライトの生成を抑制し、かつ、偏析を防止する観点から、Mn含有量は、1.20%以上であることが好ましく、2.00%以下であることが好ましい。

【0033】

P: 0.0100%以下

Pは、不純物元素である。P含有量の低減は、HAZにおいて粒界強度の低下を抑制する。したがって、P含有量は、0.0100%以下とする。

40

【0034】

S: 0.0010~0.0100%

Sは、MnSを複合析出させるための元素である。そのため、S含有量は、0.0010%以上とする。一方、Sを過剰に含有させると、粗大な単体MnSが析出するため、HAZの韌性が低下する。そのため、S含有量は、0.0100%以下とする。なお、MnSを複合析出させ、かつ、HAZの低温韌性を確保する観点から、S含有量は、0.0020%以上であることが好ましく、0.0050%以下であることが好ましい。

【0035】

Ti: 0.005~0.030%

Tiは、Ti系酸化物の生成に必須の元素である。十分な介在物密度を得るため、Ti

50

含有量は、0.005%以上とする。一方、Tiを過剰に含有させると、TiCなどの炭化物が生成しやすくなるため、HAZの靱性が低下する。そのため、Ti含有量を0.030%以下とする。なお、十分な介在物密度を確保し、かつ、HAZの靱性を確保する観点から、Ti含有量は、0.009%以上であることが好ましく、0.020%以下であることが好ましい。

【0036】

Al：0.003%以下

Alは、不純物元素である。Al含有量が増加することにより、Ti系酸化物の生成が抑制される。そのため、Al含有量は、0.003%以下とする。

【0037】

Ni：0.50～1.50%

Niは、靱性を向上させる元素である。低温靱性を確保する観点から、Ni含有量は、0.50%以上とする。一方、Niは、オーステナイト安定化元素であるため、過剰に含有させると、粒内フェライトが生成しにくくなる。したがって、Ni含有量は、1.50%以下とする。粒内変態核となる介在物個数が少なくても安定した靱性を確保するため、Ni含有量は、0.60%以上であることが好ましい。また、粒内フェライトの生成を促進させるため、Ni含有量は、1.00%以下であることが好ましい。

【0038】

O：0.0010～0.0050%

Oは、Ti系複合酸化物の生成に必須の元素である。十分な介在物密度を得るため、O含有量は、0.0010%以上とする。一方、Oを過剰に含有させると、破壊起点となり得る粗大な酸化物を形成しやすくなる。そのため、O含有量は、0.0050%以下とする。また、粗大な介在物生成を抑制する観点から、O含有量は、0.0030%以下であることが好ましい。

【0039】

N：0.0100%以下

Nは、Tiと結合してTiNを生成することにより、結晶粒の微細化に寄与する元素である。しかしながら、Nを過剰に含有させると、TiN析出に必要なTi量が増加し、Ti酸化物が形成されにくくなる。そのため、N含有量は、0.0100%以下とする。Ti酸化物を形成するTi量を安定して確保するため、N含有量は、0.0080%以下と

【0040】

Cu：0～0.5%

Cuは、強度を高める作用があるので、含有させてもよい。しかしながら、Cuを過剰に含有させると、熱間脆化が生じ、スラブ表面の品質低下につながる。したがって、Cu含有量は、0.5%以下とする。Cu含有量は、強度をより高めるため、0.25%以上であることが好ましい。

【0041】

Cr：0～0.50%

Crは、強度を高める作用があるため、含有させてもよい。しかしながら、Crを過剰に含有させると、HAZの靱性が低下する。したがって、Cr含有量は、0.50%以下とする。Cr含有量は、0.30%以下であることが好ましい。また、Cr含有量は、強度をより高めるため、0.01%以上であることが好ましく、0.10%以上であることがより好ましい。

【0042】

Mo：0～0.50%

Moは、少量の含有で強度が顕著に増加する元素であるため、含有させてもよい。しかしながら、Moを過剰に含有させると、HAZの靱性が著しく低下する。したがって、Mo含有量は、0.50%以下とする。Mo含有量は、0.30%以下であることが好ましい。また、Mo含有量は、強度をより高めるため、0.01%以上であることが好ましい

10

20

30

40

50

。

【0043】

V：0～0.10%

Vは、母材の強度および靱性の向上に有効な元素であるため、含有させてもよい。しかしながら、Vを過剰に含有させると、VCなどの炭化物を形成し、靱性の低下につながる。したがって、V含有量は、0.10%以下とする。V含有量は、炭化物生成による靱性の低下を抑制する観点から、0.05%以下であることが好ましい。また、母材の強度および靱性をより向上させるため、V含有量は、0.03%以上であることが好ましい。

【0044】

Nb：0～0.05%

Nbは、母材の強度および靱性の向上に有効な元素であるため、含有させてもよい。しかしながら、Nbを過剰に含有させると、NbCなどの炭化物を生成しやすくなり、靱性の低下につながる。したがって、Nb含有量は、0.05%以下とする。Nb含有量は、0.03%以下であることが好ましい。また、Nb含有量は、母材の強度および靱性をより向上させるため、0.01%以上であることが好ましい。

【0045】

本発明の厚鋼板は、前記の元素を含有し、残部はFeおよび不純物である化学組成を有する。「不純物」とは、鋼を工業的に製造する際に、鉱石、スクラップ等の原料、製造工程の種々の要因によって混入する成分であって、本発明に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。

【0046】

(B) 複合介在物

本発明の厚鋼板は、鋼中に、Ti酸化物の周囲にMnSが存在する複合介在物を含む。

【0047】

複合介在物の断面におけるMnSの面積率：10%以上90%未満

本発明では、任意の切断面に現出した複合介在物を分析し、その複合介在物の断面積におけるMnSの面積率を測定することにより、複合介在物中のMnS量を規定している。複合介在物の断面におけるMnSの面積率が10%未満であると、複合介在物中のMnS量が少なく、十分なMn欠乏層を形成できない。その結果、粒内フェライトの生成が困難となる。一方、複合介在物の断面におけるMnSの割合が90%以上であると、複合介在物がMnS主体となり、Ti系酸化物の占める割合が低下する。その結果、Mn吸収能が低下し、十分なMn欠乏層を形成できないため、粒内フェライトの生成が困難となる。

【0048】

複合介在物の界面におけるMnSの割合：10%以上

MnSは、複合介在物の周囲からMnを吸収する必要があるため、複合介在物の界面に存在する必要がある。複合介在物の界面におけるMnSの割合が10%未満であると、複合介在物の周囲から十分にMnを吸収できないため、Mn欠乏層を形成できない。その結果、粒内フェライトの生成が困難となる。

【0049】

複合介在物の粒径：0.5～5.0μm

複合介在物の粒径が0.5μm未満では、複合介在物の周囲から吸収できるMn量が少なく、その結果、粒内フェライトの生成に必要なMn欠乏層の形成が困難となる。一方、複合介在物の粒径が5.0μmより大きいと、複合介在物が破壊の起点となる。

【0050】

複合介在物の個数密度：10～100個/mm²

安定した粒内フェライトを生成させるためには、各複合介在物が旧γ内に少なくとも1つ程度含まれる必要がある。そのため、複合介在物の個数密度は、10個/mm²以上とする。一方、複合介在物が過剰に多い場合は、破壊起点となりやすい。そのため、複合介在物の個数密度は、100個/mm²以下とする。

【0051】

本発明の厚鋼板は、下記 (i) 式から求められる X が 0.04 ~ 9.70 である。

【0052】

【数2】

$$X = \left[\left(\frac{Ti - TiO}{O} \right) + (Mn - MnS) \right] \times \left[(R1 + R2) / 100 \right] \cdots (i)$$

【0053】

ただし、前記 (i) 式中、各記号の意味は次の通りである。

Ti — TiO (質量%) : 全 Ti 含有量のうち、Ti 酸化物となる Ti 量

O (質量%) : 鋼中の O 含有量

Mn — MnS (質量%) : 全 Mn 含有量のうち、MnS となる Mn 量

R1 (%) : 複合介在物の断面における MnS の面積率の平均値

R2 (%) : 複合介在物の界面における MnS の割合の平均値

【0054】

前記 (i) 式中、(Ti — TiO / O) で示される第一項は、Ti 酸化物になる Ti 量および O 量のバランスを表す。前記第一項は、全 Ti 含有量から、鋼中の N 含有量より算出される TiN 生成に必要な Ti 量を差し引くことにより、算出する。前記第一項の値が大きいほど、Ti 酸化物が形成されやすくなる。本項の値が負になるときは、Ti 酸化物が形成されない。

【0055】

前記 (i) 式中、(Mn — MnS) で示される第二項は、MnS となる Mn 量を表す。前記第二項は、鋼中の S 含有量から算出する。前記第二項の値が大きいほど、MnS が多く複合しやすくなる。

【0056】

前記 (i) 式中、[(R1 + R2) / 100] で示される第三項において、R1 は複合介在物の断面における MnS の面積率の平均値を表し、R2 は複合介在物の界面における MnS の割合の平均値を表す。前記第三項の値が大きいほど、MnS が多く複合した介在物が多くなる。

【0057】

前記 (i) 式から求められる X は、MnS を複合した Ti 酸化物の形成されやすさと、形成された複合介在物の MnS 複合度合いを示した式である。X の値が大きいほど、MnS が多く複合した複合介在物が形成され、溶接部で微細な組織が形成されやすくなる。その結果、韌性に優れた鋼材となる。

【0058】

前記 (i) 式から求められる X が 0.04 未満であると、Ti 酸化物形成に必要な Ti 量、MnS 形成に必要な S 量および Mn 量、または、MnS の占める割合が不足している。すなわち、粒内変態に有効な介在物が形成されない状態である。そのため、有効な Ti 酸化物を形成する観点から、X は 0.04 以上である必要がある。

【0059】

前記 (i) 式から求められる X が 9.70 を超えると、過剰な Ti 酸化物が形成されることにより、凝集されやすくなる。その結果、粗大な介在物が形成されることにより、破壊起点となる。加えて、ほぼ MnS 単体の介在物が形成されやすくなるため、粒内変態が促進されなくなる。その結果、粗大なミクロ組織が増加し、CTOD 特性悪化の要因となる。したがって、X は 9.70 以下である必要がある。

【0060】

Ti 系酸化物を安定に形成する観点から、X は、0.50 以上であることが好ましく、5.00 以下であることが好ましい。さらに、Ti 系酸化物を安定して形成し、MnS が占める割合を適正に制御する観点から、X は、1.00 以上であることがより好ましく、4.00 以下であることがより好ましい。

【0061】

10

20

30

40

50

本発明の厚鋼板は、以上のような複合介在物を有するため、板厚が50mm以上であっても、HAZにおける低温靱性に優れる。すなわち、板厚が50mm以上の厚鋼板を低パス回数で溶接しようとする、溶接時の入熱量を増加させる必要があるが、本発明の厚鋼板は、大入熱溶接を行ったときでも優れた低温HAZ靱性を有する。本発明の厚鋼板は、板厚が大きくても優れた低温HAZ靱性を有するが、板厚が大きいと複合介在物の制御が困難になる。その結果、本発明で規定する複合介在物を満足する厚鋼板を製造することが困難になる。したがって、厚鋼板の板厚は100mm以下とすることが好ましい。

【0062】

なお、本発明の厚鋼板は、降伏応力（Y P）が400～500MPaとなる。

【0063】

本発明の厚鋼板は、引張強度（T S）が600～700MPaとなる。

【0064】

（C）製造方法

本発明に係る厚鋼板の製造方法については、特に制限は設けないが、例えば、前記で説明した化学組成を有するスラブを加熱した後、熱間圧延し、最後に冷却することにより製造することができる。

【0065】

以下、実施例によって本発明をより具体的に説明するが、本発明はこれらの実施例に限定されるものではない。

【実施例】

【0066】

＜圧延母材の製造＞

表1に示す試験No. 実施例1～31、および、比較例1～13の化学組成を有する鋼を実製造プロセスにて溶製した。実製造では、RH前にArガスを上部より溶鋼内に吹き込み、溶鋼表面のスラグと溶鋼とを反応させることにより、スラグ内のトータルFe量を調整した。ここで、Arガスの流量は100～200L/min、吹き込み時間は5～15minの間で調節した。その後、RHにて各元素を添加して成分調整を行い、連続 casting にて300mmの厚スラブを casting した。 casting 後のスラブは、加熱炉にて1000～1100℃の範囲で加熱した。加熱後に、最終仕上げ板厚tに対し2tの厚さになるまで、760℃以上で圧延をした後、最終仕上げ板厚tまで730～750℃の温度範囲で圧延した。圧延後に、200℃以下まで-2～-3℃/secにて水冷し、供試材を作成した。

【0067】

＜複合介在物の断面におけるMnS面積率の算出＞

＜複合介在物の界面におけるMnS割合の算出＞

複合介在物分析用の試験片は、前記供試材の板厚をtとするときの1/4t部より採取したものをを用いた。複合介在物は、電子プローブマイクロアナライザー（EPMA）を用い、複合介在物を面分析したマッピング画像から、MnS面積率および複合介在物の界面におけるMnSの割合を測定した。より具体的には、MnS面積率は、複合介在物全体の断面積と複合介在物全体に占めるMnS部分の断面積とを画像から測定することにより算出した。複合介在物の界面におけるMnS割合は、複合介在物中のTi酸化物の周長とそのTi酸化物に接するMnS界面の長さとを画像から測定することにより算出した。なお、測定のばらつきを少なくするため、MnS面積率および複合介在物の界面におけるMnSの割合は、各供試材につき20個ずつEPMAによる分析を行い、平均値を算出することにより求めた。結果を表1に示す。

【0068】

＜複合介在物の個数密度の算出＞

複合介在物の個数は、SEM-EDXを組み合わせた自動介在物分析装置により行い、検出された複合介在物の形状測定データから、粒径が0.5～5.0μmの範囲である複合介在物の個数を算出することにより、個数密度を算出した。結果を表1に示す。

【0069】

【表 1】

試験No.	化学組成(質量%, 残部: Fおよび不純物)															複合介在物 断面における MnS面積率R1(%)	複合介在物 界面における MnS割合R2(%)	複合介在物の 個数密度 (個/mm ²)	(1)式に示すX	備考
	C	Si	Mn	P	S	Ti	Al	Ni	O	N	Cu	Cr	Mo	V	Nb					
実施例1	0.07	0.16	1.87	0.0060	0.0026	0.013	0.001	0.64	0.0018	0.0030	-	-	-	-	-	55	25	26	1.22	本発明例
実施例2	0.08	0.13	1.78	0.0030	0.0032	0.016	0.001	0.68	0.0018	0.0033	-	-	-	-	-	73	70	35	3.48	
実施例3	0.09	0.18	1.53	0.0050	0.0021	0.009	0.001	0.86	0.0014	0.0025	-	-	-	-	-	55	61	11	0.55	
実施例4	0.07	0.15	1.53	0.0021	0.0044	0.019	0.001	0.64	0.0010	0.0050	-	-	-	-	-	54	57	30	2.05	
実施例5	0.10	0.12	1.69	0.0030	0.0050	0.016	0.001	0.65	0.0014	0.0033	-	-	-	-	0.01	67	61	32	3.97	
実施例6	0.08	0.15	1.84	0.0040	0.0044	0.015	0.001	0.63	0.0030	0.0043	-	-	-	-	0.02	83	80	59	0.18	
実施例7	0.07	0.12	1.78	0.0011	0.0021	0.015	0.001	0.65	0.0026	0.0020	-	-	-	-	0.01	78	76	52	4.83	
実施例8	0.06	0.18	1.53	0.0021	0.0010	0.010	0.001	0.81	0.0010	0.0002	-	-	-	-	-	53	30	12	7.55	
実施例9	0.01	0.18	1.53	0.0011	0.0026	0.020	0.001	0.62	0.0010	0.0033	-	-	-	-	-	47	44	49	7.65	
実施例10	0.08	0.10	1.37	0.0021	0.0026	0.020	0.001	0.60	0.0018	0.0049	-	-	-	-	-	32	35	67	1.24	
実施例11	0.04	0.12	1.00	0.0011	0.0044	0.016	0.001	0.65	0.0014	0.0032	-	-	-	-	-	11	12	32	0.77	
実施例12	0.04	0.15	2.00	0.0020	0.0032	0.020	0.001	0.61	0.0026	0.0033	-	-	-	-	0.02	86	88	69	5.84	
実施例13	0.07	0.15	2.00	0.0030	0.0010	0.011	0.001	0.82	0.0026	0.0021	-	-	-	-	0.01	15	13	15	0.45	
実施例14	0.08	0.18	2.00	0.0040	0.0038	0.019	0.001	0.50	0.0018	0.0025	-	-	-	-	0.03	86	82	91	9.64	
実施例15	0.07	0.10	1.95	0.0050	0.0044	0.006	0.001	0.85	0.0048	0.0015	-	-	-	-	-	41	37	10	0.15	
実施例16	0.08	0.15	2.00	0.0001	0.0026	0.011	0.001	0.88	0.0010	0.0017	-	-	-	-	-	87	81	13	9.20	
実施例17	0.10	0.10	1.84	0.0050	0.0032	0.020	0.001	0.64	0.0026	0.0017	-	-	-	-	-	76	69	55	7.84	
実施例18	0.08	0.25	1.84	0.0021	0.0032	0.015	0.001	0.55	0.0026	0.0002	-	-	-	-	-	71	65	60	7.54	
実施例19	0.08	0.13	2.50	0.0050	0.0026	0.019	0.001	0.64	0.0014	0.0050	-	-	-	-	0.02	87	81	59	2.25	
実施例20	0.07	0.12	1.84	0.0100	0.0050	0.020	0.001	0.55	0.0018	0.0049	-	-	-	-	-	71	77	69	2.75	
実施例21	0.09	0.18	1.84	0.0030	0.0100	0.016	0.001	0.53	0.0030	0.0022	-	-	-	-	0.02	82	78	73	4.38	
実施例22	0.08	0.12	1.76	0.0021	0.0032	0.011	0.001	1.50	0.0018	0.0020	-	-	-	-	0.02	64	60	11	2.84	
実施例23	0.08	0.18	1.84	0.0011	0.0038	0.030	0.001	0.51	0.0030	0.0030	-	-	-	-	-	69	77	93	9.62	
実施例24	0.07	0.12	1.69	0.0001	0.0038	0.010	0.003	0.89	0.0018	0.0028	-	-	-	-	-	55	58	11	0.27	
実施例25	0.06	0.18	1.95	0.0011	0.0032	0.030	0.001	0.88	0.0018	0.0087	-	-	-	-	0.02	83	86	18	0.26	
実施例26	0.07	0.12	1.53	0.0021	0.0044	0.020	0.001	0.51	0.0050	0.0022	-	-	-	-	0.03	49	41	92	2.25	
実施例27	0.06	0.22	1.88	0.0055	0.0030	0.011	0.001	0.61	0.0022	0.0020	0.35	-	-	-	-	53	28	15	1.29	
実施例28	0.06	0.19	1.78	0.0063	0.0020	0.022	0.001	0.67	0.0015	0.0030	-	-	-	-	-	53	25	36	8.78	
実施例29	0.06	0.18	1.85	0.0044	0.0030	0.019	0.001	0.63	0.0023	0.0030	-	0.40	-	-	-	52	20	50	3.49	
実施例30	0.08	0.24	1.88	0.0040	0.0020	0.025	0.001	0.64	0.0024	0.0050	-	-	0.31	-	-	52	23	88	5.25	
実施例31	0.07	0.12	1.87	0.0062	0.0025	0.021	0.001	0.65	0.0030	0.0040	-	-	-	0.07	-	54	27	91	2.91	
比較例1	0.11 *	0.12	1.52	0.0030	0.0050	0.020	0.001	0.82	0.0010	0.0030	-	-	-	-	0.04	47	48	15	9.27	比較例
比較例2	0.07	0.30 *	1.51	0.0040	0.0038	0.020	0.001	0.61	0.0030	0.0032	-	-	-	-	0.02	89	81	69	5.15	
比較例3	0.06	0.18	3.00 *	0.0040	0.0090	0.009	0.001	0.88	0.0014	0.0016	-	-	-	-	-	96 *	99	11	5.22	
比較例4	0.06	0.18	1.67	0.0040	0.0090	0.009	0.001	0.45 *	0.0016	0.0020	-	-	-	-	-	96 *	99	12	1.71	
比較例5	0.09	0.16	1.69	0.0010	0.0026	0.032 *	0.001	0.50	0.0018	0.0054	-	-	-	-	-	13	16	107 *	1.71	
比較例6	0.06	0.18	2.00	0.0050	0.0020	0.020	0.005 *	0.55	0.0030	0.0053	-	-	-	-	0.02	86	87	73	1.09	
比較例7	0.08	0.18	1.68	0.0010	0.0026	0.009	0.001	0.87	0.0022	0.0110 *	-	-	-	-	0.02	41	44	12	-11.04 *	
比較例8	0.07	0.15	1.84	0.0000	0.0044	0.009	0.001	0.88	0.0055 *	0.0016	-	-	-	-	0.01	76	74	11	0.97	
比較例9	0.07	0.16	1.88	0.0060	0.0024	0.013	0.001	0.66	0.0018	0.0030	0.60 *	-	-	-	-	55	25	26	3.05	
比較例10	0.07	0.13	1.82	0.0055	0.0040	0.012	0.001	0.63	0.0030	0.0040	-	0.60 *	-	-	-	51	23	30	0.44	
比較例11	0.08	0.19	1.88	0.0049	0.0030	0.011	0.001	0.64	0.0020	0.0030	-	-	0.55 *	-	-	55	21	13	1.59	
比較例12	0.06	0.20	1.84	0.0026	0.0040	0.017	0.001	0.64	0.0022	0.0040	-	-	-	0.16 *	-	54	22	41	3.28	
比較例13	0.07	0.22	1.89	0.0050	0.0030	0.030	0.001	0.66	0.0026	0.0020	-	-	-	-	0.07 *	58	26	95	6.83	

※ 本発明で規定される範囲を越えることを意味する。

* 本発明で規定される範囲を外れることを意味する。

＜引張試験＞

作成した供試材の板厚を t とするときの $1/4 t$ 部より J I S 4 号引張試験片を採取し、室温にて引張試験を実施し、圧延母材の降伏応力 (Y P) および引張強度 (T S) を測定した。結果を表 2 に示す。

【0071】

＜CTOD 試験＞

作成した供試材から CTOD 試験用の試験片を $n = 3$ で採取した。各試験片に開先加工を施し、サブマージアーク溶接 (S A W) にて入熱 5.0 kJ/mm にて多層溶接を行った。作成した溶接継手の H A Z にノッチ加工を施し、試験温度 -40°C で B S 7 4 4 8 規格準拠にて、CTOD 試験を行った。試験結果の良否は、下記の基準に基づいて判定した。下記の基準のうち、判定が◎または○であった試験片を合格とした。結果を表 2 に示す。

10

◎：3 本の試験片がすべてゲージオーバー

○：3 本の試験片のうち、0～2 本がゲージオーバー、かつ、ゲージオーバーでない試験片すべての CTOD 値が 0.4 mm 以上

×：3 本の試験片のうち、1 本以上の試験片の CTOD 値が 0.4 mm 未満

【0072】

なお、ゲージオーバーとは、取り付けたクリップゲージが限界まで開ききることをいう。また、通常要求される -40°C における継手の CTOD 特性は、CTOD 値が 0.4 mm 以上であるため、CTOD 値の基準を 0.4 mm とした。

20

【0073】

【表 2】

試験No.	強度(MPa)		CTOD試験結果			
	YP	TS	n=1	n=2	n=3	判定
実施例1	420	630	>1.4	>1.4	>1.4	◎
実施例2	412	621	>1.4	>1.4	>1.4	◎
実施例3	431	642	>1.4	>1.4	>1.4	◎
実施例4	412	620	>1.4	>1.4	>1.4	◎
実施例5	425	621	>1.4	>1.4	>1.4	◎
実施例6	435	644	>1.4	>1.4	>1.4	◎
実施例7	431	641	>1.4	>1.4	>1.4	◎
実施例8	430	627	>1.4	>1.4	>1.4	◎
実施例9	400	600	>1.4	>1.4	>1.4	◎
実施例10	402	603	>1.4	>1.4	>1.4	◎
実施例11	403	606	>1.4	>1.4	1.28	○
実施例12	446	652	>1.4	>1.4	>1.4	◎
実施例13	441	655	>1.4	>1.4	1.13	○
実施例14	443	651	>1.4	>1.4	1.16	○
実施例15	437	649	>1.4	>1.4	1.19	○
実施例16	445	654	>1.4	>1.4	1.11	○
実施例17	432	651	0.84	0.94	1.23	○
実施例18	431	647	0.71	0.88	1.03	○
実施例19	452	661	0.56	0.61	0.84	○
実施例20	441	641	0.66	0.88	0.91	○
実施例21	438	635	0.55	0.58	0.62	○
実施例22	436	637	0.86	0.88	0.98	○
実施例23	435	641	0.67	0.77	0.98	○
実施例24	425	635	0.51	0.72	0.82	○
実施例25	439	647	0.56	0.63	0.71	○
実施例26	416	625	0.55	0.63	0.74	○
実施例27	442	635	0.97	1.36	>1.4	○
実施例28	445	640	0.43	0.46	0.58	○
実施例29	451	681	0.41	0.43	0.52	○
実施例30	440	635	0.74	0.88	0.91	○
実施例31	435	661	0.47	0.66	0.67	○
比較例1	418	628	0.29	0.36	0.41	×
比較例2	413	615	0.21	0.23	0.36	×
比較例3	490	664	0.16	0.22	0.26	×
比較例4	416	624	0.36	0.41	0.66	×
比較例5	419	617	0.25	0.34	0.41	×
比較例6	443	642	0.21	0.22	0.34	×
比較例7	424	634	0.31	0.36	0.37	×
比較例8	425	621	0.22	0.36	0.39	×
比較例9	462	685	0.28	0.61	0.99	×
比較例10	469	700	0.31	0.62	0.87	×
比較例11	470	701	0.09	0.22	0.34	×
比較例12	471	703	0.24	0.35	0.97	×
比較例13	469	681	0.22	0.31	0.91	×

※表中の「>1.4」は、ゲージオーバーであることを示す。

実施例 1 ～ 3 1 は、本発明で規定される要件をすべて満たすため、C T O D 試験の結果が合格であった。

【 0 0 7 5 】

実施例 9 は、C T O D 試験結果は合格であるものの、C 含有量が本発明で規定された下限値に近かったため、Y P および T S が低位であった。

【 0 0 7 6 】

実施例 1 0 は、C T O D 試験結果は合格であるものの、S i 含有量が本発明で規定された下限値に近かったため、Y P および T S が低位であった。

【 0 0 7 7 】

実施例 1 1 は、C T O D 試験結果は合格であるものの、M n 含有量が本発明で規定された下限値に近かったため、Y P および T S が低位であった。

10

【 0 0 7 8 】

実施例 1 3 は、S 含有量が本発明で規定された下限値に近かったため、M n S 複合量が減少し、複合介在物の断面における M n S 面積率および複合介在物の界面における M n S 割合が低下した。その結果、C T O D 試験において、試験片が 1 本だけゲージオーバーではなかった。

【 0 0 7 9 】

実施例 1 4 は、N i 含有量が本発明で規定された下限値に近かったため、靱性が低下した。その結果、C T O D 試験において、試験片が 1 本だけゲージオーバーではなかった。

20

【 0 0 8 0 】

実施例 1 5 は、T i 含有量が本発明で規定された下限値に近かったため、複合介在物の個数密度が低かった。その結果、C T O D 試験において、試験片が 1 本だけゲージオーバーではなかった。

【 0 0 8 1 】

実施例 1 6 は、O 含有量が本発明で規定された下限値に近かったため、複合介在物の個数密度が低かった。その結果、C T O D 試験において、試験片が 1 本だけゲージオーバーではなかった。

【 0 0 8 2 】

実施例 1 7 は、C 含有量が本発明で規定された上限値に近かったため、硬質組織が増加した。そのため、C T O D 試験において、すべての試験片がゲージオーバーではなかったものの、C T O D 値は 0 . 4 mm 以上となった。

30

【 0 0 8 3 】

実施例 1 8 は、S i 含有量が本発明で規定された上限値に近かったため、硬質組織が増加した。そのため、C T O D 試験において、すべての試験片がゲージオーバーではなかったものの、C T O D 値は 0 . 4 mm 以上となった。

【 0 0 8 4 】

実施例 1 9 は、M n 含有量が本発明で規定された上限値に近かったため、偏析が生じた。そのため、C T O D 試験において、すべての試験片がゲージオーバーではなかったものの、C T O D 値は 0 . 4 mm 以上となった。

【 0 0 8 5 】

実施例 2 0 は、P 含有量が本発明で規定された上限値に近かったため、偏析により靱性が低下した。そのため、C T O D 試験において、すべての試験片がゲージオーバーではなかったものの、C T O D 値は 0 . 4 mm 以上となった。

40

【 0 0 8 6 】

実施例 2 1 は、S 含有量が本発明で規定された上限値に近かったため、偏析により靱性が低下した。そのため、C T O D 試験において、すべての試験片がゲージオーバーではなかったものの、C T O D 値は 0 . 4 mm 以上となった。

【 0 0 8 7 】

実施例 2 2 は、N i 含有量が本発明で規定された上限値に近かったため、粒内変態フェライト生成が抑制されることにより靱性が低下した。そのため、C T O D 試験において、

50

すべての試験片がゲージオーバーではなかったものの、CTOD値は0.4mm以上となった。

【0088】

実施例23は、Ti含有量が本発明で規定された上限値に近かったため、TiC等の炭化物が増加することにより、靱性が低下した。そのため、CTOD試験において、すべての試験片がゲージオーバーではなかったものの、CTOD値は0.4mm以上となった。

【0089】

実施例24は、Al含有量が本発明で規定された上限値に近かったため、粒内フェライト生成核となる介在物が減少し、その結果、靱性が低下した。そのため、CTOD試験において、すべての試験片がゲージオーバーではなかったものの、CTOD値は0.4mm以上となった。

10

【0090】

実施例25は、N含有量が本発明で規定された上限値に近かったため、TiNが増加し、その結果、靱性が低下した。そのため、CTOD試験において、すべての試験片がゲージオーバーではなかったものの、CTOD値は0.4mm以上となった。

【0091】

実施例26は、O含有量が本発明で規定された上限値に近かったため、粗大な酸化物が増加することにより、靱性が低下した。そのため、CTOD試験において、すべての試験片がゲージオーバーではなかったものの、CTOD値は0.4mm以上となった。

【0092】

実施例27は、Cu含有量が本発明で規定された範囲内であるため、CTOD試験結果は合格であったものの、靱性が比較的低位であった。

20

【0093】

実施例28は、Cr含有量が本発明で規定された範囲内であるため、CTOD試験結果は合格であったものの、靱性が比較的低位であった。

【0094】

実施例29は、Mo含有量が本発明で規定された範囲内であるため、CTOD試験結果は合格であったものの、靱性が比較的低位であった。

【0095】

実施例30は、V含有量が本発明で規定された範囲内であるため、CTOD試験結果は合格であったものの、靱性が比較的低位であった。

30

【0096】

実施例31は、Nb含有量が本発明で規定された範囲内であるため、CTOD試験結果は合格であったものの、靱性が比較的低位であった。

【0097】

比較例1は、C含有量が本発明で規定された範囲外であるため、硬質組織が増加し、その結果、靱性が低下した。そのため、CTOD試験において、CTOD値が0.4mm未満の試験片があった。

【0098】

比較例2は、Si含有量が本発明に規定された範囲外であるため、硬質組織が増加し、その結果、靱性が低下した。そのため、CTOD試験において、CTOD値が0.4mm未満の試験片があった。

40

【0099】

比較例3は、Mn含有量が本発明に規定された範囲外であるため、偏析が増加し、その結果、靱性が低下した。そのため、CTOD試験において、CTOD値が0.4mm未満の試験片があった。

【0100】

比較例4は、Ni含有量が本発明に規定された範囲外であるため、マトリックス靱性が低下した。そのため、CTOD試験において、CTOD値が0.4mm未満の試験片があった。

50

【0101】

比較例5は、Ti含有量が本発明に規定された範囲外であるため、粗大なTiCが増加することにより、靱性が低下した。そのため、CTOD試験において、CTOD値が0.4mm未満の試験片があった。

【0102】

比較例6は、Al含有量が本発明に規定された範囲外であるため、粗大なAl₂O₃増加により、靱性が低下した。そのため、CTOD試験において、CTOD値が0.4mm未満の試験片があった。

【0103】

比較例7は、N含有量が本発明に規定された範囲外であるため、粗大なTiNの凝集が起こり、その結果、靱性が低下した。そのため、CTOD試験において、CTOD値が0.4mm未満の試験片があった。

10

【0104】

比較例8は、O含有量が本発明に規定された範囲外であるため、粗大な酸化物が増加し、その結果、靱性が低下した。そのため、CTOD試験において、CTOD値が0.4mm未満の試験片があった。

【0105】

比較例9は、Cu含有量が本発明に規定された範囲外であるため、強度が上昇し、その結果、靱性が低下した。そのため、CTOD試験において、CTOD値が0.4mm未満の試験片があった。

20

【0106】

比較例10は、Cr含有量が本発明に規定された範囲外であるため、強度が上昇し、その結果、靱性が低下した。そのため、CTOD試験において、CTOD値が0.4mm未満の試験片があった。

【0107】

比較例11は、Mo含有量が本発明に規定された範囲外であるため、強度が上昇し、その結果、靱性が低下した。そのため、CTOD試験において、CTOD値が0.4mm未満の試験片があった。

【0108】

比較例12は、V含有量が本発明に規定された範囲外であるため、強度が上昇したことに加え、VCが多く析出された。その結果、靱性が低下した。そのため、CTOD試験において、CTOD値が0.4mm未満の試験片があった。

30

【0109】

比較例13は、Nb含有量が本発明に規定された範囲外であるため、NbCが多く析出し、その結果、靱性が低下した。そのため、CTOD試験において、CTOD値が0.4mm未満の試験片があった。

【産業上の利用可能性】

【0110】

本発明によれば、大入熱溶接時において、HAZの低温靱性に優れた厚鋼板を提供することができる。したがって、本発明の厚鋼板は、海洋構造物などの溶接構造物、特に、板厚が50～100mmの厚鋼板に好適に用いることができる。

40