

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5612532号  
(P5612532)

(45) 発行日 平成26年10月22日(2014.10.22)

(24) 登録日 平成26年9月12日(2014.9.12)

(51) Int.Cl.		F 1	
C 2 2 C 38/00	(2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 A
C 2 2 C 38/14	(2006.01)	C 2 2 C 38/14	
C 2 2 C 38/58	(2006.01)	C 2 2 C 38/58	
C 2 1 D 8/02	(2006.01)	C 2 1 D 8/02	B

請求項の数 5 (全 29 頁)

(21) 出願番号	特願2011-98419 (P2011-98419)	(73) 特許権者	000001199
(22) 出願日	平成23年4月26日(2011.4.26)		株式会社神戸製鋼所
(65) 公開番号	特開2012-229470 (P2012-229470A)		兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号
(43) 公開日	平成24年11月22日(2012.11.22)	(74) 代理人	100075409
審査請求日	平成25年9月2日(2013.9.2)		弁理士 植木 久一
		(74) 代理人	100129757
			弁理士 植木 久彦
		(74) 代理人	100115082
			弁理士 菅河 忠志
		(74) 代理人	100125243
			弁理士 伊藤 浩彰
		(72) 発明者	金子 雅人
			兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神戸製鋼所 加古川製鉄所内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 低温靱性および溶接継手破壊靱性に優れた鋼板およびその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

C : 0 . 0 2 ~ 0 . 1 0 % ( 「 質 量 % 」 の 意 味 。 以 下 同 じ ) 、  
 S i : 0 . 5 % 以 下 ( 0 % を 含 ま な い ) 、  
 M n : 1 . 0 ~ 2 . 0 % 、  
 N i : 0 . 1 0 ~ 1 % 、  
 N b : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 3 % 、  
 T i : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 2 % 、  
 N : 0 . 0 0 3 0 ~ 0 . 0 6 5 % 、  
 P : 0 . 0 2 % 以 下 ( 0 % を 含 ま な い ) 、  
 S : 0 . 0 1 5 % 以 下 ( 0 % を 含 ま な い ) 、 お よ び  
 A l : 0 . 0 1 ~ 0 . 0 6 %

を 満 た し 、 残 部 が 鉄 お よ び 不 可 避 不 純 物 で あ っ て 、

下 記 ( A ) ~ ( D ) の 全 て の 条 件 を 満 た し 、 引 張 強 さ が 4 7 0 M P a 以 上 で あ る 事 を 特 徴 と す る 低 温 靱 性 お よ び 溶 接 継 手 破 壊 靱 性 に 優 れ た 鋼 板 。

( A ) 表 面 部 、 t / 4 部 [ t は 板 厚 を 示 す 。 以 下 同 じ ] 、 お よ び t / 2 部 に お いて 、 ア シ キ ュ ラ ー フ ェ ラ イ ト 分 率 を 測 定 し た と き に 、 ア シ キ ュ ラ ー フ ェ ラ イ ト 分 率 の 最 低 値 ( A m i n ) が 5 0 面 積 % 以 上 で あ り 、 か つ 、 ア シ キ ュ ラ ー フ ェ ラ イ ト 分 率 の 最 高 値 ( A m a x ) と 前 記 最 低 値 ( A m i n ) の 差 が 下 記 ( 1 ) 式 を 満 た す 。

$$A m a x - A m i n \geq 2 0 \text{ 面 積 } \% \cdots \cdots ( 1 )$$

(B) 表面部、 $t/4$ 部、および $t/2$ 部において、2つの結晶の方位差が $15^\circ$ 以上の大角粒界で囲まれた領域(大角結晶粒)の平均結晶粒径を測定したときに、該平均結晶粒径の最高値( $M_{max}$ )が $40\mu\text{m}$ 以下であり、かつ、前記最高値( $M_{max}$ )と前記平均結晶粒径の最低値( $M_{min}$ )の差が下記(2)式を満たす。

$$M_{max} - M_{min} < 40\mu\text{m} \cdots \cdots (2)$$

(C) 表面部、 $t/4$ 部、および $t/2$ 部において、硬さを測定したときに、硬さの最高値( $H_{vmax}$ )と硬さの最低値( $H_{vmin}$ )の差が下記(3)式を満たす。

$$H_{vmax} - H_{vmin} \leq 50 \cdots \cdots (3)$$

(D) JIS G 0901で規定の超音波探傷試験を、検出感度 $+12\text{dB}$ で全面探傷したときに、内部欠陥のUTエコー高さが $50\%$ 以下である。

10

【請求項2】

更に他の元素として、

V:  $0.5\%$ 以下( $0\%$ を含まない)、

B:  $0.0005 \sim 0.003\%$ 、および

Ca:  $0.0005 \sim 0.003\%$

よりなる群から選択される少なくとも1種の元素を含む請求項1に記載の鋼板。

【請求項3】

更に他の元素として、

Cu:  $0.3\%$ 以下( $0\%$ を含まない)、

Cr:  $0.5\%$ 以下( $0\%$ を含まない)、および

Mo:  $0.5\%$ 以下( $0\%$ を含まない)

よりなる群から選択される少なくとも1種の元素を含む請求項1または2に記載の鋼板。

20

【請求項4】

海洋構造物に用いられる請求項1~3のいずれかに記載の鋼板。

【請求項5】

請求項1~4のいずれかに記載の鋼板の製造方法であって、請求項1~3のいずれかに記載の成分組成を満たすスラブを用い、 $1050$ 以上に加熱した後、第1熱間圧延、第1冷却、第2熱間圧延、および第2冷却を、それぞれ下記条件(a)~(d)を満たすように順次行うことを特徴とする低温靱性および溶接継手破壊靱性に優れた鋼板の製造方法。

30

(a) 第1熱間圧延において、 $t/2$ 部の温度が $950$ 以上の状態で圧下率が $10\%$ 以上の最終パス圧延を行う。

(b) 第1冷却として、下記条件を満たす2段階冷却を行うことにより、表面部と $t/2$ 部の温度差を $70$ 以内にする。

(1段階目冷却)  $0.6$  / s以上の板厚方向平均冷却速度で $0.5\text{T}$ 秒以上[Tは、第1冷却の開始板厚(mm)を示す。以下同じ]  $1.5\text{T}$ 秒以下冷却した後、空冷を $0.5\text{T}$ 秒以上 $1.5\text{T}$ 秒以下行う。

(2段階目冷却) 1段階目冷却に引き続き、 $0.6$  / s以上の板厚方向平均冷却速度で $0.07\text{T}$ 秒以上 $1.3\text{T}$ 秒以下冷却した後、空冷を $0.07\text{T}$ 秒以上 $1.3\text{T}$ 秒以下行う。

40

(c) 第2熱間圧延において、 $t/2$ 部の温度が $950$ 未満の温度範囲の圧延を、下記(4)式を満たすように行う。

$$Q + (N_i + N_b) \times 10 \leq 33 \cdots \cdots (4)$$

[上記(4)式において、

Q:  $t/2$ 部の温度が $950$ 未満の温度範囲における累積圧下率(% )、

$N_i$ :  $N_i$ 含有量(質量%)、

$N_b$ :  $N_b$ 含有量(質量%)を示す。

尚、圧下率は、下記(5)式で求められるものである。

$$\text{圧下率} = 100 \times (\text{圧延開始前厚} - \text{圧延完了厚}) / \text{圧延開始前厚} \cdots \cdots (5)$$

(d) 第2冷却として、表面部の温度が $A_{r3}$ 変態点以上の温度域から、 $t/2$ 部の温度

50

が500 以下の温度域までを、下記(6)式を満たす板厚方向平均冷却速度で冷却する。

板厚方向平均冷却速度  $6420 t^{-1} \cdot 60 \dots \dots (6)$

[上記(6)式において、tは最終製品板厚(mm)を示す。

また、板厚方向平均冷却速度は、下記(7)式から求められるものである。

板厚方向平均冷却速度( /s) = ( s - f ) / \dots \dots (7)

上記(7)式において、sは冷却開始時の板厚方向平均温度( )、fは冷却停止時の板厚方向平均温度( )、は冷却時間(s)を示す。]

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

10

【0001】

本発明は、(母材の)低温靱性および溶接継手(HAZ)破壊靱性に優れた鋼板およびその製造方法に関するものであり、例えば寒冷地の海洋構造物等に使用される場合であっても、優れた低温靱性および溶接継手破壊靱性を発揮する鋼板、およびその製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

近年、石油等の資源の掘削や生産は、海洋の大水深域や寒冷域へ移行している。よってこの様な領域において、資源の掘削等に用いられる海洋構造物用の鋼板には、低温靱性および溶接継手破壊靱性に優れていることが要求される。

20

【0003】

上記溶接継手破壊靱性を高めたものとして、例えば特許文献1がある。この特許文献1には、Ti、Nの化学成分値、TiNの粒径、及びその粒径の個数を規定することで、溶接熱影響部の破壊靱性に優れた高CTOD保証低温用鋼が得られる旨示されている。具体的には、溶接前の鋼材中に粒径0.01~0.1μmのTiNが $5 \times 10^5 \sim 5 \times 10^6$ 個/mm<sup>2</sup>存在し、かつ粒径0.5μm以上のTiNを10個/cm<sup>2</sup>以下とすればよいことが示されている。

【0004】

特許文献2には、極寒冷氷海域での海洋構造物などに適した鋼板が示されており、(a)有効結晶粒径の細粒化、(b)島状マルテンサイトの低減と微量Nbによる粒界焼入れ性の向上、(c)析出硬化の抑制、(d)HAZ硬さの低減、の4つを同時に組み合わせることで実施することにより、多層盛溶接部のCTOD特性を著しく向上できた旨示されている。また、製造条件として、

30

(ア)鋼スラブを、950~1300 に加熱し、再結晶温度域で圧下率が10~90%の粗圧延を行い、続いてAr<sub>3</sub>点以上の未再結晶温度域で圧下率が10~90%の仕上圧延を行い、直ちに冷却速度が1~50 /sで650~500 まで制御冷却し、室温まで空冷するか、または、

(イ)鋼スラブを、950~1300 に加熱し、再結晶温度域で圧下率が10~90%の粗圧延を行い、続いてAr<sub>3</sub>点以上の未再結晶温度域で圧下率が10~90%の仕上圧延を行い、直ちに冷却速度が1~50 /sで200 以下に制御冷却し、その後、50 40 ~650 で焼き戻しを行うことがあげられている。

【0005】

特許文献3には、低温靱性と溶接性に優れた厚手高張力鋼板の製造方法が示されており、規定の鋼を900~1150 に加熱し、中間段階厚さまで圧延して一旦圧延を中断して冷却するかまたは圧延せずスラブ状態のまま冷却し、表面温度がAr<sub>3</sub>を割る前に該鋼をAr<sub>3</sub>+150 ~Ar<sub>3</sub>の温度に均一に保熱し、次いでAr<sub>3</sub>以上で圧下率50~70%の圧延を行い、圧延後、冷却速度1~10 /secで250~600 まで冷却し、引き続き空冷する方法や、鋼を900~1150 に加熱し、中間段階厚さまで圧延して一旦圧延を中断して冷却するか、または圧延せずスラブ状態のまま冷却し表面温度がAr<sub>3</sub>を割る前に該鋼をAr<sub>3</sub>+150 ~Ar<sub>3</sub>の温度に均一に保熱し、次いでAr<sub>3</sub>以

50

上で圧下率50～70%の圧延を行い、圧延後、冷却速度1～10 / secで250～600 まで冷却し、引き続き空冷する方法が提案されている。

【0006】

特許文献4には、大入熱で溶接を行った場合にもHAZの低温靱性に優れると共に、母材(鋼板)の低温靱性にも優れた低降伏比高張力鋼板が示されており、その製造方法として、熱間圧延を行った後、鋼板の( $A_{r3}$ 変態点-40 )を超える温度から10 /秒以上の平均冷却速度で( $A_{r3}$ 変態点-40 )以下の温度まで冷却し、当該温度で一旦冷却を中断して30～150秒の空冷を行い、引き続き $t/4$ ( $t$ :板厚)位置の温度が( $A_{r3}$ 変態点-80 )～( $A_{r3}$ 変態点-190 )の温度範囲から350 超、550 以下の温度範囲まで10 /秒以上の平均冷却速度で冷却することが示されている

10

【0007】

しかし特許文献1～4には、母材の低温靱性として、特に確保の困難な板厚中央部( $t/2$ )C方向の低温靱性を高めると共に、溶接継手破壊靱性(HAZ-CTOD特性)を高めることについては検討されていない。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0008】

【特許文献1】特開2001-247932号公報

【特許文献2】特開平11-229077号公報

【特許文献3】特公平6-74454号公報

【特許文献4】特開2008-266735号公報

20

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0009】

本発明は上記の様な事情に着目してなされたものであって、その目的は、従来の鋼板よりも優れた低温靱性と溶接継手破壊靱性を示す鋼板(特に、大水深域や寒冷域に建設される海洋構造物に好適に用いられる鋼板)と、該鋼板の製造方法を確立することにある。

【課題を解決するための手段】

【0010】

上記課題を解決し得た本発明の低温靱性および溶接継手破壊靱性に優れた鋼板は、

C:0.02～0.10%(「質量%」の意味。以下同じ)、

Si:0.5%以下(0%を含まない)、

Mn:1.0～2.0%、

Ni:0.10～1%、

Nb:0.005～0.03%、

Ti:0.005～0.02%、

N:0.0030～0.065%、

P:0.02%以下(0%を含まない)、

S:0.015%以下(0%を含まない)、および

Al:0.01～0.06%

30

を満たし、残部が鉄および不可避不純物であって、

下記(A)～(D)の全ての条件を満たし、引張強さが470MPa以上であるところに特徴を有する。

【0011】

(A)表面部、 $t/4$ 部[ $t$ は板厚を示す。以下同じ]、および $t/2$ 部において、アシキュラーフェライト分率を測定したときに、アシキュラーフェライト分率の最低値( $A_{min}$ )が50面積%以上であり、かつ、アシキュラーフェライト分率の最高値( $A_{max}$ )と前記最低値( $A_{min}$ )の差が下記(1)式を満たす。

$$A_{max} - A_{min} \geq 20 \text{ 面積} \% \cdots \cdots (1)$$

40

50

(B) 表面部、 $t/4$ 部、および $t/2$ 部において、2つの結晶の方位差が $15^\circ$ 以上の大角粒界で囲まれた領域(大角結晶粒)の平均結晶粒径を測定したときに、該平均結晶粒径の最高値( $M_{max}$ )が $40\mu\text{m}$ 以下であり、かつ、前記最高値( $M_{max}$ )と前記平均結晶粒径の最低値( $M_{min}$ )の差が下記(2)式を満たす。

$$M_{max} - M_{min} < 40\mu\text{m} \cdots \cdots (2)$$

(C) 表面部、 $t/4$ 部、および $t/2$ 部において、硬さを測定したときに、硬さの最高値( $H_{vmax}$ )と硬さの最低値( $H_{vmin}$ )の差が下記(3)式を満たす。

$$H_{vmax} - H_{vmin} \leq 50 \cdots \cdots (3)$$

(D) JIS G 0901で規定の超音波探傷試験を、検出感度 $+12\text{dB}$ で全面探傷したときに、内部欠陥のUTエコー高さが $50\%$ 以下である。

10

【0012】

上記鋼板は、更に他の元素として、

V:  $0.5\%$ 以下( $0\%$ を含まない)、

B:  $0.0005 \sim 0.003\%$ 、および

Ca:  $0.0005 \sim 0.003\%$

よりなる群から選択される少なくとも1種の元素を含んでいてもよい。

【0013】

また上記鋼板は、更に他の元素として、

Cu:  $0.3\%$ 以下( $0\%$ を含まない)、

Cr:  $0.5\%$ 以下( $0\%$ を含まない)、および

Mo:  $0.5\%$ 以下( $0\%$ を含まない)

よりなる群から選択される少なくとも1種の元素を含んでいてもよい。

20

【0014】

上記鋼板は、海洋構造物用として用いることができる。

【0015】

本発明は、上記鋼板の製造方法も規定するものであって、該製造方法は、上記成分組成を満たすスラブを用い、 $1050$ 以上に加熱した後、第1熱間圧延、第1冷却、第2熱間圧延、および第2冷却を、それぞれ下記条件(a)~(d)を満たすように順次行うところに特徴を有する。

【0016】

30

(a) 第1熱間圧延において、 $t/2$ 部の温度が $950$ 以上の状態で圧下率が $10\%$ 以上の最終パス圧延を行う。

【0017】

(b) 第1冷却として、下記条件を満たす2段階冷却を行うことにより、表面部と $t/2$ 部の温度差を $70$ 以内にする。

(1段階目冷却)  $0.6$  / s以上の板厚方向平均冷却速度で $0.5\text{T}$ 秒以上[Tは、第1冷却の開始板厚(mm)を示す。以下同じ]  $1.5\text{T}$ 秒以下冷却した後、空冷を $0.5\text{T}$ 秒以上 $1.5\text{T}$ 秒以下行う。

(2段階目冷却) 1段階目冷却に引き続き、 $0.6$  / s以上の板厚方向平均冷却速度で $0.07\text{T}$ 秒以上 $1.3\text{T}$ 秒以下冷却した後、空冷を $0.07\text{T}$ 秒以上 $1.3\text{T}$ 秒以下行う。

40

【0018】

(c) 第2熱間圧延において、 $t/2$ 部の温度が $950$ 未満の温度範囲の圧延を、下記(4)式を満たすように行う。

$$Q + (Ni + Nb) \times 10 \leq 33 \cdots \cdots (4)$$

[上記(4)式において、

Q:  $t/2$ 部の温度が $950$ 未満の温度範囲における累積圧下率(%)、

Ni: Ni含有量(質量%)、

Nb: Nb含有量(質量%)を示す。

尚、圧下率は、下記(5)式で求められるものである。

50

圧下率 =  $100 \times (\text{圧延開始前厚} - \text{圧延完了厚}) / \text{圧延開始前厚} \cdots \cdots (5)$  ]

【0019】

(d) 第2冷却として、表面部の温度が  $A_{r3}$  変態点以上の温度域から、 $t/2$  部の温度が  $500$  以下の温度域までを、下記(6)式を満たす板厚方向平均冷却速度で冷却する。

板厚方向平均冷却速度  $6420 t^{-1} \cdot 60 \cdots \cdots (6)$

[上記(6)式において、 $t$  は最終製品板厚 (mm) を示す。

また、板厚方向平均冷却速度は、下記(7)式から求められるものである。

板厚方向平均冷却速度 ( / s ) = (  $s - f$  ) /  $\cdots \cdots (7)$

上記(7)式において、 $s$  は冷却開始時の板厚方向平均温度 ( )、 $f$  は冷却停止時の板厚方向平均温度 ( )、 $t$  は冷却時間 ( s ) を示す。 ] 10

【発明の効果】

【0020】

本発明によれば、板厚方向によらず組織や硬さが一定であり、かつ鋼板内部の欠陥が抑制されているため、従来の鋼板よりも優れた低温靱性と溶接継手破壊靱性を兼備する。このような本発明の鋼板は、特に、大水深域や寒冷域に建設される海洋構造物に好適に用いられる。

【図面の簡単な説明】

【0021】

【図1】図1は、アシキュラーフェライト分率差 ( $A_{max} - A_{min}$ ) と  $t/2$  部C方向の  $vTrs$  の関係を示した図である。 20

【図2】図2は、大角結晶粒径差 ( $M_{max} - M_{min}$ ) と  $t/2$  部C方向の  $vTrs$  の関係を示した図である。

【図3】図3は、硬さ差 ( $Hv_{max} - Hv_{min}$ ) とHAZ部の限界CTOD値 ( $-10$ ) の関係を示した図である。

【図4】図4は、超音波探傷試験におけるエコー高さと、HAZ部の限界CTOD値 ( $-10$ ) との関係を示した図である。

【図5】図5は、本発明の製造工程を概略的に示した図である。

【図6】図6は、第1熱間圧延における最終パス圧延の圧下率と超音波探傷試験におけるエコー高さの関係を示した図である。 30

【図7】図7は、(第1冷却後の)表面部と  $t/2$  部の温度差と、硬さ差 ( $Hv_{max} - Hv_{min}$ ) の関係を示した図である。

【図8】図8は、1段目冷却係数と、(第1冷却後の)表面部と  $t/2$  部の温度差との関係を示した図である。

【図9】図9は、2段目冷却係数と、(第1冷却後の)表面部と  $t/2$  部の温度差との関係を示した図である。

【図10】図10は、(4)式の左辺値 [ $Q + (Ni + Nb) \times 10$ ] とアシキュラーフェライト分率差 ( $A_{max} - A_{min}$ ) の関係を示した図である。

【図11】図11は、(4)式の左辺値 [ $Q + (Ni + Nb) \times 10$ ] と大角結晶粒径差 ( $M_{max} - M_{min}$ ) の関係を示した図である。 40

【図12】図12は、実施例における試験片の採取位置を示した図であり、斜線部で示した断面が、光学顕微鏡観察面およびEBSP観察面である。

【図13】図13は、実施例における溶接形態を示す図である。

【発明を実施するための形態】

【0022】

本発明者は、優れた低温靱性と溶接継手破壊靱性、具体的には、下記(I)および(II)を満たす鋼板を得るべく鋭意研究を重ねた。

(I) 母材の優れた低温靱性として、後述する実施例で測定する板厚中央部 ( $t/2$ ) C方向の  $vTrs$  が、 $-100$  以下 (好ましくは  $-110$  以下、より好ましくは  $-120$  以下、更に好ましくは  $-130$  以下) を示すこと。 50

( I I ) 優れた溶接継手破壊靱性として、後述する実施例で測定する H A Z 部の限界 C T O D 値 ( - 1 0 ) ( 以下、この特性を「 H A Z - C T O D 特性」ということがある ) が、 0 . 4 6 mm 以上 ( 好ましくは 0 . 6 mm 以上、より好ましくは 0 . 8 mm 以上、更に好ましくは 1 mm 以上、特に好ましくは 1 . 2 mm 以上 ) を示すこと。

【 0 0 2 3 】

尚、本発明で、上記 ( I ) の低温靱性の評価位置を、特に「板厚中央部 ( t / 2 ) C 方向」としたのは、脆性亀裂発生特性として t / 2 部の靱性を評価することが重要であり、また t / 2 部において、L 方向より C 方向の方が  $v T r s$  は + 2 0 ほど高い値を示すことが知られているが、本発明では、L 方向よりも評価のより厳しい ( 即ち、より安全側の評価となる ) C 方向で評価することによって、確実に優れた低温靱性を示す鋼板を得るためである。

10

【 0 0 2 4 】

そして本発明者は、上記 ( I ) ( I I ) の両特性を達成させるには、主として、板厚方向における組織や硬さ等を均一にする必要があることをまず見出し、更に詳細について研究したところ、上述した ( A ) ~ ( D ) の全ての条件を満たすようにすればよいことを見出した。以下、上記両特性と ( A ) ~ ( D ) の条件の関係について詳述する。

【 0 0 2 5 】

まず上記 ( I ) を満たすには、下記の ( A ) および ( B ) を満たすようにすればよいことを見いだした。

( A ) 表面部、 t / 4 部、および t / 2 部において、アシキュラーフェライト分率を測定したときに、アシキュラーフェライト分率の最低値 (  $A_{min}$  ) が 5 0 面積 % 以上であり、かつ、アシキュラーフェライト分率の最高値 (  $A_{max}$  ) と前記最低値 (  $A_{min}$  ) の差が下記 ( 1 ) 式を満たす。

20

$$A_{max} - A_{min} \leq 20 \text{ 面積 \%} \cdots \cdots ( 1 )$$

( B ) 表面部、 t / 4 部、および t / 2 部において、2 つの結晶の方位差が 1 5 ° 以上の大角粒界で囲まれた領域 ( 大角結晶粒 ) の平均結晶粒径を測定したときに、該平均結晶粒径の最高値 (  $M_{max}$  ) が 4 0  $\mu m$  以下であり、かつ、前記最高値 (  $M_{max}$  ) と前記平均結晶粒径の最低値 (  $M_{min}$  ) の差が下記 ( 2 ) 式を満たす。

$$M_{max} - M_{min} < 40 \mu m \cdots \cdots ( 2 )$$

【 0 0 2 6 】

上記 ( A ) について説明する。

30

【 0 0 2 7 】

本発明では、板厚方向全体の組織の均一化を図るため、広い製造条件で安定した均一組織の得られやすいアシキュラーフェライトを主体とすることとした。即ち、本発明の鋼板は、板厚方向によらずアシキュラーフェライト主体の組織を有するものである。

【 0 0 2 8 】

従来の鋼板は、表面部や t / 4 部の組織はアシキュラーフェライト主体であっても、 t / 2 部が別の組織 ( 即ち、アシキュラーフェライトが 5 0 面積 % 未満 ) であるため、板厚方向で組織に違いが生じ、これが、母材の低温靱性向上の阻害要因の一つになっていたものと考えられる。本発明では、鋼板の表面部や t / 4 部だけでなく、 t / 2 部もアシキュラーフェライト主体 ( 5 0 面積 % 以上 ) として、板厚方向によらずアシキュラーフェライト主体の組織とする ( 即ち、板厚方向でのアシキュラーフェライト分率の差を小さくする ) ことによって、最も確保しにくいと言われている t / 2 部 C 方向の低温靱性を確保できたのである。

40

【 0 0 2 9 】

図 1 は、後述する実施例の結果を用い ( 以下、図 2 ~ 4、6 ~ 1 1 も同様に実施例の結果を用いて整理したものである )、表面部、 t / 4 部、および t / 2 部のアシキュラーフェライト分率の最大値と最小値の差 (  $A_{max} - A_{min}$ 、アシキュラーフェライト分率差 ) と、 t / 2 部 C 方向の  $v T r s$  の関係を整理したものであるが、この図 1 から、(  $A_{max} - A_{min}$  ) を 2 0 面積 % 以下とすることによって、 $v T r s \geq 100$  を達成

50

できることがわかる。(Amax - Amin)は、好ましくは15面積%以下であり、より好ましくは10面積%以下である。

【0030】

尚、アシキュラーフェライト分率の最小値(Amin)は、50面積%以上であり、好ましくは55面積%以上、より好ましくは60面積%以上である。

【0031】

本発明は、板厚方向のいずれの位置においても、アシキュラーフェライト主体(50面積%以上)であることを規定するが、その他の組織については特に問わず、例えば上部ベイナイト等の組織が存在しうる。

【0032】

次に(B)について説明する。

【0033】

上述したアシキュラーフェライトを主体とするような単相組織では、粒界が亀裂進展の抵抗となるものと考えられる。そして亀裂進展の際に粒界と亀裂が衝突する頻度を高めれば、亀裂の進展が抑制できるものと考えられる。即ち、粒界を細かくすることによって、亀裂との衝突頻度を高めれば良いと考えられる。但し、粒界を形成する2つの結晶面の方位差が小さい(例えば15°未満の)小角粒界では、粒界エネルギーが小さくその効果が小さいので、前記方位差が15°以上の大角粒界(大傾角境界)を対象に、この大角粒界で囲まれた結晶粒(大角結晶粒)の粒径(大角結晶粒径)を微細化する必要がある。

【0034】

このような観点から、本発明では、表面部、t/4部、およびt/2部の大角結晶粒径の最大値(Mmax)を40μm以下とする。Mmaxは好ましくは35μm以下、より好ましくは30μm以下である。

【0035】

本発明では更に、板厚方向にわたって、大角結晶粒の均一な微細化を図ることにより、板厚方向全体において低温靱性を確保することができ、t/2部C方向の優れた低温靱性を確保することができる。

【0036】

図2は、表面部、t/4部、およびt/2部における大角結晶粒の平均結晶粒径の最大値と最小値の差(Mmax - Mmin, 大角結晶粒径差)と、t/2部C方向のvTrsの関係を示した図である。この図2から、(Mmax - Mmin)を40μm未満とすることによって、vTrs - 100を達成できることがわかる。(Mmax - Mmin)は、好ましくは35μm以下であり、より好ましくは30μm以下であり、更に好ましくは20μm以下である。

【0037】

次に、上記(II)を満たすには、下記の(C)および(D)を満たすようにすればよいことを見いだした。

(C)表面部、t/4部、およびt/2部において、硬さを測定したときに、硬さの最高値(Hvmax)と硬さの最低値(Hvmin)の差が下記(3)式を満たす。

$$Hvmax - Hvmin \leq 50 \dots (3)$$

(D)JIS G 0901で規定の超音波探傷試験を、検出感度+12dBで全面探傷したときに、内部欠陥のUTエコー高さが50%以下である。

【0038】

上記(C)についてまず説明する。

【0039】

鋼板の表面部と内部の硬さ差が大きいと、そこに応力集中が生じ、破壊靱性(HAZ-CTOD特性)が劣化する。よって表面部と内部の硬さ差は小さくするのがよい。

【0040】

図3は、表面部、t/4部、およびt/2部の硬さの最大値(Hvmax)と最小値(Hvmin)の差(硬さ差、Hvmax - Hvmin)と、HAZ部の限界CTOD値(

10

20

30

40

50



- 10 ) の関係を示した図であるが、この図 3 から、上記硬さ差を 50 以下とすることによって、HAZ 部の限界 CTOD 値 ( - 10 ) : 0.46 mm 以上を達成できることがわかる。上記硬さ差は、好ましくは 40 以下であり、より好ましくは 30 以下である。

【 0041 】

次に上記 ( D ) について説明する。

【 0042 】

内部欠陥の UT エコー高さが大きい、つまり大きな欠陥があると、そこに応力集中が生じ、破壊靱性が低下する。

【 0043 】

図 4 は、超音波探傷試験におけるエコー高さと、HAZ 部の限界 CTOD 値 ( - 10 ) との関係を示した図であるが、この図 4 から、UT によるエコー高さが 50 % 以下であると、HAZ 部の限界 CTOD 値 ( - 10 ) : 0.46 mm 以上を達成できることがわかる。前記 UT によるエコー高さは、好ましくは 45 % 以下であり、より好ましくは 40 % 以下である。

10

【 0044 】

[ 製造方法 ]

本発明の鋼板は、上記の通り、特に (  $A_{max} - A_{min}$  )、(  $M_{max} - M_{min}$  )、(  $Hv_{max} - Hv_{min}$  ) を小さくするなど、板厚方向における組織等を均一にする必要があるが、厚肉材になると、圧延時の板厚方向の温度差が大きくなるため、上記均一化は困難となる。本発明は、この様な状況下、上記 ( A ) ~ ( D ) の全てを満たし、更には 470 MPa 以上の引張強さを有する鋼板を得るための手段についても検討した。

20

【 0045 】

その結果、製造工程において、後述する成分組成を満たすスラブを用い、1050 以上に加熱した後、特には、第 1 熱間圧延、第 1 冷却、第 2 熱間圧延、および第 2 冷却を、規定の条件 ( a ) ~ ( d ) を満たすように順次行う必要があることを見いだした。

【 0046 】

以下、製造工程順に説明する。

【 0047 】

まず図 5 に示すとおり、スラブを 1050 以上に加熱するが、これは、アシキュラーフェライトの形成や結晶粒の微細化に有効な Nb を全固溶させること、および組織をオーステナイト単相とすることを目的とする。上記加熱温度は好ましくは 1100 以上であるが、上限は 1200 程度である。

30

【 0048 】

( a ) 第 1 熱間圧延

第 1 熱間圧延 ( 粗圧延 ) において、 $t/2$  部の温度が 950 以上の状態で圧下率が 10 % 以上の最終パス圧延を行う。図 6 は、上記圧下率と UT によるエコー高さの関係を示した図である。この図 6 より、上記圧下率を 10 % 以上とすることによって、内部欠陥が圧着され、上記 ( D ) で規定する UT によるエコー高さ : 50 % 以下を達成できることがわかる。この様に UT によるエコー高さ : 50 % 以下を達成することで、前記図 4 に示した通り、HAZ - CTOD 特性を高めることができる。上記圧下率は、好ましくは 12 % 以上、より好ましくは 15 % 以上である。

40

【 0049 】

上記圧下率の上限は、第 2 熱間圧延時の累積圧下率を確保する観点から、20 % 程度となる。

【 0050 】

尚、第 1 熱間圧延におけるその他の条件については問わず、例えば最終前のパスの圧延条件についても特に限定されない。

【 0051 】

( b ) 第 1 冷却

第 1 冷却として、下記条件を満たす 2 段階冷却を行うことにより、第 1 冷却後の表面部

50

と  $t/2$  部の温度差（以下、単に「表面部と  $t/2$  部の温度差」ということがある。）を 70 以内にする。尚、この第 1 冷却は、第 1 熱間圧延（粗圧延）に引き続いて行えばよく、下記の 2 段階冷却の開示温度は特に問わないが、表面温度にておおよそ 900 ~ 950 の範囲内である。

【0052】

（1 段目冷却）0.6 / s 以上の板厚方向平均冷却速度で 0.5 T 秒以上 [ T は、第 1 冷却の開始板厚（mm）] 1.5 T 秒以下冷却した後、空冷を 0.5 T 秒以上 1.5 T 秒以下行う。

（2 段目冷却）1 段目冷却に引き続き、0.6 / s 以上の板厚方向平均冷却速度で 0.07 T 秒以上 1.3 T 秒以下冷却した後、空冷を 0.07 T 秒以上 1.3 T 秒以下行う。

10

【0053】

前記図 3 に示したとおり、HAZ - CTOD 特性を十分に高めるには、 $Hv_{max} - Hv_{min} \leq 50$  を達成させる必要がある。本発明では、この硬さ差の規定を達成すべく検討したところ、この第 1 冷却で、表面部と  $t/2$  部の温度差を 70 以内とすればよいことをまず見出した。

【0054】

図 7 は、表面部と  $t/2$  部の温度差と、硬さ差（ $Hv_{max} - Hv_{min}$ ）の関係を示した図である。この図 7 より、上記硬さ差を 50 以下とするには、表面部と  $t/2$  部の温度差を 70 以内とする必要があることがわかる。表面部と  $t/2$  部の温度差は、好ましくは 65 以内であり、より好ましくは 60 以内とすれば、上記硬さ差を更に小さくでき、結果としてより優れた HAZ - CTOD 特性を確保できる。また、 $A_{min}$ 、（ $A_{max} - A_{min}$ ）、 $M_{max}$ 、（ $M_{max} - M_{min}$ ）を規定の範囲内とするためにも、この第 1 冷却で表面部と  $t/2$  部の温度差を 70 以内とすることが有効である。

20

【0055】

また本発明者は、表面部と  $t/2$  部の温度差を 70 以内とするための具体的手段についても検討した。その結果、第 1 熱間圧延（粗圧延）後の冷却（第 1 冷却）を上記の通り 2 段階冷却とすればよいことを見出した。更に、2 段階冷却における 1 段目冷却、2 段目冷却のそれぞれにおいて、冷却速度、冷却時間を規定することによって、結晶粒の粗大化を招くことなく短時間で、表面部と  $t/2$  部の温度差を 70 以内にできることを見出した。

30

【0056】

まず 1 段目冷却は、0.6 / s 以上の板厚方向平均冷却速度（以下、このときの冷却速度を「 $C_{11}$ 」と示すことがある）で 0.5 T 秒以上 1.5 T 秒以下冷却し、次いで、空冷を 0.5 T 秒以上 1.5 T 秒以下行う。板厚方向平均冷却速度は、後述する実施例に示す方法で求められる冷却速度である（以下、同じ）。

【0057】

$C_{11}$  が、0.6 / s 未満であると、表面部と  $t/2$  部の温度差を規定の時間内に 70 以内にするのが困難となる。好ましくは 0.7 / s 以上、より好ましくは 0.8 / s 以上、更に好ましくは 1.0 / s 以上である。尚、 $C_{11}$  が高すぎると鋼板表面部にスケールが生成し、冷却効率が低下する。よってこれを防止するため、 $C_{11}$  の上限は 5.0 / s 程度とする。

40

【0058】

$C_{11}$  : 0.6 / s 以上での冷却時間（ $C_{11}$  冷却時間）は、0.5 T 秒以上 1.5 T 秒以下である。

【0059】

図 8 は、1 段目冷却において（ $C_{11}$  冷却時間 / 第 1 冷却の開始板厚）（この比を「1 段目冷却係数」という）の値と、表面部と  $t/2$  部の温度差との関係を示す図である。この図 8 より、表面部と  $t/2$  部の温度差を 70 以内とするには、1 段目冷却係数を 0.5 以上とする必要があることがわかる。1 段目冷却係数は、好ましくは 0.8 以上、より

50

好ましくは 1.0 以上である。

【0060】

一方、1 段目冷却係数が大きすぎても、即ち、冷却時間が長すぎても、鋼板表面に酸化物が生成して冷却効率が低下し、表面部と  $t/2$  部の温度差を 70 以内とすることができないため、1 段目冷却係数の上限は 1.5 とする。

【0061】

$C_{11}$  : 0.6 / s 以上で冷却を行った後は、空冷を 0.5 T 秒以上 1.5 T 秒以下行う。この空冷を行って復熱させることによって、鋼板表面に生成する酸化物を最小限にして、効率的に冷却することができる。

【0062】

この空冷での 1 段目冷却係数の決定理由は、上記の通りである。尚、表面部と  $t/2$  部の温度差を短時間で確実に 70 以内とするには、空冷時間を、 $C_{11}$  での冷却時間と同等以上とするのがよいことから、空冷における 1 段目冷却係数は、上記 0.6 / s 以上で冷却時の 1 段目冷却係数と同じとするか、またはそれ以上（但し、上限は 1.5）とすればよい。

【0063】

上記 1 段目冷却に引き続き、2 段目冷却を行う。

【0064】

2 段目冷却は、0.6 / s 以上の板厚方向平均冷却速度（以下、このときの冷却速度を「 $C_{12}$ 」と示すことがある）で 0.07 T 秒以上 1.3 T 秒以下冷却し、次いで、空冷を 0.07 T 秒以上 1.3 T 秒以下行う。

【0065】

$C_{12}$  を 0.6 / s 以上とした理由は、1 段目冷却と同じである。

【0066】

$C_{12}$  : 0.6 / s 以上での冷却時間（ $C_{12}$  冷却時間）は、0.07 T 秒以上 1.3 T 秒以下である。

【0067】

図 9 は、2 段目冷却において（ $C_{12}$  冷却時間 / 第 1 冷却の開始板厚）（この比を「2 段目冷却係数」という）の値と、表面部と  $t/2$  部の温度差との関係を示す図である。この図 9 より、表面部と  $t/2$  部の温度差を 70 以内とするには、2 段目冷却係数を 0.07 以上とする必要があることがわかる。2 段目冷却係数は、好ましくは 0.1 以上、より好ましくは 0.2 以上である。

【0068】

一方、2 段目冷却係数が大きすぎても、即ち、冷却時間が長すぎても鋼板表面に酸化物が生成して冷却効率が低下し、表面部と  $t/2$  部の温度差を 70 以内とすることができないため、2 段目冷却係数の上限は 1.3 とする。

【0069】

$C_{12}$  : 0.6 / s 以上で冷却を行った後は、空冷を 0.07 T 秒以上 1.3 T 秒以下行う。この空冷を行って復熱させることによって、鋼板表面に生成する酸化物を最小限にして、効率的に冷却することができる。

【0070】

この空冷での 2 段目冷却係数の決定理由は、上記の通りである。尚、表面部と  $t/2$  部の温度差を短時間で確実に 70 以内とするには、ここでの空冷時間も、 $C_{12}$  での冷却時間と同等以上とするのがよい。よって空冷における 2 段目冷却係数は、上記 0.6 / s 以上で冷却時の 2 段目冷却係数と同じとするか、またはそれ以上（但し、上限は 1.3）とすればよい。

【0071】

本発明では、上記の通り、上記 1 段目冷却に引き続いて 2 段目冷却を行うところに重要なポイントを有する。（0.6 / s 以上で冷却 + 空冷）を 2 回繰り返し実施することにより、1 段目冷却における空冷（復熱）時に鋼板表面に生成する酸化皮膜を除去して冷却

10

20

30

40

50

効率を高めることができる。その結果、1回のみ(0.6 / s以上で冷却+空冷)とトータルの冷却時間が同じでも、冷却効率がより高いため、結晶粒の粗大化を招くことなく、表面部とt/2部の温度差を70以内とすることができる。

【0072】

これに対し、上述した特許文献2や特許文献4では、このような冷却方法について記載されておらず、生産性の観点から、通常、0.6 / s以上の冷却1回のみであると思われる。その結果、これら従来技術においては、板厚方向の組織等の均一化が図られていないものと思われる。

【0073】

また、特許文献3の製造方法とは、板厚表層部からt/2の温度差を小さくするというコンセプトは同じであるが、この特許文献3では、鋼片を保温するという手段をとっている。しかしこの様に保温を行うと、板厚表層部からt/2の温度差が小さくなるのに時間がかかる、即ち、長時間高温にさらされるため、結晶粒の粗大化を招くことが想定される。

【0074】

(c) 第2熱間圧延

第2熱間圧延(仕上げ圧延)において、t/2部の温度が950未満の温度範囲の圧延を、下記(4)式を満たすように行う。

$$Q + (N_i + N_b) \times 10^{3.3} \dots (4)$$

[上記(4)式において、

Q: t/2部の温度が950未満の温度範囲における累積圧下率(%）、

N<sub>i</sub>: N<sub>i</sub>含有量(質量%)、

N<sub>b</sub>: N<sub>b</sub>含有量(質量%)を示す。

尚、圧下率は、下記(5)式で求められる。

$$\text{圧下率} = 100 \times (\text{圧延開始前厚} - \text{圧延完了厚}) / \text{圧延開始前厚} \dots (5)$$

【0075】

第2熱間圧延(仕上げ圧延)を上記条件で行うことによって、板厚方向全体をアシキュラーフェライト組織化でき、(A)で規定するアシキュラーフェライトの規定を達成させることができる。また(B)で規定する大角結晶粒の規定を達成させることができる。

【0076】

図10は、(4)式の左辺値[Q + (N<sub>i</sub> + N<sub>b</sub>) × 10<sup>3.3</sup>]とアシキュラーフェライト分率差(A<sub>max</sub> - A<sub>min</sub>)の関係を示す図であるが、この図より、(4)式の左辺値が33以上となるように第2熱間圧延を行う(即ち、鋼中N<sub>i</sub>量およびN<sub>b</sub>量に応じて、(4)式の左辺値が33以上となるように、t/2部の温度が950未満の温度範囲における累積圧下率をコントロールする)ことによって、(A<sub>max</sub> - A<sub>min</sub>)を20面積%以下にできることがわかる。

【0077】

また図11は、(4)式の左辺値と、大角結晶粒径の最大値と最小値の差(M<sub>max</sub> - M<sub>min</sub>、大角結晶粒径差)の関係を示す図であるが、この図より、(4)式の左辺値が33以上となるように第2熱間圧延を行うことによって、(M<sub>max</sub> - M<sub>min</sub>)を40 μm未満にできることがわかる。

【0078】

(4)式の左辺値は、好ましくは40以上、より好ましくは50以上である。

【0079】

第2熱間圧延(仕上げ圧延)におけるその他の条件については特に限定されず、一般に行われている条件を採用することができる。

【0080】

本発明では、前記第2熱間圧延の後、更に第2冷却を、下記条件(d)を満たすように行うことによって、一定以上の強度を確保することができる。

【0081】

10

20

30

40

50

## (d) 第2冷却

第2冷却として、表面部の温度が $A r_3$ 変態点以上の温度域から、 $t/2$ 部の温度が500以下の温度域までを、下記(6)式を満たす板厚方向平均冷却速度(以下、このときの冷却速度を「 $C_2$ 」と示すことがある)で冷却する。

$$\text{板厚方向平均冷却速度} = 6420 t^{-1} \cdot 6^0 \dots \dots (6)$$

[上記(6)式において、 $t$ は最終製品板厚(mm)を示す。

また、板厚方向平均冷却速度は、下記(7)式から求められるものである。

$$\text{板厚方向平均冷却速度} (\text{/s}) = (s - f) / \dots \dots (7)$$

上記(7)式において、 $s$ は冷却開始時の板厚方向平均温度( )、 $f$ は冷却停止時の板厚方向平均温度、 $t$ は冷却時間(s)を示す。]

10

## 【0082】

本発明では、第2熱間圧延を上記条件で行い、かつ表面部の温度が $A r_3$ 変態点以上の温度域から、 $t/2$ 部の温度が500以下の温度域までの冷却速度( $C_2$ )を、上記(6)式を満たす板厚方向平均冷却速度とすることで、広い冷却速度範囲内(冷却速度が約2~30/sの範囲)で硬さの値が安定し、一定以上の強度(470MPa以上、好ましくは510MPa以上の引張強さ)を確実に確保することができる。

## 【0083】

第2冷却後(即ち、 $t/2$ 部の温度が500以下の温度域までを上記条件で冷却した後)、室温までの冷却については特に問わず、空冷等により冷却してもよい。

## 【0084】

以上の説明を、前記図5において概略的に示している。

20

## 【0085】

本発明の鋼板は、その後に、熱処理(焼入れ、焼戻し)等を行わなくとも、上述した(I)(II)の特性を発揮するため、上記冷却ままで使用することができる。

## 【0086】

本発明の鋼板は、母材の低温靱性、HAZ-CTOD特性の両特性を具備すべく、特に、上記条件で製造して規定の組織等を確保する点にポイントを有するが、上記組織等を確実に確保して、上記両特性を十分に発揮させると共に、例えば海洋構造物等に用いられる鋼板として溶接性、高強度等も兼備させるには、下記成分組成を満たす必要がある。

## 【0087】

[C: 0.02~0.10%]

Cは、鋼材(母材)の強度を確保するために欠くことのできない元素である。こうした効果を発揮させるには、0.02%以上含有させる必要がある。Cは、0.04%以上含有させることが好ましく、より好ましくは0.05%以上である。しかしCが0.10%を超えると、溶接時にHAZに島状マルテンサイト(MA)を多く生成してHAZの靱性劣化を招くばかりでなく、溶接性にも悪影響を及ぼす。また、アシキュラーフェライトの確保が困難となる他、硬さ差や大角結晶粒径差が大きくなる。従ってCは0.10%以下、好ましくは0.08%以下、より好ましくは0.06%以下とする。

30

## 【0088】

[Si: 0.5%以下(0%を含まない)]

Siは、固溶強化により鋼材の強度を確保するのに寄与する元素である。しかしSiが0.5%を超えると、溶接時にHAZに島状マルテンサイト(MA)を多く生成してHAZ靱性の劣化を招くばかりでなく、溶接性にも悪影響を及ぼす。従ってSiは0.5%以下とする。好ましくは0.3%以下であり、より好ましくは0.2%以下、更に好ましくは0.18%以下である。なお、Siを添加して鋼材の強度を確保するためには、0.02%以上含有させることが好ましく、より好ましくは0.05%以上、更に好ましくは0.1%以上含有させるのがよい。

40

## 【0089】

[Mn: 1.0~2.0%]

Mnは、鋼材(母材)の強度向上に寄与する元素である。こうした効果を有効に発揮さ

50

せるには、1.0%以上含有させる必要がある。Mnは、好ましくは1.2%以上、より好ましくは1.4%以上含有させるのがよい。しかし2.0%を超えると、鋼材(母材)の溶接性を劣化させる。従ってMnは、2.0%以下に抑える必要がある。好ましくは1.8%以下であり、より好ましくは1.6%以下とする。

【0090】

{Ni:0.10~1%}

Niは、鋼材の強度を高めると共に、鋼材自体の靱性を向上させるのにも寄与する元素である。また変態開始温度を長時間・低温側へシフトさせる働きがあり、これが組織のアシキュラーフェライト化を促す。また、Niを含有させて、焼入れ性を高めることで、板厚方向における冷却速度の差異の影響を小さくでき、結果として板厚方向における硬さ差を小さくすることができる。こうした作用を有効に発揮させるには、0.10%以上含有させることが好ましい。より好ましくは0.12%以上、更に好ましくは0.14%以上である。Niはできるだけ含有させることが好ましいが、高価な元素であるため、過剰に含有するとコスト高となる。従って、経済的理由から上限は1%とすることが好ましい。より好ましくは0.8%以下、更に好ましくは0.6%以下である。

10

【0091】

{Nb:0.005~0.03%}

Nbは、固溶によるソリュートドラック効果および炭窒化物析出によるピン止め効果の2つの効果により、再結晶粒の粗大化を抑制するため、母材靱性の向上に寄与する。またNiと同様に変態開始温度を長時間・低温側へシフトさせる働きがあり、これが組織のアシキュラーフェライト化を促す。更に、NbはNb析出物を形成して析出強化を図るのに有効な元素であるが、Nb量が少なく、Nb析出物量が少ない場合、表面部は冷却速度が高いため、高強度(高硬度)を確保できるが、t/2部は冷却速度が小さくかつNb析出物も少ないため、強度(硬度)が低く、結果として表面部とt/2部の硬さ差が生じる。これらのことから、Nbは0.005%以上含有させる。好ましくは0.007%以上、より好ましくは0.009%以上である。しかしNbが0.03%を超えると、母材靱性およびHAZ靱性が劣化する。従ってNbは0.03%以下とする。好ましくは0.025%以下、より好ましくは0.02%以下である。

20

【0092】

{Ti:0.005~0.02%}

Tiは、鋼材中にTiNなどの窒化物やTi酸化物を生成し、HAZ靱性の向上に寄与する元素である。こうした効果を発揮させるには、Tiは0.005%以上含有させる必要がある。好ましくは0.007%以上、より好ましくは0.010%以上とする。しかしTiが過剰に含まれると鋼材(母材)の靱性が劣化するため、Tiは0.02%以下に抑えるべきである。Tiは、好ましくは0.018%以下であり、より好ましくは0.016%以下である。

30

【0093】

{N:0.0030~0.065%}

Nは、窒化物(例えば、TiNなど)を析出する元素であり、該窒化物は、ピン止め効果により、溶接時にHAZに生成するオーステナイト粒の粗大化を防止してフェライト変態を促進し、HAZ靱性の向上に寄与する。こうした効果を有効に発揮させるには、0.0030%以上含有させる必要がある。Nは、好ましくは0.0035%以上、より好ましくは0.004%以上である。Nは多いほどTi含有窒化物を形成してオーステナイト粒の微細化が促進されるため、HAZの靱性向上に有効に作用する。しかしNが0.065%を超えると、固溶N量が増大して母材自体の靱性が劣化し、HAZ靱性も低下する。従ってNは0.065%以下に抑える必要がある。好ましくは0.055%以下、より好ましくは0.045%以下とする。

40

【0094】

{P:0.02%以下(0%を含まない)}

Pは、偏析し易い元素であり、特に鋼材中の結晶粒界に偏析して母材の靱性を劣化させ

50

る。従ってPは0.02%以下に抑制する必要がある。Pは、好ましくは0.018%以下、より好ましくは0.015%以下とする。

【0095】

〔S：0.015%以下（0%を含まない）〕

Sは、Mnと結合して硫化物(MnS)を生成し、母材の靱性や板厚方向の延性を劣化させる有害な元素である。従ってSは0.015%以下に抑制する必要がある。好ましくは0.012%以下であり、より好ましくは0.008%以下、更に好ましくは0.006%以下である。

【0096】

〔Al：0.01~0.06%〕

Alは、脱酸のために有用な元素であり、またAlNを形成して結晶粒の微細化に有効な元素である。こうした効果を発揮させるにはAl量を0.01%以上とする必要がある。好ましくは0.02%以上、より好ましくは0.03%以上である。しかしながら過剰になると、母材靱性およびHAZ靱性を劣化させるため、Alは0.06%以下に抑える必要がある。Alは、好ましくは0.04%以下、より好ましくは0.035%以下である。

10

【0097】

本発明の鋼材は、上記元素を必須成分として含有するものであり、残部は鉄および不可避不純物からなる。不可避不純物は鋼材の諸特性を害さない程度に含まれていてもよく、例えば、MgやAs, Se等が合計で0.1%程度以下、好ましくは0.09%程度以下含まれていてもよい。

20

【0098】

本発明の鋼材は、更に他の元素として、HAZ靱性を更に向上させる元素(V、B、Ca)や、鋼材の強度を向上させる元素(Cu、Cr、Mo)を含有させることも有効である。詳細は以下の通りである。

【0099】

〔V：0.5%以下（0%を含まない）、B：0.0005~0.003%、およびCa：0.0005~0.003%よりなる群から選択される少なくとも1種の元素〕

V、B、Caは、いずれもHAZ靱性を向上させる元素である。

【0100】

Vを含有させる場合、0.002%以上含有させることが好ましい。より好ましくは0.005%以上、更に好ましくは0.01%以上である。一方、V量が0.5%を超えると、析出する炭窒化合物が粗大化して母材靱性が劣化する。よって、V量は0.5%以下とすることが好ましい。より好ましくは0.1%以下、更に好ましくは0.05%以下である。

30

【0101】

Bは、粒界フェライトの生成を抑制してHAZ靱性を向上させる元素である。この様な効果を発揮させるには、0.0005%以上含有させることが好ましい。より好ましくは0.0010%以上である。しかしB量が0.003%を超えると、オーステナイト粒界にBNとして析出し、HAZ靱性の低下を招く。従ってB量は0.003%以下とすることが好ましい。より好ましくは0.002%以下である。

40

【0102】

Caは、添加するとTiN生成温度が下がるため、微細なTiNを析出させ、HAZ靱性を向上させる元素である。また、Caを含有させることによって、粗大な析出物(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>を核とした粗大なTiN)の形成を抑制し、HAZ靱性を高めることができる。

【0103】

この様なCaによる作用を有効に発揮させるには、0.0005%以上含有させることが好ましい。より好ましくは0.0010%以上である。しかしCa量が0.003%を超えると、余分な介在物が析出してHAZ靱性の低下を招く。従ってCa量は0.003%以下とすることが好ましい。より好ましくは0.002%以下である。

50

## 【0104】

これらの元素は、単独で、または複数を含有させてもよい。

## 【0105】

〔Cu：0.3%以下(0%を含まない)、Cr：0.5%以下(0%を含まない)、およびMo：0.5%以下(0%を含まない)よりなる群から選択される少なくとも1種の元素〕

Cu、Cr、Moは、いずれも鋼材の強度を高めるのに寄与する元素であり、Cuは、固溶強化して鋼材の強度を高める元素であり、Cr、Moは、焼き入れ性を向上させて鋼材の強度を高める元素である。これらの効果を発揮させるには、それぞれ下記含有量とするのがよい。

10

## 【0106】

Cuは、0.05%以上含有させることが好ましい。より好ましくは0.1%以上、更に好ましくは0.2%以上である。しかし0.3%を超えて含有すると、鋼材の靱性が劣化するため、Cuは0.3%以下とすることが好ましい。より好ましくは0.28%以下であり、更に好ましくは0.25%以下である。

## 【0107】

Crは、0.1%以上含有させることが好ましい。より好ましくは0.2%以上、更に好ましくは0.25%以上である。しかしCr量が0.5%を超えると、鋼材(母材)の焼入れ性が著しく高まることで母材靱性が劣化し、またMA(島状マルテンサイト)などの生成により、HAZ靱性も低下する。従ってCrは0.5%以下とすることが好ましい。

20

## 【0108】

Moは、0.1%以上含有させることが好ましい。より好ましくは0.2%以上、更に好ましくは0.3%以上である。しかしMo量が0.5%を超えると、上記Crの場合と同様に、鋼材(母材)の焼入れ性が著しく高まることで母材靱性が劣化し、またMA(島状マルテンサイト)などの生成により、HAZ靱性も低下する。従ってMoは0.5%以下とすることが好ましい。より好ましくは0.45%以下、更に好ましくは0.4%以下である。

## 【0109】

これらの元素は、単独で、または複数を含有させてもよい。

30

## 【0110】

本発明は、特に、板厚方向の組織等の均一化が困難である比較的厚肉の鋼板(板厚が例えば30~100mm程度の鋼板)を対象とすれば、本発明の効果が十分に発揮される。

## 【0111】

また本発明の鋼板は、上述したとおり、低温靱性および溶接継手破壊靱性に優れているので、例えば寒冷地等に建設される海洋構造物に好適に用いられる。その他、造船等にも用いることができる。

## 【実施例】

## 【0112】

以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明するが、本発明はもとより下記実施例によって制限を受けるものではなく、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で適当に変更を加えて実施することも勿論可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に包含される。

40

## 【0113】

鋼を溶製し、凝固して得られた下記表1に示す化学成分組成の各種スラブを用い、前記図5および下記表2、3に示す製造条件にて各種鋼板を製作した。尚、第1冷却における1段目冷却時の空冷時間は、表2に示す各C<sub>11</sub>冷却時間と同じとし、第1冷却における2段目冷却時の空冷時間は、表2に示す各C<sub>12</sub>冷却時間と同じとした。また、圧延中の板厚方向各部の温度は、下記の方法で測定した。

## 【0114】

50



〔 圧延中の板厚方向各部の温度測定方法 〕

- 1 . プロセスコンピュータを用い、加熱開始から加熱終了までの雰囲気温度や在炉時間に基づいて鋼片の表面から裏面までの位置の加熱温度を算出する。
- 2 . 算出した加熱温度を用い、圧延中の圧延パススケジュールやパス間の冷却方法（水冷あるいは空冷）のデータに基づいて、板厚方向の任意の位置における圧延温度を差分法など計算に適した方法を用いて計算しつつ圧延を実施する。
- 3 . 鋼板の表面温度は圧延ライン上に設置された放射型温度計を用いて実測する。但し、プロセスコンピュータでも理論値を計算しておく。
- 4 . 第 1 熱間圧延（粗圧延）開始時、第 1 熱間圧延（粗圧延）終了時、第 2 熱間圧延（仕上げ圧延）開始時にそれぞれ実測した鋼板の表面温度を、プロセスコンピュータから算出される計算温度と照合する。
- 5 . 計算温度と実測温度の差が  $\pm 30$  以上の場合は、実測表面温度を計算表面温度に置き換えプロセスコンピュータ上の計算温度とし、 $\pm 30$  未満の場合は、プロセスコンピュータから算出された計算温度をそのまま用いる。
- 6 . 上記算出された計算温度を用い、制御対象としている領域の圧延温度を管理する。

10

【 0 1 1 5 】

製造過程における「板厚方向平均温度」は、上記方法で求められた、鋼片の表面から裏面までの位置の温度の平均値である。

【 0 1 1 6 】

また、板厚方向平均冷却速度は、下記（ 7 ）式から求めたものである。

20

$$\text{板厚方向平均冷却速度 ( / s )} = ( s - f ) / \dots\dots\dots ( 7 )$$

〔 上記（ 7 ）式において、  $s$  は冷却開始時の板厚方向平均温度（ ）、  $f$  は冷却停止時の板厚方向平均温度（ ）、 は冷却時間（ s ）を示す。 〕

【 0 1 1 7 】

【 表 1 】

鋼片 No	化学成分 (mass%) 残部は鉄および不可避免不純物																Pcm	Ceq	Ni+Nb (mass%)	Ar3 (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ni	Nb	Cu	Cr	Mo	V	Ti	B	N	Ca				
A	0.03	0.35	1.50	0.007	0.002	0.03	0.35	0.010	0.00	0.00	0.00	0.000	0.010	0.0000	0.0050	0.0000	0.12	0.30	0.36	776
B	0.03	0.35	1.50	0.007	0.002	0.03	0.45	0.015	0.00	0.00	0.00	0.000	0.010	0.0005	0.0050	0.0015	0.13	0.31	0.47	771
C	0.03	0.35	1.50	0.007	0.002	0.03	0.85	0.010	0.00	0.00	0.00	0.000	0.010	0.0000	0.0050	0.0000	0.13	0.34	0.86	749
D	0.03	0.35	1.50	0.007	0.002	0.03	0.35	0.028	0.00	0.00	0.00	0.000	0.010	0.0000	0.0050	0.0015	0.12	0.30	0.38	776
E	0.09	0.35	1.50	0.007	0.002	0.03	0.45	0.015	0.00	0.00	0.00	0.000	0.010	0.0010	0.0065	0.0015	0.19	0.37	0.47	752
F	0.05	0.35	1.10	0.007	0.002	0.03	0.45	0.015	0.25	0.00	0.00	0.000	0.010	0.0000	0.0050	0.0015	0.14	0.28	0.47	791
G	0.03	0.35	1.50	0.007	0.002	0.03	0.35	0.010	0.00	0.30	0.00	0.000	0.010	0.0000	0.0050	0.0015	0.14	0.36	0.36	772
H	0.03	0.35	1.50	0.007	0.002	0.03	0.35	0.010	0.00	0.00	0.30	0.000	0.010	0.0000	0.0050	0.0015	0.14	0.36	0.36	752
I	0.03	0.35	1.50	0.007	0.002	0.03	0.35	0.010	0.00	0.00	0.00	0.300	0.010	0.0000	0.0050	0.0015	0.15	0.36	0.36	776
J	0.04	0.30	1.55	0.007	0.002	0.03	0.05	0.015	0.27	0.00	0.00	0.000	0.012	0.0000	0.0040	0.0015	0.14	0.32	0.07	784
K	0.05	0.30	1.60	0.007	0.002	0.03	0.10	0.004	0.27	0.00	0.00	0.000	0.010	0.0000	0.0040	0.0015	0.16	0.34	0.10	774
L	0.12	0.35	1.50	0.007	0.002	0.03	0.35	0.010	0.00	0.00	0.00	0.000	0.010	0.0000	0.0050	0.0015	0.21	0.39	0.36	752

※1 Ceq=C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Cu+Ni)/15

※2 Pcm=C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B

【 測 2 】

実験 No.	使用 鋼片 No.	加熱 温度 (°C)	第1熱間圧延		第1冷却										表面部とt/2部 温度差 (°C)
			最終パスの 圧下率 (%)	第1冷却 開始板厚 (mm)	1段目 C <sub>11</sub> (冷却速度) (°C/s)	1段目 C <sub>11</sub> 冷却時間 (s)	1段目 冷却係数 (°C/s)	2段目 C <sub>12</sub> (冷却速度) (°C/s)	2段目 C <sub>12</sub> 冷却時間 (s)	2段目 冷却係数 (°C/s)	表面部 SRT温度 (°C)	t/2部 SRT温度 (°C)	⑤-④		
1	A	1100	12	146	0.6	204	②/① 1.40	0.7	10	③/① 0.07	848	916	68		
2	B	1050	15	204	0.6	235	1.15	0.6	82	0.40	781	831	50		
3	B	1050	15	204	0.7	235	1.15	0.6	230	1.13	786	806	20		
4	C	1100	11	170	0.6	204	1.20	0.7	20	0.12	784	849	65		
5	D	1150	14	160	1.2	200	1.25	1.3	40	0.25	791	846	55		
6	E	1130	13	138	0.8	189	1.37	0.9	18	0.13	817	882	65		
7	F	1150	10	204	0.6	224	1.10	0.7	31	0.15	805	871	66		
8	G	1100	12	146	0.6	200	1.37	0.7	10	0.07	855	920	65		
9	H	1100	12	146	0.6	200	1.37	0.7	10	0.07	850	915	65		
10	I	1100	12	146	0.6	200	1.37	0.7	10	0.07	845	910	65		
11	A	1050	20	80	3.0	48	0.60	3.1	20	0.25	786	806	20		
12	A	1050	14	125	1.6	120	0.96	1.5	80	0.64	796	836	40		
13	A	1100	12	157	0.7	65	0.41	0.7	12	0.08	863	938	75		
14	A	1100	12	146	0.6	190	1.30	0.8	5	0.03	861	936	75		
15	A	1100	12	146	0.6	300	2.05	0.7	10	0.07	865	945	80		
16	A	1100	12	146	0.6	210	1.44	0.7	200	1.37	860	935	75		
17	A	1100	12	146	0.5	200	1.37	0.6	10	0.07	851	926	75		
18	A	1100	12	146	0.6	205	1.40	0.5	10	0.07	848	920	72		
19	A	1150	10	217	0.6	220	1.01	0.6	35	0.16	802	865	63		
20	J	1150	12	146	0.6	204	1.40	0.6	10	0.07	854	919	65		
21	K	1150	12	146	0.6	204	1.40	0.7	10	0.07	841	904	63		
22	L	1100	12	146	0.6	204	1.40	0.6	10	0.07	824	892	68		
23	A	1100	8	129	0.9	180	1.40	0.8	10	0.08	848	916	68		
24	A	1150	6	146	0.7	204	1.40	0.6	10	0.07	848	916	68		
25	A	1100	12	146	0.6	65	0.45	0.6	5	0.03	891	966	75		
26	A	1100	12	146	0.6	51	0.35	0.6	180	1.23	895	973	78		
27	A	1100	12	146	0.6	200	1.37	0.7	5	0.03	880	953	73		
28	A	1100	12	146	0.6	180	1.23	0.6	0	0.00	878	961	83		
29	A	1100	13	136	0.6	204	1.50	0.7	10	0.08	848	916	68		

【 0 1 1 9 】

10

20

30

40

50

【 表 3 】

実験 No.	使用 鋼片 No.	第2熱間圧延			表面冷却 開始温度 (°C)	第2冷却		仕上げ厚 (mm)
		累積 圧下率 (%)	Ni+Nb (mass%)	(4)式の 左辺値		(6)式の右辺値 (冷却速度計算値) (°C/s)	板厚方向平均冷却速度 C <sub>2</sub> (°C/s)	
1	A	30	0.36	34	810	4	5	102
2	B	50	0.47	55	775	4	5	102
3	B	50	0.47	55	778	4	4	102
4	C	40	0.86	49	760	4	5	102
5	D	50	0.38	54	780	6	7	80
6	E	35	0.47	40	810	5	6	90
7	F	50	0.47	55	800	4	7	102
8	G	30	0.36	34	815	4	5	102
9	H	30	0.36	34	810	4	5	102
10	I	30	0.36	34	820	4	5	102
11	A	60	0.36	64	780	25	28	32
12	A	60	0.36	64	790	12	15	50
13	A	35	0.36	39	815	4	5	102
14	A	30	0.36	34	820	4	5	102
15	A	30	0.36	34	830	4	5	102
16	A	30	0.36	34	825	4	5	102
17	A	30	0.36	34	815	4	5	102
18	A	30	0.36	34	820	4	5	102
19	A	53	0.47	58	795	4	3	102
20	J	30	0.07	31	835	4	5	102
21	K	30	0.10	31	830	4	5	102
22	L	30	0.36	34	810	4	5	102
23	A	30	0.36	34	825	5	6	90
24	A	30	0.36	34	825	4	4	102
25	A	30	0.36	34	855	4	5	102
26	A	30	0.36	34	866	4	4	102
27	A	30	0.36	34	845	4	4	102
28	A	30	0.36	34	847	4	4	102
29	A	25	0.36	29	825	4	4	102

【 0 1 2 0 】

【表 4】

No	Hv max	Hv min	Hv差 ※1	A max (%)	A min (%)	A差 ※2	M max ( $\mu\text{m}$ )	M min ( $\mu\text{m}$ )	M差 ※3	UT 強度 (%)	YP (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	YR (%)	vTrs (°C)	HAZ-CTOD -10°C (mm)
1	222	183	39	68	55	13	35	13	22	40	420	550	33	76	-110	2.00
2	210	181	29	70	65	5	30	10	20	10	430	560	31	77	-130	3.80
3	208	182	26	70	68	2	25	10	15	10	425	553	34	77	-156	3.90
4	223	198	25	85	78	7	21	9	12	30	455	565	35	81	-140	3.50
5	205	185	20	78	68	10	33	12	21	40	435	565	32	77	-120	2.80
6	235	210	25	70	58	12	33	12	21	40	460	620	28	74	-110	1.80
7	215	185	30	72	64	8	32	12	20	40	435	565	30	77	-120	3.30
8	220	183	37	65	55	10	35	10	25	40	425	565	33	75	-105	1.50
9	223	183	40	67	55	12	35	15	20	40	435	570	33	76	-100	1.25
10	225	183	42	69	55	14	35	15	20	40	430	580	33	74	-110	1.30
11	230	225	5	85	80	5	18	10	8	0	460	620	31	74	-140	3.50
12	220	190	30	75	68	7	25	10	15	0	445	615	33	72	-130	3.80
13	235	175	60	65	44	21	60	18	42	40	415	540	33	77	-75	0.40
14	220	165	55	68	45	23	55	13	42	40	418	535	33	78	-80	0.38
15	260	180	80	70	40	30	70	14	56	40	425	565	33	75	-70	0.35
16	255	183	72	69	43	26	60	12	48	40	423	575	33	74	-75	0.40
17	210	153	57	67	41	26	55	14	41	40	418	543	33	77	-85	0.38
18	205	148	57	68	40	28	63	13	50	40	415	540	33	77	-80	0.28
19	200	175	25	65	50	15	35	13	22	40	345	465	33	74	-105	2.00
20	235	175	60	35	5	30	60	13	47	40	410	520	29	79	-80	0.30
21	232	174	58	30	5	25	53	10	43	40	405	525	28	77	-75	0.40
22	253	183	70	30	5	25	55	10	45	40	455	575	25	79	-90	0.35
23	222	183	39	68	55	13	35	13	22	70	420	550	31	76	-110	0.20
24	220	180	40	70	56	14	36	12	24	60	425	555	33	77	-115	0.25
25	243	183	60	68	44	24	55	13	42	40	435	580	31	75	-90	0.43
26	247	180	67	70	45	25	57	13	44	40	437	586	30	75	-85	0.18
27	253	183	70	68	40	28	60	13	47	40	430	595	34	72	-85	0.38
28	255	182	73	69	43	26	62	13	49	40	434	600	32	72	-87	0.35
29	230	183	47	50	25	25	75	25	50	40	420	550	29	76	-65	1.25

※1…硬さ差(Hvmax-Hvmin)

※2…アジキエラフェライト分率差(Amax-Amin)

※3…大角結晶粒径差(Mmax-Mmin)

## 【0121】

上記の様にして得られた各鋼板について、鋼板（母材）およびHAZにおける評価を、それぞれ下記の要領で実施した。

## 【0122】

10

20

30

40

50

[ 板厚方向の硬さ差 ( $Hv_{max} - Hv_{min}$ ) ]

図 1 2 において拡大された試験片 ( 板幅 ( C 方向 ) 中央部から採取され、試験片上面は鋼板表面であり、試験片下面は別の鋼板表面である ) の断面 ( 斜線部 ) の表面から 1 mm 深さの位置 ( 表面部 )、 $t/4$  部、 $t/2$  部の 3 箇所において、各箇所につき 5 点ずつ、ビッカース硬さ試験 ( 荷重 98 N ) を実施した。そして合計 3 部  $\times$  5 点 = 15 点のうちの最高値 ( $Hv_{max}$ ) と最低値 ( $Hv_{min}$ ) を求め、( $Hv_{max} - Hv_{min}$ ) を計算した。その結果を表 4 に示す。

【 0 1 2 3 】

[ 板厚方向のアシキュラーフェライト分率差 ( $A_{max} - A_{min}$ ) ]

上記硬さ差の測定と同様に図 1 2 に示された試験片を用い、断面における表面から 1 mm 深さの位置、 $t/4$  部、 $t/2$  部の 3 部において各部につき 5 箇所ずつ、ナイトール腐食した光学顕微鏡写真 ( 倍率 : 400 倍 ) を撮影し、画像解析を行った。詳細には、上記光学顕微鏡写真をアシキュラーフェライトの組織写真 ( 例えば、鋼のベイナイト写真集 - I, 社団法人日本鉄鋼協会, 1992, P89 ) と比較して、上記光学顕微鏡写真中のアシキュラーフェライト部を塗りつぶし、上記光学顕微鏡写真に占める塗りつぶした部分の面積率を画像解析により測定し、アシキュラーフェライト分率とした。これを合計 3 部  $\times$  5 箇所 = 15 箇所について行い、この 15 箇所のうち、アシキュラーフェライト分率の最高値 ( $A_{max}$ ) とアシキュラーフェライト分率の最低値 ( $A_{min}$ ) を求め、次いで ( $A_{max} - A_{min}$ ) (アシキュラーフェライト分率差) を計算した。その結果を表 4 に示す。

【 0 1 2 4 】

[ 板厚方向の大角結晶粒径差 ( $M_{max} - M_{min}$ ) ]

上記硬さ差の測定と同様に図 1 2 に示された試験片を用い、断面における表面から 1 mm 深さの位置、 $t/4$  部、 $t/2$  部の 3 部において各部につき 5 箇所ずつ、FE-SEM-EBSP ( Electron Back Scattering Pattern ) ( 電子放出型走査電子顕微鏡を用いた電子後方散乱回折像法 ) によって大角粒径 ( 大角結晶粒径 ) を測定した。具体的には、以下の通りである。

( i ) 前記図 1 2 に示すとおり、圧延方向と板厚方向からなる面であって、板厚方向が 0 ~  $t$  である ( 即ち、鋼板の表裏面を含む ) サンプルを準備する。

( ii ) # 150 ~ # 1000 までの湿式エメリー研磨紙、またはそれと同等の機能を有する研磨方法 ( 上記湿式エメリー研磨紙以外の研磨紙、ダイヤモンドスラリーなどの研磨剤を用いた研磨方法 ) によって鏡面仕上を施す。

( iii ) TexSEM Laboratories 社製の EBSP 装置を使用し、 $t/4$  部において、結晶方位差が  $15^\circ$  以上の境界を結晶粒界と設定して大角粒界で囲まれた領域 ( 大角結晶粒 ) の結晶粒径を測定した。このときの測定条件は、測定範囲 :  $200 \times 200 \mu\text{m}$ 、測定ステップ :  $0.5 \mu\text{m}$  間隔とし、測定方位の信頼性を示すコンフィデンス・インデックス ( Confidence Index ) が 0.1 よりも小さい測定点は解析対象から除外した。

( iv ) データの解析法として、上記結晶粒径が  $2.5 \mu\text{m}$  以下のものはノイズと考え削除した。そして 1 観察面における大角結晶粒の平均結晶粒径を、合計 3 部  $\times$  5 箇所 = 15 箇所のそれぞれにおいて求めた。

【 0 1 2 5 】

そして、上記 15 箇所の大角結晶粒の平均結晶粒径のうち、最高値を  $M_{max}$ 、最低値を  $M_{min}$  とし、( $M_{max} - M_{min}$ ) を求めた。その結果を表 4 に示す。

【 0 1 2 6 】

[ 超音波探傷試験 ] ( 内部欠陥の UT エコー高さ )

JIS G 0901 に規定する方法で、+12 dB 全面探傷を行い、内部欠陥の UT エコー高さを測定した。その結果を表 4 に示す。

【 0 1 2 7 】

[ 母材の低温靱性 ]

$t/2$  部 ( 板厚中央部 ) において試験片の長手方向が C 方向 ( 圧延方向に垂直な方向 )

10

20

30

40

50

となるように、NK U4号試験片を採取し、JIS Z 2242に規定の方法でシャルピー衝撃試験を実施し、遷移曲線より $vTrs$ （脆性破面遷移温度）を求めた。そして、 $vTrs - 100$  を母材の低温靱性に優れると評価した。その結果を表4に示す。

【0128】

[HAZ-CTOD特性の評価]

下記表5の条件で図13に示すとおり、SAW溶接を行って溶接継手を作成した。CTOD試験は、API-2Zに従って、CG-HAZ領域を15%以上含むようにノッチを導入し、BS7448に従って試験を実施した。詳細には、図13に示すとおり、試験片板厚中央をセンター採寸として2/3の領域において、Fusion Lineから母材側に0.5mmの粗大粒領域（CG-HAZ）が15%以上含まれるようにノッチを導入し、試験温度-10においてCTOD試験を3本について行い、限界CTOD値を求めた。そして、3本のうち最も小さい限界CTOD値が0.46mm以上のものを溶接継手破壊靱性に優れると評価した。その結果を表4に示す。

【0129】

【表 5】

姿勢	開先形状	溶接材料	予熱 (°C)	溶接条件						溶接条件						
				1nd側			2nd側			1nd側			2nd側			
				パス数	電流 (A)	電圧 (V)	速度 (cm/min)	入熱 (kJ/mm)	パス 間 (°C)	パス数	電流 (A)	電圧 (V)	速度 (cm/min)	入熱 (kJ/mm)	パス 間 (°C)	
下向き	下図参照 (例として 102mm)	PF-H55LT /US-36J 4.8φ	≧ 250	1	550	28	30	3.0	≧ 250	1	L	650	30	45	5.0	≧ 250
				2	L	650	30	5.0		T	600	30				
				~	T	600	30									

10

20

30

40

【 0 1 3 0 】

[ 引張試験 ]

ASTM A370-07aに記載のDiameter = 12.5mm、Gauge length = 50mmの形状の試験片を板厚方向t/4 C方向から採取し、ASTM A370に規定の方法で引張試験を行い、引張強さ(TS)、降伏強さ(YP)、EL(伸

50



び)、YR (降伏比)を求めた。その結果を表4に示す。尚、本発明の鋼板は、TS 470MPa、YP 345MPa、およびEL 23%を満たしている。

【0131】

表1~4から次のように考察できる。

【0132】

即ち、No. 1~12は、本発明の要件を全て満たすものであり、優れた低温靱性および溶接継手破壊靱性を発揮していることがわかる。

【0133】

これに対し、本発明で規定する要件を外れるものは、特性の劣るものとなっている。

【0134】

No. 13、26は、第1冷却における1段目冷却時間( $C_{11}$ 冷却時間、空冷時間)が短いため、鋼板の冷却が不十分となり、表面部とt/2部の温度差を70以内にできず、その結果、硬さ差、 $A_{min}$ 、( $A_{max} - A_{min}$ )、 $M_{max}$ 、( $M_{max} - M_{min}$ )が規定範囲を外れ、低温靱性と溶接継手破壊靱性のどちらにも劣るものとなった。

【0135】

No. 15は、第1冷却における1段目冷却時間( $C_{11}$ 冷却時間、空冷時間)が長すぎるため、また、No. 16は、第1冷却における2段目冷却時間( $C_{12}$ 冷却時間、空冷時間)が長すぎるため、いずれも表面部とt/2部の温度差を70以内にできず、その結果、硬さ差、 $A_{min}$ 、( $A_{max} - A_{min}$ )、 $M_{max}$ 、( $M_{max} - M_{min}$ )が規定範囲を外れ、低温靱性と溶接継手破壊靱性のどちらにも劣るものとなった。

【0136】

No. 14、27は、第1冷却における2段目冷却時間( $C_{12}$ 冷却時間、空冷時間)が短いため、1段目冷却で生成した鋼板表面の酸化皮膜を十分除去できず、冷却効率が低下した結果、表面部とt/2部の温度差が70を超えたと想定される。その結果、硬さ差、 $A_{min}$ 、( $A_{max} - A_{min}$ )、 $M_{max}$ 、( $M_{max} - M_{min}$ )が規定範囲を外れ、低温靱性と溶接継手破壊靱性のどちらにも劣るものとなった。

【0137】

No. 25は、第1冷却における1段目と2段目のどちらの冷却時間も短いため、硬さ差、 $A_{min}$ 、( $A_{max} - A_{min}$ )、 $M_{max}$ 、( $M_{max} - M_{min}$ )が規定範囲を外れ、低温靱性と溶接継手破壊靱性のどちらにも劣るものとなった。

【0138】

No. 17は、第1冷却における1段目冷却の $C_{11}$ が、またNo. 18は、第1冷却における2段目冷却の $C_{12}$ が、いずれも0.6/sを下回っているため、表面部とt/2部の温度差を70以内にできず、その結果、( $A_{max} - A_{min}$ )や、( $M_{max} - M_{min}$ )が規定上限を超えた。また、硬さ差も規定上限を超えるものとなった。その結果、低温靱性と溶接継手破壊靱性のどちらにも劣っている。

【0139】

No. 28は、第1冷却を、2段階冷却とせず1段のみの冷却としたので、この冷却で生成した鋼板表面の酸化皮膜が十分に取れず、冷却効率が低下した結果、表面部とt/2部の温度差が70を超えたと想定される。その結果、硬さ差、 $A_{min}$ 、( $A_{max} - A_{min}$ )、 $M_{max}$ 、( $M_{max} - M_{min}$ )が規定範囲を外れ、低温靱性と溶接継手破壊靱性のどちらにも劣るものとなった。

【0140】

No. 23、24は、第1熱間圧延を規定の条件で行わなかったため、内部欠陥が十分に圧着せず、内部欠陥のUTエコー高さが高くなり、その結果、HAZ-CTOD特性に劣るものとなった。

【0141】

No. 29は、成分組成を満たしているが、第2熱間圧延において(4)式を満たす条件(累積圧下率)で圧延を行わなかったため、( $A_{max} - A_{min}$ )や、( $M_{max} -$

10

20

30

40

50

Mmin)が規定上限を超えた。その結果、溶接継手破壊靱性と低温靱性に劣るものとなった。

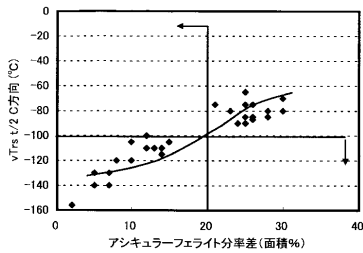
【0142】

No. 19は、第2冷却が規定の条件を満たしていないため、所望の強度を確保することができなかった。

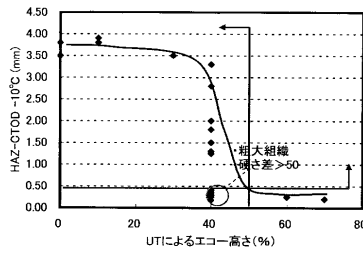
【0143】

No. 20~22は、製造条件は規定の通りであるが、成分組成が規定範囲を外れている例である。No. 20は、Ni量が不足し(4)式を満足せず、No. 21は、Nb量が不足し(4)式を満足せず、また、No. 22は、C量が過剰であるため、いずれもAminが著しく小さくなり、(Amax - Amin)や、(Mmax - Mmin)が規定上限を超えた。また、硬さ差も規定上限を超えるものとなった。その結果、低温靱性と溶接継手破壊靱性のどちらにも劣るものとなった。

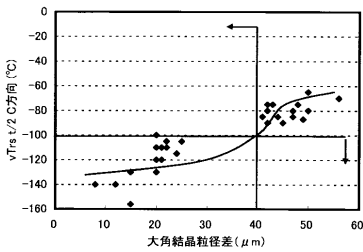
【図1】



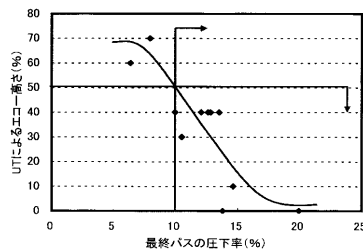
【図4】



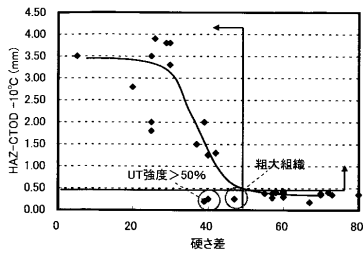
【図2】



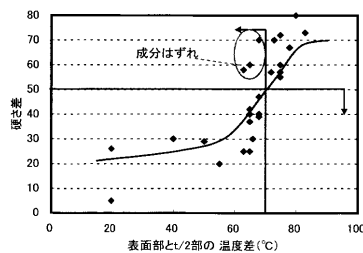
【図6】



【図3】

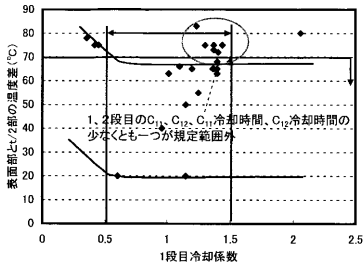


【図7】



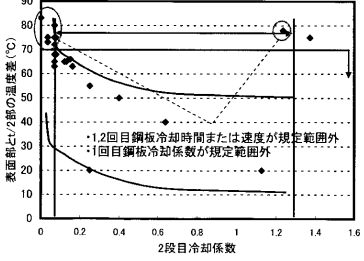
【 図 8 】

※2段目C<sub>12</sub>冷却時間や第1冷却開始板厚の違いからデータのバンドは広がっている。

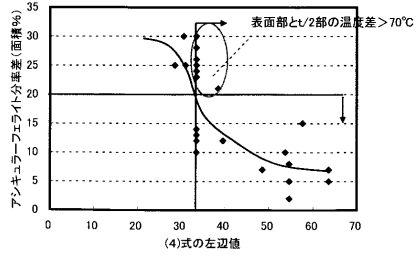


【 図 9 】

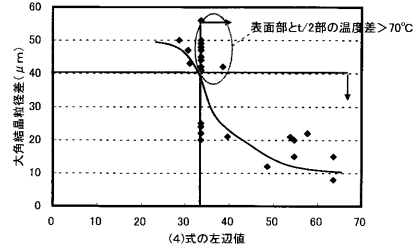
※1段目C<sub>11</sub>冷却時間や第1冷却開始板厚の違いからデータのバンドは広がっている。



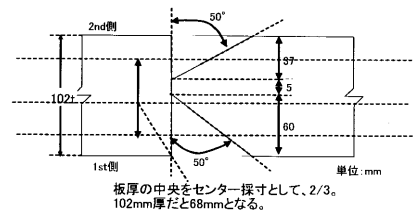
【 図 10 】



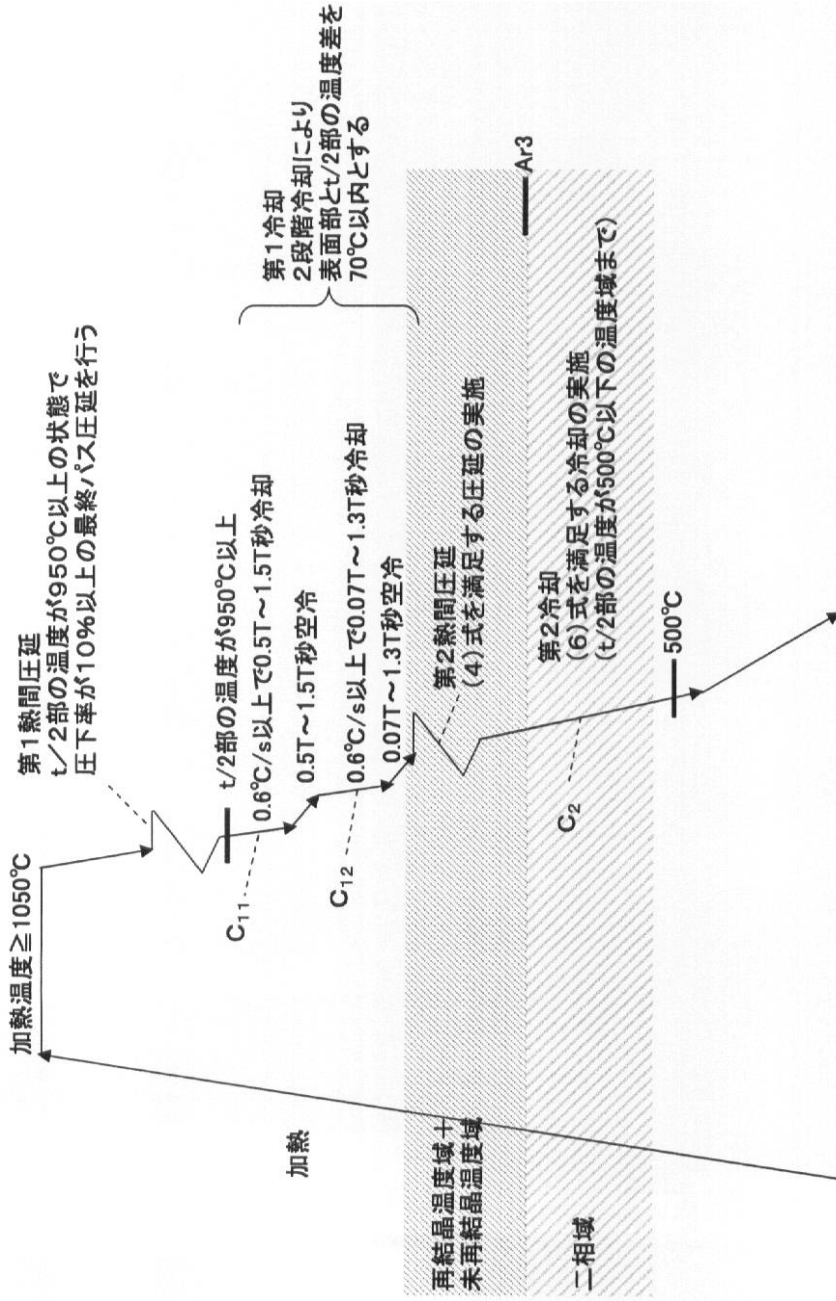
【 図 11 】



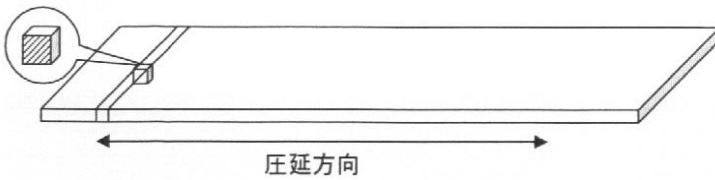
【 図 13 】



【 図 5 】



【 図 1 2 】



---

フロントページの続き

審査官 河野 一夫

- (56)参考文献 特開2005-320624(JP,A)  
特開2010-106310(JP,A)  
特開平04-224623(JP,A)  
特開平01-159320(JP,A)  
特開平01-025917(JP,A)  
特開2008-248384(JP,A)  
特開2003-183731(JP,A)  
特開平10-298645(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 1/00 - 49/14  
C21D 8/02