

明 細 書

発明の名称：鋼矢板及びその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、土木、建築分野において、永久構造物あるいは仮設構造物に適用される鋼矢板及びその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 鋼矢板は、岸壁や土留めに用いられる場合に高い負荷を受けることから、高い強度や靱性が要求される。例えば、降伏強度（以下、 $Y P$ とする）が 290 MPa 以上、さらには 390 MPa 以上の鋼矢板が用いられる。より一層厳しい環境下では、 $Y P 440\text{ MPa}$ 以上の強度を有する鋼矢板が必須となる場合がある。

[0003] 高強度でかつ高靱性である鋼材製品を製造する際、合金元素の添加やオーステナイトの未再結晶温度域での圧延が一般的な手法になる。ところが、複雑な形状を有する鋼矢板の製造では、成形性の観点からより変形抵抗の小さい高温での圧延・成形が志向されるとともに、変形抵抗を上昇させ得る合金の添加が制限されることがある。

[0004] 鋼矢板のJIS規格（SYW）では、 0°C でのシャルピー吸収エネルギーについて規定されているものの、日本の寒冷期など 0°C を下回る環境下でも鋼矢板は用いられるため、今後は更なる高靱性の鋼矢板が要求されることが予想される。

[0005] 以上の背景の下、高強度かつ高靱性である鋼矢板の研究開発が行われている。

すなわち、特許文献1には、Nbを0.05%超添加した成分組成とすることにより $Y P 440\text{ MPa}$ 以上でありかつ高靱性とした、鋼矢板の提案がなされている。

[0006] 特許文献2では、VとともにNbを0.030%以上添加する成分組成とし、 1000°C 以下での圧下率を制御することによって、フェライトの平均

粒径や島状マルテンサイトの面積率および析出物の個数密度を適正化してY P 4 4 0 M P a 以上でありかつ高靱性とした、鋼矢板について提案がなされている。

[0007] 特許文献3では、Cが0.005～0.030%の低炭素鋼にNbおよびBを添加する成分組成とし、高強度、高靱性および水中溶接性に優れた鋼矢板について提案がなされている。

[0008] また、特許文献4では、VあるいはNbを1種または2種を添加する成分組成とし、900℃以下すなわち未再結晶温度域における圧下率を制御し、圧延終了後加速冷却を行うことで高靱性とした、鋼矢板の提案がなされている。

[0009] 一方で、特許文献5では、不可避免の不純物中のNbを0.005%以下に制限することでY P 3 4 0 M P a 以上でありかつ高靱性とした、鋼矢板の提案がなされている。

[0010] 特許文献6および7では、熱間圧延中あるいは圧延終了後所定の箇所を水冷することでY P 4 4 0 M P a 以上でありかつ $v T r s$ が-10℃以下である鋼矢板の提案がなされている。

先行技術文献

特許文献

- [0011] 特許文献1：特開2018-83963号公報
特許文献2：特開2018-90845号公報
特許文献3：特開2000-17378号公報
特許文献4：特開2006-249513号公報
特許文献5：特開2002-294392号公報
特許文献6：特開2007-332414号公報
特許文献7：特開2008-221318号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0012] 特許文献1、2に記載の技術は、Nbを0.030%以上添加した成分組成とすることで高強度かつ高靱性である鋼矢板としているが、固溶あるいは析出状態に限らずNbは熱間圧延時の変形抵抗を上昇させる傾向があり、熱間圧延時の形状制御を厳密に行う必要がある。
- [0013] 特許文献3に記載の技術では、C量が0.005~0.030%と低い成分組成であるため、鋼の溶製時における脱炭工程が長くなり、精錬過程での生産性が低いという問題がある。
- [0014] また、特許文献4に記載の技術では、高靱性の鋼矢板を得るために未再結晶温度域の圧下率が20%以上必要であり、熱間圧延時の形状制御が厳密である必要があるとともに、圧延終了後に所定部分の加速冷却が必要となるため、曲がりや反りなどの形状変化が不可避であることが問題である。
- [0015] 一方で、特許文献5に記載の技術では、圧延温度や最終パスの圧下率を制限することでオーステナイトの完全再結晶を促進し、また均一な組織を得ることでY P 340 MPa以上でありかつ高靱性とした、鋼矢板の提案がなされているが、Y Pは440 MPa未満であり、さらなるY Pの向上が求められている。
- [0016] 特許文献6または7に記載の技術では、Y P 440 MPa以上でありかつ $v T r s$ が -10°C 以下である鋼矢板を得るためには所定部分の水冷が必須となるため、曲がりや反りなどの形状変化が不可避であることが問題である。
- [0017] 本発明は、上述の課題を解決するものであり、高強度かつ高靱性である鋼矢板を、安定的にかつ高い生産性を以て提供することを目的とする。ここに、高強度であるとは、例えばY Pが440 MPa以上であることを指し、また高靱性であるとは、延性破面率が50%となる破面遷移温度（以下、 $v T r s$ とする）が -10°C 以下であることを指す。

課題を解決するための手段

- [0018] 高靱性を確保するためには、結晶粒の微細化による破壊単位の減少が有効な手段である。結晶粒の微細化の手段のひとつとして、旧オーステナイト粒

内あるいは粒界に存在する析出物をフェライトの生成核として用いることで結晶粒の微細化を図る方法がある。本発明者らは、析出物による結晶粒の微細化についてメカニズムを調査したところ、析出物がフェライト粒の微細化に寄与するには、析出物が一定以上の粒径を有する必要があることがわかった。また、その臨界粒径はフェライト変態開始温度の低下に伴って減少する傾向にあることが分かった。

[0019] また、高強度を確保するためには、析出物による析出分散強化が有効な手段のひとつであり、析出物の粒径は同一面積率を仮定すると析出物の粒径が微細なほど強度上昇は顕著となる。

[0020] 高靱性を確保するためには一定以上の粒径を有する析出物が必要である一方で、高強度を確保するためには微細な析出物が有効である。これら二つは二律背反の関係にあり、従来では析出物を活用することにより高強度と高靱性を両立するのは困難であった。このことを解決するには、加速冷却によるフェライト変態開始温度の低下が一案であるが、曲がりや反りを生じる可能性があるのが好ましくない。また、未再結晶温度域での圧延を積極的に行うことも有効な手段のひとつであるが、形状制御を厳密に行う必要がある。

[0021] ところで、析出物による結晶粒の微細化を図るうえで、Vを含む成分組成とすることが有効である。すなわち、VはV炭窒化物として比較的高温域でオーステナイト中に析出するとともにフェライトと整合界面を有するため、フェライトの生成核としての寄与度が大きいことが特徴である。また、高強度を確保するためには、Nbを含む成分組成とすることが有効である。すなわち、Nbは主に歪誘起によりNb炭窒化物としてオーステナイト中に数nmオーダーの粒径で微細に析出するため、析出物による分散強化が期待される。

[0022] これらを踏まえて、本発明者らは、VとNbを複合添加する成分組成とし、析出物の制御を行うべくVとNbの成分組成比について検討を行った。その結果、V炭窒化物あるいはVとNbとの複合炭窒化物をフェライトの生成核として用いることによる結晶粒の微細化と、析出物による分散強化とを両

立するには、VとNbの成分組成比に適正な範囲があることを見出した。

[0023] また、VとNbの成分組成比の適正化のみでは不十分であり、高い生産性を確保するとともに高強度並びに高靱性を確保しうる圧延条件を検討したところ、未再結晶温度域直上での圧延を効果的に行うことが有効であることが分かった。すなわち、Nb炭窒化析出物あるいはVとNbとの複合炭窒化物を歪誘起により析出させることが肝要である。これにより、従来のような広い温度域にわたる圧延条件の制約やオーステナイトの未再結晶温度域での圧下率（以下、CR率ともいう）の緩和が可能となるとともに、曲がりや反りの発生に影響を及ぼす加速冷却を行う必要がなくなる。

[0024] 本発明者らは、V析出物およびNb析出物、さらにはそれらの複合析出物について、強度、靱性を効果的に向上させるためには、強度上昇に寄与し得る微細な粒径の析出物とフェライトの生成核として寄与し得る粗大な粒径の析出物について、一定以上の面積率が必要であることを見出した。

[0025] 以上より、本発明者らは、V炭窒化物、Nb炭窒化物またはそれらの複合析出物による分散強化や組織の均一な微細化によって、 $Y P 4 4 0 M P a$ 以上という高強度であり、 $v T r s$ が $-10^{\circ}C$ 以下という高靱性である、鋼矢板を提供するための方途を見出した。本発明の要旨は、以下に示すとおりである。

[0026] 1. 質量%で、

C : 0.05 ~ 0.18 %、

Si : 0.05 ~ 0.55 %、

Mn : 1.00 ~ 1.65 %、

sol. Al : 0.080 %以下、

V : 0.005 ~ 0.250 %、

Nb : 0.005 %以上0.030 %未満および

N : 0.0010 ~ 0.0060 %

を下記式(1)を満足する範囲で含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物であり、該不可避免の不純物としてのP、SおよびBは、 $P : 0.025 \%$ 以

下、S : 0.020%以下およびB : 0.0003%以下である成分組成と、

フェライトの面積分率が70%以上および島状マルテンサイトの面積率が1.0%以下であり、粒径が10nm以下であるV炭窒化物、Nb炭窒化物並びにVおよびNb複合炭窒化物の合計面積率が2.6%以上であり、下記式(2)を満足する粒径d(nm)を有するV炭窒化物、Nb炭窒化物並びにVおよびNb複合析出物の合計面積率が0.30%以上であるミクロ組織と、を有し、

前記フェライトの平均粒径が15μm以下かつ最大粒径が40μm以下であり、

降伏強度が440MPa以上かつ vT_r_s が-10℃以下である、鋼矢板。

記

$$-0.010 \leq [\%Nb] - 0.1[\%V] \leq 0.020 \quad \dots (1)$$

ここで、[%V]、[%Nb]はそれぞれ、鋼中のVおよびNbの含有量(質量%)である。

$$d \geq 5[(A_{e_3} - A_{r_3}) / A_{e_3}]^{-0.63} \quad \dots (2)$$

ここで、 A_{e_3} : 平衡変態時のフェライト変態開始温度(℃)

A_{r_3} : 冷却時のフェライト変態開始温度(℃)

[0027] なお、上記の A_{e_3} および A_{r_3} は、それぞれ以下に示す式(3)および(4)に従って求められる。

[数1]

$$A_{e_3} = 912 - 203\sqrt{[\%C]} + 45[\%Si] - 30[\%Mn] - 20[\%Cu] - 11[\%Cr] - 15[\%Ni] + 32[\%Mo] \quad \dots (3)$$

$$A_{r_3} = 910 - 310[\%C] - 80[\%Mn] - 20[\%Cu] - 15[\%Cr] - 55[\%Ni] - 80[\%Mo] \quad \dots (4)$$

ここで、[%C]、[%Si]、[%Mn]、[%Cu]、[%Cr]、[%Ni]お

よび[%Mo]はそれぞれ、鋼中のC、Si、Mn、Cu、Cr、NiおよびMoの含有量（質量％）である。

[0028] 2. 前記成分組成は、さらに質量％で、

Cu : 0.50％以下、

Ni : 0.50％以下、

Cr : 0.50％以下、

Mo : 0.30％以下、

Ca : 0.0050％以下、

Ti : 0.025％以下および

REM : 0.005％以下

のうちの1種または2種以上を含有する、前記1に記載の鋼矢板。

[0029] 3. 前記1または2に記載の成分組成を有する鋼素材を1200℃～1350℃に加熱し、粗圧延、中間圧延および仕上圧延を含む熱間圧延を、900℃～1000℃における累積圧下率が20％以上、オーステナイトの未再結晶温度域での圧下率が10％以上20％未満および前記中間圧延の終了温度が650℃～900℃として行う、降伏強度が440MPa以上かつ $vTrs$ が-10℃以下である鋼矢板の製造方法。

発明の効果

[0030] 本発明によれば、YP440MPa以上および $vTrs$ が-10℃以下という、高強度かつ高靱性の鋼矢板を、安定的にかつ高い生産性の下に提供できるため、産業上非常に有用である。

図面の簡単な説明

[0031] [図1]鋼矢板の断面形状を示す図である。

[図2]ハット形鋼矢板の熱間圧延工程における代表的な孔型を示す図である。

[図3]式(2)を満たす析出物の面積率と $vTrs$ との関係を示すグラフである。

[図4]10nm以下のサイズを有する析出物の面積率と降伏強度の関係を示すグラフである。

発明を実施するための形態

[0032] 鋼矢板の形態としては、図1(a)に示すハット形鋼矢板1が典型例であり、その他、図1(b)に示す直線形鋼矢板9もあり、いずれも、図2に示す孔型を介して最終形状が与えられる。この形態や、製造手順について、詳しくは後述する。

<鋼矢板>

以下、本発明の鋼矢板について、その成分組成およびマイクロ組織を詳しく述べる。

[成分組成]

まず、本発明の鋼矢板の成分組成についての限定理由を述べる。なお、以下の説明において各元素の含有量の「%」表示は、特に断らない限り、全て「質量%」を意味する。

また本明細書において、V炭窒化物を「V析出物」又は「V(C, N)」、Nb炭窒化物を「Nb析出物」又は「Nb(C, N)」、VおよびNb複合炭窒化物を「それら(の)複合析出物」又は「(V, Nb)(C, N)」とも表記する。

[0033] C : 0.05 ~ 0.18 %

Cは、鋼中でV、NbおよびNと結合し、V(C, N)、Nb(C, N)あるいは(V, Nb)(C, N)といった炭窒化物として析出し母材の強度と靱性を安定に確保するために必須な元素であり、0.05%以上で添加する必要がある。一方で、0.18%を超えると島状マルテンサイトを含むベイナイトが生成し、島状マルテンサイトの増加により靱性を大きく低下させるとともに、析出物が過剰となって靱性が低下する。そのため、本発明ではC含有量を0.05 ~ 0.18%とする。さらに、C含有量は0.10%以上とすることが好ましい。また、C含有量は0.16%以下とすることが好ましい。

[0034] Si : 0.05 ~ 0.55 %

Siは、固溶強化により母材の強度を高める元素であり、0.05%以上

で含有される必要がある。一方で、S i 含有量が過剰であると、靱性を低下させる島状マルテンサイトの生成を助長するため、S i 含有量を0.55%以下とする。従って、S i 含有量を0.05~0.55%とする。さらに、S i 含有量は0.10%以上とすることが好ましい。また、S i 含有量は0.50%以下とすることが好ましい。

[0035] Mn : 1.00~1.65%

Mnは、S i 同様、鋼の強度を高める効果のある比較的安価な元素であるため、高強度化には必要な元素である。しかし、Mnの含有量が1.00%未満となると、その効果は小さくなる。一方で、1.65%を超えると、島状マルテンサイトを含む上部ベイナイトの生成を助長し靱性を大きく損ねることになる。そのため、Mn含有量を1.00~1.65%とする。さらに、Mn含有量は1.10%以上とすることが好ましい。また、Mn含有量は1.60%以下とすることが好ましい。

[0036] sol. Al : 0.080%以下

Alは、脱酸剤として添加される元素である。しかし、Alの脱酸剤としての効果はsol. Alとして0.080%を超えると飽和するため、sol. Alを0.080%以下とした。下限については特に限定されないが、脱酸のためには0.001%以上とすることが好ましい。より好ましくは0.003%以上である。また、0.060%以下であることが好ましい。

[0037] V : 0.005~0.250%

Vは、圧延中または冷却中にV (C, N) あるいは (V, Nb) (C, N) としてオーステナイト中に析出してフェライトの核生成サイトとして寄与し、結晶粒を微細化する効果を有する重要な元素である。また、Vは析出物としての分散強化により母材強度を高める役割を有しており、強度と靱性を確保するためには必須の元素である。上述の効果を得るためには、V含有量を0.005%以上とする必要がある。一方で、V含有量が0.250%を超えると、析出脆化を助長し、母材靱性を大きく損ねることになる。そのため、V含有量を0.005~0.250%とする。さらに、V含有量は0.

0.75%以上とすることが好ましい。さらに好ましくは、0.080%超である。また、V含有量は0.200%以下とすることが好ましい。

[0038] Nb: 0.005%以上0.030%未満

Nbは、圧延中に主に歪誘起析出によりNb (C, N) あるいは (V, Nb) (C, N) としてオーステナイト中に数nmオーダーのサイズで析出し、オーステナイトの再結晶を抑制し、結晶粒を微細化する効果がある。また、Nbは析出物としての分散強化により母材強度を高める役割を有しており、強度と靱性を確保するためには必須の元素である。このような効果を得るには、Nbが0.005%以上含有されている必要がある。好ましくは、0.010%以上である。一方で、Nbは熱間の変形抵抗を上昇させるとともに含有量が0.030%以上となると析出脆化により靱性が低下しがちとなるため、Nbの含有量を0.030%未満とする。好ましくは、0.025%以下である。

[0039] N: 0.0010~0.0060%

Nは、鋼中でV、NbおよびCと結合し、V (C, N)、Nb (C, N) あるいは (V, Nb) (C, N) として母材強度と靱性を向上させるのに有用な元素であり、0.0010%以上の含有を必要とする。しかし、N含有量が0.0060%を超えると、析出脆化により母材靱性を大きく損なうことになる。そのため、本発明ではN含有量を0.0010~0.0060%とする。さらに、N含有量は0.0015%以上とすることが好ましい。また、N含有量は0.0055%以下とすることが好ましい。

[0040] さらに、本発明では、各々の元素が上記の範囲を満足することに加えて、VおよびNbについては、VおよびNbの含有量（質量%）をそれぞれ[%V]および[%Nb]として、次の(1)式の関係を満たすことが重要である。

$$-0.010 \leq [\%Nb] - 0.1[\%V] \leq 0.020 \quad \cdots (1)$$

[0041] 発明者らは、上記範囲の鋼成分を有する種々の鋼矢板を用いて、強度および靱性を評価した結果、優れた強度および靱性を得るためには、析出V (C, N)、Nb (C, N) あるいは (V, Nb) (C, N) 量のバランスが重

要であるとの知見を得た。具体的には、 $[\%Nb] - 0.1[\%V]$ で算出される値が -0.010 未満のとき、つまり V が過多の場合は、 V は $V(C, N)$ あるいは $(V, Nb)(C, N)$ として高温で多量に析出し粗大化するのに加えて、微細な $Nb(C, N)$ あるいは $(V, Nb)(C, N)$ の歪誘起析出量が減少するため、強度が低下することが分かった。

[0042] すなわち、 V および Nb の含有量に基づくパラメータである、上記式で算出される値を -0.010 以上に制御することにより、 V がフェライトの核生成サイトとして寄与し組織を均一に微細化することで靱性の向上に寄与する十分なサイズおよび量の析出 $V(C, N)$ あるいは $(V, Nb)(C, N)$ を確保することが出来るとともに、強度の上昇に寄与する十分な量の微細析出 $Nb(C, N)$ あるいは $(V, Nb)(C, N)$ を確保することができる。一方、値 $[\%Nb] - 0.1[\%V]$ が 0.020 超のとき、つまり Nb が過多の場合には、フェライトの核生成サイトとなって靱性の向上に寄与する、十分なサイズおよび量の析出 $V(C, N)$ あるいは $(V, Nb)(C, N)$ が減少し母材靱性を損なうことになる。そのため、本発明では、 $[\%Nb] - 0.1[\%V]$ で算出される値を $-0.010 \sim 0.020$ の範囲とする。なお、上記式により算出される値は -0.005 以上であることが好ましい。また、 0.015 以下であることが好ましい。

[0043] 本発明における化学組成において、以上の元素以外の残部は Fe および不可避免的不純物である。該不可避免的不純物のうち、 P 、 S 、 B については以下に示すように含有量の上限を設ける。

[0044] P : 0.025% 以下

P は、鋼中に不可避免的不純物として存在するが、 P の含有量が過剰であると鋼の靱性が低下するため、 P は 0.025% 以下とする。 P の含有量は少ないほど好ましく、 0% であってもよいが、過度な P 含有量の低減は精錬工程の長時間化により生産性の低下を招くため、 P の含有量は 0.005% 以上とすることが好ましい。

[0045] S : 0.020% 以下

Sは、Pと同様に鋼中に不可避免の不純物として含有されるとともに、A系介在物として存在する。Sの含有量が過剰であると、A系介在物量が過剰に増加し鋼の靱性が低下するため、Sの含有量を0.020%以下とする。Sの含有量は少ないほど好ましく、0%であってもよいが、過度なS含有量の低減は精錬工程の長時間化により生産性の低下を招くため、Sの含有量は0.002%以上とすることが好ましい。

[0046] B : 0.0003%以下

Bは、鋼中で粒界に偏析し、粒界強度を上昇させる効果のある元素である。低品質な原料を用いた場合には、鋼中にBが0.0003%より多く含有されている場合がある。この場合、粗大な粒界析出物を形成するとともに、焼き入れ性が上昇することで島状マルテンサイトの生成を助長し靱性が低下するため、Bの含有量を0.0003%以下とする。さらに、0.0002%以下とすることが好ましい。

[0047] 以上が本発明において基本となる成分組成であるが、必要に応じて以下の元素を1種または2種以上含有してもよい。

Cu : 0.50%以下、

Ni : 0.50%以下、

Cr : 0.50%以下、

Mo : 0.30%以下、

Ca : 0.0050%以下、

Ti : 0.025%以下および

REM : 0.005%以下

[0048] Cu : 0.50%以下

Cuは、固溶強化により鋼の更なる高強度化を図ることができる元素である。このような効果を得るためには、Cuが0.01%以上で含有されることが好ましい。ただし、含有量が0.50%を超えると、Cu割れを生じやすくなる。よって鋼の成分組成としてCuを含有する場合は、含有量を0.50%以下とすることが好ましい。

[0049] Ni : 0.50%以下

Niは、Cuと同様に、鋼中に固溶して延性や靱性を劣化させずに鋼の高強度化を図ることができる元素である。このような効果を得るためには、Niが0.01%以上で含有されていることが好ましい。特に、NiはCuと複合添加することでCu割れを抑制することが好ましい。一方で、Ni含有量が過剰であると島状マルテンサイトの生成を助長するのに加え、Niは高価な元素であるため、これらの観点から、Niの含有量は0.50%以下とすることが好ましい。

[0050] Cr : 0.50%以下

Crは、固溶強化により鋼の更なる高強度化を図ることができる元素である。このような効果を得るには、Crが0.01%以上含有されていることが好ましい。一方で、Cr含有量が過剰であると島状マルテンサイトの生成を助長するため、Crの含有量は0.50%以下とすることが好ましい。

[0051] Mo : 0.30%以下

Moは、固溶強化により鋼の更なる高強度化を図ることができる元素である。このような効果を得るためには、Moが0.01%以上含有されていることが好ましい。一方で、Mo含有量が過剰であると、島状マルテンサイトの生成を助長するため、Moの含有量は0.30%以下とすることが好ましい。

[0052] Ca : 0.0050%以下

Caは、SやOと結合して鋼中のMnSを減少させることにより、鋼の靱性および延性の向上を図ることができる。このような効果を得るためには、Caが0.0005%以上含有されていることが好ましい。一方で、Ca含有量が0.0050%を超えると、清浄度が低下して靱性が低下しがちになるため、Caの含有量を0.0050%以下とすることが好ましい。

[0053] Ti : 0.025%以下

Tiは、TiNとしてオーステナイト中に析出し結晶粒を微細化する効果がある。このような効果を得るには、Tiが0.001%以上含有されてい

ることが好ましい。一方で、Ti含有量が過剰であると、析出したTiNが粗大となるとともに結晶粒が粗大化するため、靱性が低下しがちとなる。そのため、Tiの含有量を0.025%以下とすることが好ましい。

[0054] REM: 0.005%以下

REM(希土類元素)は、Caと同様にSやOと結合して鋼中のMnSを減少させることで鋼の靱性、延性を図ることができる。このような効果を得るためには、REMが0.001%以上含有されていることが好ましい。一方で、Ca含有量が0.005%を超えると、清浄度が低下して靱性が低下しがちになるため、REMの含有量を0.005%以下とすることが好ましい。

[0055] 次に、本発明における鋼矢板のミクロ組織について説明する。なお、本発明では、鋼矢板のウェブ部のミクロ組織を規定すればよい。なぜなら、ウェブ部は、加工度が最も低く組織が粗大となり強度と靱性の確保が最も困難であるため、ウェブ部において後述の組織条件を満たしていれば、その他の部位においても後述の組織条件を満たすことになる。

[0056] 該ミクロ組織としては、フェライトの面積分率が70%以上および島状マルテンサイトの面積率が1.0%以下であり、フェライトの平均粒径が15 μm 以下かつ最大粒径が40 μm 以下であることが肝要である。

[0057] [フェライト主体組織]

鋼矢板のミクロ組織は、フェライト主体組織とする。フェライト主体組織とは、フェライトの面積率が70%以上である組織を指す。フェライトの面積率が70%未満では硬質相が増加し靱性が低下する場合がある。フェライトの面積率の上限は、強度確保の観点から90%未満であることが好ましい。なお、第2相について特に限定しないが、パーライトや島状マルテンサイトを含むベイナナイト組織やマルテンサイトが挙げられる。ただし、島状マルテンサイトの面積率は後述にて限定する。

[0058] [フェライトの平均粒径が15 μm 以下、かつ最大粒径が40 μm 以下]

鋼矢板のミクロ組織において、フェライトの平均粒径を15 μm 以下、か

つ最大粒径を $40\ \mu\text{m}$ 以下とする。フェライトの平均粒径が $15\ \mu\text{m}$ より大きい或いは、最大粒径が $40\ \mu\text{m}$ より大きい場合には、 $Y P$ が低下するとともに靱性の確保が困難となる。さらに高い強度と靱性を得るためには、フェライトの平均粒径が $12\ \mu\text{m}$ 以下、かつ最大粒径が $30\ \mu\text{m}$ 以下であることが望ましい。なお、フェライトの平均粒径および最大粒径は、後述の実施例に記載の測定方法に従って測定することができる。

フェライトの平均粒径の下限は、特に限定されないが、引張強さを確保する観点から $5\ \mu\text{m}$ 以上が好ましく、 $10\ \mu\text{m}$ 以上がより好ましい。またフェライトの最大粒径の下限は、特に限定されないが、同じく引張強さを確保する観点から $20\ \mu\text{m}$ 以上が好ましく、 $25\ \mu\text{m}$ 以上がより好ましい。

[0059] [島状マルテンサイトの面積率が 1.0% 以下]

鋼矢板のミクロ組織において、島状マルテンサイトの面積率を 1.0% 以下とする。島状マルテンサイトの面積率が 1.0% より多いと、靱性の確保が困難となる。より高い靱性を得るには、島状マルテンサイトの面積率を 0.5% 以下とすることが望ましい。島状マルテンサイトの面積率は少ないほど好ましく、 0% でも構わないため、下限は特に設けない。なお、島状マルテンサイトの面積率は、後述の実施例に記載の測定方法に従って測定することができる。

[0060] さらに、高強度および高靱性の鋼矢板を得るには、析出物による分散強化および析出物による組織の均一な微細化が有効であるため、析出物の粒径、面積率についても検討を行った。

すなわち、本発明に従う上記した成分組成範囲内の種々の成分組成を有する、鋼素材に熱間圧延を施して種々の鋼矢板に成形した後、空冷（冷却速度： $0.50^\circ\text{C}/\text{s}$ ）した。空冷後の各鋼矢板からサンプルを採取し、電解研磨法にて表面処理した後に透過電子顕微鏡（以下、TEM）で観察し、V炭窒化物、Nb炭窒化物並びに、VおよびNb複合炭窒化物からなる、析出物の粒径および面積率を測定した。なお、析出物の粒径および面積率の測定は後述の方法に従って行った。

[0061] 上記した種々の鋼矢板については、各鋼矢板からシャルピー衝撃試験片を採取し、延性破面率50%の破面遷移温度 (vT_{rs}) を求めた。なお、 vT_{rs} の測定は後述の実施例に記載の方法に従って行った。

[0062] この vT_{rs} の測定結果を、上記の析出物の面積率との関係として図3に示す。ここで、析出物について、次式(2)に従って整理することができる。

$$d \geq 5 [(A_{e3} - A_{r3}) / A_{e3}]^{-0.63} \dots (2)$$

ここで、 d 、 A_{e3} および A_{r3} はそれぞれ、析出物の粒径 (nm)、平衡変態時のフェライト変態開始温度 (°C) および空冷時のフェライト変態開始温度 (°C) である。 A_{e3} および A_{r3} はそれぞれ以下に示す式(3) および(4) で求められる。

[数2]

$$A_{e3} = 912 - 203 \sqrt{[\%C] + 45[\%Si] - 30[\%Mn] - 20[\%Cu] - 11[\%Cr] - 15[\%Ni] + 32[\%Mo]} \dots (3)$$

$$A_{r3} = 910 - 310[\%C] - 80[\%Mn] - 20[\%Cu] - 15[\%Cr] - 55[\%Ni] - 80[\%Mo] \dots (4)$$

ここで、 $[\%C]$ 、 $[\%Si]$ 、 $[\%Mn]$ 、 $[\%Cu]$ 、 $[\%Cr]$ 、 $[\%Ni]$ および $[\%Mo]$ はそれぞれ、鋼中のC、Si、Mn、Cu、Cr、Ni および Mo の含有量 (質量%) である。

[0063] 図3に、式(2)を満足する析出物粒径を有するV炭窒化物、Nb炭窒化物およびそれら複合析出物の面積率と破面遷移温度 (°C) (以下「 vT_{rs} 」) との関係を示す。式(2)を満足する析出物粒径を有するV炭窒化物、Nb炭窒化物およびそれら複合析出物の合計面積率が0.30%以上となると、 $vT_{rs} - 10^\circ\text{C}$ 以下となることがわかる。該合計面積率は、好ましくは0.35%以上である。

該合計面積率の上限は、特に限定されないが、過度な析出脆化を抑制する観点から1.00%以下であることが好ましい。

[0064] さらに、上記した種々の鋼矢板については、各鋼矢板から引張試験片を採

取し、 $Y P(0.2\%$ 耐力)を求めた。なお、 $Y P$ の測定は後述の実施例に記載の方法に従って行った。この測定結果について、上記した析出物の粒径および面積率を測定結果から抽出した、粒径が 10 nm 以下である V 炭窒化物、 Nb 炭窒化物およびそれら複合析出物の面積率との関係を、図4に示す。ここで、粒径が 10 nm 以下である V 炭窒化物、 Nb 炭窒化物およびそれら複合析出物の面積率に着目した理由は、析出強化に関するオロワン応力は析出物の粒径に反比例することから、析出強化を活用する際の指標となるからである。図4より、粒径が 10 nm 以下である V 炭窒化物、 Nb 炭窒化物およびそれら複合析出物の合計面積率が 2.6% 以上となることにより、 $Y P 440\text{ MPa}$ 以上となることがわかる。該合計面積率は、好ましくは 4.0% 以上である。

該合計面積率の上限は、特に限定されないが、過度な析出脆化を抑制する観点から 10.0% 以下であることが好ましい。

[0065] <鋼矢板の製造方法>

次に、本発明の鋼矢板の製造方法について述べる。

鋼矢板は、上記した組成成分を有する、スラブ等の鋼素材を加熱炉で加熱後、粗圧延、中間圧延および仕上圧延を含む、熱間圧延によって製造される。

図1(a)に、鋼矢板の典型例であるハット形鋼矢板1を示す。ハット形鋼矢板1は、ウェブ2と、該ウェブ2の両端から傾斜して延在する一对のフランジ3および4と、両フランジ3および4のウェブ2とは反対側からウェブ2と平行に延在する腕部5および6と、腕部5および6の両端部にある爪部7および8と、を有する。

[0066] このハット形鋼矢板の製造を一例にとると、鋼素材を加熱後に、粗圧延、中間圧延および仕上圧延のそれぞれにおいて、図2に示すような孔型を最終的に通過して成形される。具体的には、最初の粗圧延において鋼素材を複数回圧延したのち、最終的に孔型13を通過し鋼矢板の概形が作られる。引き続き中間圧延では、ウェブ2、フランジ3および4、腕部5および6、爪部

7および8となる部分の厚みの調整が行われつつ、最終的に孔型14を通過する。さらに、仕上圧延では、主に爪曲げ成形を含んだ形状制御が行われ、最終的に孔型15を通過し最終製品形状となる。

[0067] なお、上記に示したハット形鋼矢板以外の鋼矢板、例えば、図1(b)に示す直線形鋼矢板9のように、ウェブ厚や爪部を含む製品形状に違いがある鋼矢板では、熱間圧延における圧延パス数や圧延温度に差のある場合があるが、粗圧延、中間圧延および仕上圧延(爪曲げ成形を含む)によって製造されることに根本的な差異はなく、いずれも本発明の製造方法に含まれる。ここで、図1(b)に示す直線形鋼矢板9では、左右爪部11および12間に位置する直線の部分をウェブ10とする。

[0068] 前記鋼素材を1200℃～1350℃に加熱したのち、熱間圧延を、900℃～1000℃の累積圧下率が20%以上、オーステナイトの未再結晶域での圧下率(以下、CR率ともいう)が10%以上20%未満および中間圧延の仕上温度が650℃～900℃である、条件下に行うことが肝要である。

[0069] [鋼素材の加熱温度：1200℃～1350℃]

熱間圧延を行うに際して、鋼素材を1200℃～1350℃に加熱する必要がある。加熱温度が1200℃未満であると、鋼成分中のVおよびNbの固溶が不十分となり、析出物が粗大となって強度の確保が困難になるとともに、熱間の変形抵抗が上昇し圧延ロールが割損する、おそれがある。一方、加熱温度が1350℃を超えると、結晶粒が粗大となり靱性の確保が困難になるとともに、加熱時間が増大し生産性が低下する。従って、鋼素材の加熱温度は1200℃～1350℃とする。好ましくは、1250℃以上である。

[0070] [900℃～1000℃における累積圧下率が20%以上]

900℃～1000℃における累積圧下率が20%以上であることが重要である。未再結晶温度域直上の圧下率を20%以上とすることにより、オーステナイト中に歪誘起により数nmオーダーのNb炭窒化物あるいはNbと

Vとの複合析出物が析出し、Y Pが顕著に向上する。好ましくは、25%以上である。なお、上限については特に限定する必要はないが、製造性の観点から30%以下とすることが好ましい。

[0071] [CR率が10%以上20%未満]

上述に加えて、CR率が10%以上であることが重要である。CR率が10%未満となると、最終的にミクロ組織における粒径が粗粒となって、フェライトの平均粒径が15 μm より大きく或いは最大粒径が40 μm より大きくなり、靱性の確保が困難になる。また、圧延荷重が増大し形状制御を厳密に行う必要が生じるため、CR率は20%未満とする。好ましくは、13%以上であり、18%以下である。ここで、CR率は、通材時のロールギャップの増減によって調整することができる。

[0072] [中間圧延の終了温度が650℃～900℃]

上記した、ウェブやフランジを形成する中間圧延の終了温度は、650℃～900℃とする。900℃を超えると上記2つの圧延条件のいずれかを満たすことが困難となり、最終的にミクロ組織におけるフェライトの平均粒径が15 μm より大きく或いは最大粒径が40 μm より大きくなり、靱性の確保が困難になる場合が生じ得る。好ましくは850℃以下である。一方、650℃未満となると、中間圧延での圧延荷重が高くなり中間圧延機における圧延ロール割損のリスクが高まる。好ましくは700℃以上である。なお、中間圧延とは、上述したように、鋼矢板の概形を与える粗圧延の後から爪曲げ圧延の前までの圧延のことを指し、主にウェブとなる部分を厚さ方向に圧下する圧延のことである。

[0073] 本発明の鋼矢板は、強度および靱性の向上を目的とした圧延中あるいは爪曲げ圧延後の加速冷却を必要としない。加速冷却は、曲がりや反りといった形状変化が生じるため、生産上好ましくない。従って、爪曲げ圧延後は空冷することが望ましい。なお、圧延中の形状制御の観点から不可避免にかかる水や、冷却床でのミスト水といった冷却は、本発明の鋼矢板の特性に影響を与えることはない。

[0074] 上記した条件に従う、成分調整、圧延および冷却を行うことにより、鋼矢板において、 $Y P 4 4 0 M P a$ 以上という高強度でかつ $v T r s$ が $-10^{\circ}C$ 以下という、優れた機械的特性を得ることができる。なお、本発明で対象とする鋼矢板は、その断面形状によらずハット形、U形、それらの組合せおよび直線形等を含むとともに、ウェブ厚や爪部の形状が特に限定されることはない。

実施例

[0075] 以下、実施例に従って本発明の構成および作用効果をより具体的に説明する。なお、本発明は下記の実施例によって制限を受けるものではなく、本発明の趣旨に適合し得る範囲内において適宜変更することも可能であり、これらは何れも本発明の技術的範囲に含まれる。

[0076] 連続鑄造機にて、表1-1および表1-2に示す成分組成の鋼素材を用意し、表2-1および表2-2に示す条件にて加熱および熱間圧延を行い、図1に示した、ウェブ2と、ウェブ2の両端から傾斜し延長される一対のフランジ3および4がウェブ2を平行に左右へ広がる方向へ延長される腕部5および6と、腕部5および6の両端部にある爪部7および8とを有する、ハット形鋼矢板を製造した。

[0077]

[表1-1]

銅		成分組成(質量%)																	備考
No.	C	Si	Mn	P	S	Al	V	Nb	N	B	Cr	Cu	Ni	Mo	Ca	Ti	REM	[%Nb]-0.1[%V]	
1	0.05	0.22	1.11	0.016	0.010	0.015	0.237	0.027	0.0043	0.0003	-	-	-	-	-	-	-	0.003	
2	0.14	0.49	1.30	0.023	0.009	0.034	0.108	0.028	0.0019	0.0003	-	-	-	-	-	-	-	0.017	
3	0.05	0.36	1.49	0.018	0.014	0.039	0.095	0.006	0.0041	0.0001	-	-	-	-	-	-	-	-0.004	
4	0.10	0.05	1.22	0.014	0.020	0.038	0.200	0.026	0.0035	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	0.006	
5	0.14	0.45	1.07	0.014	0.009	0.035	0.083	0.010	0.0016	0.0002	-	-	-	-	0.0011	-	-	0.002	
6	0.07	0.40	1.16	0.013	0.003	0.048	0.036	0.024	0.0031	0.0001	-	-	-	-	-	-	-	0.020	
7	0.18	0.25	1.00	0.011	0.003	0.030	0.006	0.021	0.0036	0.0002	0.20	-	-	0.18	-	-	-	0.020	
8	0.14	0.37	1.64	0.018	0.006	0.036	0.158	0.023	0.0023	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	0.007	
9	0.12	0.17	1.56	0.025	0.007	0.026	0.111	0.014	0.0013	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	0.003	
10	0.08	0.26	1.19	0.019	0.007	0.024	0.177	0.024	0.0028	0.0003	0.38	-	-	-	-	-	-	0.006	
11	0.12	0.07	1.19	0.022	0.016	0.045	0.131	0.022	0.0011	0.0003	-	0.25	-	-	-	-	-	0.009	
12	0.13	0.53	1.52	0.010	0.009	0.033	0.101	0.012	0.0059	0.0001	-	-	0.42	-	-	-	-	0.002	
13	0.11	0.22	1.62	0.023	0.006	0.042	0.092	0.019	0.0023	0.0003	-	-	-	0.10	-	-	-	0.010	
14	0.16	0.51	1.01	0.016	0.006	0.016	0.104	0.028	0.0029	0.0003	-	-	-	-	0.0017	-	-	0.018	
15	0.08	0.54	1.08	0.010	0.008	0.023	0.096	0.024	0.0032	0.0001	-	-	-	-	-	0.024	-	0.014	
16	0.09	0.25	1.22	0.011	0.010	0.023	0.105	0.012	0.0021	0.0002	-	-	-	-	-	-	0.002	0.002	

適合銅

表1-1]

適合銅

[表1-2]

銅		成分組成(質量%)															備考	
No.	C	Si	Mn	P	S	Al	V	Nb	N	B	Cr	Cu	Ni	Mo	Ca	Ti	REM	[%Nb]-0.1[%V]
17	<u>0.04</u>	0.48	1.40	0.016	0.004	0.018	0.191	0.019	0.0010	0.0003	-	-	-	-	-	-	-	0.000
18	<u>0.19</u>	0.34	1.22	0.023	0.004	0.048	0.124	0.028	0.0013	0.0001	-	-	-	-	-	-	-	0.016
19	0.14	<u>0.04</u>	1.15	0.012	0.009	0.028	0.242	0.024	0.0030	0.0003	-	-	-	-	-	-	-	0.000
20	0.10	<u>0.56</u>	1.41	0.021	0.010	0.034	0.220	0.012	0.0037	0.0001	-	-	-	-	-	-	-	-0.010
21	0.05	0.09	<u>0.97</u>	0.013	0.013	0.048	0.063	0.018	0.0019	0.0001	-	-	-	-	-	-	-	0.012
22	0.08	0.54	<u>1.66</u>	0.014	0.010	0.039	0.051	0.010	0.0025	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	0.005
23	0.06	0.43	1.16	<u>0.026</u>	0.010	0.039	0.237	0.011	0.0034	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	-0.013
24	0.18	0.11	1.32	0.019	<u>0.021</u>	0.023	0.166	0.019	0.0024	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	0.002
25	0.12	0.33	1.03	0.020	0.009	0.018	<u>0.004</u>	0.020	0.0053	0.0001	-	-	-	-	-	-	-	0.020
26	0.11	0.14	1.41	0.014	0.016	0.048	<u>0.252</u>	0.025	0.0047	0.0001	-	-	-	-	-	-	-	0.000
27	0.13	0.19	1.08	0.014	0.020	0.033	0.140	<u>0.004</u>	0.0037	0.0001	-	-	-	-	-	-	-	-0.010
28	0.10	0.14	1.61	0.018	0.014	0.041	0.103	<u>0.030</u>	0.0020	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	0.020
29	0.11	0.37	1.44	0.021	0.013	0.023	0.053	0.020	<u>0.0009</u>	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	0.015
30	0.09	0.35	1.56	0.017	0.012	0.048	0.177	0.014	<u>0.0062</u>	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	-0.004
31	0.15	0.08	1.32	0.017	0.004	0.017	0.180	0.014	0.0033	<u>0.0004</u>	-	-	-	-	-	-	-	-0.004
32	0.14	0.23	1.31	0.012	0.003	0.036	0.160	0.005	0.0043	0.0001	-	-	-	-	-	-	-	-0.011
33	0.17	0.49	1.50	0.024	0.011	0.029	0.053	0.026	0.0028	0.0003	-	-	-	-	-	-	-	<u>0.021</u>
34	0.13	0.15	1.50	0.016	0.012	0.022	0.090	0.020	0.0040	0.0001	-	0.30	<u>0.60</u>	-	-	-	-	0.011
35	0.15	0.35	1.16	0.018	0.003	0.019	0.051	<u>0.035</u>	0.0043	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	<u>0.030</u>

下線は適用範囲外を示す。

[0078] 得られた鋼矢板について、鋼矢板のミクロ組織の観察、析出物の観察、引張試験および靱性試験を実施した。以下に、それぞれの評価方法について説明する。

[0079] <ミクロ組織の観察>

鋼矢板のウェブのウェブ厚 1 / 4 位置より試験片を採取し、ミクロ組織の観察に供した。ここで採取した試験片は、観察に先立って表面を研磨し、ナイトールで腐食した。そして、光学顕微鏡を用いて、ウェブの厚み方向断面を 100 倍にて観察して組織の種類を同定し、 $800\mu\text{m} \times 600\mu\text{m}$ の視野において、画像解析によりフェライト、パーライト、ベイナイトおよびマルテンサイトをそれぞれ白と黒と灰の 3 階調に変換する処理を行って区別し、各組織の面積率を得た。また、フェライトの平均粒径は、同じく分水嶺アルゴリズムによる画像解析により、上記視野中のフェライトの各結晶粒の面積を算出し、各結晶粒の円相当径をフェライトの粒径とし、上記視野内の平均値として求めた。フェライトの最大粒径は、上記視野内の円相当径のうち最大の値とした。さらに、島状マルテンサイトの観察については、上記と同一の試験片を電解腐食とナイトールの 2 段エッチング処理を行うことでセメントサイトを溶解し、走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いて倍率 1000 倍程度で無作為に 10 視野以上を観察し、上述同様の画像解析により島状マルテンサイトの面積率を求めた。

[0080] <析出物の観察>

鋼矢板のウェブのウェブ厚 1 / 4 位置よりサンプルを採取し、電解研磨法で表面処理してから透過型電子顕微鏡 (TEM) にて 200000 倍で 30 視野観察し、粒径が 1 nm 以上の析出物について、暗視野法および質量分析器 (EDS) を用いて、V 炭窒化物、Nb 炭窒化物およびそれらの複合析出物を特定し、各々の析出物を計数し、視野に占める析出物の合計面積率を算出した。ただし、析出物は楕円とみなし長径と短径の平均を粒径とした。

[0081] <引張試験>

鋼矢板のウェブのウェブ厚 1 / 4 位置より、JIS Z2241 に規定さ

れた J I S 1 A 号引張試験片を引張方向が長手方向となるように採取し、J I S Z 2 2 4 1 に準拠して引張試験を行い、降伏点 (Y P)、引張強さ (T S) を求めた。

[0082] <靱性試験>

鋼矢板のウェブのウェブ厚 1 / 4 位置より、J I S Z 2 2 4 2 に規定された 2 m m V ノッチシャルピー衝撃試験片 (V ノッチ深さ 2 m m) を採取し、J I S Z 2 2 4 2 に準じてシャルピー衝撃試験を行った。なお、衝撃試験は、- 8 0 ~ 4 0 ° C の温度範囲で行い、0 ° C における吸収エネルギー (v E₀) および延性破面率 5 0 % の破面遷移温度 (v T r s) を求めた。

[0083] 表 2 - 1 および表 2 - 2 に、上記調査の結果を併せて示す。本発明に従う成分組成を満足する適合鋼を用いて、本発明に従う製造方法で作製した鋼矢板の試験結果 (表 2 - 1 の N o. 1 ~ 1 7) は何れも所望の特性 (降伏強度 Y P : 4 4 0 M P a 以上、延性破面率 5 0 % の破面遷移温度 v T r s : - 1 0 ° C 以下) を満足していた。

[0084] 一方で、鋼矢板の鋼組成が本発明の条件を満足しないか、あるいは、本発明の製造方法の条件を満足しないか、または、上記いずれも満足しなかった、比較例 (表 2 - 2 の N o. 1 8 ~ 3 8、4 1) は降伏強度および延性破面率 5 0 % の破面遷移温度 (v T r s) のいずれかの値が要求特性を満足していない。

[0085] また、本発明の製造方法の条件を満足しない比較例 (表 2 - 2 中の N o. 3 9、4 0、4 2) はいずれも中間圧延時の圧延荷重が過大となり、ロールの耐荷重を超過したため圧延を中止した。

[0086]

[表2-1]

表2-1	No.	鋼No.	熱間圧延条件				金属組織				鋼特性				備考		
			加熱温度 [°C]	900℃～ 1000℃におけ る圧下率[%]	OR値 [%]	中間圧延の 終了温度[°C]	フェライトの 面積率[%]	平均フェライト 粒径 [μm]	最大フェライト 粒径 [μm]	島状マルテンサ イトの面積率 [%]	直径が10mm以下 の析出物の面積率 [%]	式(2)を満たす 析出物の面積率 [%]	TS 引張強さ [MPa]	YP 降伏強度 [MPa]		衝撃吸収 エネルギー vE[J]	vTIs [°C]
	1	1	1300	30	17	776	88	13	38	0.0	3.5	0.33	602	481	220	-19	発明例
	2	2	1240	22	17	821	76	14	38	0.0	4.9	0.30	633	501	167	-12	
	3	3	1230	31	12	724	87	7	16	0.0	4.2	0.44	581	473	255	-30	
	4	4	1290	30	10	842	80	11	29	0.0	4.4	0.34	575	470	247	-25	
	5	5	1200	36	19	799	74	6	18	0.1	3.1	0.49	587	462	281	-35	
	6	6	1310	30	16	732	82	15	39	0.0	2.6	0.37	583	441	186	-15	
	7	7	1300	39	15	756	71	13	30	0.9	2.7	0.38	558	444	182	-14	
	8	8	1240	23	13	759	73	14	28	0.8	4.1	0.35	599	474	194	-23	
	9	9	1260	36	12	737	77	10	27	0.7	4.0	0.38	574	478	243	-28	
	10	10	1320	20	18	841	85	12	35	0.0	4.8	0.32	620	495	218	-22	
	11	11	1260	29	16	678	81	9	25	0.0	3.6	0.41	610	472	274	-30	
	12	12	1280	36	12	739	73	12	31	0.8	5.1	0.38	645	496	250	-24	
	13	13	1330	29	15	853	82	12	30	0.0	4.4	0.36	619	479	201	-17	
	14	14	1320	28	12	677	75	14	35	0.4	5.2	0.31	631	506	163	-12	
	15	15	1270	30	10	846	80	8	15	0.8	4.6	0.40	608	477	259	-26	
	16	16	1340	36	11	870	85	11	33	0.0	4.7	0.36	604	492	222	-20	
	17	10	1240	33	19	652	84	10	28	0.0	3.9	0.35	596	488	209	-18	

※1 下線は適用範囲外を示す。

※2 式(2)：d≧5[(A_{e3}-Ar₃)/ Ae₃]^{-0.63} d、A_{e3}およびAr₃はそれぞれ、析出物の粒径(nm)、平衡変態時のフェライト変態開始温度(°C)および空冷時のフェライト変態開始温度(°C)

[表2-2]

No.	鋼No.	熱間圧延条件				金属組織					鋼特性				備考	
		加熱温度 [°C]	900℃～ 1000℃におけ る圧下率[%]	OR率 [%]	中間圧延の 終了温度 [°C]	フェライトの 面積率 [%]	平均フェライト 粒径 [μm]	最大フェライト 粒径 [μm]	島状マルテンサイト の面積率 [%]	粒径が10nm以下 の析出物の面積率 [%]	式(2)を満たす 析出物の面積率 [%]	TS:引張強さ [MPa]	YP:降伏強さ [MPa]	衝撃吸収 エネルギー [kJ/m ²]		vTrs [°C]
18	17	1200	29	13	722	91	16	43	0.0	2.4	0.31	510	421	138	-9	比較例
19	18	1300	33	12	877	89	10	26	1.1	5.2	0.40	663	519	118	-5	
20	19	1270	29	16	851	77	12	30	0.0	3.1	0.37	576	436	222	-20	
21	20	1240	31	16	705	79	14	38	1.1	3.3	0.39	592	455	120	-8	
22	21	1330	35	12	750	88	13	36	0.0	3.4	0.33	547	428	255	-25	
23	22	1300	37	15	799	89	14	37	1.2	3.1	0.30	566	442	134	-9	
24	23	1260	40	13	679	87	10	30	0.0	4.5	0.43	594	477	122	-6	
25	24	1270	21	12	674	73	11	32	0.6	4.3	0.41	590	479	101	-5	
26	25	1280	36	18	793	77	17	42	0.0	2.5	0.28	512	431	125	-8	
27	26	1270	28	16	755	82	12	33	0.0	6.5	0.42	592	508	135	-9	
28	27	1240	35	12	757	78	16	41	0.0	2.4	0.29	567	431	139	-9	
29	28	1340	24	15	781	81	12	29	0.4	6.4	0.37	624	505	94	-4	
30	29	1230	34	12	780	80	16	42	0.0	2.5	0.28	538	418	140	-8	
31	30	1280	35	10	722	84	9	20	0.0	6.6	0.41	646	527	121	-6	
32	31	1280	25	11	767	86	13	36	1.1	4.0	0.35	616	463	117	-8	
33	32	1240	26	19	831	75	10	27	0.2	2.5	0.44	527	439	225	-20	
34	33	1270	39	13	682	74	17	41	0.7	2.7	0.28	640	448	140	-7	
35	35	1260	56	12	840	83	6.8	41	0.8	2.7	0.28	593	445	142	-7	
36	8	1260	18	11	693	80	12	27	0.8	2.4	0.38	500	410	214	-19	
37	15	1250	26	9	855	83	16	43	0.9	4.4	0.40	536	453	136	-8	
38	10	1370	22	17	776	87	17	42	0.0	4.4	0.34	625	500	159	-9	
39	3	1190	20	19	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
40	1	1300	31	22	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
41	3	1310	21	9	904	86	17	44	0.1	4.2	0.41	574	466	99	-7	
42	11	1290	25	17	640	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	

※1 下線は適用範囲外を示す。
※2 式(2): $d \leq 5[(Ae_3 - Ar_3) / Ae_3]^{1-0.63}$ d、 Ae_3 および Ar_3 はそれぞれ、析出物の粒径 (nm)、平衡変態時のフェライト変態開始温度 (°C) および空冷時のフェライト変態開始温度 (°C)

符号の説明

[0087] 1 : ハット形鋼矢板

2 : ウェブ

3 : フランジ

4 : フランジ

5 : 腕部

6 : 腕部

7 : 爪部

8 : 爪部

9 : 直線形鋼矢板

10 : ウェブ

11 : 爪部

12 : 爪部

13 : ハット形鋼矢板の粗圧延における最終パスの孔型

14 : ハット形鋼矢板の中間圧延における最終パスの孔型

15 : ハット形鋼矢板の仕上圧延における最終パスの孔型

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.05 ~ 0.18 %、

Si : 0.05 ~ 0.55 %、

Mn : 1.00 ~ 1.65 %、

sol. Al : 0.080 %以下、

V : 0.005 ~ 0.250 %、

Nb : 0.005 %以上0.030 %未満および

N : 0.0010 ~ 0.0060 %

を下記式(1)を満足する範囲で含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物であり、該不可避免の不純物としてのP、SおよびBは、P : 0.025 %以下、S : 0.020 %以下およびB : 0.0003 %以下である成分組成と、

フェライトの面積分率が70 %以上および島状マルテンサイトの面積率が1.0 %以下であり、粒径が10 nm以下であるV炭窒化物、Nb炭窒化物並びにVおよびNb複合炭窒化物の合計面積率が2.6 %以上であり、下記式(2)を満足する粒径d (nm)を有するV炭窒化物、Nb炭窒化物並びにVおよびNb複合炭窒化物の合計面積率が0.30 %以上であるミクロ組織と、を有し、

前記フェライトの平均粒径が15 μm以下かつ最大粒径が40 μm以下であり、

降伏強度が440 MPa以上かつ σ_{TS} が-10℃以下である、鋼矢板。

$$-0.010 \leq [\%Nb] - 0.1[\%V] \leq 0.020 \quad \dots$$

(1)

ここで、[%V]、[%Nb]はそれぞれ、鋼中のVおよびNbの含有量(質量%)である。

$$d \geq 5[(A_{e3} - A_{r3}) / A_{e3}]^{-0.63} \quad \dots (2)$$

ここで、 A_{e3} ：平衡変態時のフェライト変態開始温度（℃）

A_{r3} ：冷却時のフェライト変態開始温度（℃）

[請求項2]

前記成分組成は、さらに質量%で、

Cu：0.50%以下、

Ni：0.50%以下、

Cr：0.50%以下、

Mo：0.30%以下、

Ca：0.0050%以下、

Ti：0.025%以下および

REM：0.005%以下

のうちの1種または2種以上を含有する、請求項1に記載の鋼矢板。

[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素材を1200℃～1350℃に加熱し、粗圧延、中間圧延および仕上圧延を含む熱間圧延を、900℃～1000℃における累積圧下率が20%以上、オーステナイトの未再結晶温度域での圧下率が10%以上20%未満および前記中間圧延の終了温度が650℃～900℃として行う、降伏強度が440MPa以上かつ ΔT_{rs} が-10℃以下である鋼矢板の製造方法。