

明 細 書

発明の名称：鋼矢板およびその製造方法

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として適用される鋼矢板およ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、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、あるいは $390 MPa$ 以上の鋼矢板が用いられる。一方で、より一層厳しい環境下では $Y P 440 MPa$ 以上の強度を有する鋼矢板が必須となる場合がある。

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、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。

[0003] 鋼矢板のJIS規格（SYW）では、 $0^{\circ}C$ 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。しかし、日本の寒冷期など $0^{\circ}C$ 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。

[0004] 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を添加した成分組成とすることにより $Y P 440 MPa$ 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。

[0005] また、特許文献2では、NbとVとともに添加する成分組成とし、 $1000^{\circ}C$ 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をしている。

[0006] 特許文献3では、特許文献2と同様にN bとVをともに添加する成分組成とし、900℃以下での累積圧下率を90%以上とし、フェライトの平均粒径や析出物の個数密度を適正化することでY P 4 6 0 M P a 以上でありかつ高靱性とした、鋼矢板が提案されている。

[0007] 一方で、特許文献4では、不可避免の不純物中のN b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、鋼矢板の提案をしている。

[0008] 特許文献5または6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

- [0009] 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2014-118629号公報
特許文献4：特開2002-294392号公報
特許文献5：特開2007-332414号公報
特許文献6：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

- [0010] 特許文献1、2および3に記載の技術は、N bを添加した成分組成とすることで高強度でありかつ高靱性である鋼矢板としている。しかし、固溶あるいは析出状態に限らずN b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。また、特許文献2および3に記載の技術では、フェライトの粒径が平均値として規定されている。し

かし、Nbはオーステナイトの再結晶を抑制し、析出状態にばらつきが生じてフェライト粒が径差のある混粒となる場合がある。そのため、高靱性を安定的に得ることも求められている。

[0011] 一方で、特許文献4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 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。しかし、Y Pは4 4 0 M P a未満であり、さらなるY Pの向上が求められている。

[0012] 特許文献5または6では、Y P 4 4 0 M P a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の水冷が必須となる。そのため、曲がりや反りなどの形状変化が不可避的であることが課題である。

[0013] 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4 4 0 M P a以上であることを指し、また高靱性であるとは、 $v T r s$ が -10°C 以下であることを指す。また、 $v T r s$ は、J I S Z 2 2 4 2に準拠したシャルピー衝撃試験により測定される破面遷移温度（延性破面率が5 0 %となる温度）であり、以下、延性破面率5 0 %の破面遷移温度ともいう。

課題を解決するための手段

[0014] 本発明者らは、高強度でかつより靱性に優れた鋼矢板を得るべく、Nbを用いることなしにVを必須成分とし、さらに熱間圧延時の温度制御や累積圧下率の管理のみならず高温域での1パス当たりの平均圧下率に注目し、鋭意検討を行った。その結果、圧延条件を適正化することで組織を均一に微細化するとともに、V析出物による分散強化を活用することによって、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°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。

[0015] 本発明の要旨は以下のとおりである。

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 : 0.050 ~ 0.300 %および
N : 0.0010 ~ 0.0060 %

を含有し、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を有し、

ミクロ組織がフェライト主体組織であり、フェライトの平均粒径が15 μ m以下かつ最大粒径が40 μ m以下であり、前記ミクロ組織中に占める島状マルテンサイトの面積率が1.0 %以下であり、

降伏強度が440 MPa以上かつ vT_{rs} が -10°C 以下である、鋼矢板

。

[0016] 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、
Nb : 0.005 %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。

[0017] 3. ミクロ組織がフェライト主体組織であり、フェライトの平均粒径が15 μ m以下かつ最大粒径が40 μ m以下であり、前記ミクロ組織中に占める島状マルテンサイトの面積率が1.0 %以下であり、降伏強度が440 MPa以上かつ vT_{rs} が -10°C 以下である、鋼矢板を製造するための方法であ

って、

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 : 0.050 ~ 0.300 %および

N : 0.0010 ~ 0.0060 %

を含有し、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を有する鋼素材を、1200℃ ~ 1350℃に加熱し、

該鋼素材に熱間圧延を施し、該熱間圧延では、

900℃ ~ 1150℃における1パス当たりの平均圧下率が10 %以上

、

800℃ ~ 1150℃における累積圧下率が60 %以上、かつ

中間圧延の終了温度が650℃ ~ 900℃である、

鋼矢板の製造方法。

ここで、中間圧延は、粗圧延の後から仕上圧延の前までの圧延を指し、中間圧延では、主にウェブとなる部分を厚さ方向に圧下して厚みの調整を行う。

[0018] 4. 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、

Nb : 0.005 %以下、

T i : 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3に記載の鋼矢板の製造方法。

発明の効果

[0019] 本発明によれば、Y P 4 4 0 M P a 以上でありかつ $v T r s$ が -10°C 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

[0020] [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。

発明を実施するための形態

[0021] [成分組成]

まず、本発明の一実施形態に従う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。

[0022] C : 0.05～0.18%

Cは、鋼中でVおよびNと結合し、V (C, N)として母材の強度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、C含有量が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。また、析出物が過剰となって、さらに靱性が低下する。そのため、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。

[0023] S i : 0.05～0.55%

S i 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。そのため、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。

[0024] 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り、高強度化には必要な元素である。しかし、Mn含有量が1.00%未満になると、その効果は小さくなる。一方で、Mn含有量が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。

[0025] 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。そのため、sol. Alを0.080%以下で含有させるものとした。sol. Alは、好ましくは0.060%以下で含有させる。sol. Alの下限については特に限定されないが、脱酸のためにはsol. Alを0.001%以上で含有させることが好ましい。sol. Alは、0.003%以上で含有させることがより好ましい。

[0026] V : 0.050~0.300%

Vは、圧延中または冷却中にV (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。上述の効果を高めるためには、V含有量を0.050%以上とする必要がある。一方で、V含有量が0.300%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0.050~0

、300%とする。さらに、V含有量は0.075%以上とすることが好ましい。V含有量は、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。

[0027] N : 0.0010~0.0060%

Nは、鋼中でVおよびCと結合し、V(C, N)として母材強度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、形成する炭窒化物が粗大化して母材靱性を大きく損なうことになる。そのため、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。

[0028] 以上が本発明の一実施形態に従う鋼矢板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

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%以上で含有されていることが好ましい。ただし、Cu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、Cu含有量を0.50%以下とすることが好ましい。

[0029] 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れる元素である。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。そのため、NiはCuと複合添加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。また、Niは高価な元素である。そのため、Ni含有量は0.50%以下とすることが好ましい。

[0030] 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、C rが0.01%以上含有されていることが好ましい。一方で、C r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。そのため、C r含有量は0.50%以下とすることが好ましい。

[0031] 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。そのため、Mo含有量は0.30%以下とすることが好ましい。

[0032] 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。これにより、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。そのため、Ca含有量を0.0050%以下とすることが好ましい。

[0033] Nb : 0.005%以下

Nbは、圧延中にNb (C, N)としてオーステナイト中に析出し、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。このような効果を得るには、Nbが0.001%以上含有されていることが好ましい。一方で、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る。特に、後述するように、再結晶温度域における1パス当たりの平均圧下率を10%以上とする場合には、Nb含有量を0.005%以下とすることが有利である。そのため、鋼の成分組成としてNbを含有する場合は、Nb含有量を0.005%以下とすることが好ましい。

[0034] 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含有量を0.025%以下とすることが好ましい。

[0035] 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、REM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。そのため、REMの含有量を0.005%以下とすることが好ましい。

[0036] 本発明の一実施形態に従う鋼矢板の成分組成について、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。なお、上記した任意添加成分に係る元素について、その含有量が各好適下限値未満の場合には、当該元素を不可避免的不純物として扱う（不可避免的不純物として含まれている）ものとする。また、不可避免的不純物の合計量は、一般的な製造方法により鋼中に不可避免的に混入される程度の量、例えば、好適には0.050%以下、より好適には0.040%以下とすればよいが、不可避免的不純物のうち、P、SおよびBについては以下に示すように含有量の上限を設ける。

[0037] 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。しかし、P含有量が過剰であると鋼の靱性が低下するため、P含有量は0.025%以下とする。P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。そのため、P含有量は0.005%以上とすることがより好ましい。

[0038] S: 0.020%以下

Sは、Pと同様に鋼中に不可避免的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含有量が過剰であると、介在物量が過剰に増加して鋼の靱性が低下する。そのため、S含有量を0.020%以下とする。S

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。そのため、Sの含有量は0.002%以上とすることがより好ましい。

[0039] 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。そのため、B含有量を0.0003%以下とする。さらに、B含有量は0.0002%以下とすることが好ましい。なお、B含有量は少ないほど好ましく、0%であってもよい。

[0040] 次に、本発明の一実施形態に従う鋼矢板のミクロ組織について説明する。

ここで、本発明の一実施形態に従う鋼矢板のミクロ組織は、鋼矢板のウェブを代表部位として規定する。ウェブは、鋼矢板の各部位の中で、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。そのため、ウェブを代表部位としてミクロ組織を規定する。なお、ウェブのミクロ組織が後述の条件を満たしていれば本願で目標とする特性が得られるので、本発明の一実施形態に従う鋼矢板では、ウェブ以外の部位のミクロ組織については特に限定されない。また、ウェブのミクロ組織が後述の条件を満たしていれば、ウェブ以外の部位でも同様のミクロ組織が得られている蓋然性が高いと言える。

[0041] 該ミクロ組織としては、フェライトの面積率、平均粒径および最大粒径と、島状マルテンサイトの面積率とが、以下の条件を満たすことが肝要である。

[0042] [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、フェライト以外の残部組織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イト組織やマルテンサイトが挙げられる。フェライト以外の残部組織の合計の面積率は30%以下であることが好ましい。また、フェライト以外の残部組織の合計の面積率は10%超であることが好ましい。ただし、島状マルテンサイトの面積率は、後述のとおりにて限定する必要がある。なお、各相の面積率は、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。

[0043] [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、かつ最大粒径が40 μm 以下とする。フェライトの平均粒径が15 μm より大きいあるいは最大粒径が40 μm より大きい場合には、靱性の確保が困難となる。なお、優れた靱性を得るためには、フェライトの平均粒径が12 μm 以下、かつ最大粒径が30 μm 以下であることが望ましい。さらには、フェライトの平均粒径が10 μm 以下、かつ最大粒径が25 μm 以下であることがより望ましい。なお、フェライトの平均粒径および最大粒径の下限は特に限定されるものではない。また、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。

[0044] [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。より優れた靱性を得るには、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。

[0045] 次に、本発明の一実施形態に従う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。

[0046] 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。

このように、熱間圧延は、粗圧延、中間圧延および仕上圧延を含む。このうち、粗圧延では、鋼矢板の概形を与える。中間圧延は、粗圧延の後から仕上圧延（上記の例では、爪曲げ成形（圧延））の前までの圧延を指し、中間圧延では、主にウェブとなる部分を厚さ方向に圧下して厚みの調整を行う。仕上圧延では、最終的な形状制御を行い、上記の例では、爪曲げ成形が含まれる。

[0047] 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、いずれも本発明の一実施形態に従う鋼矢板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。

[0048] そして、熱間圧延では、鋼素材を1200℃～1350℃に加熱したうえで、900℃～1150℃における1パス当たりの平均圧下率が10%以上であり、800℃～1150℃における累積圧下率が60%以上であり、中間圧延の仕上温度が650℃～900℃であることが肝要である。なお、以下の各温度規定は、全て鋼素材や被圧延材における表面温度を基準にしている。鋼素材や被圧延材の温度は放射温度計によって測定可能である。

[0049] [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の固溶が不十分となる。これにより、析出物が粗大となって強度および靱性の確保が困難になる。また、熱間で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となる。また、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。鋼素材の加熱温度は、好ましくは1250℃～1350℃である。

[0050] [900℃～1150℃における1パス当たりの平均圧下率が10%以上]

900℃～1150℃における1パス当たりの平均圧下率（以下、単に平均圧下率ともいう）が10%以上であることが重要である。平均圧下率を10%以上とすることにより、オーステナイトの再結晶を促進して均一でかつ微細な結晶粒が得られる。これにより、Y_Pおよび靱性が顕著に向上する。平均圧下率は、好ましくは12%以上である。

なお、平均圧下率は以下の式（1）で計算できる。

$$R = 100 \{ 1 - (T_f/T_s)^{1/n} \} \quad \cdots (1)$$

ここで、Rは平均圧下率（%）、 T_f および T_s はそれぞれ900℃および1150℃の時点での被圧延材（ウェブに相当する位置）の板厚（mm）であり、nは900℃～1150℃における圧延パス数である。なお、当該圧延パス数は、圧延開始温度および圧延終了温度の少なくとも一方が900℃～1150℃の範囲である圧延パス数をカウントする。例えば、圧延開始温度

が1160℃で、圧延終了温度が1100℃である圧延パスは1パスとして、当該圧延パス数にカウントする。また、上記板厚は、圧延機のロールギャップによって制御することができる。

[0051] ただし、タンデム圧延のように複数台の圧延機によって行う圧延では、オーステナイトが再結晶する暇のないまま連続的に圧延されて歪が蓄積する、と考えられる。従って、このような連続圧延では、噛み込みから噛み離しまでを1パスとみなす。

[0052] また、平均圧下率は、形状制御の観点から20%以下とすることが好ましい。また、平均圧下率が10%未満となると、オーステナイトの回復あるいは部分再結晶が顕著となり結晶粒が粗大でかつ混粒となるため、靱性の確保が困難となる、おそれがある。

[0053] なお、熱間圧延が1150℃を超える温度域にあると、オーステナイトの粒成長が大きく微細化の効果が小さいため、この温度域での圧下率は特に規定しない。また、後述する800℃～1150℃の温度域において所望の累積圧下率が得られれば、900℃未満における圧下率についても特に規定は必要としない。

[0054] [800℃～1150℃における累積圧下率が60%以上]

上述に加えて、800℃～1150℃における累積圧下率（以下、単に累積圧下率ともいう）を60%以上とすることが重要である。この累積圧下率が60%未満となると、最終的にミクロ組織におけるフェライトの平均粒径が15μmより大きくなり、靱性の確保が困難となる。累積圧下率は、好ましくは70%以上である。また、累積圧下率の上限は設けないが、ロールの割損リスクの観点から累積圧下率は90%以下であることが好ましい。

なお、累積圧下率は以下の式（2）で計算できる。

$$R' = 100 \{1 - (T_L / T_s)\} \quad \cdots (2)$$

ここで、 R' は累積圧下率（%）、 T_L および T_s はそれぞれ800℃および1150℃の時点での被圧延材（ウェブに相当する位置）の板厚（mm）である。

[0055] [中間圧延の終了温度が650℃～900℃]

ウェブやフランジを形成する上記の中間圧延の終了温度（換言すれば、中間圧延の最終の圧延パスの終了温度）は、650℃～900℃とする。中間圧延の終了温度が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 より大きい或いは最大粒径が40 μm より大きい場合が生じ、靱性の確保が困難になる。一方、中間圧延の終了温度が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。

なお、上述したように、中間圧延は、粗圧延の後から仕上圧延（上記の例では、爪曲げ成形（圧延））の前までの圧延を指す。そして、中間圧延では、主にウェブとなる部分を厚さ方向に圧下し、厚みの調整を行う。また、仕上圧延では、最終的な形状制御を行う。すなわち、仕上圧延とは、熱間圧延の最終パスのみを意図するものではなく、中間圧延後、形状の最終調整を行う圧延工程を指す。仕上圧延は造形性の観点から行うものであり、特性に大きな影響を及ぼし得ないため、仕上圧延の条件は特段規定しない。

[0056] 本発明の一実施形態に従う鋼矢板の製造方法は、強度および靱性の向上を目的とした熱間圧延の圧延（粗圧延、中間圧延および仕上圧延）中および熱間圧延（仕上圧延（爪曲げ圧延））後の加速冷却をいずれも必要としない。すなわち、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、熱間圧延（仕上圧延（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、鋼矢板の特性に影響を与えることはない。

[0057] 上記した条件に従う、成分組成の調整、圧延および冷却を行うことにより、鋼矢板において、 $Y P 440 M P a$ 以上という高強度でかつ $v T r s$ が10℃以下という、優れた機械的特性を得ることができる。なお、上記以外の製造条件については特に限定されず、常法に従えばよい。例えば、粗圧延、

中間圧延および仕上圧延の圧延パス数はそれぞれ、5 ～ 20パス、1 ～ 5パスおよび1 ～ 3パスとすることが好適である。また、900℃～1150℃の圧延パスには、例えば、粗圧延および中間圧延による圧延パスが含まれる。800℃～1150℃の圧延パスには、例えば、粗圧延および中間圧延による圧延パスが含まれ、さらに、仕上圧延による圧延パスが任意に含まれていてもよい。仕上圧延終了温度は 550～700℃とすることが好適である。また、本発明の一実施形態に従う鋼矢板は、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

[0058] 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。しかし、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。

[0059] 連続鑄造機にて、表1に示す鋼組成の鋼素材（残部はFeおよび不可避免的不純物）を用意し、表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对のフランジ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。なお、熱間圧延後の冷却は、空冷により行った。また、上記以外の条件については、常法に従うものとした。

[0060]

[表1]

表1																	
鋼 No.	成分組成(質量%)																備考
	C	Si	Mn	Al	V	N	P	S	B	Cu	Ni	Cr	Mo	Ca	Nb	Ti	
1	0.13	0.10	1.25	0.031	0.135	0.0052	0.013	0.019	0.0001	-	-	-	-	-	-	-	-
2	0.18	0.54	1.63	0.019	0.127	0.0060	0.018	0.010	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	-
3	0.09	0.30	1.57	0.017	0.263	0.0041	0.010	0.003	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	-
4	0.05	0.15	1.28	0.036	0.101	0.0011	0.016	0.007	0.0003	-	-	-	-	-	-	-	-
5	0.17	0.11	1.45	0.031	0.296	0.0026	0.020	0.006	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	-
6	0.13	0.31	1.45	0.016	0.051	0.0056	0.011	0.009	0.0003	-	-	-	-	-	-	-	-
7	0.08	0.23	1.11	0.035	0.167	0.0045	0.017	0.008	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	-
8	0.06	0.06	1.02	0.039	0.098	0.0050	0.017	0.010	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	-
9	0.12	0.29	1.34	0.026	0.178	0.0033	0.021	0.007	0.0003	-	-	0.33	-	-	-	-	-
10	0.07	0.26	1.42	0.043	0.217	0.0049	0.011	0.006	0.0002	0.26	-	-	-	-	-	-	-
11	0.16	0.45	1.34	0.049	0.174	0.0059	0.023	0.010	0.0001	-	0.20	-	-	-	-	-	-
12	0.09	0.31	1.31	0.021	0.050	0.0036	0.015	0.005	0.0002	-	-	-	0.24	-	-	-	-
13	0.13	0.34	1.28	0.027	0.082	0.0054	0.013	0.003	0.0001	-	-	-	-	0.0018	-	-	-
14	0.08	0.46	1.16	0.050	0.199	0.0052	0.014	0.009	0.0002	-	-	-	-	-	0.004	-	-
15	0.13	0.26	1.52	0.034	0.278	0.0039	0.010	0.008	0.0001	-	-	-	-	-	-	0.022	-
16	0.11	0.51	1.23	0.015	0.256	0.0037	0.013	0.008	0.0001	-	-	-	-	-	-	-	0.003
17	0.04	0.38	1.35	0.036	0.072	0.0043	0.019	0.012	0.0001	-	-	-	-	-	-	-	-
18	0.19	0.31	1.30	0.046	0.179	0.0049	0.022	0.008	0.0003	-	-	-	-	-	-	-	-
19	0.12	0.04	1.39	0.018	0.110	0.0051	0.015	0.015	0.0001	-	-	-	-	-	-	-	-
20	0.06	0.57	1.49	0.036	0.260	0.0019	0.014	0.006	0.0001	-	-	-	-	-	-	-	-
21	0.15	0.55	0.98	0.022	0.167	0.0025	0.013	0.007	0.0001	-	-	-	-	-	-	-	-
22	0.12	0.12	1.66	0.028	0.057	0.0026	0.015	0.008	0.0001	-	-	-	-	-	-	-	-
23	0.10	0.53	1.32	0.026	0.166	0.0019	0.027	0.009	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	-
24	0.10	0.21	1.31	0.031	0.084	0.0044	0.017	0.021	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	-
25	0.05	0.10	1.64	0.035	0.048	0.0029	0.012	0.013	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	-
26	0.13	0.16	1.24	0.020	0.303	0.0042	0.018	0.007	0.0001	-	-	-	-	-	-	-	-
27	0.09	0.43	1.15	0.046	0.245	0.0008	0.018	0.004	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	-
28	0.17	0.22	1.35	0.031	0.179	0.0061	0.014	0.004	0.0001	-	-	-	-	-	-	-	-
29	0.11	0.40	1.31	0.021	0.060	0.0031	0.012	0.004	0.0004	-	-	-	-	-	-	-	-
30	0.14	0.34	1.45	0.029	0.041	0.0020	0.018	0.008	0.0002	0.33	0.28	-	-	-	0.001	-	-
31	0.15	0.35	1.42	0.019	0.051	0.0033	0.018	0.003	0.0002	-	-	-	-	-	0.035	0.009	-
32	0.15	0.35	1.45	0.041	-	0.0042	0.021	0.006	-	-	-	-	-	-	0.013	0.012	-
33	0.16	0.36	1.00	0.020	-	0.0039	0.015	0.007	0.0001	0.23	0.90	-	-	-	-	-	-

※1 下線は適用範囲外を示す。

[0061] 得られた鋼矢板について、鋼矢板のミクロ組織の観察、引張試験および韌性試験を実施した。以下に、それぞれの評価方法について説明する。

[0062] <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、ウェブの厚み方向を 100 倍の断面観察により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、分水嶺アルゴリズムによる画像解析によりフェライト、パーライト、ならびに、ベイナイトおよびマルテンサイトをそれぞれ白、黒および灰の 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を求めた。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。なお、フェライトの平均粒径は、上記視野内で確認できる円相当径で粒径が $3\mu\text{m}$ 以上の結晶粒のみを用いて算出した。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、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。

[0063] <引張試験>

鋼矢板のウェブのウェブ厚 1 / 4 位置より、JIS Z 2201 に規定された JIS 1A 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、JIS Z 2241 に準拠して引張試験を行い、降伏点 (Y P) および引張強さ (T S) を求めた。

[0064] <靱性試験>

鋼矢板のウェブのウェブ厚 1 / 4 位置より、JIS Z 2202 に規定された 2 mm V ノッチシャルピー衝撃試験片を採取し、JIS Z 2242 に準じてシャルピー衝撃試験を行った。なお、衝撃試験は、 $-80 \sim 40^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で行い 0°C における吸収エネルギー ($v E_0$) および延性破面率 50

%の破面遷移温度（ vT_{rs} ）を求めた。

- [0065] 表2に、上記調査の結果を併せて示す。所定の成分組成を満足する適合鋼を用いて、所定の製造条件で作製した発明例の鋼矢板の試験結果（表2中のNo. 1～17）は何れも所望の特性（降伏強度 Y_P ：440MPa以上、延性破面率50%の破面遷移温度 vT_{rs} ： -10°C 以下）を満足していた。また、発明例ではいずれも大きな曲がりや反りなどの形状変化が発生しておらず、安定的にかつ高い生産性を以て製造できることを確認した。
- [0066] 一方で、所定の成分組成を満足しないか、あるいは、所定の製造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中のNo. 18～38）は降伏強度および延性破面率50%の破面遷移温度（ vT_{rs} ）のいずれかの値が要求特性を満足していない。
- [0067]

[表2]

試験No.	鋼素材の 鋼No.	鋼素材の 加熱温度 [°C]	熱間圧延条件			ミクロ組織				鋼特性				備考
			900°C~1150°C における 1パス当たりの 平均圧下率 [%]	800°C~1150°C における 累積圧下率 [%]	中間圧延の 終了温度 [°C]	フェライトの 面積率 [%]	フェライト 平均粒径 [μm]	フェライト 最大粒径 [μm]	島状マルテンサイ トの面積率 [%]	TS: 引張強さ [MPa]	YP: 降伏強度 [MPa]	vEO [J]	vTrs [°C]	
1	1	1320	14	71	727	80	12	29	0.0	612	484	219	-19	発明例
2	2	1220	14	87	818	71	10	36	0.9	629	517	185	-12	
3	3	1340	12	80	742	78	14	35	0.0	597	475	217	-22	
4	4	1280	12	73	740	88	15	36	0.0	573	474	180	-15	
5	5	1270	14	83	796	81	9	33	0.0	672	512	178	-13	
6	6	1290	19	61	725	82	8	18	0.0	554	445	282	-31	
7	7	1310	10	69	783	85	10	38	0.0	587	476	233	-27	
8	8	1280	12	90	816	87	8	27	0.0	578	469	285	-36	
9	9	1280	15	84	722	77	9	24	0.0	627	492	257	-25	
10	10	1350	13	64	724	84	14	30	0.2	582	473	228	-21	
11	11	1200	11	61	773	79	13	34	0.1	650	501	201	-19	
12	12	1300	12	69	798	78	13	35	0.0	553	443	251	-24	
13	13	1310	18	67	659	77	13	26	0.0	581	442	198	-16	
14	14	1280	10	70	728	72	15	39	0.8	611	479	197	-17	
15	15	1290	10	75	890	77	11	36	0.0	610	498	203	-24	
16	16	1290	12	72	786	76	12	30	0.0	620	491	223	-20	
17	3	1340	15	60	731	83	9	27	0.0	615	502	264	-30	
18	17	1310	13	74	821	90	13	33	0.0	527	422	250	-22	比較例
19	18	1200	14	62	789	69	9	16	1.2	675	522	128	-8	
20	19	1290	15	81	748	79	10	22	0.0	588	427	222	-24	
21	20	1280	11	71	751	77	14	37	1.1	592	449	133	-9	
22	21	1350	10	85	824	75	14	36	0.1	561	438	165	-15	
23	22	1300	15	71	732	87	13	24	1.3	584	460	109	-5	
24	23	1290	17	63	779	80	9	19	0.0	592	471	127	-8	
25	24	1290	11	86	822	84	15	38	0.0	573	454	144	-7	
26	25	1340	11	74	761	88	16	41	0.0	520	429	138	-9	
27	26	1210	14	67	707	81	9	26	0.0	628	506	138	-8	
28	27	1270	19	73	705	85	12	24	0.0	531	435	206	-20	
29	28	1330	11	65	737	74	11	28	0.4	612	495	130	-5	
30	29	1260	13	70	788	75	10	25	1.1	573	458	124	-6	
31	30	1290	11	58	1059	77	20	35	0.0	559	438	155	-9	
32	31	1280	7	83	765	83	9	42	1.0	591	445	142	-4	
33	32	1300	7	77	784	76	15	43	1.0	588	435	190	-9	
34	33	1300	8	90	859	75	14	44	1.3	561	429	92	3	
36	2	1290	9	69	780	70	13	42	0.8	606	478	123	-4	
37	15	1330	11	58	857	79	17	38	0.1	578	463	146	-7	
38	3	1330	12	55	804	88	19	37	0.0	557	440	171	-8	

※1 下線は適用範囲外を示す。

符号の説明

[0068] 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 : 0.050 ~ 0.300 %および

N : 0.0010 ~ 0.0060 %

を含有し、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を有し、

ミクロ組織がフェライト主体組織であり、フェライトの平均粒径が15 μm 以下かつ最大粒径が40 μm 以下であり、前記ミクロ組織中に占める島状マルテンサイトの面積率が1.0 %以下であり、

降伏強度が440 MPa以上かつ $v T r s$ が -10°C 以下である、鋼矢板。

[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、

Nb : 0.005 %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]

ミクロ組織がフェライト主体組織であり、フェライトの平均粒径が15 μm 以下かつ最大粒径が40 μm 以下であり、前記ミクロ組織中

に占める島状マルテンサイトの面積率が1.0%以下であり、降伏強度が440MPa以上かつ vT_{rs} が -10°C 以下である、鋼矢板を製造するための方法であって、

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 : 0.050~0.300%および

N : 0.0010~0.0060%

を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物であり、該不可避免的不純物としての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を有する鋼素材を、 1200°C ~ 1350°C に加熱し、

該鋼素材に熱間圧延を施し、該熱間圧延では、

900°C ~ 1150°C における1パス当たりの平均圧下率が10%以上、

800°C ~ 1150°C における累積圧下率が60%以上、かつ

中間圧延の終了温度が 650°C ~ 900°C である、

鋼矢板の製造方法。

[請求項4]

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、

Nb : 0.005%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3に記載の鋼矢板の製造方法。