

明 細 書

発明の名称：鋼およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、例えば液体水素を貯槽するタンクをはじめ、液体ヘリウム、液化ガス等の、極めて低温の環境で使用される構造用鋼に供して好適な、鋼およびその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 液体水素、液体ヘリウム、液化ガス貯槽用構造物に熱間圧延鋼板を用いる場合、鋼板は高強度であることに加えて、使用環境が極めて低温となるため、極低温での靱性に優れることも要求される。例えば、液体ヘリウムの貯槽に熱間圧延鋼板を使用する場合は、ヘリウムの沸点である -269°C 以下の温度において優れた靱性が確保されている必要がある。鋼材の極低温靱性が劣ると、極低温貯槽用構造物としての安全性を維持できなくなる可能性があるため、この用途に供する鋼材の極低温靱性の向上に対する要求は強い。

[0003] この要求に対して、従来、極低温で脆性を示さないオーステナイトを鋼板の組織とするオーステナイト系ステンレス鋼が使用されてきた。しかしながら、合金コストや製造コストが高いことから、安価で極低温靱性に優れる鋼材に対する要望がある。

[0004] そこで、従来の低温用鋼に代わる新たな鋼材として、オーステナイト安定化元素であるNiを多量に添加した高Ni鋼を -253°C 環境の構造用鋼として使用することが、例えば特許文献1に提案されている。この特許文献1では、旧オーステナイトの粒径及び形態を制御する等で極低温靱性を確保する技術が提案されている。

先行技術文献

特許文献

[0005] 特許文献1：特開2018-104792号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0006] 特許文献 1 に記載の技術によって、極低温靱性に優れた高 N i 鋼の提供が可能になるが、ここに記載の高 N i 鋼は極低温靱性を確保する観点から N i を 12.5% 以上含有しなければならず、素材コストの低減が求められていた。さらに、オーステナイト相の確保等のため、再加熱焼入れ、中間熱処理、焼戻しの熱処理を行う必要があるため、製造コストが高いことも問題であった。

[0007] そこで、本発明は、素材や製造に要するコストを抑えることのできる、高強度かつ極低温靱性に優れた鋼を提供することを目的とする。さらに、本発明は、かような鋼を製造するための有利な方法について提案することを目的とする。ここで、前記「高強度」とは、室温において 400MPa 以上の降伏強さを有することをいい、前記「極低温靱性に優れた」とは、 -196°C 、さらに、 -269°C でのシャルピー衝撃試験後の脆性破面率が 5.0% 未満であることをいう。

課題を解決するための手段

[0008] 発明者らは、上記課題を達成するため、20.0% 以上と Mn 含有量が比較的多い鋼を対象に、鋼板の成分組成および組織を決定する各種要因に関して鋭意研究を行い、以下の a～c の知見を得た。

[0009] a. 上記のオーステナイト鋼は、Mn を多量に含有することから、硫化物系介在物が炭素鋼に比べ多く存在する。ここでいう硫化物系介在物とは主に MnS のことである。硫化物系介在物は破壊の起点要因となるため、熱間圧延および冷却処理後の硫化物系介在物の清浄度が 1.0% 以上の場合、極低温靱性の劣化を招く。このことから上記の鋼の極低温靱性向上には、硫化物系介在物を減らすことが有効である。

[0010] b. 適切な条件で熱間圧延を行えば、硫化物系介在物の清浄度を 1.0% 未満に抑えることができ、圧延後に再度の熱処理工程を設けることなく、鋼の極低温靱性の向上を実現でき、製造コストを抑えることができる。

[0011] c. また、適切な条件で熱間圧延を施して、高い転位密度を与え、また適切

な結晶粒径に制御することにより、鋼の降伏強さを上昇させることができる。

[0012] 本発明は、以上の知見にさらに検討を加えてなされたものであり、その要旨は次のとおりである。

1. 質量%で、

C : 0.100%以上0.700%以下、

Si : 0.05%以上1.00%以下、

Mn : 20.0%以上40.0%以下、

P : 0.030%以下、

S : 0.0050%以下、

Al : 0.01%以上5.00%以下、

Cr : 0.5%以上7.0%以下、

N : 0.0050%以上0.0500%以下、

O : 0.0050%以下、

Ti : 0.005%以下および

Nb : 0.005%以下

を含み、

さらに、質量%で、

Ca : 0.0005%以上0.0100%以下、

Mg : 0.0005%以上0.0100%以下および

REM : 0.0010%以上0.0200%以下

のうちから選ばれる1種以上を含み、

残部がFeおよび不可避免の不純物の成分組成を有し、

オーステナイトを基底相とするミクロ組織を有し、

該ミクロ組織は、平均結晶粒径が $50\mu\text{m}$ 以下かつ硫化物系介在物の清浄度が1.0%未満であり、

降伏強さが400MPa以上であり、 -269°C でのシャルピー衝撃試験後の脆性破面率が5%未満である、鋼。

[0013] 2 前記成分組成は、さらに、質量%で、

Cu : 1.0%以下、

Ni : 1.0%以下、

Mo : 2.0%以下、

V : 2.0%以下および

W : 2.0%以下

のうちから選ばれる1種以上を含有する、前記(1)に記載の鋼。

[0014] 3. 前記(1)または前記(2)に記載の成分組成を有する鋼素材を、

1100℃以上1300℃以下の温度域に加熱し、

熱間圧延を行い、

前記熱間圧延において、900℃以上の温度域では、次の圧延パスを実施するまでのパス間時間が200秒以内、かつ、前記次の圧延パスにおけるパス圧下率(%) / 前記パス間時間(秒) $\geq$ 0.015 (%/秒)を満たし、

仕上温度が700℃以上900℃未満となる仕上圧延を行い、

その後、(仕上温度 - 100℃)以上の温度から300℃以上650℃以下の温度域までの平均冷却速度が1.0℃/s以上の冷却処理を行う鋼の製造方法。

[0015] ここで、前記の各温度は、それぞれ鋼素材または鋼板の、表面温度である。

発明の効果

[0016] 本発明によれば、高強度でかつ極低温靱性に優れた鋼を提供できる。したがって、本発明の鋼は、液体水素、液体ヘリウム、液化ガス貯槽用タンク等の、極低温環境で使用される鋼構造物の安全性や寿命の向上に大きく寄与し、産業上格段の効果を奏する。また、本発明の製造方法では、生産性の低下および製造コストの増大を引き起こすことがないため、経済性に優れた方法を提供することができる。

図面の簡単な説明

[0017] [図1]本発明の成分組成を満たす鋼の平均結晶粒径(平均粒径)と降伏強さと

の関係を示すグラフである。

[図2]本発明の製造条件を満たす鋼における、硫化物系介在物の清浄度と－269℃での脆性破面率との関係を示すグラフである。

発明を実施するための形態

[0018] 以下、本発明の鋼について詳しく説明する。

[成分組成]

まず、本発明の鋼の成分組成とその限定理由について説明する。なお、成分組成における「％」表示は、特に断らない限り「質量％」を意味するものとする。

[0019] C：0.100％以上0.700％以下

Cは、安価なオーステナイト安定化元素であり、オーステナイトを得るために重要な元素である。その効果を得るために、Cは0.100％以上の含有を必要とする。一方、0.700％を超えて含有すると、Cr炭化物が過度に生成され、極低温靱性が低下する。このため、C量は0.100％以上0.700％以下とする。C量は、0.200％以上が好ましく、0.600％以下が好ましく、より好ましくは、0.200％以上0.600％以下とする。

[0020] Si：0.05％以上1.00％以下

Siは、脱酸材として作用し、製鋼上必要であるだけでなく、固溶強化により鋼板を高強度化する効果を有する。このような効果を得るために、Siは0.05％以上の含有を必要とする。一方、1.00％を超えて含有すると、非熱的応力（内部応力）が過度に上昇するため、極低温靱性が劣化する。このため、Si量は0.05％以上1.00％以下とする。Si量は、0.07％以上が好ましく、0.80％以下が好ましく、より好ましくは、0.07％以上0.80％以下とする。

[0021] Mn：20.0％以上40.0％以下

Mnは、比較的安価なオーステナイト安定化元素である。本発明においてMnは、組織をオーステナイト化することによって強度と低温靱性とを両立

するために重要な元素である。その効果を得るために、Mnは20.0%以上の含有を必要とする。一方、40.0%を超えて含有した場合、粒界強度が低下し、極低温靱性が劣化する。このため、Mn量は20.0%以上40.0%以下とする。Mn量は、23.0%以上が好ましく、38.0%以下が好ましく、より好ましくは、23.0%以上38.0%以下とする。Mn量は、36.0%以下が更に好ましい。

[0022] P : 0.030%以下

Pは、0.030%を超えて含有すると、過度に粒界に偏析するため、極低温靱性が低下する。このため、0.030%を上限とし、可能な限り低減することが望ましい。したがって、Pは0.030%以下とする。尚、過度のP低減は精錬コストを高騰させ経済的に不利となるため、0.002%以上とすることが望ましい。P量は、0.005%以上がより好ましく、0.028%以下が好ましく、更に好ましくは、0.005%以上0.028%以下、一層好ましくは0.024%以下とする。

[0023] S : 0.0050%以下

Sは、鋼板の極低温靱性や延性を劣化させるため、0.0050%を上限とし、可能な限り低減することが望ましい。したがって、Sは0.0050%以下とする。S量は、好ましくは、0.0045%以下とする。尚、過度のSの低減は精錬コストを高騰させ経済的に不利となるため、S量を0.0010%以上とすることが望ましい。

[0024] Al : 0.01%以上5.00%以下

Alは、脱酸剤として作用し、鋼板の溶鋼脱酸プロセスにおいて、もっとも汎用的に使われる。また、Alは、引張試験時の降伏強さおよび局部伸びの向上に寄与する。このような効果を得るためには、Alは0.01%以上の含有を必要とする。一方、5.00%を超えて含有すると、介在物が多量に存在し、極低温靱性を劣化させるため、5.00%以下とする。このため、Al量は0.01%以上5.00%以下とする。Al量は、0.02%以上が好ましく、4.00%以下が好ましく、より好ましくは0.02%以上

4. 00%以下とする。

[0025] Cr : 0.5%以上7.0%以下

Crは、粒界強度を向上させるため、極低温靱性の向上に有効な元素である。Crは、強度向上にも有効な元素である。このような効果を得るためには、Crは0.5%以上の含有を必要とする。一方、7.0%を超えて含有すると、Cr炭化物の生成により、極低温靱性が低下する。このため、Cr量は0.5%以上7.0%以下とする。Cr量は、1.0%以上が好ましく、1.2%以上がより好ましく、6.7%以下が好ましく、6.5%以下がより好ましく、より好ましくは1.0%以上6.7%以下、更に好ましくは1.2%以上6.5%以下とする。

[0026] N : 0.0050%以上0.0500%以下

Nは、オーステナイト安定化元素であり、極低温靱性向上に有効な元素である。このような効果を得るためには、Nは0.0050%以上の含有を必要とする。一方、0.0500%を超えて含有すると、窒化物または炭窒化物が粗大化し、靱性が低下する。このため、N量は0.0050%以上0.0500%以下とする。N量は、0.0060%以上が好ましく、0.0400%以下が好ましく、より好ましくは0.0060%以上0.0400%以下とする。

[0027] O : 0.0050%以下

Oは、酸化物の形成により極低温靱性を劣化させる。このため、Oは0.0050%以下とする。O量は、好ましくは0.0045%以下である。尚、過度のOの低減は精錬コストを高騰させ経済的に不利となるため、O量を0.0010%以上とすることが望ましい。

[0028] TiおよびNbの含有量を各々0.005%以下に抑制

TiおよびNbは、鋼中で高融点の炭窒化物を形成するため、過度の含有は極低温靱性を低下させる。TiおよびNbは、原材料などから不可避免的に混入する成分であり、ほとんどの場合、Ti : 0.005%超0.010%以下およびNb : 0.005%超0.010%以下の範囲で混入する。そこ

で、後述する手法に従って、TiおよびNbの混入量を意図的に制限し、TiおよびNbの含有量を各々0.005%以下に抑制する必要がある。TiおよびNbの含有量を各々0.005%以下に抑制することによって、上記した炭窒化物の悪影響を排除し、優れた極低温靱性並びに延性を確保することができる。好ましくは、TiおよびNbの含有量を各々0.003%以下とする。勿論、TiおよびNbの含有量は各々0%であってもよいが、過度の低減は製鋼コストの観点から好ましくないため、それぞれ0.001%以上とすることが望ましい。

[0029] Ca: 0.0005%以上0.0100%以下、Mg: 0.0005%以上0.0100%以下、REM: 0.0010%以上0.0200%以下のうちから選ばれる1種以上

Ca、MgおよびREMは、介在物の形態制御に有用な元素である。介在物の形態制御とは、展伸した硫化物系介在物を粒状の介在物とすることをいう。この介在物の形態制御を介して、延性、靱性を向上させる。このような効果を得るためには、CaおよびMgは0.0005%以上、REMは0.0010%以上含有することが好ましい。一方、いずれの元素も多く含有させると、非金属介在物量が増加し、かえって延性、靱性が低下する場合がある。また、経済的に不利になる場合がある。

このため、CaおよびMgを含有する場合には、それぞれ0.0005%以上0.0100%以下、REMを含有する場合には、0.0010%以上0.0200%以下とすることが好ましい。Ca量は、0.0010%以上がより好ましく、0.0080%以下がより好ましく、更に好ましくは0.0010%以上0.0080%以下とする。Mg量は、0.0010%以上がより好ましく、0.0080%以下がより好ましく、更に好ましくは0.0010%以上0.0080%以下とする。REM量は、0.0020%以上がより好ましく、0.0150%以下がより好ましく、更に好ましくは0.0020%以上0.0150%以下とする。

なお、REMとは、希土類金属のことを指し、ランタノイドの15元素に

YおよびScを合わせた17元素の総称であり、これらの元素のうちの1種または2種以上を含有させることができる。なお、REMの含有量はこれらの元素の合計含有量を意味する。

[0030] 本発明では、強度および極低温靱性をさらに向上させることを目的として、上記の必須元素に加えて、必要に応じて下記の元素を含有することができる。

Cu：1.0%以下、Ni：1.0%以下、Mo：2.0%以下、V：2.0%以下、W：2.0%以下のうちから選ばれる1種以上

[0031] Cu、Ni：各々1.0%以下

CuおよびNiは、固溶強化により鋼板を高強度化するだけでなく、転位の易動度を向上させ、低温靱性も向上させる元素である。このような効果を得るためには、CuおよびNiは0.01%以上で含有することが好ましく、0.03%以上で含有することがより好ましい。一方、1.0%を超えて含有すると、圧延時に表面性状が劣化する他、製造コストを圧迫する。このため、これらの合金元素を含有する場合は、各々の含有量は1.00%以下とすることが好ましく、0.70%以下がより好ましい。Cu量およびNi量は、好ましくは0.03%以上0.70%以下、更に好ましくは0.50%以下とする。

[0032] Mo、V、W：各々2.0%以下

Mo、VおよびWは、オーステナイトの安定化に寄与するとともに鋼材強度の向上に寄与する。このような効果を得るためには、Mo、VおよびWは0.001%以上で含有することが好ましく、0.003%以上で含有することがより好ましい。一方、2.0%を超えて含有すると、粗大な炭窒化物が生成し、破壊の起点となることがある他、製造コストを圧迫する。このため、これらの合金元素を含有する場合は、その含有量は2.0%以下とすることが好ましく、1.7%以下とすることがより好ましい。Mo、V、W各々の量は、更に好ましくは0.003%以上1.7%以下、一層好ましくは1.5%以下とする。

[0033] 上記した成分以外の残部は鉄および不可避免の不純物を有する成分組成である。ここでの不可避免の不純物としては、H、Bなどが挙げられ、合計で0.01%以下であれば許容できる。

[0034] [組織]

オーステナイトを基底相とするミクロ組織

鋼材の結晶構造が体心立方構造（bcc）である場合、該鋼材は極低温環境下で脆性破壊を起こす可能性があるため、極低温環境下での使用には適していない。よって、極低温環境下での使用を想定したとき、鋼材の基底相は、結晶構造が面心立方構造（fcc）であるオーステナイト組織であることが好ましい。なお、「オーステナイトを基底相とする」とは、オーステナイト相が面積率で90%以上であることを意味し、さらに好ましくは95%以上である。オーステナイト相以外の残部は、フェライト相またはマルテンサイト相である。

[0035] ミクロ組織における平均結晶粒径が50 μm 以下

平均結晶粒径と引張試験の降伏応力との関係を検証した結果、図1に示すように、本発明の成分組成を有する鋼において前述の平均結晶粒径を50 μm 以下とすれば、前記降伏応力を400 MPa以上とできることが判明した。

ここで、本明細書における結晶粒は主としてオーステナイト粒を指し、その平均結晶粒径は光学顕微鏡を用いて200倍で撮影した画像から無作為に100個の結晶粒を選び、円相当径で算出し、その平均値により求めることができる。

[0036] ミクロ組織における硫化物系介在物の清浄度が1.0%未満

硫化物系介在物の清浄度とシャルピー衝撃試験での脆性破面率との関係を検証した結果、図2に示すように、本発明の製造条件を満たす鋼において硫化物系介在物の清浄度を1.0%未満とすれば、前記脆性破面率を5%未満とすることができることが判明した。

ここで、本明細書における清浄度は、後述する実施例に従って求めること

ができる。

[0037] 以上の平均結晶粒径：50 μm 以下と、硫化物系介在物の清浄度：1.0%未満とは、上記した成分組成の下、後述する条件に従う熱間圧延を行うことによって実現することができる。

[0038] 本発明に係る鋼は、上記した成分組成を有する溶鋼を、転炉、電気炉等、公知の溶製方法で溶製することができる。また、真空脱ガス炉にて2次精錬を行ってもよい。その際、好適な組織制御の妨げとなるTiおよびNbを上述の範囲に制限するために、原料などから不可避免的に混入することを回避し、これらの含有量を低減する措置を取ることが好ましい。例えば、精錬段階におけるスラグの塩基度を下げることによって、これらの合金をスラグへ濃化させて排出し最終的なスラブ製品におけるTiおよびNbの濃度を低減することができる。また、酸素を吹き込んで酸化させ、還流時にTiおよびNbの合金を浮上分離させるなどの方法でもよい。その後、連続鋳造法、造塊一分塊圧延法等、公知の鋳造方法により、所定寸法のスラブ等の鋼素材とすることが好ましい。

[0039] さらに、上記鋼素材を極低温靱性に優れた鋼材へと造りこむための製造条件について規定する。

[0040] 上記した物性を有する鋼を得るためには、鋼スラブ（鋼素材）を1100℃以上1300℃以下の温度域に加熱すること、その後、900℃以上の温度域での熱間圧延において、パス圧下率（%）／パス間時間（s） $\geq 0.015\%/s$ を満たすように、200秒以内に次の圧延パスを実施すること、更には、仕上げ圧延として700℃以上900℃未満の仕上温度での熱間圧延を行うことが重要である。ここでの温度とは、鋼材の表面温度のことをいう。

[0041] [鋼素材の加熱温度：1100℃以上1300℃以下]

上述したMnの効能を発現させるには、鋼中にMnを拡散させることが重要である。すなわち、熱間圧延にてMnを拡散させるために、熱間圧延前の鋼素材の加熱温度は1100℃以上とする。一方、1300℃を超えると鋼

の溶解が始まってしまう懸念があるため、加熱温度の上限は1300℃とする。鋼素材の加熱温度は1130℃以上が好ましく、1270℃以下が好ましく、より好ましくは1130℃以上1270℃以下である。

[0042] [900℃以上での熱間圧延：パス間時間が200秒以内、かつ、パス圧下率(%)／パス間時間(s) $\geq$ 0.015 (%/s)]

前述の手法で鋼素材を加熱した後、熱間圧延を行う。特に、900℃以上の温度域における圧延では、パス間時間として200秒以内に次の圧延パスを実施することが重要である。なぜなら、900℃以上での圧延においては、鋼素材を長時間その温度帯で維持すると、粒成長が始まり、結晶粒が粗大化するからである。圧延パス間隔(パス間時間)は好ましくは150秒以内であり、さらに好ましくは100秒以内である。また、パス間時間の下限は特に設けないが、実工程における取り回しを考慮すると、パス間時間は最低5秒として間隔を空けることが好ましい。また、熱間圧延温度の上限は特に定めないが、1250℃以下が好ましい。ここで、900℃以上の温度域において複数のパス間時間が存在する(つまり、900℃以上の温度域において少なくとも3回の圧延を行う)場合は、当該複数のパス間時間のうちの最長時間(最大値)が200秒以内であればよい。

さらに、900℃以上の温度域における圧延では、2回目以降の各圧延において、パス圧下率(%)／パス間時間(秒) $\geq$ 0.015 (%/秒)を満たす必要がある。これにより、オーステナイトが微細に再結晶し、再結晶完了後の粒成長も抑制することができ、粗大粒の生成を確実に抑制することができる。ここで、900℃以上の温度域において複数のパス圧下率／パス間時間が存在する場合は、当該パス圧下率／パス間時間の最小値が0.015 (%/秒)以上であればよい。パス圧下率／パス間時間は、好ましくは、0.020 (%/秒)以上である。

[0043] [仕上温度：700℃以上900℃未満]

700℃以上900℃未満の仕上温度で1パス以上の最終仕上圧延を必要とする。すなわち、900℃未満にて圧延を1パス以上行うことにより、結

晶粒を微細化することができる。また、900℃以上の温度領域で仕上げると、結晶粒径が過度に粗大となり所望の降伏強さが得られなくなる。そのため900℃未満で1パス以上の最終仕上圧延を行うことが好ましい。仕上温度は好ましくは890℃以下、より好ましくは880℃以下である。一方、仕上温度が700℃未満になると極低温靱性が劣化するため、700℃以上とする。仕上温度は好ましくは750℃以上である。仕上圧延の圧下率は1パスにつき10%以上とするのが好ましい。

[0044] また、仕上圧延終了時の板厚は特に定めないが、極低温貯槽用構造物としての用途を考慮すると、板厚6～30mmが好ましい。

[0045] [(仕上温度－100℃)以上の温度から300℃以上650℃以下の温度域までの平均冷却速度：1.0℃/s以上]

熱間圧延終了後は高い冷却速度で冷却処理を行う。熱間圧延後の鋼板の冷却速度が遅いと、炭化物の生成が促進され、極低温靱性の劣化を招く。これら炭化物の生成は、(仕上温度－100℃)以上の温度から300℃以上650℃以下の温度域において、平均冷却速度1.0℃/s以上で冷却することで抑制できる。冷却温度域をこの温度域とするのは、炭化物の析出を抑制するためであり、特に冷却開始温度を(仕上温度－100℃)以上とするのは、仕上圧延後、冷却開始温度が(仕上温度－100℃)未満の温度になると、炭化物の析出が促進されるためである。また、過度な冷却を行うと鋼板が歪んでしまい、生産性を低下させる。そのため、冷却開始温度の上限は900℃とすることが好ましい。また、平均冷却速度の上限は特に限定されないが、200℃/s以下が好ましい。特に板厚10mm未満の鋼材では空冷するのが好ましい。

実施例

[0046] 以下、本発明を実施例により詳細に説明する。なお、本発明は以下の実施例に限定されない。

転炉－取鍋精錬－連続鋳造法にて、表1に示す成分組成の鋼スラブ（鋼素材）を作製した。次いで、得られた鋼スラブを、表2に示す条件で熱間圧延

により6～30mm厚の鋼板とした。得られた鋼板について、組織評価と、引張特性および極低温靱性等の機械特性評価とを下記の要領で実施した。

表2において、「900℃以上の熱間圧延時のパス間時間」は、複数のパス間時間が存在する場合はそのうちの最長時間（最大値）を示し、「パス圧下率／パス間時間」は、複数のパス圧下率／パス間時間が存在する場合はそのうちの最小値を示す。また、「仕上圧延時の仕上温度」は、仕上圧延終了温度を示す。

[0047]

[表1]

銅No.		成分組成 (質量%)																			備考
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	N	O	Ti	Nb	Ca	Mg	REM	Cu	Ni	Mo	V	W			
1	0.512	0.18	35.0	0.016	0.0035	0.04	4.4	0.0105	0.0020	0.003	0.001	0.0006	—	—	—	—	—	—	銅明例		
2	0.359	0.30	31.2	0.020	0.0028	0.06	0.6	0.0153	0.0018	0.002	0.002	—	0.0005	—	—	—	—	—	銅明例		
3	0.441	0.45	28.6	0.023	0.0032	0.05	3.9	0.0180	0.0016	0.004	0.001	—	0.0010	—	—	—	—	—	銅明例		
4	0.296	0.15	35.3	0.015	0.0020	0.50	3.5	0.0237	0.0017	0.002	0.001	0.0095	—	0.8	—	—	—	—	銅明例		
5	0.155	0.08	30.6	0.025	0.0045	4.52	5.5	0.0465	0.0045	0.001	0.002	—	0.0060	—	0.8	—	—	—	銅明例		
6	0.305	0.33	23.1	0.017	0.0022	2.51	2.1	0.0061	0.0021	0.002	0.004	—	0.0150	—	—	1.8	—	—	銅明例		
7	0.408	0.12	20.4	0.013	0.0015	0.05	6.5	0.0144	0.0015	0.001	0.001	0.0030	—	—	—	—	0.1	—	銅明例		
8	0.650	0.95	39.6	0.011	0.0018	1.01	4.6	0.0182	0.0016	0.002	0.001	—	0.0006	—	—	—	—	—	銅明例		
9	0.090	0.32	22.5	0.022	0.0030	0.07	2.3	0.0103	0.0020	0.002	0.002	0.0012	—	—	—	—	—	—	比較例		
10	0.742	0.16	25.8	0.025	0.0024	0.05	2.7	0.0090	0.0022	0.003	0.001	—	0.0005	—	—	—	—	—	比較例		
11	0.186	0.03	29.2	0.025	0.0036	0.30	2.8	0.0134	0.0026	0.003	0.002	—	—	0.0011	—	—	—	—	比較例		
12	0.640	1.03	20.8	0.028	0.0043	0.08	0.7	0.0374	0.0041	0.002	0.003	0.0008	—	—	—	—	—	—	比較例		
13	0.573	0.71	19.1	0.022	0.0035	0.16	1.4	0.0258	0.0037	0.001	0.001	—	0.0005	—	—	—	—	—	比較例		
14	0.124	0.35	40.8	0.018	0.0026	0.05	0.7	0.0488	0.0018	0.002	0.003	—	—	0.0010	—	—	—	—	比較例		
15	0.217	0.47	39.0	0.033	0.0029	0.06	1.0	0.0169	0.0032	0.002	0.002	0.0010	—	—	—	—	—	—	比較例		
16	0.669	0.88	20.5	0.027	0.0055	1.60	1.2	0.0328	0.0040	0.002	0.001	—	0.0008	—	—	—	—	—	比較例		
17	0.591	0.36	25.6	0.018	0.0025	5.03	6.2	0.0183	0.0023	0.001	0.002	—	—	0.0012	—	—	—	—	比較例		
18	0.184	0.23	39.3	0.019	0.0031	0.04	0.4	0.0137	0.0024	0.002	0.002	0.0023	—	—	—	—	—	—	比較例		
19	0.575	0.64	25.0	0.022	0.0026	1.37	7.2	0.0381	0.0022	0.003	0.002	—	0.0010	—	—	—	—	—	比較例		
20	0.134	0.86	21.1	0.026	0.0027	0.05	1.0	0.0045	0.0019	0.002	0.001	—	0.0015	—	—	—	—	—	比較例		
21	0.158	0.76	22.4	0.019	0.0043	0.32	0.7	0.0504	0.0043	0.001	0.001	0.0032	—	—	—	—	—	—	比較例		
22	0.637	0.89	21.3	0.020	0.0038	3.47	6.2	0.0201	0.0055	0.002	0.002	—	0.0036	—	—	—	—	—	比較例		
23	0.353	0.50	38.8	0.017	0.0036	2.53	0.6	0.0142	0.0024	0.006	0.002	—	—	0.0020	—	—	—	—	比較例		
24	0.586	0.43	24.6	0.018	0.0023	0.25	3.5	0.0422	0.0018	0.002	0.006	0.0040	—	—	—	—	—	—	比較例		
25	0.450	0.37	37.8	0.023	0.0042	0.08	2.0	0.0280	0.0031	0.002	0.002	0.0004	—	—	—	—	—	—	比較例		
26	0.216	0.62	36.6	0.025	0.0039	0.51	0.9	0.0183	0.0025	0.003	0.001	—	0.0004	—	—	—	—	—	比較例		
27	0.649	0.57	38.8	0.019	0.0037	0.06	6.5	0.0251	0.0020	0.002	0.002	—	0.0008	—	—	—	—	—	比較例		
28	0.205	0.32	21.0	0.020	0.0034	2.31	2.1	0.0323	0.0041	0.003	0.002	0.0101	—	—	—	—	—	—	比較例		
29	0.672	0.84	23.2	0.024	0.0028	1.05	6.8	0.0442	0.0045	0.002	0.003	—	0.0103	—	—	—	—	—	比較例		
30	0.410	0.25	39.7	0.019	0.0045	3.05	0.6	0.0276	0.0043	0.002	0.002	—	0.0202	—	—	—	—	—	比較例		
31	0.121	0.10	25.4	0.018	0.0023	0.009	0.7	0.0060	0.0025	0.001	0.001	0.0018	—	—	—	—	—	—	比較例		

※下欄は発明範囲外を示す

[0048] [表2]

【表2】

サンプル No.	鋼No.	板厚 (mm)	スラブ加熱 温度 (°C)	900°C以上の 熱間圧延時の パス間時間 (s)	パス圧下率/ パス間時間 (%/s)	仕上圧延時 の仕上温度 (°C)	冷却開始 温度 (°C)	300°C以上 650°C以下 までの冷却速度 (°C/s)	備考
1	1	12	1150	90	0.047	880	835	13.0	発明例
2	2	15	1180	80	0.053	866	828	12.0	発明例
3	3	18	1210	120	0.040	804	744	10.0	発明例
4	4	21	1240	73	0.061	783	731	9.0	発明例
5	5	24	1270	155	0.029	826	795	8.0	発明例
6	6	27	1130	109	0.032	751	723	5.0	発明例
7	7	30	1100	200	0.015	864	835	3.0	発明例
8	8	9	1250	60	0.080	708	708	1.0	発明例
9	9	11	1180	180	0.035	843	788	10.0	比較例
10	10	10	1250	78	0.063	759	683	12.0	比較例
11	11	28	1120	155	0.042	865	840	7.0	比較例
12	12	8	1270	88	0.055	732	732	1.0	比較例
13	13	20	1200	112	0.046	840	804	13.0	比較例
14	14	25	1220	124	0.049	821	778	12.0	比較例
15	15	15	1150	82	0.057	742	676	6.0	比較例
16	16	12	1200	93	0.045	720	670	10.0	比較例
17	17	13	1150	100	0.040	783	745	11.0	比較例
18	18	15	1130	118	0.046	852	815	12.0	比較例
19	19	24	1180	125	0.051	833	762	4.0	比較例
20	20	8	1230	160	0.039	736	736	1.0	比較例
21	21	20	1180	76	0.060	759	725	8.0	比較例
22	22	13	1170	62	0.074	721	672	10.0	比較例
23	23	11	1190	163	0.028	738	677	11.0	比較例
24	24	9	1200	175	0.036	755	755	1.0	比較例
25	25	12	1160	89	0.054	802	748	13.0	比較例
26	26	10	1210	73	0.063	781	717	14.0	比較例
27	27	8	1250	64	0.066	827	827	1.5	比較例
28	1	25	1090	65	0.059	710	673	7.0	比較例
29	2	22	1250	210	0.016	873	835	9.0	比較例
30	3	25	1200	171	0.029	695	652	8.0	比較例
31	4	28	1150	147	0.040	910	875	5.0	比較例
32	5	18	1150	90	0.052	852	747	10.0	比較例
33	6	30	1200	118	0.042	840	803	0.5	比較例
34	28	11	1140	72	0.059	726	685	8.0	比較例
35	29	13	1120	98	0.067	745	707	10.0	比較例
36	30	15	1100	81	0.053	732	698	9.0	比較例
37	31	17	1250	175	0.038	870	837	12.0	比較例
38	5	30	1250	190	0.014	853	820	10.0	比較例

※下線は発明範囲外を示す

[0049] (1) 組織評価

・ オーステナイト相の面積率

ミクロ組織の各相の面積率は、後方散乱電子回折 (EBSD) 解析の Phase map から求めた。得られた鋼板の板厚 1 / 2 位置で、圧延方向に平行な断面から、EBSD 解析用試験片を採取し、 $500\mu\text{m} \times 200\mu\text{m}$ の視野において、測定ステップ 0. $3\mu\text{m}$ で EBSD 解析を行い、Phase map に記載の値を面積率とした。

オーステナイト相の面積率は発明例および比較例を通じて全て 90 % 以上

であり、基地相がオーステナイトであることを確認した。

[0050] ・平均結晶粒径

仕上圧延後の冷却処理後の鋼板について、圧延方向断面を研磨し、板厚 1 / 2 位置を、光学顕微鏡を用いて 200 倍の倍率で撮影した画像から無作為に 100 個の結晶粒を選び、円相当径により平均結晶粒径を求めた。

[0051] ・硫化物系介在物の清浄度

JIS G 0555 (2003 年) の規定に準拠して、仕上圧延後の冷却処理を経た鋼板について、圧延方向断面の研磨面の板厚 1 / 2 位置を、顕微鏡を用いて倍率 400 倍で任意の 60 視野にわたって観察し、介在物のうちグループ A であるものを硫化物系介在物として、以下の式を用いて清浄度 d (%) を算出した。

$$d = (n / p \times f) \times 100$$

p : 視野内の総格子点数、f : 視野数、n : f 個の視野における介在物によって占められる格子点中心の数

[0052] (2) 引張特性評価

得られた各鋼板より、板厚 15 mm を超える鋼板では JIS 4 号引張試験片を採取し、板厚 15 mm 以下の鋼板では、平行部直径 6 mm、標点間距離 25 mm の丸棒引張試験片を採取して引張試験を実施し、引張試験特性（降伏強さ、引張強さ、全伸び）を調査した。本発明では、降伏強さ 400 MPa 以上を引張特性に優れるものと判定した。

[0053] (3) 極低温靱性評価

板厚 10 mm を超える各鋼板の板厚 1 / 2 位置の圧延方向と平行な方向から、JIS Z 2242 (2005 年) の規定に準拠してシャルピー V ノッチ試験片を採取し、各鋼板について 3 本のシャルピー衝撃試験を -196 °C および -269 °C で実施した。板厚 10 mm 未満の各鋼板については、板厚 1 / 2 位置の圧延方向と平行な方向から、JIS Z 2242 (2005 年) の規定に準拠して 5 mm サブサイズのシャルピー V ノッチ試験片を採取し、各鋼板について 3 本のシャルピー衝撃試験を -196 °C および -26

9℃で実施した。脆性破面率は目視で求めた。脆性破面率が5%未満であるものを極低温靱性に優れるものとした。なお、-269℃でのシャルピー衝撃試験は、試験片をカプセルに入れ、液体ヘリウムを流しながら実施した。

参考文献1:T. Ogata, K. Hiraga, K. Nagai, and K. Ishikawa: Tetsu-to-Hagane, 69(1983), 641.

[0054] 上記の(1)～(3)の評価により得られた結果を、表3に示す。

[0055] [表3]

【表3】

サンプル No.	鋼No.	組織			機械特性					備考
		オーステナイト相 面積率 (%)	平均結晶 粒径 (μm)	硫化物系 介在物の 清浄度 (%)	降伏強さ (MPa)	引張強さ (MPa)	全伸び (%)	-196℃での 脆性破面率 (%)	-269℃での 脆性破面率 (%)	
1	1	100	35	0.5	464	905	57	0	0	発明例
2	2	100	30	0.4	445	910	55	0	0	発明例
3	3	100	24	0.4	447	930	58	0	0	発明例
4	4	100	18	0.1	443	897	60	0	0	発明例
5	5	100	21	0.1	412	885	62	0	0	発明例
6	6	100	17	0.1	452	927	58	0	0	発明例
7	7	100	50	0.2	408	826	57	0	0	発明例
8	8	100	15	0.6	531	853	53	0	0	発明例
9	9	95	40	0.5	403	893	64	10	15	比較例
10	10	100	16	0.4	542	908	54	5	10	比較例
11	11	100	28	0.5	397	832	60	0	0	比較例
12	12	100	15	0.6	551	937	50	3	10	比較例
13	13	90	27	0.4	459	903	61	10	15	比較例
14	14	100	23	0.7	426	810	43	20	30	比較例
15	15	100	18	0.6	444	874	57	3	10	比較例
16	16	100	16	0.9	530	958	63	10	15	比較例
17	17	100	20	0.3	473	921	65	5	10	比較例
18	18	100	31	0.5	415	808	50	10	35	比較例
19	19	100	29	0.4	448	927	61	10	20	比較例
20	20	100	25	0.4	432	911	58	2	5	比較例
21	21	100	17	0.5	476	920	59	5	10	比較例
22	22	100	16	0.4	520	949	55	5	10	比較例
23	23	100	19	0.5	427	816	56	3	10	比較例
24	24	100	21	0.2	446	909	60	2	5	比較例
25	25	100	20	1.0	461	825	54	5	20	比較例
26	26	100	18	1.1	429	832	57	10	30	比較例
27	27	100	23	1.1	453	883	55	10	30	比較例
28	1	100	13	0.4	557	954	52	5	10	比較例
29	2	100	52	0.5	390	875	57	0	0	比較例
30	3	100	10	0.3	560	968	51	5	10	比較例
31	4	100	51	0.2	395	869	62	0	0	比較例
32	5	100	29	0.1	418	890	58	10	15	比較例
33	6	100	27	0.1	426	881	54	10	15	比較例
34	28	100	14	0.1	450	910	48	10	15	比較例
35	29	100	17	0.1	533	922	49	5	10	比較例
36	30	100	15	0.3	475	861	45	5	30	比較例
37	31	100	32	0.1	397	885	63	0	0	比較例
38	5	100	52	0.1	393	870	61	0	0	比較例

※下線は発明範囲外を示す

[0056] 本発明に従う鋼は、上述の目標性能（降伏強さが400MPa以上、シャ

ルピー衝撃試験後の脆性破面率が５％未満）を満足することが確認された。
一方、本発明の範囲を外れる比較例は、降伏強さおよび脆性破面率のいずれか１つ以上が、上述の目標性能を満足できていない。