

明 細 書

発明の名称：高Mn鋼およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、例えば液化ガス貯槽用タンク等の、極低温環境で使用される構造物に供して好適な高Mn鋼およびその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 液化ガス貯槽用構造物は、その使用環境が極低温となるため、この種の構造物に用いる鋼板は高強度であることに加えて、極低温での靱性に優れることも要求される。例えば、液化天然ガスの貯槽に熱間圧延鋼板を使用する場合は、液化天然ガスの沸点： -164°C 以下で優れた靱性が確保されている必要がある。鋼材の低温靱性が劣ると、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、適用される鋼材に対する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主組織とするオーステナイト系ステンレス鋼や9%Ni鋼、もしくは5000系アルミニウム合金が使用されてきた。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、従来の極低温用鋼に代わる新たな鋼材として、比較的安価なオーステナイト安定化元素であるMnを多量に添加した高Mn鋼を極低温環境の構造用鋼として使用することが、特許文献1や特許文献2において提案されている。

[0005] すなわち、特許文献1には、オーステナイト結晶粒界の炭化物被覆率を制御することが提案されている。また、特許文献2には、炭化物被覆物、ならびにMg、Ca、REMの添加によりオーステナイト結晶粒径を制御することが提案されている。

先行技術文献

特許文献

[0006] 特許文献1：特開2016－84529号公報

特許文献2：特開2016－196703号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] ところで、液化ガス貯槽用タンクなどの用途では、該タンクの安全性確保の観点から、初期亀裂がより鋭利となる厳しい破壊条件下での耐破壊特性、具体的には低温域でのCTOD特性に優れることが求められている。上記した特許文献1および特許文献2では、シャルピー衝撃試験による低温靱性は評価されているが、優れたCTOD特性が保証されるに至っていない。

[0008] 本発明は、高強度かつ低温靱性に優れることは勿論、さらに低温のCTOD特性にも優れた高Mn鋼を提供することを目的とする。ここで、前記「高強度」とは、降伏強度が400MPa以上であり、前記「低温靱性に優れた」とは、 -196°C におけるシャルピー衝撃試験の吸収エネルギー $vE-196$ が100J以上であり、前記「低温のCTOD特性に優れた」とは、 -165°C におけるCTOD値が0.25mm以上であることをいう。

課題を解決するための手段

[0009] 発明者らは、高Mn鋼を対象にして、上記課題を解決するための方途について鋭意研究を行った結果、以下のa～bの知見を得るに至った。

a. 高Mn鋼は、極低温においても脆性破壊とならずに、破壊が生じる場合は結晶粒界から発生する。このことから、高Mn鋼の耐破壊特性を向上するには、破壊の起点となる結晶粒界の面積低減を所期して結晶粒の径を規制することが有効である。

b. さらに、上記結晶粒径の規制に併せて整粒化を図ることが、高Mn鋼の耐破壊特性向上に、より有効である。

c. 上記のaおよびbを達成する手段として、適切な製造条件で熱間圧延および冷却を行うことが適切である。

[0010] 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 : 0.10%以上0.70%以下、

Si : 0.05%以上0.50%以下、

Mn : 20%以上30%以下、

P : 0.030%以下、

S : 0.0070%以下、

Al : 0.01%以上0.07%以下、

Cr : 0.5%以上7.0%以下、

Ni : 0.01%以上0.1%未満、

Ca : 0.0005%以上0.0050%以下、

N : 0.0050%以上0.0500%以下、

O : 0.0050%以下、

Ti : 0.0050%未満および

Nb : 0.0050%未満

を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物の成分組成と、オーステナイトを基地相とする組織とを有し、前記オーステナイトは、粒径が $1\mu\text{m}$ 以上かつ標準偏差が $9\mu\text{m}$ 以下である高Mn鋼。

[0011] 2. 前記成分組成は、さらに、質量%で、

Cu : 1.0%以下、

Mo : 2.0%以下、

V : 2.0%以下、

W : 2.0%以下、

Mg : 0.0005%以上0.0050%以下および

REM : 0.0010%以上0.0200%以下

のうちから選ばれる1種または2種以上を含有する前記1に記載の高Mn鋼。

[0012] 3. 前記 1 または 2 に記載の成分組成を有する鋼素材を 1 1 0 0℃以上 1 3 0 0℃以下の温度域に加熱した後、仕上圧延終了温度が 7 5 0℃以上 9 5 0℃未満かつ 1 パス当たりの平均圧下率が 9 %以上である、熱間圧延を施し、その後、(仕上圧延終了温度－1 0 0℃) 以上の温度から 3 0 0℃以上 6 5 0℃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高 M n 鋼の製造方法。

発明の効果

[0013] 本発明によれば、特に極低温域での CTOD 特性並びに低温靱性に優れた高 M n 鋼を提供することができる。したがって、本発明の高 M n 鋼を用いることによって、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を実現することができ、産業上格段の効果を奏する。

発明を実施するための形態

[0014] 以下、本発明の高 M n 鋼について詳しく説明する。

[成分組成]

まず、本発明の高 M n 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。

C : 0 . 1 0 %以上 0 . 7 0 %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。その効果を得るには、C を 0 . 1 0 %以上で含有する必要がある。一方、0 . 7 0 %を超えて含有すると、C r 炭化物が過度に生成され、低温靱性が低下する。従って、C 量は 0 . 1 0 %以上 0 . 7 0 %以下、好ましくは、0 . 2 0 %以上 0 . 6 0 %以下とする。

[0015] S i : 0 . 0 5 %以上 0 . 5 0 %以下

S i は、脱酸材として作用し、製鋼上必要であるだけでなく、鋼に固溶して固溶強化により鋼板を高強度化する効果も有する。これら効果を得るには、S i を 0 . 0 5 %以上で含有する必要がある。一方、0 . 5 0 %を超えて含有すると、溶接性が劣化するとともに低温靱性、特に極低温での靱性が低

位となる。従って、S i 量は0.05%以上0.50%以下、好ましくは、0.07%以上0.50%以下とする。

[0016] Mn : 20%以上30%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。Mnは、本発明において、強度と極低温靱性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は、Mnを20%以上で含有する必要がある。一方、30%を超えて含有しても、低温靱性を改善する効果は飽和し、合金コストの上昇を招く。また、溶接性、切断性が劣化する。さらに、偏析を助長し、応力腐食割れの発生を助長する。従って、Mn量は20%以上30%以下、好ましくは23%以上28%以下とする。

[0017] P : 0.030%以下

Pは、0.030%を超えて含有すると、粒界に偏析し、応力腐食割れの発生起点となる。このため、0.030%を上限とし、可能なかぎ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。好ましくは、0.005%以上0.028%以下、さらに好ましくは0.024%以下とする。

[0018] S : 0.0070%以下

Sは、母材の低温靱性や延性を劣化させるため、0.0070%を上限とし、可能なかぎり低減することが望ましい。したがって、Sは0.0070%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、0.001%以上とすることが望ましい。好ましくは0.0020%以上0.0060%以下とする。

[0019] Al : 0.01%以上0.07%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於いて、もっとも汎用的に使われる。このような効果を得るためには、Alを0.01%以上で含有する必要がある。一方、0.07%を超えて含有すると、溶接時に溶接金属部に混入して、溶接金属の靱性を劣化させるため、0.07%以下

とする。従って、Alは0.01%以上0.07%以下、好ましくは0.02%以上0.06%以下とする。

[0020] Cr: 0.5%以上7.0%以下

Crは、適量の添加でオーステナイトを安定化させ、低温靱性と母材強度の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、Crを0.5%以上で含有する必要がある。一方、7.0%を超えて含有すると、Cr炭化物の生成により、低温靱性および耐応力腐食割れ性が低下する。このため、Crは0.5%以上7.0%以下とする。好ましくは1.0%以上6.7%以下、より好ましくは1.2%以上6.5%以下とする。また、耐応力腐食割れをさらに向上させるためには2.0%以上6.0%以下がさらに好ましい。

[0021] Ni: 0.01%以上0.1%未満

Niは、低温靱性を向上する効果を有するが、合金コストの点から必要最小限とすることが本発明の成分設計における重要な観点であり、この観点からNi量は0.01%以上0.1%未満とする。ここで、低温靱性に優れるオーステナイト鋼としてSUS304やSUS316などのステンレス鋼があるが、これらの鋼は、オーステナイト組織を得るための合金設計としてNi当量やCr当量を適正化が図られていることから、多量のNiが添加されている。これらの鋼に対して本発明は、Niを必要最小限とすることによって低廉化した、オーステナイト材料である。なお、このNiの必要最小限化は、Mn添加量の適正化により実現した。好ましいNi量は、0.03%以上0.07%以下である。

[0022] Ca: 0.0005%以上0.0050%以下

Caは、下記に記載の介在物の形態制御により延性、靱性および耐硫化物応力腐食割れ性を向上させるとともに、熱間延性の低下を抑制し鋳片の割れ発生の低減に有効に作用する。このような効果を得るためには、Caは0.0005%以上必要である。一方、0.0050%を超えて添加すると、かえって延性、靱性、耐硫化物応力腐食割れ性が低下する場合があります、熱間延

性の低下抑制効果も飽和する。このため、C a量は0.0005%以上0.0050%以下とする。好ましくは、0.0010%以上0.0045%以下である。

[0023] 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、低温靱性の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を0.0050%以上で含有する必要がある。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。従って、Nは0.0050%以上0.0500%以下、好ましくは0.0060%以上0.0400%以下とする。

[0024] O : 0.0050%以下

Oは、酸化物の形成により低温靱性を劣化させる。このため、Oは0.0050%以下の範囲とする。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、0.0003%以上とすることが望ましい。

[0025] T iおよびN bの含有量を各々0.005%未満に抑制

T iおよびN bは、鋼中で高融点の炭窒化物を形成し結晶粒の粗大化を抑制し、その結果破壊の起点や亀裂伝播の経路となる。特に、高M n鋼においては低温靱性を高め、延性を向上するための組織制御の妨げとなるため、意図的に抑制する必要がある。すなわち、T iおよびN bは、原材料などから不可避免的に混入する成分であり、T i : 0.005~0.010%およびN b : 0.005~0.010%の範囲で混入するのが通例である。そこで、後述する手法に従って、T iおよびN bの不可避混入を回避し、T iおよびN bの含有量を各々0.005%未満に抑制する必要がある。T iおよびN bの含有量を各々0.005%未満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、T iおよびN bの含有量を0.003%以下とする。

[0026] 上記した必須成分以外の残部は鉄および不可避免の不純物である。ここでの不可避免の不純物としてはHなどが挙げられ、合計で0.01%以下であれば

許容できる。

[0027] 本発明では、強度および低温靱性をさらに向上させることを目的として、上記の必須成分に加えて、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、Mo : 2.0%以下、V : 2.0%以下、W : 2.0%以下、Mg : 0.0005~0.0050%、REM : 0.0010~0.0200%の1種または2種以上

Cu : 1.0%以下、Mo、V、W : 各々2.0%以下

Cu、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母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、Cu、Mo、VおよびWは0.001%以上で含有することが好ましい。一方、Cuは1.0%、Mo、VおよびWは各々2.0%を超えて含有すると、粗大な炭素化合物が生成し、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、Cuは1.0%以下、Mo、VおよびWは2.0%以下とする。好ましくは、0.003%以上である。さらに、Mo、VおよびWについては、好ましくは1.7%以下、より好ましくは1.5%以下とする。

[0028] Mg : 0.0005~0.0050%、REM : 0.0010~0.0200%

MgおよびREMは、介在物の形態制御に有用な元素であり、必要に応じて含有できる。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にすることをいう。この介在物の形態制御を介して、延性、靱性および耐硫化物応力腐食割れ性を向上させる。このような効果を得るためには、Ca、Mgは0.0005%以上、REMは0.0010%以上で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、耐硫化物応力腐食割れ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、Mgを含有する場合には、0.0005~0.0050%、REMを含有する場合には、0.0

0.10%~0.0200%とする。好ましくは、Mg量は0.0010%以上0.0040%以下、REM量は0.0020%以上0.0150%以下とする。

[0029] [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、該鋼材は低温環境下で脆性破壊を起こす可能性があるため、低温環境下での使用には適していない。ここに、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必須となる。ここで、「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する。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が、オーステナイト相が100%であってもよいのは勿論である。

[0030] オーステナイト粒径：1 μm 以上

高Mn鋼は、オーステナイトを基底相とする組織を有するため、極低温においても脆性破壊とならずに、破壊が生じる場合は結晶粒界から発生する。この破壊の起点となる結晶粒界の面積を低減することが高Mn鋼の耐破壊特性を向上するのに有利である。そのためには、オーステナイト粒径は1 μm 以上であることが肝要である。なぜなら、粒径が1 μm 未満となると、粒界面積の増加量が大きくなり破壊の発生箇所が増大するためである。好ましくは、2 μm 以上である

[0031] オーステナイトの標準偏差が9 μm 以下

上記結晶粒径の規制に併せて整粒化を図ることが、高Mn鋼の耐破壊特性の更なる向上に有効である。すなわち、混粒組織となった場合、粗大な結晶粒から微細な結晶粒まで幅広い粒径分布となって1 μm 未満の結晶粒を含むようになり、とくに標準偏差が9 μm を超えると、その傾向が顕著となるため、標準偏差が9 μm を超える混粒組織は避ける必要がある。

[0032] [製造方法]

本発明に係る高Mn鋼を製造するに当たり、まず、鋼素材は、上記した成分組成を有する溶鋼を転炉や電気炉等、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必要がある。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。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良い。その後、連続 casting 法、造塊法等、公知の casting 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。なお、連続 casting 後のスラブに分塊圧延を行って鋼素材としてもよい。

[0033] さらに、上記鋼素材を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。

鋼素材加熱温度：1100℃以上1300℃以下

鋼材のミクロ組織の結晶粒径を粗大にするために、熱間圧延前の加熱温度は1100℃以上とする。ただし、1300℃を超えると一部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。ここでの温度制御は、鋼素材の表面温度を基準とする。

[0034] 仕上圧延終了温度：750℃以上950℃未満

鋼素材（鋼塊または鋼片）を加熱したのち、熱間圧延を行う。粗大な結晶粒を作りこむためには高温での累積圧下率を高めることが好ましい。すなわち、低温で熱間圧延を行うとミクロ組織は微細になり、また過度な加工ひずみが入るため低温靱性の低下を招く。そのため仕上圧延終了温度の下限は750℃とする。一方、950℃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度が得られなくなる。そのため950℃未満で1パス以上の最終仕上圧延が必要である。好ましくは、900℃以下である。

[0035] 1パスでの平均圧下率：9%以上

前記の熱間圧延に際して、オーステナイト粒径の整粒化を図り、かつ $1\mu\text{m}$ 以上の結晶粒径に制御するには、オーステナイトの再結晶を促進することが有効であり、熱間圧延時の1パス当たりの平均圧下率を9%以上とすることが重要となる。好ましくは11%以上である。

[0036] (仕上圧延終了温度 -100°C)以上の温度から 300°C 以上 650°C 以下の温度域までの平均冷却速度： $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上

熱間圧延終了後は速やかに冷却を行う。熱間圧延後の鋼板を緩やかに冷却させると析出物の生成が促進され低温靱性の劣化を招く。 $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で冷却することでこれら析出物の生成を抑制できる。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°C とする。以上の理由から、熱間圧延後の冷却は、(仕上圧延終了温度 -100°C)以上の温度から 300°C 以上 650°C 以下の温度域までの鋼板表面の平均冷却速度を $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする。一方、工業的生産の観点からは、前記平均冷却速度を $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とすることが好ましい。

実施例

[0037] 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に示す成分組成になる鋼スラブを作製した。次いで、得られた鋼スラブを表2に示す条件で分塊圧延および熱間圧延により $10\sim 30\text{mm}$ 厚の鋼板とした。得られた鋼板について、引張特性、靱性および組織評価を下記の要領で実施した。

[0038] (1) 引張試験特性

得られた各鋼板より、JIS5号引張試験片を採取し、JIS Z2241(1998年)の規定に準拠して引張試験を実施し、引張試験特性を調査した。本発明では、降伏強度 400MPa 以上および引張強度 800MPa 以上を引張特性に優れるものと判定した。さらに、伸び40%以上を延性に

優れるものと判定した。

[0039] (2) 低温靱性

板厚 20 mm を超える各鋼板の表面から板厚の $1/4$ までの位置（以下、板厚 $1/4$ 位置と示す）、もしくは板厚 20 mm 以下の各鋼板の板厚の $1/2$ までの位置（以下、板厚 $1/2$ 位置と示す）の圧延方向と平行な方向から、JIS Z2202（1998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、JIS Z2242（1998年）の規定に準拠して各鋼板について3本のシャルピー衝撃試験を実施し、 -196°C での吸収エネルギーを求め、母材靱性を評価した。本発明では、3本の吸収エネルギー（ $vE-196$ ）の平均値が100 J以上を母材靱性に優れるものとした。

[0040] (3) CTOD値の評価

鋼板の板厚 $1/2$ 位置の圧延方向と平行な方向からCTOD試験片を採取し、 -165°C で2～3本の試験を行い、その平均値で評価した。本発明では、CTOD値が0.25 mm以上を耐破壊特性に優れるものとした。

[0041] (4) 組織評価

鋼板の板厚 $1/4$ 位置のL断面について、EBSD（Electron Backscatter Diffraction）解析により、 $200\mu\text{m} \times 200\mu\text{m}$ の視野を任意の2～3視野観察し、各視野内のオーステナイト結晶粒径の最小値を測定した。また、オーステナイト粒径の標準偏差は、前記のEBSD解析結果を用いて、各結晶粒径の面積割合の分布から評価した。上記で得られた全ての結晶粒径を母集団とし、それぞれの個値と平均値との差の2乗和である分散を求め、その分散の平方根を取って標準偏差を求めた。

以上により得られた評価結果を、表3に示す。

[0042] 本発明に従う高Mn鋼は、上述の目標性能（母材の降伏強度が400 MPa以上、低温靱性が吸収エネルギー（ $vE-196$ ）の平均値で100 J以上、CTOD値の平均値で0.25 mm以上）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、降伏強度および低温靱性、CTOD値のいずれか1つ以上が、上述の目標性能を満足できていない。

[0043] [表1]

【表1】 鋼No.		成分組成 (質量%)																	備考	
		C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	O	N	Nb	Ti	V	Cu	Ni	Mo	W	Ca		Mg
A	0.162	0.22	29.6	0.019	0.0049	0.055	4.52	0.0019	0.0176	0.001	0.001	-	-	0.05	-	-	0.0011	-	-	炭明例
B	0.664	0.09	21.9	0.013	0.0051	0.031	2.66	0.0047	0.0385	0.002	0.001	-	-	0.08	-	-	0.0023	-	-	炭明例
C	0.420	0.41	23.5	0.021	0.0035	0.029	4.46	0.0021	0.0233	0.003	0.002	-	-	0.02	-	-	0.0005	-	-	炭明例
D	0.343	0.49	20.8	0.021	0.0066	0.041	3.24	0.0035	0.0189	0.001	0.003	0.07	-	0.03	0.46	-	0.0034	-	-	炭明例
E	0.291	0.37	28.5	0.026	0.0025	0.064	1.78	0.0024	0.0237	0.002	0.001	-	-	0.01	-	-	0.0042	-	-	炭明例
F	0.459	0.28	26.7	0.016	0.0052	0.040	6.21	0.0047	0.0355	0.002	0.002	-	-	0.05	-	-	0.0021	-	-	炭明例
G	0.332	0.43	23.4	0.019	0.0050	0.052	2.44	0.0029	0.0194	0.003	0.001	-	-	0.04	-	-	0.0018	0.0016	-	炭明例
H	0.402	0.22	20.6	0.021	0.0044	0.032	1.25	0.0039	0.0065	0.003	0.002	-	-	0.09	-	-	0.0011	-	0.0031	炭明例
I	0.312	0.15	25.5	0.019	0.0030	0.044	5.42	0.0023	0.0145	0.004	0.001	-	-	0.06	-	-	0.0024	-	-	炭明例
J	0.415	0.35	24.0	0.018	0.0032	0.031	4.13	0.0019	0.0206	0.001	0.002	-	0.58	0.05	-	-	0.0028	-	-	炭明例
K	0.590	0.35	26.4	0.014	0.0033	0.036	4.34	0.0016	0.0088	0.002	0.002	-	-	0.07	-	-	0.0031	-	-	炭明例
L	0.929	0.40	20.1	0.028	0.0055	0.032	4.11	0.0042	0.0304	0.004	0.003	-	-	0.03	-	-	-	-	-	比較例
M	0.105	0.03	24.4	0.022	0.0029	0.041	5.07	0.0031	0.0298	0.001	0.002	-	-	-	-	-	0.0002	-	-	比較例
N	0.128	0.44	16.9	0.025	0.0049	0.038	2.10	0.0040	0.0463	0.002	0.002	-	-	0.04	-	-	-	-	-	比較例
O	0.220	0.50	23.5	0.049	0.0067	0.042	0.93	0.0044	0.0321	0.001	0.001	-	-	0.01	-	-	-	-	-	比較例
P	0.315	0.32	27.7	0.030	0.0091	0.025	1.35	0.0028	0.0059	0.001	0.003	-	-	0.02	-	-	-	-	-	比較例
Q	0.498	0.29	23.9	0.018	0.0055	0.094	3.49	0.0029	0.0250	0.003	0.002	-	-	0.15	-	-	-	-	-	比較例
R	0.287	0.44	26.5	0.015	0.0042	0.063	7.97	0.0037	0.0187	0.002	0.001	-	-	0.02	-	-	-	-	-	比較例
S	0.433	0.43	26.1	0.025	0.0035	0.052	6.22	0.0079	0.0224	0.004	0.003	-	-	0.03	-	-	0.0061	-	-	比較例
T	0.367	0.09	24.6	0.029	0.0048	0.024	3.27	0.0029	0.0755	0.002	0.001	-	-	0.05	-	-	-	-	-	比較例

【表1】
鋼No.

[0044] [表2]

【表2】

サンプル No.	鋼No.	板厚 (mm)	熱間圧延方法					備考
			スラブ 加熱温度 (°C)	仕上圧延 終了温度 (°C)	1パス当たり の平均圧下 率 (%)	冷却開始 温度 (°C)	300°C以上 650°C 以下の 範囲の 冷却速度 (°C/s)	
1	A	31	1180	857	11	830	9	発明例
2	B	25	1150	830	12	800	10	発明例
3	C	11	1160	785	14	730	12	発明例
4	D	20	1100	796	12	764	10	発明例
5	E	25	1130	855	12	825	10	発明例
6	F	14	1130	842	14	787	11	発明例
7	G	9	1250	883	15	819	16	発明例
8	H	10	1220	766	14	707	13	発明例
9	I	15	1150	826	13	770	3	発明例
10	J	30	1150	848	10	821	2	発明例
11	C	10	1100	758	14	708	12	発明例
12	J	12	1150	775	13	723	11	発明例
12	L	20	1250	779	10	747	9	比較例
13	M	30	1250	890	11	863	8	比較例
14	N	14	1120	825	13	770	12	比較例
15	O	25	1120	858	11	828	10	比較例
16	P	20	1180	807	11	764	5	比較例
17	Q	10	1180	773	12	714	11	比較例
18	R	20	1150	801	11	764	9	比較例
19	S	15	1150	810	12	754	10	比較例
20	T	30	1130	845	9	821	2	比較例
21	C	12	1180	673	10	618	11	比較例
22	D	19	1200	804	11	772	0.4	比較例
23	A	31	1200	759	7	732	9	比較例
24	E	25	1030	848	12	818	10	比較例
25	D	10	1100	763	6	716	11	比較例
26	B	25	1130	993	10	955	10	比較例

[0045]

[表3]

【表3】

サンプル No.	鋼No.	γ 粒径の 最小値 (μm)	γ 粒径の 標準偏差 (μm)	降伏強度 (MPa)	引張強度 (MPa)	全伸び (%)	-196℃での 吸収エネルギー ($vE_{-196^\circ\text{C}}$) (J)	CTOD値 (mm)	備考
1	A	5.2	7.6	418	850	69	133	0.41	発明例
2	B	3.4	7.4	554	941	58	118	0.39	発明例
3	C	2.6	5.7	566	969	62	123	0.36	発明例
4	D	2.9	7.1	559	952	55	115	0.36	発明例
5	E	5.5	7.3	489	886	64	138	0.42	発明例
6	F	6.1	6.2	453	854	67	139	0.44	発明例
7	G	5.9	4.9	418	936	62	126	0.44	発明例
8	H	3.1	5.5	512	968	61	104	0.37	発明例
9	I	5.7	6.6	447	849	66	131	0.43	発明例
10	J	4.8	7.8	407	847	69	136	0.40	発明例
11	C	1.9	5.4	575	978	58	115	0.36	発明例
12	J	2.8	5.8	557	952	63	124	0.37	発明例
12	<u>L</u>	2.3	7.9	622	970	51	<u>58</u>	<u>0.21</u>	比較例
13	<u>M</u>	4.9	7.4	<u>363</u>	818	70	127	0.40	比較例
14	<u>N</u>	5.5	6.8	443	868	68	<u>36</u>	<u>0.17</u>	比較例
15	<u>O</u>	4.7	7.3	447	878	64	<u>72</u>	0.33	比較例
16	<u>P</u>	4.8	7.5	529	940	59	<u>79</u>	0.36	比較例
17	<u>Q</u>	2.9	6.1	502	957	61	<u>89</u>	0.37	比較例
18	<u>R</u>	4.5	7.3	518	935	60	<u>48</u>	0.34	比較例
19	<u>S</u>	5.2	6.8	455	850	67	<u>83</u>	0.40	比較例
20	<u>T</u>	4.3	7.9	417	853	68	<u>75</u>	0.40	比較例
21	C	1.7	6.5	667	1057	49	42	0.29	比較例
22	D	2.5	7.3	547	943	56	67	0.34	比較例
23	A	<u>0.7</u>	<u>9.8</u>	534	964	59	103	<u>0.15</u>	比較例
24	E	3.5	7.4	476	875	63	<u>69</u>	0.36	比較例
25	D	<u>0.4</u>	<u>10.5</u>	569	970	60	119	<u>0.12</u>	比較例
26	B	4.9	7.5	<u>375</u>	<u>795</u>	70	112	0.37	比較例