

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2007-131925

(P2007-131925A)

(43) 公開日 平成19年5月31日(2007.5.31)

(51) Int. Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 B	4 E O 2 8
C 2 2 C 38/14 (2006.01)	C 2 2 C 38/14	4 K O 3 2
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	
B 2 1 C 37/08 (2006.01)	B 2 1 C 37/08 E	
審査請求 未請求 請求項の数 8 O L (全 13 頁)		

(21) 出願番号	特願2005-327244 (P2005-327244)	(71) 出願人	000006655
(22) 出願日	平成17年11月11日 (2005.11.11)		新日本製鐵株式会社
			東京都千代田区大手町2丁目6番3号
		(74) 代理人	100099759
			弁理士 青木 篤
		(74) 代理人	100077517
			弁理士 石田 敬
		(74) 代理人	100087413
			弁理士 古賀 哲次
		(74) 代理人	100113918
			弁理士 亀松 宏
		(74) 代理人	100111903
			弁理士 永坂 友康
		(74) 代理人	100082898
			弁理士 西山 雅也

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 低温靱性に優れた引張強さ900MPa級以上の高強度ラインパイプ用鋼板およびそれを用いたラインパイプならびにそれらの製造方法

(57) 【要約】

【課題】 低温靱性に優れた引張強さ900MPa級以上の高強度ラインパイプ用鋼板およびそれを用いたラインパイプならびにそれらの製造方法を提供する。

【解決手段】 本発明鋼板は、主にC：0.03～0.07%、Si：0.02～0.6%、Mn：1.5～2.5%、W：0.2～1.2%、Nb：0.01～0.10%、Ti：0.005～0.030%、Al：0.10%以下、N：0.001～0.006%を含有し、P値（ $=2.7C+0.4Si+Mn+0.5(1+\beta)W+0.8Cr+0.45(Ni+Cu)+(1+\beta)Mo-1+\beta$ 、但し、 $B \geq 0.0003\%$ では $\beta=1$ 、 $B < 0.0003\%$ では $\beta=0$ ）が2.5～4.0を満足し、ベイナイト又はベイナイトとマルテンサイトの混合組織を有することを特徴とし、その製造方法は、前記成分スラブを1000～1250℃に加熱し、再結晶域で粗圧延し、700～900℃のオーステナイト未再結晶域で累積圧下量75%以上の圧延をし、

【選択図】 なし

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量%で、

C : 0.03 ~ 0.07 %、
 Si : 0.02 ~ 0.6 %、
 Mn : 1.5 ~ 2.5 %、
 P : 0.015 % 以下、
 S : 0.003 % 以下、
 W : 0.2 ~ 1.2 %、
 Nb : 0.01 ~ 0.10 %、
 Ti : 0.005 ~ 0.030 %、
 Al : 0.10 % 以下、
 N : 0.001 ~ 0.006 %

10

を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、下記に定義される P 値が 2.5 ~ 4.0 を満足する鋼板であって、そのミクロ組織がベイナイトまたはベイナイトとマルテンサイトの混合組織であり、幅方向の引張強さ $TS-T$ が 880 ~ 1080 MPa であることを特徴とする、低温靱性に優れた引張強さ 900 MPa 級以上の高強度ラインパイプ用鋼板。

$P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.5(1 + \beta)W + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + (1 + \beta)Mo - 1 + \beta$

20

但し、 $B \geq 0.0003\%$ では $\beta = 1$ 、 $B < 0.0003\%$ では $\beta = 0$

また、ここでの元素記号は当該元素の含有量（質量%）を表すものとする。

【請求項 2】

さらに、質量%で、

Ni : 1.5 % 以下、
 V : 0.10 % 以下、
 Mo : 0.60 % 以下、
 Cu : 1.0 % 以下、
 Cr : 1.0 % 以下

の 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする、請求項 1 に記載の低温靱性に優れた引張強さ 900 MPa 級以上の高強度ラインパイプ用鋼板。

30

【請求項 3】

さらに、質量%で、

Ca : 0.01 % 以下、
 REM : 0.02 % 以下、
 Mg : 0.006 % 以下

の 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする、請求項 1 または 2 に記載の低温靱性に優れた引張強さ 900 MPa 級以上の高強度ラインパイプ用鋼板。

【請求項 4】

さらに、質量%で、

B : 0.0003 ~ 0.0025 %

を含有することを特徴とする、請求項 1 ないし 3 のいずれか 1 項に記載の低温靱性に優れた引張強さ 900 MPa 級以上の高強度ラインパイプ用鋼板。

40

【請求項 5】

前記 Ti と N が、

$Ti - 3.4N > 0$

ここでの元素記号は当該元素の含有量（質量%）を表すものとする。

の関係を満足することを特徴とする、請求項 1 ないし 4 のいずれか 1 項に記載の低温靱性に優れた引張強さ 900 MPa 級以上の高強度ラインパイプ用鋼板。

【請求項 6】

50

請求項 1 ないし 5 のいずれか 1 項に記載の低温靱性に優れた高強度ラインパイプ用鋼板を用いて造管し、突き合わせ溶接したラインパイプであって、そのミクロ組織がベイナイトまたはベイナイトとマルテンサイトの混合組織であり、円周方向の引張強さ $T S - C$ が $900 \sim 1100 \text{ MPa}$ であることを特徴とする、低温靱性に優れた引張強さ引張強さ 900 MPa 級以上の高強度ラインパイプ。

【請求項 7】

請求項 1 ないし 5 のいずれか 1 項に記載の成分組成を有するスラブを $1000 \sim 1250^\circ \text{C}$ に加熱した後、再結晶域での粗圧延に次いで、 900°C 以下の未再結晶温度域で、かつ 700°C 以上のオーステナイト域で、累積圧下量が 75% 以上の未再結晶域圧延を施し、その後、オーステナイト域から、板厚中心部の冷却速度で $1 \sim 40^\circ \text{C}/\text{秒}$ となる冷却速度で 500°C 以下まで加速冷却することを特徴とする、低温靱性に優れた引張強さ 900 MPa 級以上の高強度ラインパイプ用鋼板の製造方法。 10

【請求項 8】

請求項 7 に記載の低温靱性に優れた高強度ラインパイプ用鋼板の製造方法によって製造した鋼板を用いて、造管することを特徴とする低温靱性に優れた引張強さ 900 MPa 級以上の高強度ラインパイプの製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、原油、天然ガス等を輸送するためのパイプラインに使用できる、低温靱性の優れた、鋼管周方向の引張強さ ($T S - C$) が 900 MPa 級以上の高強度ラインパイプ用鋼板およびそれを用いたラインパイプならびにそれらの製造方法に関する。 20

【背景技術】

【0002】

近年、原油、天然ガス等の長距離輸送方法としてパイプラインの重要性がますます高まっており、これまでに、長距離輸送用の幹線ラインパイプとして、米国石油協会 (A P I) 規格 X 80 以下が規格化されている。しかし、(1) 高圧化による輸送効率の向上や、(2) ラインパイプの外径・質量の低減による現地施工能率の向上のため、更に高強度のラインパイプが要望されている。特に、引張強さ 900 MPa 級以上の X 120 級のラインパイプは、X 65 と較べて約 2 倍の内圧に耐えるため、同じサイズで約 2 倍のガスを輸送することが可能になる。また、ラインパイプの肉厚を厚くして耐内圧強度を向上させる場合と比較して、材料費、輸送費、現地溶接施工費を削減できるため、パイプライン敷設費を大幅に節約することができる。 30

【0003】

既に、特許文献 1、2、3 に示されているように、X 120 ラインパイプの製造方法について技術が開示されている。しかし、高価な合金元素である Mo を多量添加する必要があるため、Mo を低減する技術、また、肉厚を厚くするためには合金設計の自由度を高める技術が必要であった。

【0004】

【特許文献 1】特許第 3244981 号公報

【特許文献 2】特許第 3408385 号公報

【特許文献 3】特許第 3519966 号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0005】

本発明は、上記従来技術の課題を有利に解決できる、低温靱性に優れた、鋼管の周方向の引張強さ ($T S - C$) が 900 MPa 級以上 (A P I 規格 X 120 相当) の高強度ラインパイプ用鋼板およびそれを用いたラインパイプならびにそれらの製造方法を提供するものである。

【課題を解決するための手段】

【0006】

本発明者らは、周方向の引張強さが900MPa級以上で、低温靱性に優れた高強度ラインパイプを得るため、素材である鋼板が満足すべき条件について鋭意研究を行った。その結果、耐内圧強度、低温靱性および耐破壊特性に優れた高強度ラインパイプを実現するための高強度ラインパイプ用鋼板およびその製造方法を発明し、更に、その鋼板を用いた高強度ラインパイプおよびその製造方法を発明した。

【0007】

本発明の要旨は、以下のとおりである。

(1) 質量%で、C：0.03～0.07%、Si：0.02～0.6%、Mn：1.5～2.5%、P：0.015%以下、S：0.003%以下、W：0.2～1.2%、Nb：0.01～0.10%、Ti：0.005～0.030%、Al：0.10%以下、N：0.001～0.006%を含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、下記に定義されるP値が2.5～4.0を満足する鋼板であって、そのミクロ組織がベイナイトまたはベイナイトとマルテンサイトの混合組織であり、幅方向の引張強さTS-Tが880～1080MPaであることを特徴とする、低温靱性に優れた引張強さ900MPa級以上の高強度ラインパイプ用鋼板。 10

【0008】

$$P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.5(1 + \beta)W + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + (1 + \beta)Mo - 1 + \beta$$

但し、 $B \geq 0.0003\%$ では $\beta = 1$ 、 $B < 0.0003\%$ では $\beta = 0$ 20

また、ここでの元素記号は当該元素の含有量（質量%）を表すものとする。

(2) さらに、質量%で、Ni：1.5%以下、V：0.10%以下、Mo：0.60%以下、Cu：1.0%以下、Cr：1.0%以下の1種または2種以上を含有することを特徴とする、上記(1)に記載の低温靱性に優れた引張強さ900MPa級以上の高強度ラインパイプ用鋼板。

(3) さらに、質量%で、Ca：0.01%以下、REM：0.02%以下、Mg：0.006%以下の1種または2種以上を含有することを特徴とする、上記(1)または(2)に記載の低温靱性に優れた引張強さ900MPa級以上の高強度ラインパイプ用鋼板。

(4) さらに、質量%で、B：0.0003～0.0025%を含有することを特徴とする、上記(1)ないし(3)のいずれか1項に記載の低温靱性に優れた引張強さ900MPa級以上の高強度ラインパイプ用鋼板。 30

(5) 前記TiとNが、
 $Ti - 3.4N > 0$

ここでの元素記号は当該元素の含有量（質量%）を表すものとする。
 の関係を満足することを特徴とする、上記(1)ないし(4)のいずれか1項に記載の低温靱性に優れた引張強さ900MPa級以上の高強度ラインパイプ用鋼板。

(6) 上記(1)ないし(5)のいずれか1項に記載の低温靱性に優れた高強度ラインパイプ用鋼板を用いて造管し、突き合わせ溶接したラインパイプであって、そのミクロ組織がベイナイトまたはベイナイトとマルテンサイトの混合組織であり、円周方向の引張強さTS-Cが900～1100MPaであることを特徴とする、低温靱性に優れた引張強さ引張強さ900MPa級以上の高強度ラインパイプ。 40

(7) 上記(1)ないし(5)のいずれか1項に記載の成分組成を有するスラブを1000～1250℃に加熱した後、再結晶域での粗圧延に次いで、900℃以下の未再結晶温度域で、かつ700℃以上のオーステナイト域で、累積圧下量が75%以上の未再結晶域圧延を施し、その後、オーステナイト域から、板厚中心部の冷却速度で1～40℃/秒となる冷却速度で500℃以下まで加速冷却することを特徴とする、低温靱性に優れた引張強さ900MPa級以上の高強度ラインパイプ用鋼板の製造方法。

(8) 上記(7)に記載の低温靱性に優れた高強度ラインパイプ用鋼板の製造方法によって製造した鋼板を用いて、造管することを特徴とする低温靱性に優れた引張強さ900 50

MPa級以上の高強度ラインパイプの製造方法。

【発明の効果】

【0009】

本発明によれば、上記従来技術の課題を有利に解決できる、低温靱性に優れた鋼管の周方向の引張強さ（TS-C）が900MPa級以上（API規格X120相当）の高強度ラインパイプ用鋼板およびそれを用いたラインパイプならびにそれらを鋼板圧延まで経済的に製造する方法を提供することが可能となる。

【発明を実施するための最良の形態】

【0010】

高強度で且つ高靱性の鋼板を、経済合理性を重視して厚板圧延ままで製造する方法を鋭意研究した結果、オーステナイト粒径を細かくしたうえでベイナイト組織とすることが現実的であるとの結論に至った。このためには、所望の板厚の鋼板を加速冷却して達成できる鋼板内の冷却速度でベイナイト組織が得られるに十分な焼入れ性を有していなければならない。従って、鋼の焼入れ性を高めるために合金元素の添加が必要である。さらに望ましくは低温靱性をより高めるために炭化物を形成しにくい合金元素であることが望ましい。従来添加されているMoはこのような特性を兼ね備えており、さらにBと複合添加された場合はBによる焼入れ性効果を大幅に高める利点を有する。従来発明で使用されておらず、このような条件を満足する合金元素について探したところWは鋼の焼入れ性を大幅に高め、鋼中では炭化物を形成し難く、さらにBによる焼入れ性向上効果を高める性質を有することが分かった。従って、本発明は、Wを含有してベイナイト組織となる焼入れ性、ベイナイト組織で目的とする強度と低温靱性が得られる鋼組成および製造方法を開示したものである。ここで、目的とするミクロ組織をベイナイト組織またはベイナイトとマルテンサイト組織としている。ベイナイト組織の範囲は広く、この単語で組織を明示することはできないが、ここでは下部ベイナイトと擬似上部ベイナイトの単独または混合した組織を示す。擬似上部ベイナイトとは、低温変態組織の特徴であるラス組織の形態を有し、生成する第2相である炭化物やMA（Martensite-Austenite）が下部ベイナイトと較べて粗大である組織をいう。また、組織的に判別が難しい場合は、鋼の硬さHv-aveが鋼組成のC量から計算されるマルテンサイト硬さHv-Mの比（Hv-ave）／（Hv-M）で0.85以上になることを判断の目安にすることも可能である（但し、 $Hv-M = 270 + 1300C$ ）。なお、鋼板の硬度Hv-aveは、ピッカース試験機を用いて、鋼板の圧延方向の断面において、荷重10kgfで板厚方向に1mmピッチで測定し、その平均を取った測定値である。

【0011】

次に、本発明の擬似上部ベイナイトを主体とする高強度ラインパイプ用鋼板を用いて製造されたラインパイプについて説明する。

【0012】

X120級ラインパイプに要求される耐内圧強度を確保するためには、ラインパイプの円周方向の引張強さ（TS-C）を900MPa以上とすることが必要である。一方、ラインパイプの円周方向の引張強さが1100MPaよりも高くなると、急激に鋼管の製造が困難になる。工業的制御の困難さを考慮すると、ラインパイプの円周方向の引張強さの上限を、1000MPaとすることが好ましい。

【0013】

鋼板をラインパイプに加工する際、塑性歪によって鋼板が加工硬化するため、ラインパイプのTSは鋼板よりも高くなる。本発明の高強度ラインパイプのTS-Cは加工硬化によって鋼板のTS-Tよりも20MPa程度増加する。

【0014】

本発明のベイナイトまたはベイナイトとマルテンサイトの混合組織である鋼板を加工した高強度ラインパイプも、鋼板と同様に低温靱性に優れており、-20℃でのVノッチシャルピー衝撃値は、200J以上となる。

【0015】

次に、本発明の高強度ラインパイプ用鋼板および高強度ラインパイプの成分元素の限定理由を説明する。なお、%は質量%を意味する。

【0016】

Cは、0.03～0.07%に限定する。Cは鋼の強度向上に極めて有効であり、鋼板およびラインパイプの強度を本発明の目標とする範囲内とするためには、最低0.03%は必要である。しかし、C量が多すぎると、母材、HAZの低温靱性や現地溶接性の著しい劣化を招くので、その上限を0.07%とした。C量の好ましい上限は0.06%である。

【0017】

Siは、脱酸や強度向上のために添加する元素であり、そのためには最低0.02%は必要である。しかし、過剰に添加すると、HAZ靱性、現地溶接性を著しく劣化させるので、上限を0.6%とした。なお、鋼の脱酸は、Al、Tiの添加によっても可能であり、Siは必ずしも添加する必要はない。

【0018】

Mnは、本発明鋼のミクロ組織を擬似上部ベイナイト主体の組織とし、優れた強度・低温靱性のバランスを確保する上で不可欠な元素であり、1.5%以上の添加が必要である。しかし、Mnの添加量が多すぎると、鋼の焼入れ性が増してHAZ靱性、現地溶接性を劣化させるだけでなく、連続鋳造鋼片の中心偏析を助長し、母材の低温靱性をも劣化させるので、上限を2.5%とした。

【0019】

更に、本発明では、不純物元素であるPおよびSを、それぞれ、0.015%および0.003%以下とする。この主たる理由は、母材およびHAZの低温靱性をより一層向上させるためである。P量の低減は、連続鋳造スラブの中心偏析を軽減するとともに、粒界破壊を防止して低温靱性を向上させる。また、S量の低減は、熱間圧延で延伸化するMnSを低減して延性および靱性を向上させる効果がある。

【0020】

Wを添加する理由は、鋼の焼入れ性を向上させ、目的とするベイナイト主体の組織を得るためである。Wの添加は、Bの添加による鋼の焼入れ性の向上効果を更に高める。また、WをNbと共に添加すると、制御圧延時にオーステナイトの再結晶を抑制し、オーステナイト組織を微細化する。このような効果を得るために、Wは最低でも0.2%添加する必要がある。しかし、過剰なW添加はHAZ靱性、現地溶接性を劣化させ、更にBの焼入れ性向上効果を損なうことがあるので、その上限を1.2%とした。

【0021】

Nbは、W、Moと共に添加することにより、制御圧延時にオーステナイトの再結晶を抑制して、擬似上部ベイナイト組織を微細化および安定化するだけでなく、析出硬化や焼入れ性増大にも寄与し、鋼を強靱化する。また、NbをBと共に添加すると、焼入れ性向上効果が相乗的に高まる。更に、Nbを0.01%以上添加することで、溶接熱影響部の過剰な軟化が抑制できる。しかし、Nb添加量が多すぎると、HAZ靱性や現地溶接性に悪影響を及ぼすので、その上限を0.10%とした。

【0022】

Tiは、Bの焼入れ性向上効果に有害な固溶NをTiNとして固定する元素であり、脱酸元素としても有用である。特に、Al量が少なく、0.005%以上である場合、Tiは酸化物を形成し、HAZにおいて粒内フェライト生成核として作用し、HAZ組織を微細化する効果も有する。これらの効果を得るためには、0.005%以上のTiの添加が必要である。また、TiNが微細に析出すると、スラブ再加熱時およびHAZのオーステナイト粒の粗大化を抑制してミクロ組織を微細化し、母材およびHAZの低温靱性を改善する。この効果を得るには、Tiを3.4N（各々質量%）より過剰に添加することが好ましい。しかし、Ti量が多すぎると、TiCによる析出硬化やTiNの粗大化により低温靱性を劣化させるので、その上限を0.030%に限定した。

【0023】

10

20

30

40

50

Alは、通常、脱酸材として鋼に含まれる元素で、組織の微細化にも効果を有する。しかし、Al量が0.10%を超えると、Al系非金属介在物が増加して鋼の清浄度を害するので、上限を0.10%とした。Alの添加量の好ましい上限は、0.06%である。なお、Ti、Siの添加により脱酸を十分に行う場合には、Alを添加する必要はない。

【0024】

Nは、TiNを形成しスラブ再加熱時およびHAZのオーステナイト粒の粗大化を抑制して、母材、HAZの低温靱性を向上させる。この効果を得るためには、Nを0.001%以上添加する必要がある。しかし、N量が多すぎるとスラブ表面疵や固溶NによるHAZ靱性の劣化の原因となり、Bの添加による焼入れ性向上効果を損なうことがあるので、その上限を0.006%とする。

10

【0025】

次に、Ni、V、Mo、Cu、Cr、Ca、REM、Mg、Bの1種または2種以上を添加する目的について説明する。基本となる成分に、更に、上記元素の1種または2種以上を添加する主たる目的は、本発明鋼の優れた特徴を損なうことなく、強度・靱性の一層の向上や、製造可能な鋼材サイズの拡大を図るためである。

【0026】

Niを添加する目的は、現地溶接性を劣化させることなく、低炭素の本発明鋼の低温靱性、強度等の特性を向上させることである。Ni添加は、MnやCr、Mo添加に比較して、圧延組織中、特に、連続鑄造鋼片の中心偏析帯中に低温靱性に有害な硬化組織を形成することが少ない。また、HAZ靱性の改善には、0.1%以上の微量のNi添加が有効であることが判明した。なお、HAZ靱性の向上に極めて有効であるNi添加量は、0.3%以上である。しかし、Niの添加量が多すぎると、経済性だけでなく、HAZ靱性や現地溶接性を劣化させるので、その上限を1.5%とした。また、Ni添加は連続鑄造時、熱間圧延時におけるCu割れの防止にも有効である。この場合、NiはCu量の1/3以上添加することが好ましい。

20

【0027】

Vは、Nbとほぼ同様の効果を有するが、その効果は、Nbに比較して弱い。しかし、高強度鋼へのV添加は効果的であり、NbとVの複合添加は本発明鋼の優れた特徴を更に顕著なものとする。上限は、HAZ靱性、現地溶接性の点から0.10%まで許容できるが、特に0.03~0.08%の添加が好ましい範囲である。

30

【0028】

Moを添加する理由は、鋼の焼入れ性を向上させ、目的とするベイナイト主体の組織を得るためである。Moの添加は、Bの添加による鋼の焼入れ性の向上効果を更に高める。また、MoをNbと共に添加すると、制御圧延時にオーステナイトの再結晶を抑制し、オーステナイト組織を微細化する。これらの効果を期待する場合はMoを0.10%以上添加するのが好ましい。しかし、過剰なMo添加はHAZ靱性、現地溶接性を劣化させ、更にBの焼入れ性向上効果を損なうことがあるので、その上限は0.60%までとするのが好ましい。

【0029】

CuおよびCrは、母材および溶接部の強度を増加させる元素であり必要に応じて添加することができる。しかし、多すぎるとHAZ靱性や現地溶接性を著しく劣化させる。このためCu量およびCr量の上限は、それぞれ1.0%とすることが好ましい。

40

【0030】

CaおよびREMは、硫化物、特にMnSの形態を制御し、低温靱性を向上させる元素であり必要に応じて添加することができる。しかし、Ca量を0.01%またはREMを0.02%を超えて添加すると、CaO-CaSまたはREM-CaSが大量に生成して、大型クラスター、大型介在物となり、鋼の清浄度を害するだけでなく、現地溶接性にも悪影響を及ぼす。このため、Ca量の上限を0.01%、好ましくは、0.006%に制限し、REM量の上限を0.02%に制限した。なお、高強度ラインパイプでは、S量およびO量を、それぞれ、0.001%以下および0.002%以下に低減し、かつ、ES

50

$SP = (Ca) [1 - 124(O)] / 1.25S$ を、 $0.5 \leq ESSP \leq 10.0$ とすることが特に有効である。

【0031】

Mgは、微細分散した酸化物を形成し、溶接熱影響部の粒粗大化を抑制して低温靱性を向上させる元素であり、必要に応じて添加することができる。しかし、 0.006% 超では粗大酸化物を生成し逆に靱性を劣化させるため、 0.006% 以下とするのが好ましい。

【0032】

Bは、極微量で鋼の焼入れ性を飛躍的に高め、鋼のミクロ組織を擬似上部ベイナイト主体とするために、非常に有効な元素である。更に、Bは、W、Moの焼入れ性向上効果を高めると共に、Nbと共存して相乗的に焼入れ性を増す。一方、過剰に添加すると、低温靱性を劣化させるだけでなく、かえってBの焼入れ性向上効果を消失せしめることもあるので、その上限を 0.0025% とした。

【0033】

以上の個々の添加元素の組成限定に加えて、更に焼入れ性の指標であるP値を $2.5 \leq P \leq 4.0$ の範囲にすることが必要である。これは、本発明の高強度ラインパイプ用鋼板および高強度ラインパイプが目標とする強度と低温靱性のバランスを達成するためである。P値の下限を 2.5 としたのは、ラインパイプの周方向の引張強さを $900MPa$ 以上とし、優れた低温靱性を得るためである。また、P値の上限を 4.0 としたのは、優れたHAZ靱性、現地溶接性を維持するためである。P値は、元素記号で示される各元素の添加量（質量%）により、下記式で計算される。

【0034】

$$P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.5(1 + \beta)W + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + (1 + \beta)Mo - 1 + \beta$$

但し、 $B \geq 0.0003\%$ では $\beta = 1$ 、 $B < 0.0003\%$ では $\beta = 0$ である。すなわち、Bを 0.0003% 未満添加する場合、P値は、

$$P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.5W + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + Mo - 1$$

によって計算され、Bを 0.0003% 以上添加する場合、P値は、

$$P = 2.7C + 0.4Si + Mn + W + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2Mo$$

によって計算される。

【0035】

微細なベイナイトが主体であるミクロ組織を有する鋼板を製造するためには、鋼の成分だけでなく、製造条件を適正範囲とすることが必要である。まず、鑄造によって得られたスラブを再結晶温度域で熱間加工し、更に再結晶粒を未再結晶域圧延によって、板厚方向に扁平したオーステナイト粒とする。未再結晶域圧延とは、再結晶温度未満であり、かつ冷却時にフェライト変態が開始する温度超で、即ち未再結晶温度域であり、かつオーステナイト温度域である温度範囲で行う熱間圧延をいう。次に、鋼板をオーステナイト域から適正な冷却速度で、即ち、粗大なグラニューベイナイトが生成する冷却速度以上、下部ベイナイトおよびマルテンサイトが生成する冷却速度以下で、冷却する。

【0036】

連続鑄造または分塊で製造したスラブを、 $1000 \sim 1250^\circ C$ に加熱する。 $1000^\circ C$ 未満では添加元素の十分な固溶、鑄造組織の整粒化が達成できない。一方、 $1250^\circ C$ 超では結晶粒が粗大化する。この加熱されたスラブを加熱温度以下から $900^\circ C$ 超までの再結晶温度域で粗圧延する。粗圧延の目的は、次の未再結晶圧延前の結晶粒径をできるだけ微細にすることである。

【0037】

粗圧延に続いて、 $900^\circ C$ 以下の未再結晶温度域、かつ $700^\circ C$ 以上のオーステナイト域で、累積圧下率が 75% 以上の未再結晶域圧延を行う。本発明鋼は、Nb等の合金量が多いため、 $900^\circ C$ 以下では未再結晶温度域である。また、未再結晶域圧延の圧延終了温

度はオーステナイト域である700℃以上とすることが必要である。

【0038】

その後、700℃以上のオーステナイト域から、板厚中心部の冷却速度を1～40℃/秒として、500℃以下まで冷却する。板厚中心部の冷却速度が40℃/秒超になると、マルテンサイトになり、鋼の延性が低下する。一方、冷却速度が1℃/秒未満では、強度が不足したり、ミクロ組織がグラニューベイナイトになり靱性が低下する。

【0039】

更に、冷却速度を制御する温度範囲の下限は、オーステナイトから擬似上部ベイナイトへの変態が終了する500℃以下にする必要があり、好ましくは300～450℃である。

10

【0040】

このようにして得られた鋼板を、圧延方向と鋼管の長手方向が一致するように管状に成形し、突き合わせ部を接合して鋼管とする。

【0041】

本発明のラインパイプは、通常、直径が450～1500mm、肉厚が10～40mm程度のサイズである。このようなサイズの鋼管を効率良く製造する方法としては、鋼板をU形、次いでO形に成形する、UO工程で製管し、突き合わせ部を仮付け溶接した後に、内外面からサブマージアーク溶接を行い、その後、拡管して真円度を高める製造方法が確立されている。

【0042】

ラインパイプを拡管する場合、真円度を高めるためには塑性域まで変形させる必要があり、本発明の高強度ラインパイプの場合は0.7%程度以上とすることが好ましい。拡管率は、 $\text{拡管率} = (\text{拡管後円周} - \text{拡管前円周}) / \text{拡管前円周}$ で定義される。拡管率を2%超に大きくすると、母材、溶接部とも塑性変形による靱性劣化が大きくなる。したがって、拡管率は0.7～2%とすることが好ましい。

20

【実施例】

【0043】

表1に示す化学成分の鋼を300トン転炉で溶製した後、連続鑄造鋼片とし、その後、1100℃に再加熱し、再結晶域で圧延し、次いで、900～750℃の累積圧下量が80%となる制御圧延を20mmまで行い、その後、板厚中心部の冷却速度が1～40℃/秒、水冷停止温度が300～500℃になるように水冷して鋼板を製造した。この鋼板を、UO工程で管状に成形して、突合せ部を仮付け溶接後、サブマージアーク溶接し、拡管率1%の拡管を行った。外径が965mmの鋼管を製造した。サブマージアーク溶接は、3電極、1.5m/分、入熱3.0kJ/mmの溶接条件で、内外面から各1パスずつ行った。

30

【0044】

【表 1】

		(mass%)																	P 値
	鋼	C	Si	Mn	P	S	W	Ni	Mo	Nb	Ti	Al	N	B	V	Cu	Cr	その他	P 値
発明例	A	0.048	0.09	1.95	0.012	0.001	0.5	0.36		0.021	0.012	0.024	0.0027	0.0014			0.28		3.0
	B	0.052	0.25	1.63	0.007	0.001	1.2	1.20	0.47	0.028	0.015	0.003	0.0036			0.79		Ca: 0.004	2.8
	C	0.036	0.11	1.65	0.005	0.001	0.8	0.85	0.20	0.012	0.014	0.033	0.0024	0.0009	0.063				3.4
	D	0.046	0.28	2.03	0.008	0.002	0.6	0.37	0.52	0.033	0.018	0.018	0.0041		0.052	0.40	0.65	Mg: 0.0008	3.0
比較例	E	0.055	0.06	2.41	0.011	0.001	1.1			0.018	0.015	0.037	0.0039				0.78		2.8
	F	0.049	0.15	2.28	0.006	0.001	0.8			0.015	0.016	0.022	0.0038	0.0011					3.3
	G	0.10	0.47	2.00	0.011	0.001	0.3			0.036	0.017	0.026	0.0030	0.0013					2.8
	H	0.051	0.08	1.97	0.008	0.001		0.39		0.022	0.012	0.019	0.0021	0.0008		0.78			2.7

【0045】

これらの鋼板および鋼管から試験片を採取し、引張試験およびシャルピー衝撃試験を行った。引張り試験は、A P I 5 L に準拠して実施した。鋼板の幅方向ならびに鋼管の周方向から全厚試験片を採取して引張り試験を行った。鋼管の円周方向については、鋼管か

10

20

30

40

50

ら全厚の円弧状短冊を切り出してプレス加工により扁平し、円周方向を長手とする全厚試験片を作成して引張り試験を実施した。降伏強度は0.2%オフセット耐力を測定した。シャルピー衝撃試験は、鋼板の幅方向および鋼管の円周方向を長手とし、フルサイズの2mmVノッチ試験片を用いて、-30℃で行った。-30℃でのシャルピー衝撃吸収エネルギー値が200J以上であれば、-20℃でも200J以上のシャルピー衝撃吸収エネルギー値を確保できる。製造条件と鋼板および鋼管の特性を表2に示す。

【0046】

本発明範囲の化学成分の鋼A、B、C、D、EおよびFを用い、本発明の範囲内の条件で製造した、実施例No. 1～8の鋼板および鋼管は、強度が目標範囲にあり低温靱性も高い。本発明範囲の化学成分の鋼Cであっても、冷却速度が本発明の範囲よりも遅い比較例No. 10の鋼板においては、ミクロ組織（またはHv-ave/Hv-M）が本発明の範囲外である。本発明範囲の化学成分の鋼Dであっても、冷却停止温度が本発明の範囲よりも高い比較例No. 9の鋼管においては、ミクロ組織、TS-TおよびTS-Cが本発明の範囲外である。一方、C量が高くNiが添加されていない鋼Gを用いた比較例No. 11は、ミクロ組織が本発明の範囲外であると共に低温靱性が低い。Wが添加されていない鋼Hを用いた比較例No. 12はミクロ組織が本発明の範囲外であると共に低温靱性が低い。

【0047】

【表 2】

区分	実施No.	鋼	冷却速度 (℃/秒)	冷却停止 温度 (℃)	鋼板の特性						鋼管の特性	
					Hv-ave	$\frac{Hv-ave}{Hv-M}$	ミクロ組織	TS-T (MPa)	vE ₃₀ (J)	TS-C (MPa)	vE ₃₀ (J)	
発明例	1	A	30	360	307	0.92	ペイナイト+マルテンサイト	1013	299	1035	287	
	2	A	6	320	290	0.87	ペイナイト	930	287	952	285	
	3	B	30	350	298	0.88	ペイナイト	955	278	980	273	
	4	C	6	280	285	0.90	ペイナイト	911	334	937	312	
	5	C	20	330	304	0.96	ペイナイト	974	335	998	318	
	6	D	30	290	295	0.89	ペイナイト	942	306	971	299	
	7	E	30	390	302	0.88	ペイナイト	967	225	989	217	
	8	F	30	420	312	0.93	ペイナイト	996	233	1023	220	
	9	D	20	520	275	0.83	グラニラー-ペイナイト	881	136	899	121	
比較例	10	C	0.8	280	262	0.83	グラニラー-ペイナイト	838	196	860	190	
	11	G	6	310	302	0.76	グラニラー-ペイナイト	972	112	999	102	
	12	H	6	350	274	0.81	グラニラー-ペイナイト	878	151	905	145	

10

20

30

40

フロントページの続き

(72)発明者 朝日 均

千葉県富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(72)発明者 原 卓也

千葉県富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

F ターム(参考) 4E028 CB04 CB06

4K032 AA01 AA02 AA04 AA08 AA11 AA14 AA16 AA17 AA19 AA21
AA22 AA23 AA24 AA27 AA29 AA31 AA35 AA36 AA37 AA40
BA01 CA02 CA03 CB02 CD02 CD03