

(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2012-241273

(P2012-241273A)

(43) 公開日 平成24年12月10日(2012.12.10)

(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 0 1 Z	4 E 0 0 2
C 2 2 C 38/48 (2006.01)	C 2 2 C 38/48	4 E 0 2 8
C 2 1 D 8/10 (2006.01)	C 2 1 D 8/10 C	4 E 0 8 1
B 2 1 B 3/00 (2006.01)	B 2 1 B 3/00 A	4 K 0 3 2
B 2 1 B 1/38 (2006.01)	B 2 1 B 1/38 A	

審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 24 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2011-115449 (P2011-115449)
 (22) 出願日 平成23年5月24日 (2011.5.24)

(71) 出願人 000001258
 J F E スチール株式会社
 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
 (74) 代理人 100126701
 弁理士 井上 茂
 (74) 代理人 100130834
 弁理士 森 和弘
 (72) 発明者 谷澤 彰彦
 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J
 F E スチール株式会社内
 (72) 発明者 嶋村 純二
 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J
 F E スチール株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 耐圧潰性および耐サワー性に優れた高強度ラインパイプおよびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】耐圧潰性および耐サワー性能を低下させることなく、高生産性、低コストで製造できる高強度ラインパイプおよびその製造方法を提供することを目的とする。

【解決手段】厚鋼板からなる母材を管状に成形し、その突合せ部を2層以上の溶接によって接合した溶接鋼管であって、質量%で、C: 0.02~0.08%、Si: 0.01~0.50%、Mn: 0.5~1.5%その他一定含有量のP、S、Al、Nb、Ca、Oを含有し、さらに、一定量のCu、Ni、Cr、Moの中から選ばれる1種以上を含有し、さらに、Ce_qが0.30以上、PHICが1.00以下、ACRが1.0~6.0で、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、管厚全域で島状マルテンサイト(M-A)の体積分率が1%以下で、母材表層部、母材管厚中心部の金属組織と硬さを規定した耐圧潰性および耐サワー性に優れた高強度ラインパイプ及びその製造方法。

【選択図】なし

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

厚鋼板からなる母材を管状に成形し、その突合せ部を 2 層以上の溶接によって接合した溶接鋼管であって、

質量 % で、

C : 0.02 ~ 0.08 %

Si : 0.01 ~ 0.50 %

Mn : 0.5 ~ 1.5 %

P : 0.010 % 以下

S : 0.001 % 以下

Al : 0.06 % 以下

Nb : 0.002 ~ 0.100 %

Ca : 0.0005 ~ 0.0040 %

O : 0.0030 % 以下

を含有し、さらに、

Cu : 1.0 % 以下

Ni : 1.0 % 以下

Cr : 1.0 % 以下

Mo : 0.5 % 以下

の中から選ばれる 1 種以上を含有し、

さらに、式 (1) で規定される C_{eq} が 0.30 以上、

式 (2) で規定される PHIC が 1.00 以下、

式 (3) で規定される ACR が 1.00 ~ 6.00 であり、

残部 Fe および不可避的不純物からなり、

母材表層部の金属組織が上部ベイナイトであるか、又はフェライト及び上部ベイナイトであり、

母材管厚中心部の金属組織が上部ベイナイト単相であり、

管厚全域で島状マルテンサイト (M - A) の体積分率が 1.0 % 以下、

かつ、管厚方向同位置における管周方向の硬度差の最大値が 30 以下、

管周方向同位置における管厚方向の硬度差の最大値が 30 以下、

表層硬さの最大値が 230 以下である

ことを特徴とする耐圧潰性および耐サワー性に優れた高強度ラインパイプ。

$C_{eq} = C + Mn / 6 + (Cu + Ni) / 15 + (Cr + Mo + V) / 5$ 式 (1)

$PHIC = 4.46C + 2.37Mn / 6 + (1.18Cr + 1.95Mo + 1.74V) / 5 + (1.74Cu + 1.7Ni) / 15 + 22.36P$ 式 (2)

$ACR = (Ca - (0.18 + 130Ca)O) / 1.25S$ 式 (3)

ここで、各式の右辺の元素記号はそれぞれの含有量 (質量 %) を表わし、含有しない場合は 0 とする。

【請求項 2】

さらに、質量 % で、

V : 0.005 ~ 0.100 %

Ti : 0.005 ~ 0.050 %

Mg : 0.0005 ~ 0.0040 %

の中から選ばれる 1 種以上を含有することを特徴とする請求項 1 記載の耐圧潰性および耐サワー性に優れた高強度ラインパイプ。

【請求項 3】

真円度が下記の式 (4) 又は (5) を満たすことを特徴とする請求項 1 又は 2 に記載の耐圧潰性および耐サワー性に優れた高強度ラインパイプ。

$D / t^{0.6} \leq 135$ の場合 $D_{max} - D_{min} \leq 3.0$ 式 (4)

$D / t^{0.6} > 135$ の場合 $D_{max} - D_{min} \leq 0.04 D / t^{0.6} - 1.4$

10

20

30

40

50

式(5)

ここで、 D ：公称外径(mm)、 t ：管厚(mm)、 $D_{max} - D_{min}$ ：真円度(mm)、 D_{max} ：測定最大外径(mm)、 D_{min} ：測定最小外径(mm)である。

【請求項4】

鋼素材を、900～1200 に加熱後、

900 以下の累積圧下率を30～90%とし圧延終了温度を($A_{r3} - 10$)以上とした熱間圧延を行った後、

加速冷却の直前に鋼板表面での噴射流衝突圧が1MPa以上のデスクーリングを行い、その後、鋼板表層温度が($A_{r3} - 80$)以上の温度域から、鋼板表層冷却速度が10/s以上100/s以下で、

鋼板表層温度が300以上600以下、なおかつ鋼板平均温度が630以上の温度域まで、式(6)を満たす条件で1段目の加速冷却を行い、

続いて、鋼板平均冷却速度が10/s以上で鋼板平均温度が300以上600以下の温度域まで2段目の加速冷却を行い

その後、鋼板平均温度を冷却停止温度以上かつ400～600の温度域に再加熱し、室温まで冷却して得られた厚鋼板を、冷間で管状に成形し、

突合せ部を溶接し鋼管とした後、

さらに、0.5～1.1%の拡管率で拡管を行うことによって製造する

ことを特徴とする請求項1～3のいずれか1項に記載の耐圧潰性および耐サワー性に優れた高強度ラインパイプの製造方法。

(700 - T) / V³ 式(6)

ここで、 T ：1段目の加速冷却の鋼板表層冷却停止温度()、 V ：1段目の加速冷却の鋼板表層冷却速度(/s)である。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、石油や天然ガスの輸送に使用されるラインパイプ用溶接鋼管およびその製造方法に関し、特に厚鋼板を冷間で成型し溶接して製造される圧潰強度に優れた高強度耐サワーラインパイプおよびその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

一般に、海底に敷設するラインパイプは、敷設時に外部からの高い外圧を受け圧潰する可能性がある。そのため、海底に敷設されるラインパイプには、高い耐圧潰性が求められる。耐圧潰性は、ラインパイプの形状と圧縮降伏応力によって支配され、一般的に、ラインパイプの形状が真円であるほど、圧縮降伏応力が大きいほど耐圧潰性に優れることが知られている。そのため、海底に敷設されるラインパイプは、造管した状態で十分な圧縮降伏応力を有することが望ましいが、UOE鋼管のように厚鋼板を冷間加工した後、拡管することで造管される鋼管の場合、最終工程である拡管で大きな引張負荷を受ける。そのため、鋼管の圧縮降伏応力は、引張負荷時に発生した背応力により鋼管の引張降伏応力よりも低下することになる。

【0003】

従って、鋼管の耐圧潰性を確保するためには、厚鋼板の設計強度を高く設計する、あるいは管厚を大きくする必要がある。しかしながら、強度を上げるあるいは管厚を大きくするためには、ともに合金コストの増大や母材および溶接熱影響部の韌性劣化を助長するため、過度に強度や管厚を大きくすることなく、耐圧潰性を確保できる溶接鋼管の製造方法を確立することが求められている。

【0004】

また、ラインパイプが輸送する石油や天然ガスに硫化水素が含まれる場合があり、その場合、前述した特性に加えて、優れた耐サワー性能を確保することが求められる。硫化水

10

20

30

40

50

素による腐食割れとしては、水素誘起割れ（HIC）と硫化水素応力腐食割れ（SSC）があるが、ラインパイプのように加速冷却により強度を確保する鋼管素材を用いる場合、表層でのSSCの発生が問題となる。この表層でのSSCの発生を抑制するには、一般的に表層硬さをピッカース硬さ（HV）248以下に抑えることが有効であることが知られているが、最近、より厳格な基準として表層硬さをピッカース硬さ（HV）230以下に抑えることが需要家より要求されることが多くなっている。

【0005】

このような要求に対し、特許文献1および特許文献2では、造管時のOプレス圧縮率と拡管率をパラメータに、圧縮率/拡管率を最適な範囲まで低減することによって、造管後における鋼管の圧縮降伏応力の低下を抑制する方法が開示されている。たとえば、特許文献2には、O成形時のアプセット率（すなわち圧縮率）と拡管時の拡管率との比を/0.35とする技術が開示されている。また、特許文献2では、拡管率を極めて大きくすることにより、造管後における鋼管の圧縮降伏応力の低下を抑制する方法も開示されている。特許文献3では、縮管と拡管の順序と程度を最適化することによって、外圧による鋼管の圧潰強度を向上させる方法が開示されている。

10

【0006】

特許文献4から8には、造管後に熱処理、もしくはコーティング加熱による低温ひずみ時効により、造管工程で鋼管に付与された背応力を低減することにより、鋼管の圧縮降伏応力の低下を抑制する方法が開示されている。

20

【0007】

また、特許文献9および特許文献10では、厚鋼板の組織に含まれる島状マルテンサイト（M-A）を分解し、さらにフェライトとベイナイトの混合組織のベイナイトの硬さを低下させることによりパウシंगाー効果による圧縮降伏応力を向上させ、同時に管厚方向の硬さの均一化による真円度の向上により耐圧潰性を向上する方法が開示されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0008】

【特許文献1】特開2002-102931号公報

【特許文献2】特開2003-340518号公報

【特許文献3】特開平9-1233号公報

30

【特許文献4】特開平9-3545号公報

【特許文献5】特開2002-295736号公報

【特許文献6】特開2003-342639号公報

【特許文献7】特開2004-35925号公報

【特許文献8】特開2010-235993号公報

【特許文献9】特開2009-275261号公報

【特許文献10】特開2010-84171号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0009】

40

しかし、特許文献1および特許文献2で示されているような最適な圧縮率/拡管率に造管条件を設定するためには、Oプレス圧縮率を通常よりも極めて大きくする必要があり、Oプレスの圧縮率を増大させることは、Oプレス機のプレス能力を増強する必要があり、新規設備導入や設備改修によるコストの増大が問題となる。

【0010】

さらに、圧縮強度の確保が問題となる海底パイプライン用ラインパイプは、耐座屈性能確保の観点から厚肉で設計されることが多く、このことはOプレスの圧縮率を増大させることとなる。また、拡管率を低下させることにより、最適な範囲にすることもできるが、鋼管の真円度を低下させることとなり、耐圧潰性が劣化してしまう。本発明で耐圧潰性とは、鋼管の敷設時の外圧による座屈破壊に対する抵抗力と言う意味で使用する。

50

【 0 0 1 1 】

また、特許文献 2 および 3 に記載のように、拡管率を極めて大きくすることや縮管と拡管とを行うことは、過度な加工硬化による表面硬さの上昇や、拡管および縮管ダイスによる疵が鋼管表面に残ることが懸念される。

【 0 0 1 2 】

また、特許文献 4 から 8 に記載のように、造管後のコーティング加熱条件を最適化することにより、低温ひずみ時効処理を行うことは、圧縮降伏応力の低下を抑制するという観点では絶大な効果があるが、鋼管の引張の応力 - ひずみ曲線が造管後のラウンドハウス型からリュウダース型に変わり、曲げ座屈性能などの鋼管の変形能を低下させる。

【 0 0 1 3 】

さらに、コーティング加熱の条件は、使用するコーティング材によって変わり、必ずしも狙いとするコーティング加熱条件に合致させることができるとは限らず、コーティング加熱のかわりに熱処理によって低温ひずみ時効処理を行う場合は、工程が増えることにより生産性を著しく損なうこととなる。

【 0 0 1 4 】

また、特許文献 9 および特許文献 10 に記載のように、加速冷却の直後に急速加熱を加えることで鋼材特性、鋼管形状の両面から耐圧潰性を向上させることができるが、加速冷却時に鋼板表面に厚いスケールが生成している場合は、スケールがある部分のみ表層が急速に冷却され硬化するため、板幅方向の表層硬さ分布が平坦にならず、その局所硬化域を起因とした SSC の発生や、造管時の形状不整を助長するなどの問題が残る。さらに、鋼管の所望の強度を確保しつつ、表層硬さを 230 以下に抑えるためには、通常の加速冷却のあとに急速加熱処理を行うだけでは、たとえ加速冷却時にスケールが十分に剥離したとしても不十分である。

【 0 0 1 5 】

上述したように、従来の技術では外観の劣化、溶接性の低下、生産性の低下や耐サワー性能の低下を生じることなく、耐圧潰性に優れた耐サワーラインパイプを製造することは、困難であった。

【 0 0 1 6 】

そこで、本発明では、耐圧潰性および耐サワー性能を低下させることなく、高生産性、低コストで製造できる高強度ラインパイプおよびその製造方法を提供することを目的とする。

【 課題を解決するための手段 】

【 0 0 1 7 】

本発明者らは、前記の課題を解決するために、鋼板のミクロ組織およびミクロ組織を達成するための方法、特に鋼材成分と制御圧延、加速冷却という製造プロセスについて鋭意検討し、以下の知見を得た。

【 0 0 1 8 】

まず、優れた耐サワー性能を確保するためには、中央偏析部に生成する MnS を球状化するために、Ca を適量添加する必要があることがわかった。その際、後述する式 (3) の ACR を 1.00 ~ 6.00 にすることにより、針状の MnS を球状の CaOS に変化させ水素誘起割れ (以下「HIC」と称する) 試験時の破壊発生起点になることを抑制することができることがわかった。さらに、Ca、S、O の含有量に上限を設けることにより Ca 系介在物の凝集粗大化による HIC 試験時の破壊発生起点になることを抑制することができることがわかった。また、中央偏析部の針状の MnS が生成しない場合も、NbTi-CN や Ca-Al 系介在物、気泡などを起点に HIC が発生することがあるが、式 (2) の PHIC を 1.0 以下にすることにより焼入性の高い合金元素が中央偏析に濃化することを防ぎ、さらに管厚中央の組織をベイナイト単相にすることで、2 相域変態中のオーステナイトへの C の濃化を抑制し、HIC の発生を抑制することができることがわかった。

【 0 0 1 9 】

一方で、表層からのSSCの発生については、表層硬さを230以下に抑えることにより、割れの発生が抑制できることが従来から知られているが、耐HIC性を確保するために圧延終了後、表層が十分に変態する前に、加速冷却を行うことによって、表層が著しく硬化するといった問題が、以前から指摘されていた。

【0020】

本発明者らは、その原因を調査するために板幅方向の表層硬さ分布を詳細に調査した結果、表層が著しく硬化している個所は管幅方向に局所的に存在し、その位置は圧延後のデスケリングによって十分にスケールを剥離させることができなかつた個所や圧延終了から加速冷却を行う間に厚いスケールが生成した個所に対応することがわかつた。そこで、本発明者らは、加速冷却を行う直前に高圧のデスケリングを行うことにより、鋼板表面のスケールを均一に剥離させ、なおかつデスケリングから加速冷却に至るまでのスケールの成長を最小化させることにより、板幅方向に局所的に存在していた硬化部をなくすことができた。

10

【0021】

一方で、所望とする管厚が大きい場合や狙い強度が大きい場合については、デスケリングにより十分にスケールが剥離した部分についても一部表層硬さが230を超える箇所がみられた。そこで、加速冷却条件についての検討を行った結果、表層の冷却速度が100/sを超えるような加速冷却を行った際に、スケールがない箇所であっても鋼材化学成分によっては、表層硬さが230を超える可能性があることがわかつた。そこで本発明では、加速冷却を2段に分け、表層が変態を完了するまでは、表層が100/s以下の冷却速度の低い冷却条件を適用し、表層が変態を完了したのちに、通常の急速冷却を実施するパターンについて詳細に検討した。その結果、1段目の冷却終了後の鋼板平均温度を630以上にするこゝで、鋼板内部の1段目冷却による変態を抑制でき、2段目の強冷却により低温変態させるこゝで、鋼板内部では通常の冷却とほぼ同等の強度を得ることがわかつた。以上のように、加速冷却前のデスケリングと最適なパターンに制御した2段階の加速冷却を適用することで、通常の加速冷却に比べてあまり強度低下を起こすこゝなく、全長全周において鋼管表面の硬さを230以下に抑えるこゝができるこゝがわかつた。

20

【0022】

また、加速冷却前にデスケリングを行い板幅方向の硬度分布を平坦にすることは、鋼管の真円度確保の点からも有利であり、拡管率を過度に上げることなく真円度を確保することができる。このように拡管率を下げるこゝは、鋼管の圧縮降伏応力を上げるこゝにちながり、この真円度と圧縮降伏応力という相反した性能をとともに向上させるこゝを可能とし、耐圧潰性を向上させるこゝができるこゝを明らかにした。

30

【0023】

本発明では、加速冷却後の熱処理条件についても検討を行い、再加熱条件を冷却停止温度以上かつ400以上にするこゝで、鋼板に含まれるM-Aがセメントイトに分解され、パウシグー効果の発生を低減でき、鋼管の圧縮強度を向上させるこゝができ、その結果、優れた耐圧潰性を確保できるこゝがわかつた。また、鋼板を再加熱焼戻しするこゝは、鋼板の硬さ分布をより平坦にする効果があるため、真円度達成確保の観点でも有利である。

40

【0024】

本発明は、以上の知見をもとに、さらに検討を加えたもので、
[1]厚鋼板からなる母材を管状に成形し、その突合せ部を2層以上の溶接によって接合した溶接鋼管であつて、

質量%で、

C : 0.02 ~ 0.08 %

Si : 0.01 ~ 0.50 %

Mn : 0.5 ~ 1.5 %

P : 0.010 % 以下

50

S : 0.001% 以下
 Al : 0.06% 以下
 Nb : 0.002 ~ 0.100%
 Ca : 0.0005 ~ 0.0040%
 O : 0.0030% 以下

を含有し、さらに、

Cu : 1.0% 以下
 Ni : 1.0% 以下
 Cr : 1.0% 以下
 Mo : 0.5% 以下

10

の中から選ばれる1種以上を含有し、
 さらに、式(1)で規定される C_{eq} が0.30以上、
 式(2)で規定されるPHICが1.00以下、
 式(3)で規定されるACRが1.00~6.00であり、
 残部Feおよび不可避免的不純物からなり、

母材表層部の金属組織が上部ベイナイトであるか、又はフェライト及び上部ベイナイトであり、

母材管厚中心部の金属組織が上部ベイナイト単相であり、

管厚全域で島状マルテンサイト(M-A)の体積分率が1.0%以下、
 かつ、管周方向同位置における管厚方向の硬度差の最大値が30以下、
 管厚方向同位置における管周方向の硬度差の最大値が30以下、
 表層硬さの最大値が230以下である

20

ことを特徴とする耐圧潰性および耐サワー性に優れた高強度ラインパイプ。

$C_{eq} = C + Mn / 6 + (Cu + Ni) / 15 + (Cr + Mo + V) / 5$ 式(1)

$PHIC = 4.46C + 2.37Mn / 6 + (1.18Cr + 1.95Mo + 1.74V) / 5 + (1.74Cu + 1.7Ni) / 15 + 22.36P$ 式(2)

$ACR = (Ca - (0.18 + 130Ca)O) / 1.25S$ 式(3)

ここで、各式の右辺の元素記号はそれぞれの含有量(質量%)を表わし、含有しない場合は0とする。

[2]さらに、質量%で、

30

V : 0.005 ~ 0.100%
 Ti : 0.005 ~ 0.050%
 Mg : 0.0005 ~ 0.0040%

の中から選ばれる1種以上を含有することを特徴とする[1]記載の耐圧潰性および耐サワー性に優れた高強度ラインパイプ。

[3]真円度が下記の(4)又は(5)式を満たすことを特徴とする[1]又は[2]記載の耐圧潰性および耐サワー性に優れた高強度ラインパイプ。

$D/t^{0.6} \leq 135$ の場合 $D_{max} - D_{min} \leq 3.0$ 式(4)

$D/t^{0.6} > 135$ の場合 $D_{max} - D_{min} \leq 0.04 D/t^{0.6} - 1.4$

式(5)

40

ここで、D : 公称外径(mm)、t : 管厚(mm)、 $D_{max} - D_{min}$: 真円度(mm)、 D_{max} : 測定最大外径(mm)、 D_{min} : 測定最小外径(mm)である。

[4]鋼素材を、900~1200 に加熱後、

900 以下の累積圧下率を30~90%とし圧延終了温度を($A_{r3} - 10$)以上とした熱間圧延を行った後、

加速冷却の直前に鋼板表面での噴射流衝突圧が1MPa以上のデスクーリングを行い、その後、鋼板表層温度が($A_{r3} - 80$)以上の温度域から、鋼板表層冷却速度が10 / s以上100 / s以下で、

鋼板表層温度が300 以上600 以下、なおかつ鋼板平均温度が630 以上の温

50

度域まで、式(6)を満たす条件で1段目の加速冷却を行い、

続いて、鋼板平均冷却速度が10 / s以上で鋼板平均温度が300 以上600 以下の温度域まで2段目の加速冷却を行い

その後、鋼板平均温度を冷却停止温度以上かつ400 ~ 600 の温度域に再加熱し、室温まで冷却して得られた厚鋼板を、冷間で管状に成形し、

突合せ部を溶接し鋼管とした後、

さらに、0.5 ~ 1.1%の拡管率で拡管を行うことによって製造する

ことを特徴とする[1]及至[3]のいずれか一つに記載の耐圧潰性および耐サワー性に優れた高強度ラインパイプの製造方法。

(700 - T) / V 3 式(6)

ここで、T: 1段目の加速冷却の鋼板表層冷却停止温度()、V: 1段目の加速冷却の鋼板表層冷却速度(/ s)である。

【発明の効果】

【0025】

本発明により、耐圧潰性および耐サワー性に優れた石油や天然ガスの輸送とりわけ海底パイプラインに使用させる厚肉高強度ラインパイプ用として好適な厚鋼板を冷間で成形し溶接して製造される高靱性溶接鋼管の製造が可能となり、産業上極めて有効である。

【図面の簡単な説明】

【0026】

【図1】装置の配列の一実施態様を表す図面である。

【発明を実施するための形態】

【0027】

本発明に係る耐圧潰性および耐サワー性に優れた高強度ラインパイプ用溶接鋼管の成分組成、ミクロ組織を規定する。本発明で対象とする厚鋼板とは、熱間圧延で製造される20mm以上の板厚を有する鋼板をいう。

【0028】

1. 成分組成

以下に成分組成の限定理由を説明する。なお、成分組成を示す単位は、全て質量%とする。

【0029】

C: 0.02 ~ 0.08%

Cは焼き入れ性を高め強度確保に重要な元素であるが、0.02%未満では十分な強度が確保できない。また、0.08%を超えて添加すると、硬質第2相の生成が顕著となり、耐サワー性の確保が困難となる。また、硬質第2相が増えることは鋼管の圧縮強度を低下させ、耐圧潰性も低下させることになる。よって、C含有量は、0.02 ~ 0.08%の範囲とする。さらに好適には、0.03 ~ 0.06%である。

【0030】

Si: 0.01 ~ 0.50%

Siは脱酸のため添加するが、0.01%未満では脱酸効果が十分でなく、0.50%を超えるとマルテンサイト体積分率の増加による耐サワー性、耐圧潰性、靱性および溶接性の劣化が起こるため、Si含有量は0.01 ~ 0.50%の範囲とする。さらに好適には、0.01 ~ 0.30%の範囲である。

【0031】

Mn: 0.5 ~ 1.5%

Mnは強度、靱性向上に有効な元素であるが、0.5%未満ではその効果が十分でなく、1.5%を超えると中央偏析部に濃化し、中央偏析部の硬さの増加およびMnSの生成により耐サワー性能を著しく劣化させる。従って、Mn含有量は、0.5 ~ 1.5%の範囲とする。より好ましくは、1.0 ~ 1.5%である。

【0032】

P: 0.010%以下

10

20

30

40

50

Pは偏析しやすく、中央部に濃化する元素であり、少量含まれるだけでも中央偏析部の硬さを顕著に上げ、耐サワー性を劣化させるため、少なければ少ないほどよい。ただし、0.010%までは許容する。

【0033】

S：0.001%以下

SはMnを結合し、MnSを生成する。また、SはMnを同じく中央偏析に濃化しやすい元素であるためS量が多いとMnSの中央偏析が多数生成させることになり、耐サワー性を著しく劣化させる。従って、Sは極力低減することが望ましいが、0.001%までは許容することができる。

【0034】

Al：0.06%以下

Alは脱酸剤として添加されるが、0.06%を超えると鋼の清浄度が低下し、Al系介在物が生成することにより耐サワー性能を劣化させるため、Al含有量は0.06%以下とする。より好ましくは、0.01~0.05%の範囲である。

【0035】

Nb：0.002~0.100%

Nbは制御圧延の効果を高め、組織細粒化により強度、靱性を向上させる元素である。しかし、0.002%未満では効果がなく、0.100%を超えると溶接熱影響部の靱性が著しく劣化するため、Nb含有量は0.002~0.100%の範囲とする。より好ましくは、0.005~0.060%である。

【0036】

Ca：0.0005~0.0040%

Caは中央偏析部に生成する針状MnSの形態を球状にすることにより、耐HIC性能を向上させる。その効果をえるためには、0.0005%以上添加することが好ましいが、0.0040%を超えて添加するとCaOSクラスタが生成し、耐HIC性能がむしろ劣化することになるため、Ca含有量は0.0005~0.0040%とする。より好ましくは、0.0015~0.0040%である。

【0037】

O：0.0030%以下

Oは鋼中に不可避免的に含まれる元素であり、通常AlやCaと結合した酸化物として存在している。Oが過剰に含まれるとこれらAl、Ca系酸化物の鋼中含量が多くなりすぎ、クラスタを形成し耐HIC性能を劣化させるため、Oの含有量を0.0030%以下とする。

【0038】

さらに、さらに、鋼板の強度を向上させるため、以下に示すCu、Ni、Cr、Moの中から選ばれた1種以上を含有する。すなわち、Cu：1.0%以下、Ni：1.0%以下、Cr：1.0%以下、Mo：0.5%以下の中から選ばれる1種以上を含有することが必要である。以下、各元素毎に限定理由を述べる。

【0039】

Cu：1.0%以下

Cuは靱性の改善と強度の上昇に有効な元素である。しかしながら、1.0%を超えて添加すると溶接性の劣化や析出脆化による母材、HAZの靱性劣化、さらにはM-A体積分率の増加による圧縮強度の低下が問題になるため、Cuを添加する場合には、上限を1.0%とする。より好ましくは、0.05~0.45%である。

【0040】

Ni：1.0%以下

Niは靱性の改善と強度の上昇に有効な元素である。しかしながら、1.0%を超えて添加すると連続鑄造時にスラブに割れが生じ、表面の手入れが必要となり、著しい生産性の低下を招き、さらにM-A体積分率の増加による圧縮強度の低下が問題になるため、Niを添加する場合には、上限を1.0%とする。より好ましくは、0.05~0.45%で

10

20

30

40

50

ある

Cr : 1.0 % 以下

Cr は Mn と同様に低 C でも十分な強度を得るために有効な元素である。しかしながら、1.0 % を超えて添加すると溶接性の劣化や M - A 体積分率の増加による圧縮強度の低下を招くため、Cr を添加する場合には、その含有量は 1.0 % 以下とする。より好ましくは 0.10 ~ 0.40 % である。

【0041】

Mo : 0.5 % 以下

Mo は焼き入れ性を向上し強度上昇に大きく寄与する元素である。しかし、0.5 % を超える添加は M - A 体積分率の増加による圧縮強度の低下や溶接熱影響部靱性の劣化を招くため、Mo を添加する場合は、その含有量は 0.5 % 以下とする。より好ましくは、0.05 ~ 0.30 % である。

Ceq : 0.30 以上

下記式(1)で定義される Ceq は本来は溶接時の HAZ 最高硬さを示す指標であるが、同時に母材強度ともよい相関を示すことが知られている。Ceq は 0.30 未満の場合、所望の母材強度が得られないため、Ceq の下限を 0.30 とする。

$Ceq = C + Mn / 6 + (Cu + Ni) / 15 + (Cr + Mo + V) / 5$ 式(1)

ここで、式の右辺の元素記号はそれぞれの含有量(質量%)を表わし、含有しない場合は 0 とする。

【0042】

PHIC : 1.00 以下

下記式(2)で定義される PHIC は一般的な炭素等量の式に用いられる合金元素および P について、中央偏析部への濃化度を熱力学計算により求めて濃化度合いの係数を加えたもので、中央偏析部の最終凝固部の硬さを間接的に表示することができる。この PHIC が 1.00 を超えると中央偏析に粗大な MnS が生成していなくても、NbTiCN などを起点に HIC 割れが発生するため、上限を 1.00 とする。

$PHIC = 4.46C + 2.37Mn / 6 + (1.18Cr + 1.95Mo + 1.74V) / 5 + (1.74Cu + 1.7Ni) / 15 + 22.36P$ 式(2)

ここで、式の右辺の元素記号はそれぞれの含有量(質量%)を表わす。含有しない場合は 0 とする。

【0043】

ACR : 1.00 ~ 6.00

下記式(3)で定義される ACR は中央偏析部に生成する MnS を Ca によって球状化させえるかを評価する指標であり、1.00 未満の場合、中央偏析に粗大な MnS が残留し耐 HIC 性能を劣化させる。1.00 以上の場合は、CaOS が生成し、粗大な MnS の生成はなくなるが、6.00 を超えると CaOS がクラスタを生成し、耐 HIC 性能を劣化させるため、ACR の範囲を 1.00 ~ 6.00 の範囲とする。

$ACR = (Ca - (0.18 + 130Ca)O) / 1.25S$ 式(3)

ここで、式の右辺の元素記号はそれぞれの含有量(質量%)を表わす。

【0044】

さらに、鋼板の強度、母材靱性、HAZ 靱性を向上させるため、以下に示す V、Ti、Mg の中から選ばれた 1 種以上を選択的に含有することができる。

V : 0.005 ~ 0.100

V は主に焼き入れ性を高めることで母材強度を向上させることができる。その効果は 0.005 % 未満ではあられず、一方で 0.100 % を超える添加により析出脆化を起こし、母材靱性、HAZ 靱性を劣化させるため、V を添加する場合にはその範囲は 0.005 ~ 0.100 % とすることが好ましい。より好ましくは 0.005 ~ 0.050 % である。

【0045】

Ti : 0.005 ~ 0.050 %

Ti は TiN のピンニング効果により加熱時のオーステナイトの粗大化を抑制し、母材や

10

20

30

40

50

溶接熱影響部の靱性を改善するために有効な元素である。しかし、0.005%未満では効果が無く、0.050%を超える添加はTiNが粗大化し、逆に溶接熱影響部靱性の劣化を招くため、Tiを添加する場合にはその含有量は、0.005~0.050%の範囲とすることが好ましい。さらに、Ti含有量を0.005~0.030%にすると、より優れた靱性を示す。

【0046】

Mg: 0.0005~0.0040%

Mgはアルミナクラスタ(Al_2O_3)を、Al-Mg系酸化物として微細分散させることで母材およびHAZ靱性向上に寄与する元素である。その効果を得るためには、0.0005%以上添加することが好ましいが、0.0040%を超える添加で、MgCaOSクラスタを形成し、耐HIC性能を劣化させるため、Mgを添加する場合にはその添加量は0.0005~0.0040%とすることが好ましい。

10

【0047】

上記の元素以外はFeおよび不避的不純物とし、意図的に添加しない。より好ましくは、不可避的不純物の含有量を、N; 0.0060%以下、B; 0.0005%以下とする。

【0048】

2. 金属組織 (ミクロ組織)

本発明では、母材の金属組織の形態および体積分率を規定する。ここで、体積分率は各金属組織の面積率を測定し体積分率とみなしている。

20

【0049】

表層組織

表層組織は耐SSC性を確保するために過度に焼きの入った組織になることを防ぐ必要がある。本発明では、加速冷却の直前にデスケリングを行うことで、厚いスケールの生成に起因した表層での硬化組織の生成を抑制し、表層組織を上部ベイナイトにするか、フェライト及び上部ベイナイトの混合組織(以下、フェライト+上部ベイナイトとも記す)を主体とすることで、表層硬さの過度な上昇を防ぐ。なお、これらの主体とする組織以外としては、マルテンサイト、M-A、下部ベイナイト、パーライトおよびセメンタイトがあり、いずれも、フェライト、上部ベイナイトにくらべて硬い組織であるため、少ない方がより好ましい。なお、主体とする組織の体積分率を特には規定しないが、より好ましくは85%以上である。このとき、上部ベイナイトのラス間に生成するセメンタイトは上部ベイナイトの一部として測定する。また、表層とは最表層から管厚方向2mmまでの領域のことである。

30

【0050】

管厚中央組織

管厚中央の組織は、母材強度およびHIC性能を確保する上で重要な因子である。HIC性能確保および圧縮強度確保の観点からは、できるだけ均一な組織であることが望ましく、強度確保の観点からフェライト単相組織では不適格で、下部ベイナイトやマルテンサイト単相組織にすると硬さが大きくなりすぎてHIC試験時に中央偏析部から割れが生じるため、母材強度、耐HIC性能の両立のためには、上部ベイナイト単相組織とする必要がある。ここで、上部ベイナイト単相とは、ベイナイト組織が85%以上をいうものとする。

40

【0051】

上部ベイナイトを主体とする組織以外としては、マルテンサイト、M-A、下部ベイナイト、パーライト、セメンタイトおよびフェライトがあり、いずれも第2相として主体組織との硬度差を生じ、耐HIC性能および圧縮強度を劣化させるため、少ない方が良い。なお、主体組織の体積分率が、95%以上であることがより好ましい。このとき、上部ベイナイトのラス間に生成するセメンタイトは上部ベイナイトの一部として測定する。また、管厚中央とは、管厚中央から管厚方向 ± 2 mmの位置でなおかつ中央偏析部を除く位置のことである。

50

【 0 0 5 2 】

M - A 体積分率

M - A は上述した硬質第 2 相の中でも、最も硬度が大きい組織であり、耐 H I C 性能および圧縮強度を顕著に劣化させるため、できるだけ少ない方がよい。本発明では、加速冷却後の再加熱により M - A を分解し、実質的に含まない程度まで低減することができる。なお、再加熱によっても若干 M - A が残留することがあるが、M - A の体積分率は、1.0 % までは許容することができる。より好ましくは、0.5 % 以下である。なお、管厚全域とは、中央偏析部を除く鋼管母材全域のこととする。

【 0 0 5 3 】

3. 硬さ

本発明では、管周方向、管厚方向の硬さ分布および硬さの最大値を規定する。なお、硬さはピッカース硬さ試験機で荷重 10 kgf (98 N) で測定したものとす。

【 0 0 5 4 】

管厚方向同位置における管周方向の硬度差の最大値： 30 以下

管厚方向同位置における管周方向の硬度差（単に「管周方向の硬度差」という場合もある。）は、主に加速冷却時の表面性状に起因して発生する。スケールが厚い箇所は過度に冷却されて表層が著しく硬化し、一方スケール厚が薄い箇所では、それほど表層が硬化しないため表層硬さに大きな差が出ることになる。管周方向の硬度差が大きいと、U O E 造管時の C - U - O 成形における形状の乱れが生じ、その結果、所望の真円度を得るためにより大きな拡管率を必要としてしまう。拡管率が大きくなると、パウシンガー効果により圧縮強度が低下するため、耐圧潰性が低下することになる。一方で、管周方向の硬度差が小さいと、拡管率が小さくても高い真円度を得ることができ、圧縮強度の低下の抑制および真円度の確保の両面から耐圧潰性を向上させることができる。その効果は、管周方向の硬度差をピッカース硬さ（H V）30 以下にすることにより顕著に現れるため、上限を 30 とする。より好ましくは 20 以下である。

【 0 0 5 5 】

なお、管周方向の硬度差は管厚方向および管長方向の同じ位置で測定したものについて比較するものとし、上述したように管周方向の硬度差は主に表層部で生じるため、表層から 1 mm および裏層から 1 mm の 2 箇所を測定すれば、その鋼管の管周方向の硬度差を代表とみなせる。

【 0 0 5 6 】

管周方向同位置における管厚方向の硬度差の最大値： 30 以下

管周方向同位置における管厚方向の硬度差（単に「管厚方向の硬度差」と言う場合もある。）は、主に加速冷却前の表層組織形態、加速冷却の冷却速度、加速冷却時の表面性状に起因して発生し、管周方向の硬度差と同じく、U O E 造管時の C - U - O 成形における形状の乱れが生じ、その結果、所望の真円度を得るためにより大きな拡管率を必要としてしまう。

【 0 0 5 7 】

拡管率が大きくなると、パウシンガー効果により圧縮強度が低下するため、耐圧潰性が低下することになる。一方で、管厚方向の硬度差が小さいと、拡管率が小さくても高い真円度を得ることができ、圧縮強度の低下の抑制および真円度の確保の両面から耐圧潰性を向上させることができる。その効果は、管周方向の硬度差がピッカース硬さ（H V）30 以下にすることにより顕著に現れるため、上限を 30 とする。より好ましくは 20 以下である。なお、管厚方向の硬度差は管周方向および管長方向の同じ位置で測定したものについて比較するものとする。

【 0 0 5 8 】

表層硬さの最大値： 230 以下

前述のように、最近、耐 S S C 性を保障するために表層硬さをピッカース硬さ（H V）230 以下にすることが要求されることが多い。本発明は、この仕様に対応できる鋼管に関するものであるため、表層硬さの最大値を 230 とする。なお、表層硬さの測定位置は、

10

20

30

40

50

表層から1mmおよび裏層から1mmとし、前述したように局所的な硬化部はデスクーリング水のかかり方による表層のスケールむらに起因するため、ある管長位置においてミルデスクーリング装置および加速冷却前デスクーリング装置のノズル間隔のうち大きい方の長さの2倍の長さの管周方向位置を最大でも20mmピッチで測定したうちの最大値を用いることとする。

【0059】

4. 鋼管の真円度

真円度が高いほど、耐圧潰性が向上する。ここで、真円度とは、 $D_{max} - D_{min}$ と定義する。 D_{max} は測定最大外径(mm)で、 D_{min} は測定最小外径(mm)である。真円度は、製造された鋼管の任意の管長位置で管周を12等分あるいは24等分して対向する位置での外直径を測定し、それらのうちの最大値と最小値をそれぞれ D_{max} 、 D_{min} とすることで求めることができる。

10

【0060】

耐圧潰性は、より真円であるほど(すなわち真円度が0に近いほど)高くなるが、UOE造管では完全な真円を達成することができず、また、外径が大きく、板厚が小さくなるほど真円度は悪くなる。本発明では、管周方向の硬度分布を均一にすることにより、下記式(4)、(5)に示す真円度を得ることができる。

$$D/t^{0.6} \leq 135 \text{ の場合 } D_{max} - D_{min} \leq 3.0 \quad \text{式(4)}$$

$$D/t^{0.6} > 135 \text{ の場合 } D_{max} - D_{min} \leq 0.04 D/t^{0.6} - 1.4$$

式(5)

20

ここで、 D ：公称外径(mm)、 t ：管厚(mm)、 $D_{max} - D_{min}$ ：真円度(mm)、 D_{max} ：測定最大外径(mm)、 D_{min} ：測定最小外径(mm)である。

【0061】

真円度を3.0以下にすることにより顕著に耐圧潰性を向上させることができるため、特に高い耐圧潰性能が要求される場合には、鋼管寸法である $D/t^{0.6}$ が135以下の場合には $D_{max} - D_{min}$ は3.0を上限とすることが好ましい。 $D/t^{0.6}$ が135を超える場合には $D_{max} - D_{min}$ は $0.04 D/t^{0.6} - 0.4$ の値以下とすることが好ましい。

【0062】

30

5. 製造方法

本発明では、上記の母材ミクロ組織および硬さ分布および所望の性能を得るための、鋼管素材および鋼管の製造方法を規定する。

【0063】

スラブ加熱温度：900～1200

鋼素材であるスラブをオーステナイト化しつつ、最低限のNbの固溶量を得るため、下限温度は900である。一方、1200を超える温度までスラブを加熱すると、NbCおよびTiNによるピンニング効果が弱まり、オーステナイト粒が著しく成長し、母材靱性が劣化する。このため、スラブ加熱温度は900～1200の範囲とする。

【0064】

40

900以下の累積圧下率：30～90%

本発明に係る鋼では、Nb添加によって900以下はオーステナイト未再結晶温度領域である。この温度域以下において、累積で大圧下の熱間圧延を行うことにより、オーステナイト粒を伸展させ、特に板厚方向で細粒とし母材靱性を向上させる。累積圧下率が30%未満の場合は、細粒化が十分でなく靱性が劣化するため、900以下の温度域での累積圧下率は30%以上とする。累積圧下率が大きいほど圧延時の鋼板の反りや圧延能率の低下などが問題となり、また90%を超える圧下率を確保しても材質特性に大きな変化がみられないため、上限を90%とする。好ましくは50～90%の範囲内である。

圧延終了温度：($A_{r3} - 10$)以上

圧延終了温度は、低い方が母材靱性が良好になるが、($A_{r3} - 10$)を下回ると管厚

50

中央付近の母材組織に加工フェライトが生成し耐HIC性能が劣化するため、下限を(Ar₃-10)とする。より好ましくは、(Ar₃-10)以上830以下である。なお、温度の測定は、圧延終了後ただちに放射温度計により鋼板表面温度を測定するものとする。Ar₃点は実質的に同一とみなせる化学成分の鋼の熱膨張試験で加工後の変態開始温度を測定することがのぞましいが、下記の式(7)で代用してもよい。

Ar₃() = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 55Ni - 15Cr - 80Mo
式(7)

ここで、各元素記号は含有量(質量%)で、含有しない場合は0とする。

【0065】

加速冷却直前のデスクーリング

さらに上記製造工程に加えて、加速冷却の直前に高衝突圧の噴射流によるデスクーリングを行う。鋼板内の材質均一性に優れた高強度鋼板とするためには、鋼板内の硬さのばらつきを低減することが必要であり、特に鋼板内部の強度を保ちながら、表層部の硬さを抑制することが重要である。圧延後の鋼板においては、圧延前および圧延中のデスクーリング等により幅方向にスケールの厚さにむらが生じることがある。また、スケール厚さが大きい場合には、部分的にスケールの剥離が生じることがある。圧延後の加速冷却の際に、スケール厚さにばらつきがあると、その厚さに応じて鋼板表面の冷却速度も変化してしまい、その冷却速度に応じて鋼板表面の硬さも変化してしまう。鋼板を高強度化するためには、加速冷却時の冷却速度を大きくすることが有効であるが、高冷却速度の冷却では表層硬さに及ぼすスケール厚さの影響が顕著になるため、スケール厚さにむらがあると硬さのばらつきが増大して鋼板内の材質均一性が劣化する。その対策として、高衝突圧のデスクーリングによりスケール厚さを冷却速度に大きな差が生じない程度に均一に薄くすることができる。

【0066】

本発明では、加速冷却の直前に鋼板表面での噴射流の衝突圧が1MPa以上のデスクーリングを行う。鋼板表面での噴射流の衝突圧が1MPa未満では、デスクーリングが不十分でスケールむらが生じる場合があり、表層硬さのばらつきが生じるため、噴射流の衝突圧は1MPa以上とする。デスクーリングは高圧水を用いて行うが、鋼板表面での噴射流の衝突圧が1MPa以上であれば、他の噴射流を用いても構わない。また、デスクーリング後、5秒以内に加速冷却を行うことが必要である。デスクーリング後、5秒を超えて加速冷却を行う場合、スケールが成長するため表層部の冷却速度が上昇し、硬さのばらつきが大きくなる場合があるからである。

【0067】

冷却開始温度

冷却開始時の鋼板表面温度は、(Ar₃-80)以上とする。冷却開始時の鋼板表面温度がこれよりも低いと、加速冷却前の鋼管素材内部でのフェライト生成量が多くなり、強度低下するとともに、耐HIC性が劣化する。よって、冷却開始時の鋼板表面温度は、(Ar₃-80)以上とする。続いて行なう加速冷却(単に冷却という場合がある。)は、2段階の加速冷却方法を採用する。すなわち、1段目の加速冷却は、表層の冷却速度が10/s以上100/s以下で、鋼板表層温度が300以上600以下、なおかつ鋼板平均温度が630以上の温度域まで、式(6)を満たす条件である。

(700 - T) / V ≥ 3 式(6)

ここで、T: 1段目の冷却の鋼板表層冷却停止温度()、V: 1段目の冷却の鋼板表層冷却速度(/s)である。

また、2段目の加速冷却は、鋼板平均冷却速度が10/s以上で鋼板平均温度が300以上600以下の温度域まで行なうことを特徴とする。以下、説明する。

【0068】

1段目の加速冷却

1段目の加速冷却では表層近傍を低冷却速度で変態完了させつつ、鋼板内部では変態ができるかぎり起こらないような冷却パターンを選択する必要がある。

10

20

30

40

50

1 段目表層冷却速度

本発明の所望とする強度や管厚の範囲内で鋼板表層の硬さを230以下にするためには、スケールが均一に剥離した状態において鋼板表層の冷却速度を100 / s以下にする必要がある。一方で、表層の冷却速度が10 / s未満になる冷却条件では鋼板内部との冷却速度差をつけることができず、鋼板内部も変態してしまうため、下限を10 / sとする。

1 段目の表層冷却停止温度

冷却停止時の鋼板の表層温度が600 を超えると、表層が変態し終えておらず2段目の加速冷却により急冷され硬化してしまう。また、300 未満になると復熱が十分に起こらず、低温変態組織が生成し、表層部が過剰に硬化する。表層硬さを230以下にするための1段目の表層冷却停止温度範囲として、300 以上600 以下とする。より好ましくは、350 以上600 以下である。

10

【0069】

さらに、表層硬さを230以下にするためには、1段目の表層冷却速度と表層冷却停止温度を式(6)を満たす範囲にする必要がある。上記(6)式の左辺が意味するところは、1段目冷却の冷却時間である。すなわち、1段目冷却は3秒以上継続する必要があることを示している。これは、表層の組織が硬質とならないように、フェライトやベイナイト相が十分に生成するためには、3秒以上の時間を要するためである。(6)式が満たされない場合は、鋼板表層部にマルテンサイトや島状マルテンサイト(MA)が生成し、表層部の硬さ上昇が著しくなり、硬さのばらつきが大きくなるため、冷却1段目の制約条件として(6)式を満足させる必要がある。

20

1 段目の鋼板平均冷却停止温度

鋼板平均冷却停止温度は、鋼板内部の強度を制御する上での指標になり、1段目の加速冷却は冷却速度が遅いため、鋼板内部はできるだけ変態させない方がよい。鋼板板厚方向の平均冷却停止温度が630 未満になると、1段目の加速冷却時および1~2段目の間の空冷状態において、鋼板内部での変態が進み強度が低下するため、下限を630 とする。したがって、鋼板平均温度が630 以上まで式(6)を満たす条件で1段目の加速冷却を行うこととする。より好ましくは、鋼板平均温度が680 以上の温度域まで式(6)を満たす条件で1段目の加速冷却を行う。

【0070】

なお、鋼板板厚方向の平均の温度および冷却速度については、物理的に直接測定することはできないが、鋼板表面の温度変化を基にしたシミュレーション計算を行うことで、リアルタイムに求めることができる。

30

2 段目の鋼板平均冷却速度

2段目の加速冷却は表層が変態完了後に行うため、冷却速度を大きくしても表層が過剰に硬化することがなく、母材強度確保のためにできるだけ速い冷却速度の方がよい。また、この製造方法は、厚肉材の表層硬さ低減に対して有効なプロセスであり、例えば60mmで十分な強度を得るためには10 / s以上の冷却速度が必要であるため、下限を10 / sとする。より好ましくは20 / s以上である。

2 段目の鋼板平均冷却停止温度

2段目の鋼板平均冷却停止温度を600 を超えると、所望の強度が得られないだけでなく、変態が完全に完了しないため、未変態オーステナイトが一部M-Aになり、耐HIC性および耐圧潰性を低下させる。一方で、300 よりも低い場合も変態途中にM-Aが生成し、耐HIC性および耐圧潰性を低下させる。よって、鋼板平均温度が300 以上600 以下の温度域まで2段目の加速冷却を行うこととする。

40

【0071】

なお、1段目と2段目の加速冷却の間の時間などは特に規定しないが、1段目の冷却後の空冷による鋼板内部の変態を抑制するために、できるだけ速く2段目の冷却を開始した方がよく、2段目の加速冷却開始は、1段目の冷却後20秒以内であることが好ましい。

再加熱

50

本発明では、鋼板組織中に含まれるM - Aを分解するため、加速冷却停止後の鋼板に再加熱熱処理を行う。熱処理温度は、冷却停止温度以上、400以上にしなないとM - Aが十分に分解しないため、下限を冷却停止温度以上、400以上とする。一方で、鋼板平均温度が600を超える温度域に再加熱すると、セメントタイトの凝集やNbなどの炭化物の析出によりDWT T性能が劣化するため、上限を600とする。したがって、鋼板平均温度を冷却停止温度以上かつ400～600の温度域に再加熱を行う。さらに、鋼板平均温度を冷却停止温度以上かつ400～550の温度域に再加熱を行うことが好ましい。管厚中央(すなわち母材である鋼板の板厚中央)の温度については、物理的に直接測定することはできないが、鋼板表面の温度変化を基にしたシミュレーション計算を行うことで、リアルタイムに求めることができる。

10

【0072】

加速冷却停止後の鋼板に対する上記再加熱は、製造効率や熱処理に要する燃料コストを削減する観点からは、加速冷却停止後、ただちに開始することが好ましく、たとえば、冷却停止の後120秒以内に再加熱を開始することが望ましい。

【0073】

図1に本発明に係る鋼板の製造に好適な設備の一例を示す。鋼板搬送ライン1には上流から下流側に向かって熱間圧延機2、高衝突圧デスケーリング装置3、加速冷却装置4、誘導加熱装置7を配置する。また、デスケーリング装置3の前(上流側)に熱間矯正機5を設置することもできる。熱間矯正機で鋼板の形状を改善することにより、噴射流の衝突圧を増大させることができるため、低コストでより効率的にデスケーリングを行うことができる。一方、誘導加熱装置7の前(上流側)に熱間矯正装置6を設置することもできる。熱間矯正機により鋼板の形状を改善することにより、たとえば、大きな反りを有する鋼板が誘導加熱装置に衝突するような事故を避けることができるばかりでなく、誘導加熱時の温度の均一性が改善されるので、設備の安全性および材質均一性を向上させることができる。

20

室温まで冷却；

本発明の再加熱温度では、その後の冷却過程により鋼板の材質や形状に影響を与えない。そのため、再加熱後の鋼板を室温まで冷却するための冷却手段は、例えば、空冷によればよい。放冷してもよいし、また、鋼板に空気を吹き付けて積極的に空冷してもよい。これ以外に、水冷や、その他の手段でもかまわない。

30

【0074】

以上の再加熱熱処理の後、空冷により室温まで冷却して得られた厚鋼板を、冷間で管状に成形する。

【0075】

鋼管の成形方法は、UOEプロセスやプレスバンド等の冷間成形によって鋼管形状に成形する。その後、シーム溶接するが、このときの溶接方法は十分な継手強度及び継手靱性が得られる方法ならいずれの方法でもよいが、優れた溶接品質と製造能率の点からサブマージーク溶接を用いることが好ましい。本発明では、その突合せ部を2層以上の溶接によって接合し、拡管した溶接鋼管を対象とする。突合せ部を2層以上溶接することにより、溶接入熱の過度な上昇による靱性の劣化を防ぎやすく、また、溶接ビードについても良好な外観形状が安定して得られるためである。突き合せ部の溶接を行った後に、溶接残留応力の除去と鋼管真円度の向上のため、拡管を行う。以下、拡管率について説明する。

40

【0076】

拡管率： 0.5～1.1%

一般に厚肉高強度UOE鋼管は、0.9～1.2%程度の範囲の拡管率で造管を行う。拡管率は、耐圧潰性を確保する上で重要な因子であり、拡管率を低くするほど圧縮強度が上昇するが、真円度が低下する。一方で、拡管率を高くするほど真円度は高くなるが、圧縮強度は下がり、さらにはダイスによる鋼管の傷つきが問題になる。拡管率を0.5%より小さくしても圧縮強度上昇効果はあまり期待できないので、下限を0.5%とする。一方で、本発明では、管厚および管周方向の硬さを均一化することによって成形性を著しく

50

向上させているため、拡管率が低くても、所望の真円度を得ることができる。真円度は拡管率が1.1を超える拡管率増加による真円度向上効果が飽和するため、上限を1.1%とする。以上、規定した拡管率0.5~1.1%の範囲で造管すれば、優れた耐圧潰性能が得られる。また、より好ましくは0.5~1.0%である。

【実施例】

【0077】

表1に示す化学成分の鋼を連続鑄造法によりスラブとし、加熱したスラブを熱間圧延により圧延した後、加速冷却装置直前で高衝突圧デスクーリングを行い、5秒以内に水冷型の冷却設備を用いて加速冷却を行った。加速冷却は図1に示した設備を用いて行い、1段目の加速冷却終了後、20秒以内に、2段目の加速冷却を開始し、加速冷却終了後にただちに誘導加熱により急速加熱を行い、その後空冷することにより、厚鋼板を製造した。製造した鋼板をUOE成形によって造管した。突合せ部の溶接は、内面及び外面について各1層のサブマージーク溶接により実施した。なお、Oプレスの圧縮率はすべて0.3%とした。以上の方法で製造した溶接鋼管の製造方法の詳細を表2に示す。なお、加熱温度は鋼板全体の平均温度とし、圧延終了温度および冷却開始温度、表層冷却停止温度は鋼板表面温度を、誘導加熱による表層加熱温度は鋼板表層温度を、板平均温度および鋼板平均冷却速度は、加熱パターンと実績表層加熱温度より熱伝導計算により計算した。

10

【0078】

【表 1】

成分 No.	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Ti	Ca	Mg	N	O	Ceq	PHIC	ACR	A ₁ s (°C)
A	0.071	0.10	1.20	0.003	0.0004	0.025	0.14	0.14	-	0.20	0.012	0.025	0.010	0.0025	-	0.0035	0.0020	0.335	0.977	2.98	765
B	0.042	0.28	1.42	0.003	0.0004	0.028	-	0.15	0.15	0.10	0.031	0.025	0.010	0.0032	-	0.0036	0.0019	0.344	0.915	4.14	765
C	0.032	0.42	1.15	0.009	0.0006	0.022	0.28	0.28	0.20	-	0.025	0.031	0.022	0.0018	0.0015	0.0050	0.0018	0.307	0.920	1.41	784
D	0.049	0.15	1.06	0.004	0.0004	0.040	-	0.35	0.10	0.16	0.051	-	0.007	0.0024	-	0.0035	0.0020	0.301	0.852	2.83	776
E	0.042	0.09	1.55	0.008	0.0006	0.035	0.28	0.28	0.15	-	0.015	-	0.015	0.0024	-	0.0030	0.0019	0.368	1.078	1.95	750
F	0.090	0.35	1.04	0.003	0.0003	0.018	-	-	-	0.25	0.035	-	0.015	0.0028	-	0.0045	0.0020	0.313	0.977	4.57	779
G	0.045	0.30	1.25	0.003	0.0005	0.025	-	0.28	0.15	0.10	0.030	0.025	0.010	=	-	0.0030	0.0020	0.327	0.876	-0.58	770
H	0.038	0.30	1.15	0.008	0.0015	0.028	0.25	0.15	0.05	0.15	0.035	0.030	0.010	0.0015	-	0.0031	0.0021	0.302	0.929	0.38	780
I	0.042	0.24	1.25	0.011	0.0006	0.025	0.21	0.20	-	0.18	0.015	0.015	0.018	0.0020	0.0010	0.0045	0.0018	0.317	1.049	1.61	767

下線は本発明の請求範囲外

$$Ceq = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5$$

$$PHIC = 4.46C + 2.37Mn/6 + (1.18Cr + 1.95Mo + 1.74V)/5 + (1.74Cu + 1.7Ni)/15 + 22.36P$$

$$ACR = (Ca - (0.18 + 130CaO))/1.25S$$

$$Ar_3 = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 55Ni - 15Cr - 80Mo$$

各式において、各元素記号は含有量(質量%)、含有しない場合は0とする。

10

20

30

40

50

【表 2】

鋼管 No.	成分 No.	外径 (mm)	管厚 (mm)	スラブ 加熱温度 (°C)	900°C以下の 累積圧下率 (%)	圧延 終了温度 (°C)	加速冷却前 デスケーリング 衝撃圧 (MPa)	冷却 開始温度 (°C)	1段目表層 冷却速度 (°C/s)	1段目表層 冷却停止温度 (°C)	1段目平均 冷却停止温度 (°C)	(700-T)/V	2段目平均 冷却速度 (°C)	2段目平均 冷却停止温度 (°C)	鋼管平均 温度 (再加熱 温度) (°C)	減管率 (%)
1	A	914	38.1	1050	71	790	2	765	60	350	738	5.83	24	320	520	0.67
2	A	914	38.1	1100	71	790	2	765	60	350	738	5.83	24	320	520	0.67
3	A	914	38.1	1100	71	790	2	765	60	550	751	2.50	24	320	520	0.67
4	A	914	38.1	1100	71	780	2	755	103	240	340	4.47	24	340	520	0.67
5	A	914	38.1	1100	71	810	2	765	60	350	738	5.83	24	320	460	0.40
6	A	914	38.1	1070	75	830	0.5	755	180	350	728	1.94	22	310	490	0.67
7	B	711	31.8	1110	71	830	2	790	60	450	768	4.17	26	340	460	0.75
8	B	1118	31.8	1120	71	820	2	780	65	420	756	4.31	27	330	460	0.67
9	B	711	31.8	1090	71	810	2	790	75	450	768	3.33	26	340	470	1.05
10	B	711	31.8	1000	71	820	2	770	75	450	749	3.33	25	200	420	0.90
11	B	711	31.8	1100	25	860	2	820	75	450	796	3.33	28	520	470	0.90
12	B	711	31.8	1030	75	800	2	810	75	450	786	3.33	26	400	620	1.00
13	C	610	24.0	1060	80	800	2	780	90	400	755	3.33	38	430	420	0.90
14	C	610	24.0	1060	80	820	2	790	30	320	580	12.67	38	430	420	0.90
15	C	610	24.0	1110	80	720	0	705	200	400	685	1.50	36	380	450	0.75
16	D	610	29.9	1050	65	790	2	780	80	375	753	4.06	30	380	540	0.75
17	D	610	29.9	1150	65	780	0	740	220	375	716	1.48	31	360	460	0.75
18	E	610	24.0	1050	75	800	2	780	90	400	755	3.33	30	430	470	1.35
19	F	914	38.1	1050	75	820	2	770	60	350	742	5.83	24	380	470	0.90
20	F	1219	38.1	1060	75	810	2	760	60	360	734	5.67	25	370	480	0.85
21	G	711	30.9	1100	71	820	2	790	75	400	764	4.00	25	360	460	0.40
22	H	711	30.9	1110	71	830	2	780	75	400	755	4.00	26	400	470	0.75
23	I	711	30.9	1070	71	830	2	820	75	400	792	4.00	38	390	470	0.90

下線は本発明の請求範囲外

【0080】

真円度は、鋼管外径を管周方向に6箇所以上測定し、その最大値/最小値を求めることで算出した。真円度(Dmax - Dmin)の目標値は、請求項3に記載の範囲とした。長手方向の測定位置は、両管端および管内部2000mm(管長が12000mmなので

管内部は5箇所)の5点の合計7箇所測定し、その最も大きい値を評価に用いた。測定は、管端はノギスにより、管内部は鋼管を回転させ接触式のプロフィール計で測定した。

【0081】

鋼管のミクロ組織の分率は、表層から1mm位置および管厚中心位置について400倍で組織観察した10枚の光学顕微鏡写真の画像解析からフェライト相とベイナイト相の合計の面積分率を平均して求めた。管厚中央に関しては中央偏析部を除外した。M-A体積分率は、表層から1mm位置、管厚内表面から1/4位置、管厚中央について2000倍で組織観察した5枚のSEM(走査型電子顕微鏡)写真の画像解析から面積分率を平均して求め、鋼管中に均一に第2相が分散していると仮定して、前記面積分率の値が体積分率の値に等しいものとみなした。ミクロ組織の目標形態は、本発明の請求項の範囲とした。

10

【0082】

管周方向の硬さ分布は、鋼管のシーム溶接部を起点とした管周方向位置として、40~320°位置の表面から1mmおよび裏面から1mm位置を20mmピッチで測定し、その最低値および最高値の差を求めた。管厚方向の硬さ分布は、鋼管90°位置について1mmピッチで表層から1mmと裏面から1mmの位置にかけて測定し、その最低値と最大値の差を求めた。鋼管最大硬さは以上で測定した硬さ結果の最大値を用いた。なお、硬さをすべてピッカーズ硬さ試験機で10kgf(98N)の荷重で測定した。

【0083】

鋼管の引張降伏応力および引張強度は、鋼管90°位置の鋼管周方向から全厚引張試験片を採取し、求めた。引張強度の目標値は、520MPa以上である。圧縮降伏応力は、鋼管180°位置の内表面から1mmの位置からASTM E9準拠の直径20mm、長さ60mmの円筒試験片を採取し、0.5%における応力を求めた。圧縮降伏応力の目標値は、引張降伏応力の80%以上とした。DWT(T Drop Weight Tear Test:落重引裂試験)特性は、鋼管周方向から採取した19mmのDWT試験片を用いて-17で試験を行い、破面率(SA(%))を求めた。試験は各2本実施し、その平均値が85%以上になることを目標とした。

20

【0084】

耐圧潰性は、DNV-OS-F101で規定されている下記の外圧による圧潰抵抗の式(8)~(12)を用いて圧潰抵抗 p_c を評価した。

【0085】

30

【数 1】

$$(p_c - p_{el})(p_c^2 - p_p^2) = p_c p_{el} p_p f_0 \frac{D}{t} \quad \text{式(8)}$$

$$p_{el} = \frac{2E(t/D)^3}{1-\nu^2} \quad \text{式(9)}$$

$$p_p = f_y \alpha_{fab} \frac{2t}{D} \quad \text{式(10)}$$

$$f_0 = \frac{D_{\max} - D_{\min}}{D} \quad \text{式(11)}$$

$$f_y = (YS - f_{y,temp}) \alpha_U \quad \text{式(12)}$$

10

20

30

40

【0086】

ここで、 $\alpha_U = 0.96$ 、 $\alpha_{fab} = 1.00$ 、 $E = 206000 \text{ MPa}$ 、 $\nu = 0.3$ 、 $t =$ 管厚 (mm)、 $D =$ 外径 (mm)、 $D_{\max} - D_{\min} =$ 真円度 (mm)、 $YS =$ 常温での圧縮降伏応力 (MPa) である。圧潰抵抗の目標値は、式(8)～(12)に引張降伏応力、 $f_0 = 0.0050$ 、 $\alpha_{fab} = 0.85$ を代入して計算される値を基準値として1.13倍以上になることとした。

【0087】

なお、DNV-OS-F101では、5%以下の真円度は通常は全長に亘って保障できないため式(8)～(12)による評価には用いず、 $f_0 = 0.05$ として評価することになっているが、本発明では、管内部についても真円度を保証しているため、式(8)～(12)式が成り立つものとした。なお、FEMによる数値計算により、 $f_0 < 0.05$ においても式(8)～式(12)が成り立つことは、別途確認している。

【0088】

HIC特性は、NACE Standard TM0284-2003に基づいて、各3個のサンプルを採取して、pHが約3の硫化水素を飽和させた5% NaCl + 0.5% CH₃COOH水溶液中に試験片を96時間浸漬した後、超音波探傷により試験片全面の割れの有無を調査し、割れ面積率(CAR)で評価した。ここで、それぞれの鋼板の最大値をその鋼板のCARとしてCAR 5%を合格とした。SSC特性は、NACE Standard TM0177-2005に基づいて、内表面側から採取した厚さ5mmの3点曲げ型サンプルに、負荷応力を母材の降伏応力の90%かけて、pHが約3の硫化水素を飽和させたNaCl + 0.5% CH₃COOH水溶液中に試験片を720時間浸漬して破断するか否か評価した。試験は3本ずつ行い、3本とも破断しなかった場合は、No crack、1本でも破断した場合は、Crackと評価した。本試験で、3本とも破断しなかった場合は、耐サワー性能が優れると評価できる。

【0089】

【表 3】

鋼管 No.	真円度 (mm)	D/t ^{0.8}	0.04D/t ^{0.8} -1.4	母材表面近傍 ミクロ組織	母材管厚中央 ミクロ組織	MA 分率 (%)	管幅 方向 破さ差	管厚 方向 破さ差	最大 破さ	引強 強度 (MPa)	圧縮 降伏応力 (MPa)	圧潰抵抗 (基準値に 対する 比率)	DWTT SA (%)	HIC CAR (%)	SSC 割れ判定
1	1.5	102.9	2.72	フェライト+上層ベイナイト	上層ベイナイト	0.8	20	22	212	571	450	1.15	95	3.2	No crack
2	3.4	102.9	2.72	フェライト+上層ベイナイト	上層ベイナイト	0.8	28	38	229	573	444	1.06	95	3.2	No crack
3	3.5	102.9	2.72	フェライト+上層ベイナイト	上層ベイナイト	0.6	36	35	235	574	444	1.06	95	3.2	No crack
4	2.5	102.9	2.72	フェライト+上層ベイナイト	上層ベイナイト	0.8	25	28	216	563	436	1.10	95	3.2	No crack
5	2.1	102.9	2.72	上層ベイナイト	上層ベイナイト	0.9	25	26	216	571	472	1.15	100	2.9	No crack
6	2.5	102.9	2.72	上層ベイナイト	上層ベイナイト	0.8	45	59	250	573	459	1.11	90	2.5	Crack
7	1.5	89.2	2.17	上層ベイナイト	上層ベイナイト	0.4	19	22	219	590	473	1.19	85	0.0	No crack
8	3.6	140.2	4.21	上層ベイナイト	上層ベイナイト	0.3	18	22	212	592	483	1.15	90	0.0	No crack
9	1.6	89.2	2.17	上層ベイナイト	上層ベイナイト	0.3	19	22	210	588	471	1.18	85	0.5	No crack
10	3.6	89.2	2.17	上層ベイナイト	上層ベイナイト	2.5	26	48	240	608	423	1.00	95	8.0	No crack
11	1.8	89.2	2.17	上層ベイナイト	上層ベイナイト	0.6	24	22	207	555	440	1.17	25	0.0	No crack
12	1.4	89.2	2.17	フェライト+上層ベイナイト	上層ベイナイト	0.1	12	8	202	559	398	1.11	5	0.0	No crack
13	1.8	90.6	2.22	フェライト+上層ベイナイト	上層ベイナイト	0.7	20	25	204	540	413	1.14	100	1.2	No crack
14	1.8	90.6	2.22	フェライト+上層ベイナイト	フェライト+上層ベイナイト	0.9	28	26	210	520	372	1.12	100	12.0	No crack
15	2.0	90.6	2.22	フェライト+上層ベイナイト	フェライト+上層ベイナイト	1.3	25	20	200	530	370	1.11	100	13.0	No crack
16	1.8	79.4	1.77	フェライト+上層ベイナイト	上層ベイナイト	0.3	20	25	218	578	453	1.16	85	0.0	No crack
17	3.4	79.4	1.77	フェライト+上層ベイナイト	フェライト+上層ベイナイト	0.7	43	59	248	591	426	1.02	100	18.0	No crack
18	0.8	90.6	2.22	上層ベイナイト	上層ベイナイト	0.2	18	22	210	564	407	1.20	100	0.0	No crack
19	3.5	102.9	2.72	上層ベイナイト	上層ベイナイト	1.9	24	36	229	579	433	1.04	85	13.5	No crack
20	4.2	137.3	4.09	上層ベイナイト	上層ベイナイト	2.0	25	40	230	582	428	1.02	90	14.0	No crack
21	1.6	90.8	2.23	上層ベイナイト	上層ベイナイト	0.2	16	18	206	563	441	1.17	100	20.0	No crack
22	1.7	90.8	2.23	上層ベイナイト	上層ベイナイト	0.2	15	16	203	560	434	1.15	100	22.0	No crack
23	1.6	90.8	2.23	上層ベイナイト	上層ベイナイト	0.1	15	17	202	555	435	1.17	100	15.0	No crack

D:公称外径(mm)、t:管厚(mm)

下線は本発明の請求範囲外

10

20

30

40

【0090】

表3に表2の製造方法で得られた溶接鋼管のミクロ組織形態と機械的特性を示す。本発明例の請求範囲内の溶接鋼管はいずれも、ラインパイプとして必要とされる強度、DWTT性能を満たしつつ、優れた耐圧潰性、耐サワー性能を両立していることがわかる。一方で、本発明の請求範囲外の溶接鋼管は、それらのいずれかの特性を満たしていない。

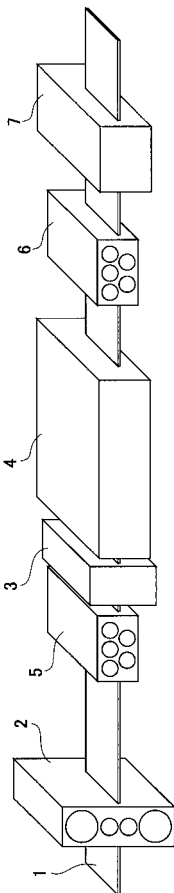
50

【符号の説明】

【0091】

- 1 鋼板搬送ライン
- 2 熱間圧延機
- 3 高衝突圧デスケーリング装置
- 4 加速冷却装置と
- 5 熱間矯正装置
- 6 誘導加熱装置
- 7 熱間矯正装置

【図1】



フロントページの続き

(51) Int.Cl.		F I		テーマコード(参考)
B 2 1 C	37/08	(2006.01)	B 2 1 C 37/08	E
B 2 3 K	9/025	(2006.01)	B 2 1 C 37/08	F
C 2 2 C	38/54	(2006.01)	B 2 3 K 9/025	B
			C 2 2 C 38/54	

(72)発明者 岡津 光浩
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

(72)発明者 西村 公宏
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

(72)発明者 堀江 正之
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

F ターム(参考) 4E002 AD07 BD07 BD08 BD10 CB01

4E028 CB04

4E081 AA08 AA12 BA05 BA19 CA05 DA05 DA40 DA44

4K032 AA01 AA02 AA04 AA08 AA11 AA14 AA16 AA19 AA21 AA22

AA23 AA26 AA27 AA29 AA31 AA35 AA36 BA01 BA03 CA01

CA02 CB02 CC03 CC04 CD03 CD06 CF01 CG01