

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5217773号
(P5217773)

(45) 発行日 平成25年6月19日(2013.6.19)

(24) 登録日 平成25年3月15日(2013.3.15)

(51) Int.Cl.		F I	
C 2 2 C 38/00	(2006.01)	C 2 2 C	38/00 3 O 1 Z
C 2 2 C 38/58	(2006.01)	C 2 2 C	38/58
B 2 1 C 37/08	(2006.01)	B 2 1 C	37/08 F
C 2 1 D 8/02	(2006.01)	C 2 1 D	8/02 B

請求項の数 5 (全 14 頁)

(21) 出願番号	特願2008-213867 (P2008-213867)	(73) 特許権者	000001258
(22) 出願日	平成20年8月22日 (2008.8.22)		J F E スチール株式会社
(65) 公開番号	特開2009-91653 (P2009-91653A)		東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
(43) 公開日	平成21年4月30日 (2009.4.30)	(74) 代理人	100126701
審査請求日	平成23年1月28日 (2011.1.28)		弁理士 井上 茂
(31) 優先権主張番号	特願2007-241932 (P2007-241932)	(74) 代理人	100130834
(32) 優先日	平成19年9月19日 (2007.9.19)		弁理士 森 和弘
(33) 優先権主張国	日本国 (JP)	(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
		(72) 発明者	石川 信行
			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】 溶接熱影響部靱性に優れた引張強度が570MPa以上760MPa以下の低温用高強度溶接鋼管およびその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

- C : 0.03 ~ 0.12 %、
 - Si : 0.01 ~ 0.2 %、
 - Mn : 1.2 ~ 2.2 %、
 - P : 0.015 % 以下、
 - S : 0.003 % 以下、
 - Al : 0.01 ~ 0.08 %、
 - Nb : 0.01 ~ 0.08 %、
 - Ti : 0.005 ~ 0.025 %、
 - N : 0.001 ~ 0.010 %、
 - O : 0.005 % 以下、
 - B : 0.0003 ~ 0.0020 %
- を含有し、更に、
- Cu : 0.01 ~ 1 %、
 - Ni : 0.01 ~ 1 %、
 - Cr : 0.01 ~ 1 %、
 - Mo : 0.01 ~ 0.2 %、
 - V : 0.01 ~ 0.1 %

の一種または二種以上を含有し、

下記式(1)で計算される P_{CM} 値(質量%)が $0.12 < P_{CM} < 0.20$ を満足し、
残部Feおよび不可避的不純物からなる母材部と、
内外面から1層ずつ溶接した鋼管のシーム溶接部における旧オーステナイト粒径が $50\mu\text{m}$ 以上となる溶接熱影響部のミクロ組織において、平均粒径 $5\mu\text{m}$ 以下のベイニティックフェライトの、ラス内および/またはラス間にセメンタイトを主体とする炭化物が析出したベイナイトが面積率で少なくとも50%存在し、残部が島状マルテンサイトおよび/またはラス間のセメンタイトを含む上部ベイナイトあるいはマルテンサイトあるいはパーライトあるいはそれらの混合組織である縦シーム溶接継手を有することを特徴とする溶接熱影響部靱性に優れた引張強度が 570MPa 以上 760MPa 以下の低温用高強度溶接鋼管。

10

P_{CM} (質量%) = $C + Si / 30 + Mn / 20 + Cu / 20 + Ni / 60 + Cr / 20 + Mo / 15 + V / 10 + 5 \times B \dots (1)$

但し、各元素は含有量(質量%)を示す。

【請求項2】

母材部が、更に、質量%で、

Ca : $0.0005 \sim 0.01\%$ 、

REM : $0.0005 \sim 0.02\%$ 、

Zr : $0.0005 \sim 0.03\%$ 、

Mg : $0.0005 \sim 0.01\%$

の一種または二種以上を含有することを特徴とする請求項1記載の溶接熱影響部靱性に優れた引張強度が 570MPa 以上 760MPa 以下の低温用高強度溶接鋼管。

20

【請求項3】

前記溶接熱影響部の硬さが下記式(2)を満たすことを特徴とする請求項1または2記載の溶接熱影響部靱性に優れた引張強度が 570MPa 以上 760MPa 以下の低温用高強度溶接鋼管。

$200 < Hv(98N) < 300 \dots (2)$

【請求項4】

請求項1乃至3のいずれか一つに記載の溶接熱影響部靱性に優れた引張強度が 570MPa 以上 760MPa 以下の低温用高強度鋼管の製造方法であって、素材鋼板を筒状に成形し、その突合せ部を内外面から1層ずつ溶接する際の内外面それぞれの溶接入熱が 80kJ/cm 以下であり、外面側および内面側の入熱バランスが下記式(3)を満たすことを特徴とする溶接熱影響部靱性に優れた引張強度が 570MPa 以上 760MPa 以下の低温用高強度溶接鋼管の製造方法。

30

内面入熱 外面入熱 $\dots (3)$

【請求項5】

鋼管の長手方向に内外面から1層ずつ溶接した後、 0.4% 以上 2.0% 以下の拡管率にて拡管することを特徴とする請求項4記載の溶接熱影響部靱性に優れた引張強度が 570MPa 以上 760MPa 以下の低温用高強度溶接鋼管の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

40

【0001】

本発明は、天然ガスや原油の輸送用として好適な、管厚が 50mm 以下で、引張強度が 570MPa 以上 760MPa 以下の溶接熱影響部の低温靱性に優れた高強度溶接鋼管に関する。

【背景技術】

【0002】

近年、天然ガスや原油の輸送用として使用される溶接鋼管は、高圧化による輸送効率の向上や薄肉化による現地溶接施工能率の向上のため、年々高強度化され、既にX100グレードの鋼管が実用化されている。また、引張強度 900MPa を超えるX120グレードの鋼管についても具体的検討の段階となっている。

50

【0003】

このような高強度溶接鋼管の溶接熱影響部靱性に関し、例えば特許文献1には、最終溶接後、溶接部の冷却速度が600 から400 まで少なくとも1 /s 以上で冷却することによって、溶接熱影響部粗粒域の上部ベイナイト組織中の島状マルテンサイト(MA)量を低減し、HAZの高靱性化を図ることが記載されている。

【0004】

特許文献2には、溶接熱影響部のミクロ組織を下部ベイナイトとして、靱性を向上させるため、シーム部の仮付けを除去した後外面側の溶接を行うことにより、溶接入熱を小入熱とした溶接鋼管の製造方法が記載されている。

【特許文献1】特開2004-99930号公報

【特許文献2】特許第3702216号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0005】

しかしながら、特許文献1が対象とする溶接鋼管は、引張り強さが800MPa以上の高強度溶接鋼管に関するもので、引張強度が570MPa以上760MPa以下でかつ P_{CM} が低い成分を母材とする鋼管についての製造指針は得られていない。

【0006】

また、特許文献2記載の方法は、溶接熱影響部のミクロ組織を完全に下部ベイナイト組織とするため、 P_{CM} の範囲を非常に狭い範囲に限定することが必要で、製造安定性が懸念される。

【0007】

そこで、本発明は上述した問題点を解決すべく、縦シーム溶接部の溶接熱影響部の低温靱性に優れた引張り強さが570MPa以上760MPa以下の低温用高強度溶接鋼管を提供するものである。

【課題を解決するための手段】

【0008】

本発明者等は、管厚が50mm以下で、引張り強さが570MPa以上760MPa以下の溶接熱影響部の靱性に優れた低温用高強度溶接鋼管を開発するため、鋭意研究を行い、以下の知見を得た。

(1) 溶接熱影響部において靱性が最も低下する部位(LBZ: Local Brittle Zone)は、外面側はボンド近傍のCGHAZ組織で、内面側のRoot部は内面のCGHAZ組織が2相域(Ac1~Ac3点)に再加熱されるICCGHAZ組織で、いずれもHAZ粗粒域(溶融線近傍の旧オーステナイト粒径が50 μ m以上となる領域: Coarse-grain HAZ、以後CGHAZ)を前組織とする。なお、Root部とは内面溶接金属と外面溶接金属がクロスする会合部近傍を指す。

(2) CGHAZのミクロ組織は、外面側や内面側によらず、母材の P_{CM} 値と、溶接後の冷却において、相変態する800 から500 の温度域の冷却速度との組合せによって、硬質の島状マルテンサイト(MA)やセメントサイトをラス間に大量に含む上部ベイナイト組織や、強度の高いマルテンサイト組織を一定分率以下に抑制し、円相当径5 μ m以下のベイニティックフェライトのラス内および/またはラス間にセメントサイトを主体とする炭化物が析出したベイナイト(MAフリーのベイナイト)を主体とすると最も靱性が向上する。

(3) 特にベイニティックフェライトのラス界面でのMA生成を抑制するためには、Siを低減することとBを適正量添加することが有効である。

【0009】

本発明は上記知見を基に更に検討を加えてなされたもので、すなわち、本発明は、

1. 質量%で、

C: 0.03~0.12%、

Si: 0.01~0.2%、

10

20

30

40

50

Mn : 1.2 ~ 2.2 %、
 P : 0.015 % 以下、
 S : 0.003 % 以下、
 Al : 0.01 ~ 0.08 %、
 Nb : 0.01 ~ 0.08 %、
 Ti : 0.005 ~ 0.025 %、
 N : 0.001 ~ 0.010 %、
 O : 0.005 % 以下、
 B : 0.0003 ~ 0.0020 %

を含有し、更に、

Cu : 0.01 ~ 1 %、
 Ni : 0.01 ~ 1 %、
 Cr : 0.01 ~ 1 %、
 Mo : 0.01 ~ 0.2 %、
 V : 0.01 ~ 0.1 %

の一種または二種以上を含有し、

下記式(1)で計算される P_{CM} 値(質量%)が $0.12 < P_{CM} < 0.20$ を満足し、
 残部 Fe および不可避的不純物からなる母材部と、

内外面から1層ずつ溶接した鋼管のシーム溶接部における旧オーステナイト粒径が $50 \mu\text{m}$ 以上となる溶接熱影響部のミクロ組織において、平均粒径 $5 \mu\text{m}$ 以下のベイニティックフェライトの、ラス内および/またはラス間にセメンタイトを主体とする炭化物が析出したベイナイトが面積率で少なくとも50%存在し、残部が島状マルテンサイトおよび/またはラス間のセメンタイトを含む上部ベイナイトあるいはマルテンサイトあるいはパーライトあるいはそれらの混合組織である縦シーム溶接継手を有することを特徴とする溶接熱影響部靱性に優れた引張強度が 570MPa 以上 760MPa 以下の低温用高強度溶接鋼管。

P_{CM} (質量%) = $C + Si / 30 + Mn / 20 + Cu / 20 + Ni / 60 + Cr / 20 + Mo / 15 + V / 10 + 5 \times B \dots (1)$

但し、各元素は含有量(質量%)を示す。

2. 母材部が、更に、質量%で、

Ca : 0.0005 ~ 0.01 %、
 REM : 0.0005 ~ 0.02 %、
 Zr : 0.0005 ~ 0.03 %、
 Mg : 0.0005 ~ 0.01 %

の一種または二種以上を含有することを特徴とする1記載の溶接熱影響部靱性に優れた引張強度が 570MPa 以上 760MPa 以下の低温用高強度溶接鋼管。

3. 前記溶接熱影響部の硬さが下記式(2)を満たすことを特徴とする1または2記載の溶接熱影響部靱性に優れた引張強度が 570MPa 以上 760MPa 以下の低温用高強度溶接鋼管。

$200 < Hv(98N) < 300 \dots (2)$

4. 1乃至3のいずれか一つに記載の溶接熱影響部靱性に優れた引張強度が 570MPa 以上 760MPa 以下の低温用高強度鋼管の製造方法であって、素材鋼板を筒状に成形し、その突合せ部を内外面から1層ずつ溶接する際の内外面それぞれの溶接入熱が 80kJ/cm 以下であり、外面側および内面側の入熱バランスが下記式(3)を満たすことを特徴とする溶接熱影響部靱性に優れた引張強度が 570MPa 以上 760MPa 以下の低温用高強度溶接鋼管の製造方法。

内面入熱 外面入熱 $\dots (3)$

5. 鋼管の長手方向に内外面から1層ずつ溶接した後、0.4%以上2.0%以下の拡管率にて拡管することを特徴とする4記載の溶接熱影響部靱性に優れた引張強度が 570MPa 以上 760MPa 以下の低温用高強度溶接鋼管の製造方法。

【発明の効果】

10

20

30

40

50

【0010】

本発明によれば、縦シーム溶接部の溶接熱影響部の韌性に優れた、570MPa以上760MPa以下の引張強度を有する低温用高強度溶接鋼管が得られ、産業上極めて有用である。

【発明を実施するための最良の形態】

【0011】

本発明では、母材の成分組成、鋼管の長手方向に内外面から1層ずつ溶接した鋼管のシーム溶接部における溶融線近傍の旧オーステナイト粒径が50 μ m以上となる溶接熱影響部のミクロ組織を規定する。

〔母材の成分組成〕

以下の説明において%は質量%とする。

【0012】

C: 0.03~0.12%

Cは低温変態組織においては過飽和固溶することで強度上昇に寄与する。この効果を得るためには0.03%以上の添加が必要であるが、0.12%を超えて添加すると、鋼管の円周溶接部の硬度上昇が著しくなり、溶接低温割れが発生しやすくなるため、上限を0.12%とする。

【0013】

Si: 0.01~0.2%

Siは脱酸材として作用し、さらに固溶強化により鋼材の強度を増加させる元素であるが、0.01%未満ではその効果が殆ど得られない。一方、Siを0.2%を超えて添加すると溶接入熱が高い場合、溶接熱影響部の韌性にとって有害なMAを多量に含む上部ベイナイトの生成が顕著となるため、上限を0.2%とする。なお、好適な範囲は0.01%以上0.12%未満である。

【0014】

Mn: 1.2~2.2%

Mnは焼入性向上元素として作用する。1.2%以上の添加によりその効果が得られるが、連続鋳造プロセスでは中心偏析部での濃度上昇が著しく、2.2%を超える添加を行うと、中心偏析部での遅れ破壊の原因となるため、上限を2.2%とする。

【0015】

Al: 0.01~0.08%

Alは脱酸元素として作用する。0.01%以上の添加で十分な脱酸効果が得られるが、0.08%を超えて添加すると鋼中の清浄度が低下し、韌性劣化の原因となるため、上限を0.08%とする。

【0016】

Nb: 0.01~0.08%

Nbは熱間圧延時のオーステナイト未再結晶領域を拡大する効果があり、950以下を未再結晶領域とするため、0.01%以上添加する。一方、0.08%を超えて添加すると、HAZの韌性を著しく損ねることから上限を0.08%とする。

【0017】

Ti: 0.005~0.025%

Tiは窒化物を形成し、鋼中の固溶N量低減に有効で、析出したTiNはピンニング効果でオーステナイト粒の粗大化を抑制して、母材、溶接熱影響部の韌性向上に寄与する。当該ピンニング効果を得るためには0.005%以上の添加が必要であるが、0.025%を超えて添加すると炭化物を形成するようになり、その析出硬化で韌性が著しく劣化するため、上限を0.025%とする。

【0018】

N: 0.001~0.01%

Nは通常鋼中の不可避不純物として存在するが、Ti添加により、TiNを形成する。TiNによるピンニング効果で、オーステナイト粒の粗大化を抑制するために0.001%

10

20

30

40

50

B : 0 . 0 0 0 3 ~ 0 . 0 0 2 0 %

Bは溶接熱影響部においてオーステナイト粒界に偏析し、焼入性を高める効果があり、合金量の少ない成分組成でベイニティックフェライトを構成するラスの内部あるいはラス間に微細なセメントライトが析出したMAを含まないベイナイトの生成を容易にする。

【0019】

この効果は0.0003%以上0.0020%以下の添加で顕著であり、0.0020%を超えて添加すると、B系の炭化物や窒化物が大量に生成し靱性が低下するため、上限を0.0020%とする。なお、好適な範囲は0.0005%以上0.0015%以下である。

【0020】

Cu、Ni、Cr、Mo、Vの一種または二種以上

Cu、Ni、Cr、Mo、Vはいずれも焼入性向上元素として作用するため、高強度化を目的に、これらの元素の一種、または二種以上を添加する。

【0021】

Cu : 0 . 0 1 ~ 1 %

Cuは、0.01%以上添加することで鋼の焼入性向上に寄与する。しかし、1%以上の添加を行うと、靱性劣化が生じるため、添加する場合は上限を1%とし、0.01~1%とする。

【0022】

Ni : 0 . 0 1 ~ 1 %

Niは、0.01%以上添加することで鋼の焼入性向上に寄与する。特に、多量に添加しても靱性劣化を生じないため、強靱化に有効であるが、高価な元素であるため、添加する場合は上限を1%とし、0.01~1%とする。

【0023】

Cr : 0 . 0 1 ~ 1 %

Crもまた0.01%以上添加することで鋼の焼入性向上に寄与する。一方、1%を超えて添加すると、靱性が劣化するため、添加する場合は上限を1%とし、0.01~1%とする。

【0024】

Mo : 0 . 0 1 ~ 1 %

Moもまた0.01%以上添加することで鋼の焼入性向上に寄与する。一方、1%を超えて添加すると、靱性が劣化するため、添加する場合は、上限を1%とし、0.01~1%とする。

【0025】

V : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 %

Vは炭窒化物を形成することで析出強化し、特に溶接熱影響部の軟化防止に寄与する。0.01%以上の添加によりこの効果が得られるが、0.1%を超えて添加すると、析出強化が著しく靱性が低下するため、添加する場合は、上限を0.1%とする。

【0026】

O : 0 . 0 0 5 % 以下、P : 0 . 0 1 5 % 以下、S : 0 . 0 0 3 % 以下

本発明でO、P、Sは不可避的不純物であり含有量の上限を規定する。Oは、粗大で靱性に悪影響を及ぼす介在物生成を抑制するため、0.005%以下とする。Pは、含有量が多いと中央偏析が著しく、母材靱性が劣化するため、0.015%以下とする。Sは、含有量が多いとMnSの生成量が著しく増加し、母材の靱性が劣化するため、0.003%以下とする。

【0027】

P_{CM} (質量%) : 0 . 1 2 ~ 0 . 2 0

P_{CM} (質量%)は $C + Si / 30 + Mn / 20 + Cu / 20 + Ni / 60 + Cr / 20 + Mo / 15 + V / 10 + 5 \times B$ で表す溶接割れ感受性指数で、各元素は含有量(質量%)とし、含有しない元素は0とする。

10

20

30

40

50

【0028】

本発明では、鋼管の引張強度：570MPa以上760MPa以下を達成するため P_c _M（質量％）を0.12以上0.20以下とする。

【0029】

以上が本発明に係る鋼の基本成分組成であるが、溶接部の靱性を更に向上させる場合、Ca、REM、Zr、Mgの一種または二種以上を添加する。

【0030】

Ca、REM、Zr、Mg

Ca、REM、Zr、Mgは鋼中で酸硫化物あるいは炭窒化物を形成し、主に溶接熱影響部におけるオーステナイト粒粗大化をピンニング効果で抑制し、靱性を向上させる目的で添加してもよい。

10

【0031】

Ca：0.0005～0.01％

製鋼プロセスにおいて、Ca添加量が0.0005％未満の場合、脱酸反応支配でCaSの確保が難しく靱性改善効果が得られないので、Caの下限を0.0005％とする。

【0032】

一方、Ca添加量が0.01％を超えた場合、粗大CaOが生成しやすくなり、母材を含めて靱性が低下し、取鍋のノズル閉塞の原因となり、生産性を阻害するため、上限は0.01％とし、添加する場合は、0.0005～0.01％とする。

【0033】

REM：0.0005～0.02％

REMは鋼中で酸硫化物を形成し、0.0005％以上添加することで溶接熱影響部の粗大化を防止するピンニング効果をもたらす。しかし、高価な元素であり、かつ0.02％を超えて添加しても効果が飽和するため、上限を0.02％とし、添加する場合は、0.0005～0.02％とする。

20

【0034】

Zr：0.0005～0.03％

Zrは鋼中で炭窒化物を形成し、とくに溶接熱影響部においてオーステナイト粒の粗大化を抑制するピンニング効果をもたらす。十分なピンニング効果を得るためには、0.0005％以上の添加が必要であるが、0.03％を超えて添加すると、鋼中の清浄度が著しく低下し、靱性が低下するようになるため、上限を0.03％とし、添加する場合は、0.0005～0.03％とする。

30

【0035】

Mg：0.0005～0.01％

Mgは製鋼過程で鋼中に微細な酸化物として生成し、特に、溶接熱影響部においてオーステナイト粒の粗大化を抑制するピンニング効果をもたらす。十分なピンニング効果を得るためには、0.0005％以上の添加が必要であるが、0.01％を超えて添加すると、鋼中の清浄度が低下し、靱性が低下するようになるため、上限を0.01％とし、添加する場合は、0.0005～0.01％とする。

【0036】

なお、上記した成分以外の残部は、Feおよび不可避免的不純物からなる。

40

【0037】

[母材製造方法]

本発明では、上述した成分組成を有する鋼を、常法により熱間圧延後、加速冷却を行って所定の板厚と強度の鋼板とする。板厚によっては強度、靱性などの機械的性質が所望の値となるように、同一ライン上（インライン）で高周波加熱焼戻しを行う。

【0038】

具体的には、例えば、上述した成分組成を有する鋼を、1000～1200の温度に加熱し、600以上の圧延終了温度で熱間圧延した後、20/s以上の冷却速度で250以上の600以下の温度まで加速冷却する。

50

【0039】

尚、本発明では鋼管の引張強度が570MPa以上760MPa以下となるように鋼板の板厚に応じて、0.5 / s以上の昇温速度で500～750 まで再加熱処理を施す。

[鋼管の製造条件]

本発明に係る鋼管は、上述した鋼材(以下、母材)を、通常のUOE鋼管製造プロセスで製造する。

【0040】

シーム溶接は、仮付溶接後、鋼管の内面(back側)、外面(final側)を1層ずつ入熱80kJ/cm以下の多電極サブマージアーク溶接で行う。80kJ/cm以下の入熱で(3)式を満たす内外面入熱バランスに制御することで、-30 以下の低温でも安定した継手HAZ韌性が得られる。

10

【0041】

継手HAZにおいて、外面側ではボンド近傍のCGHAZ組織で韌性が最も低く、内面側ではRoot部のCGHAZ組織が外面側のシーム溶接により2相域(Ac1～Ac3点)に再加熱されるICCGHAZ組織が最も低い。

【0042】

そして、継手HAZで韌性の最も劣化するLBZ(Local Brittle Zone)は内面側のICCGHAZ組織となるため、本発明では、外面側と内面側のシーム溶接の入熱を式(3)を満たすように設定して、内面側のICCGHAZ組織の前組織となるCGHAZ部の 粒粗大化を抑制する。

20

【0043】

内面入熱 外面入熱 ... (3)

更に、本発明では、外面側および内面側のシャルピー試験(切欠き位置:FL,試験温度-30)で安定して、100J以上の衝撃値が得られるように、外面側と内面側のシーム溶接の入熱を80kJ/cm以下の入熱とする。入熱は、HAZ韌性の観点から小さいほど良いため下限は設定しない。但し、内外面一層溶接が可能な入熱とする。なお、安定的に確保とは、-30 以下の試験温度で試験本数100回以上のシャルピー試験において累積破損確率が1%以下となることを意味する。

【0044】

シーム溶接で用いるフラックスは特に制限はなく、熔融型であっても焼成型であってもかまわない。また、必要に応じ、溶接前予熱、あるいは溶接後熱処理を行う。シーム溶接後、要求される真円度に応じて、0.4%以上2.0%以下の拡管率にて拡管を行う。

30

【0045】

[ミクロ組織]

上述した成分組成の母材と溶接条件の組み合わせにより、シーム溶接部における熔融線近傍の旧オーステナイト粒径が50μm以上となる溶接熱影響部のミクロ組織において、平均粒径5μm以下のベイニティックフェライトの、ラス内および/またはラス間にセメントサイトを主体とする炭化物が析出したベイナイト(MAフリーのベイナイト)の面積率が少なくとも50%存在し、残部が、島状マルテンサイト(MA)および/またはラス間のセメントサイトを含む上部ベイナイトあるいはマルテンサイトあるいはパーライトあるいはそれらの混合組織が得られる。

40

【0046】

ミクロ組織の同定は、鋼管の外面側の表面から板厚方向に6mmの位置での熔融線近傍を走査型電子顕微鏡(倍率5000倍)でランダムに10視野以上観察して行う。

【0047】

また、ベイニティックフェライトの平均粒径は、光学顕微鏡での観察により、100個以上の粒の平均値をとる。尚、熔融線近傍で旧オーステナイト粒径が50μm以上となる溶接熱影響部のCGHAZは鋼管の外面側および、外面溶接前の内面側のFL近傍で観察される。

50

【 0 0 4 8 】

溶融線近傍の旧オーステナイト粒径が50 μm 以上となる溶接熱影響部において、上記ミクロ組織の場合、ビッカース硬さ（荷重：98 N）が、200 Hv（98 N）300となり、所望の継手強度、靱性が得られる。なお、溶接熱影響部の硬さは、荷重98 Nにてビッカース硬度を10点以上測定し、その平均値とする。

【実施例】

【 0 0 4 9 】

表1に示す化学組成の鋼を転炉で溶製し、連続鋳造によって220 mm厚の鋳片とした後、表2に示す熱間圧延、加速冷却、再加熱条件で板厚25 ~ 32 mmの鋼板A ~ Jを製造した。焼戻し処理として、加速冷却設備と同一ライン上に設置した誘導加熱型の加熱装置で再加熱処理を行った。

10

【 0 0 5 0 】

得られた鋼板は通常のUOE管製造装置でUプレス、Oプレスによって成形した後、鋼管の内面および外面をサブマージアーク溶接でシーム溶接し、0.6 ~ 1.2%の拡管率にて拡管して外径400 ~ 1626 mmのUOE鋼管とした。

【 0 0 5 1 】

【表 1】

表1

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Mo	Ti	Nb	V	Al	Cu	Ni	Cr	Ca	REM	Zr	Mg	B	N	O	P _{CM} (%)
A	0.06	0.05	1.30	0.004	0.001	0.1	0.012	0.01	-	0.03	-	-	-	0.002	0.002	-	-	0.0010	0.003	0.002	0.13
B	0.04	0.10	1.65	0.007	0.001	-	0.009	0.07	0.05	0.03	0.10	0.20	-	-	-	0.001	-	0.0009	0.004	0.002	0.14
C	0.07	0.08	1.56	0.008	0.001	0.1	0.010	0.02	-	0.04	-	0.22	-	0.002	-	-	-	0.0012	0.005	0.002	0.16
D	0.05	0.11	1.64	0.006	0.001	0.2	0.008	0.01	-	0.03	0.20	0.50	0.18	-	-	-	0.002	0.0011	0.004	0.002	0.18
E	0.06	0.10	1.78	0.009	0.001	-	0.011	0.04	0.06	0.04	-	0.25	0.50	-	-	-	-	0.0010	0.004	0.002	0.19
F	0.10	0.04	1.75	0.002	0.001	-	0.020	0.01	-	0.04	0.15	0.12	-	0.002	-	-	-	0.0009	0.004	0.003	0.20
G*	0.06	0.10	1.65	0.007	0.001	0.1	0.011	0.04	-	0.04	0.31	0.15	0.20	0.002	-	-	-	*	0.004	0.002	0.18
H*	0.04	0.15	1.26	0.006	0.001	-	0.012	0.04	0.04	0.04	-	-	-	0.002	-	-	-	0.0015	0.004	0.003	0.11*
I*	0.06	0.08	1.90	0.006	0.001	0.4	0.012	0.04	0.04	0.04	0.05	0.24	0.10	0.002	-	-	-	0.0010	0.004	0.003	0.21*
J*	0.06	0.25*	1.61	0.006	0.001	0.1	0.010	0.01	-	0.04	0.02	0.24	-	0.002	-	-	-	0.0010	0.004	0.002	0.17

注1: *印は本発明の範囲外であることを示す。

注2: P_{CM}(%)=C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5*B、但し各元素には含有量(質量%)

【表 2】

鋼種	加熱温度 (°C)	圧延終了温度 (°C)	冷却速度 (°C/S)	冷却停止温度 (°C)	再加熱速度 (°C/S)	再加熱温度 (°C)	板厚 (mm)
A	1050	740	35	400	-	-	30
B	1050	740	40	420	-	-	25
C	1150	760	35	400	-	-	25
D	1120	770	25	500	6	650	32
E	1140	770	35	520	10	650	25
F	1150	750	25	480	-	-	30
G*	1160	720	35	520	12	640	30
H*	1160	710	40	540	3	650	25
I*	1150	740	25	450	-	-	30
J*	1120	740	30	400	-	-	25

注：*印は本発明の範囲外であることを示す。

【0053】

得られた鋼管の引張強度を評価するため、API-5Lに準拠した全厚引張試験片を周方向に採取し、引張試験を実施した。

【0054】

更に、鋼管のシーム溶接継手部からJIS Z2202(1980)のVノッチシャルピー衝撃試験片を外側表面下2mm、内側面のルート部から採取した。シャルピー衝撃試験はシャルピー衝撃試験片のノッチ位置をFL(HAZと溶接金属が1:1の割合)、試験温度-30で実施し、試験本数100本の平均値を求めた。

【0055】

図1(a)に外側側、図1(b)に内側面のルート部におけるシャルピー試験片の採取位置とノッチ位置を示す。

【0056】

外側側CGHAZで、溶融線近傍の旧オーステナイト粒径が50μm以上となる溶接熱影響部の硬さを、ビッカース硬度試験(荷重:98N)で測定した。

【0057】

表3に鋼管の引張強度、CGHAZのミクロ組織および硬度、CGHAZの靱性(以下HAZ靱性)の試験結果をまとめて示す。尚、本実施例の説明では、円相当径5μm以下のベイニティックフェライトの、ラス内および/またはラス間にセメントサイトを主体とする炭化物が析出したベイナイトをMAフリーベイナイト組織と称する。

【0058】

10

20

30

40

50

鋼管の引張強度が570MPa以上760MPa以下、溶接ボンド部の試験温度-30でのシャルピー吸収エネルギー-(vE-30)が100J以上を本発明範囲とする。

【0059】

【表3】

表3 鋼管部

No.	鋼種	母材部 P _{0.2} (%)	溶接入熱 (kJ/cm)	母材部 引張特性		引張特性 引張強度 (MPa)	引張特性 引張強度 (MPa)	溶接部 引張特性						HAZ特性		区分	
				内面	外面			引張強度 (MPa)	引張強度 (MPa)	MAフリーのベイナイト 平均粒径(μm)	MAフリーのベイナイト 組織分率(%)	700℃以下のベイナイト 組織分率(%)	上部ベイナイト 組織分率(%)	上部ベイナイト 組織分率(%)	外部OGHAZ 硬度 HV(98N)		外部FL VE-30 (J)
1	A	0.13	80	630	624	4.8	50	0	0	50	0	0	0	205	185	136	本発明例
			50	640	633	3.3	60	0	0	40	0	0	0	225	189	166	
2	A	0.13	50	640	633	3.3	60	0	0	40	0	0	0	225	189	166	
3	B	0.14	70	620	604	3.8	60	0	0	30	10	20	232	176	122		
4	B	0.14	50	600	605	2.1	70	0	0	10	20	20	204	154	112		
5	C	0.16	80	650	626	2.2	60	0	0	30	10	20	204	145	104		
6	C	0.16	50	680	665	1.6	80	0	0	0	20	20	228	210	144		
7	D	0.18	80	740	712	0.9	65	0	0	35	0	20	238	168	113		
8	D	0.18	60	720	704	0.7	80	0	0	0	20	20	258	142	124		
9	E	0.19	70	750	726	0.8	85	15	15	20	0	20	242	142	108		
10	E	0.19	40	730	708	0.5	65	10	10	25	0	20	280	135	111		
11	F	0.20	70	750	736	0.8	60	20	20	20	0	20	276	144	129		
12	F	0.20	60	730	725	0.6	60	20	20	20	0	20	295	161	162		
13	A	0.13	90*	620	615	5.6*	10*	0	0	40	50	50	190*	35*	102	比較例	
14	G	0.16	90*	670	666	5.2*	30*	0	0	50	20	20	215	34*	71*		
15	D	0.18	100*	740	722	4.2	30*	0	0	60	10	10	219	43*	49*		
16	E	0.19	95*	750	715	3.6	20*	0	0	80	0	0	224	51*	34*		
17	G*	0.18	60	710	702	0.7	40*	0	0	60	0	0	225	61*	73*		
18	H*	0.11	50	600	580	4.3	30*	0	0	20	50	50	191*	44*	55*		
19	I*	0.21	60	780*	778*	0.8	60	10	10	30	0	0	281	154	41*		
20	J*	0.17	60	620	610	1.4	20*	0	0	70	10	10	214	64*	46*		
21	C	0.16	70	674	665	2.2	45*	0	0	25	0	0	232	124	36*		
22	E	0.19	40	732	722	2.3	40*	10	10	20	0	0	285	128	33*		

注1: *印は本発明範囲外であることを示す
 注2: 本発明範囲 1.MAフリーのベイナイトの平均粒径5μm以下
 2.MAフリーのベイナイトの組織分率:50%以上
 3.200≤HV(98N)≤300
 4.vE-30≥100J
 注3: No.21,22は、内面入熱≤外面入熱ではなく、本発明範囲外である

【0060】

発明例No.1~12は本発明で規定するミクロ組織を有し、高HAZ靱性(100J以上で累積破損確率が1%以下)を備えていることが確認された。発明例No.1~12は外面、内面の溶接入熱が入熱80kJ/cm以下、且つ内面入熱 外面入熱を満たしている。

【0061】

一方、比較例No.13~16は、外面、内面の溶接入熱が入熱80kJ/cm以上で、MAフリーのベイナイト組織の分率を50%以上確保できなかったために、HAZ靱性が低下した。

【0062】

比較例No.17~20は、母材の成分組成が本発明範囲外の実施例で、Bを含有しな

10
20
30
40
50

い比較例 No. 17 は、マイクロ組織において、MAフリーのベイナイト組織の分率を50%以上確保できなかったために、HAZ 靱性が低下した。

【0063】

P_{CM} が本発明の下限を下回った比較例 No. 18 は、CGHAZ 組織がパーライト主体組織となり、CGHAZ 硬さが低下するとともに、HAZ 靱性が低下した。

【0064】

P_{CM} 値が本発明の上限を上回った比較例 No. 19 は、母材強度が本発明範囲外となり、Si の添加量が本発明の上限を上回った比較例 No. 20 は、MAフリーのベイナイト組織の分率を50%以上確保できなかったために、HAZ 靱性が低下した。

【0065】

内面入熱が外面入熱を上回った比較例 No. 21 や No. 22 では、MAフリーのベイナイト組織の分率を50%以上確保できなかったために、シャルピー衝撃値が100 J 以下で、内面入熱が外面入熱を下回った場合よりも低下した。

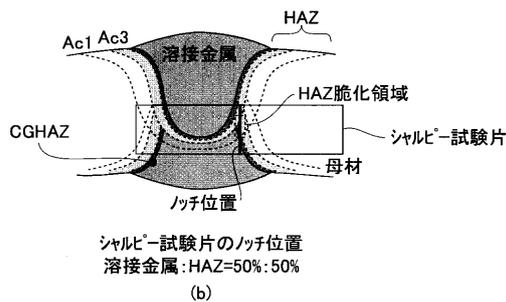
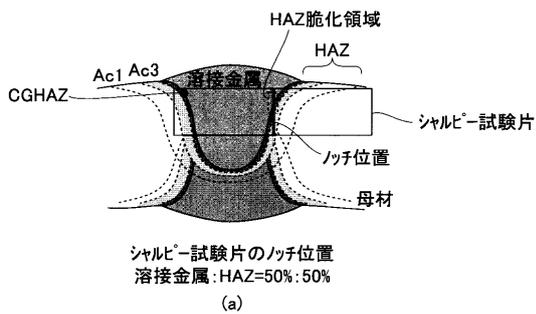
【図面の簡単な説明】

【0066】

【図1】シャルピー試験片の採取位置およびノッチ位置を説明する図で、(a) は採取位置：外面側、ノッチ位置：FL、(b) 採取位置：内面側のルート部、ノッチ位置：FL

10

【図1】



フロントページの続き

- (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 遠藤 茂
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 鹿内 伸夫
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

審査官 相澤 啓祐

- (56)参考文献 特開2000-199036(JP,A)
特開2003-003233(JP,A)
特開2003-136130(JP,A)
特表2007-519819(JP,A)
特開2007-231312(JP,A)
特開2002-220634(JP,A)
特開2004-099930(JP,A)

- (58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
C22C 38/00-38/60