

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2014年1月16日(16.01.2014)



(10) 国際公開番号
WO 2014/010150 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/12 (2006.01)
B21C 37/08 (2006.01) C22C 38/50 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01) G01N 29/04 (2006.01)
 - (21) 国際出願番号: PCT/JP2013/002160
 - (22) 国際出願日: 2013年3月29日(29.03.2013)
 - (25) 国際出願の言語: 日本語
 - (26) 国際公開の言語: 日本語
 - (30) 優先権データ:
特願 2012-153410 2012年7月9日(09.07.2012) JP
 - (71) 出願人: J F E スチール株式会社 (JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).
 - (72) 発明者: 谷澤 彰彦 (TANIZAWA, Akihiko); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 仲道 治郎 (NAKAMICHI, Haruo); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 川中 徹 (KAWANAKA, Toru); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 内富 則明 (UCHITOMI, Noriaki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 尾関 孝文 (OZEKI, Takafumi); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
 - J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).
 - (74) 代理人: 熊坂 晃, 外 (KUMASAKA, Akira et al.); 〒1030027 東京都中央区日本橋二丁目1番10号柳屋ビルディング7階 J F E テクノリサーチ株式会社知的財産事業部内 Tokyo (JP).
 - (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
 - (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).
- 添付公開書類:
— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

(54) Title: THICK-WALLED HIGH-STRENGTH SOUR-RESISTANT LINE PIPE AND METHOD FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称: 厚肉高強度耐サワーラインパイプおよびその製造方法

(57) Abstract: Provided are a line pipe suitable as a thick-walled high-strength sour-resistant line pipe having a pipe thickness of 20 mm or greater and a tensile strength of 560 MPa or higher, and a method for producing the line pipe. In this line pipe, the base material part comprises: specific amounts of C, Si, Mn, P, S, Al, Nb, Ca, N, and O; one or more types of Cu, Ni, Cr, Mo, V, and Ti as (an) optional component(s); and Fe and inevitable impurities as the remainder. In this line pipe: the microstructure in the pipe-thickness direction comprises 90% or more bainite in the region from a depth of 2 mm from the inner surface to a depth of 2 mm from the outer surface; the hardness in regions except for the center segregation part is 220 Hv10 or less and the hardness in the center segregation part is 250 Hv10 or less in terms of hardness distribution in the pipe-thickness direction; and the major axis of air bubbles, inclusions, and inclusion clusters existing in the region from a depth of 1 mm from the inner surface to a position where the depth is 3/16 of the pipe thickness and in the region from a depth of 1 mm from the outer surface to a position where the depth is 13/16 of the pipe thickness in the pipe-thickness direction is 1.5 mm or shorter. A CC slab having the aforementioned composition is hot-rolled under specific conditions and is then subjected to accelerated cooling.

(57) 要約: 管厚が20mm以上で、引張り強度が560MPa以上の厚肉高強度耐サワーラインパイプとして好適なものおよびその製造方法を提供する。母材部が、特定量のC、Si、Mn、P、S、Al、Nb、Ca、N、O、選択成分としてCu、Ni、Cr、Mo、V、Tiの一種または二種以上、残部Fe及び不可避免的な不純物で、管厚方向のマイクロ組織が、内表面+2mm~外表面+2mmの領域で、90%以上のベイナイトを含み、管厚方向の硬さ分布において、中心偏析部を除く領域の硬さが220Hv10以下、中心偏析部の硬さが250Hv10以下で、管厚方向の内表面+1mm~管厚の3/16までの位置および外表面+1mm~管厚の13/16までの位置に存在する気泡や介在物および介在物クラスタの長径が1.5mm以下であるラインパイプ。上記組成のCCスラブを特定条件で熱間圧延後、加速冷却を行う。

WO 2014/010150 A1

明 細 書

発明の名称：

厚肉高強度耐サワーラインパイプおよびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、厚肉(heavy wall)高強度(high-strength)耐サワーラインパイプ(line pipe for sour gas service)およびその製造方法に関し、好適には管厚が20mm以上で、引張り強度が560MPa以上のものに関する。

背景技術

[0002] 世界的なエネルギー需要の高まりを背景に、原油(crude oil)や天然ガス(natural gas)の採掘量が年々増加した結果、高品質な原油や天然ガスが徐々に枯渇し、硫化水素(hydrogen sulfide)濃度の高い低品質の原油や天然ガスを使用する必要に迫られている。

[0003] このような原油や天然ガスを採掘するために敷設されるパイプラインや原油精製プラントの圧力容器および配管には、安全性確保のために耐サワー性能(sour resistant property) (耐HIC性能(resistance to Hydrogen Induced Cracking)および耐SSC性能(resistance to Sulfide Stress Corrosion Cracking))に優れるものが必要である。また、ラインパイプの長距離化や輸送効率向上のために厚肉、高強度化した鋼板および鋼管を適用しなければならない。

[0004] そのため、強度グレードがAPI (American Petroleum Institute) 5L X60~X65、管厚が20~40mm程度でNACE-TM0284およびNACE-TM0177のA溶液環境において優れた耐サワー性能を確保した厚肉高強度耐サワーラインパイプの安定供給が課題となっている。

[0005] 現在、耐サワーラインパイプの安定供給には、連続鋳造スラブ(continuous casting slab)からTMCP (Thermo-Mechanical Control Process)により製造した厚鋼板を鋼管素材として用いることが必須である。このような制約下において、耐HIC性能を向上させる要因として、1) Mn、Pなどの中心

偏析(center segregation)元素の低減や鑄造速度の低減、軽圧下の適用による中心偏析硬さの低減、2) S、Oの低減およびCaの最適添加による中心偏析における伸長MnSの発生抑制、介在物集積帯（垂直曲げ型連続鑄造機においては、スラブ表面側1/4 t位置付近）におけるCaクラスタの生成抑制、3) TMCPにおける加速冷却条件の最適化によるマイクロ組織のベイナイト単相化、島状マルテンサイト（Martensite-Austenite constituent, MA）の発生抑制、中心偏析の硬化抑制などが明らかにされ、特許文献1～25が提案されている。

[0006] 特許文献1～3には、中心偏析に濃化する合金元素の中心偏析硬さに及ぼす影響を定量化した化学成分パラメータや中心偏析におけるMnSおよび介在物集積帯におけるCaクラスタの生成を定量化した化学成分パラメータを導入することで、優れた耐HIC性能を合理的な化学成分設計で行なうことを可能とする技術が開示されている。

[0007] 特許文献4～7には、中心偏析部におけるMn濃度やNb、Ti濃度を測定し、その濃度を一定以下に制御することにより優れた耐HIC性能を確保する方法が開示されている。特許文献8には、中心偏析部の未圧着部長さを一定以下に制御することにより中心偏析部への合金元素の濃化およびそれに伴う硬さの上昇を抑制し、優れた耐HIC性能を確保する方法が開示されている。

[0008] 特許文献9には、中心偏析に生成するS、N、Oと結合した介在物やNbTiCNの大きさの上限を規定し、化学成分やスラブ加熱条件でその範囲に制御することで、優れた耐HIC性能を確保する方法が開示されている。特許文献10には、Nbを0.01%未満に低減することで、中心偏析でのHIC起点となるNbCNの発生を抑制することで、優れた耐HIC性能を確保する方法が開示されている。

[0009] 特許文献11には、厚肉高強度ラインパイプにおいて、スラブ再加熱時の加熱温度をスラブ中のNbCNが固溶し、オーステナイト粒の粗大化ができるだけ抑制される条件にすることにより、優れたDWT性能とHIC性能

を両立する方法が開示されている。特許文献12および13には、中心偏析でのMnS生成抑制のために添加したCaの形態を最適制御するために、Ca-AI-Oの組成比を最適化し、微細な球状にすることにより、Caクラスタや粗大なTiNを起点としたHIC発生を抑制し、優れた耐HIC性能を確保する方法が開示されている。

[0010] 特許文献14には、加速冷却開始温度の下限の決定に関し、C/Mnと未再結晶域全圧下量を考慮することで、バンド状組織の発生を抑制し、優れた耐HIC性能を確保する方法が開示されている。特許文献15および16には、未再結晶域圧延による結晶粒の扁平化に伴うマイクロ組織のHIC伝播停止性能の劣化を抑制するために、圧延終了温度を高くすることで、優れた耐HIC性能を確保する方法が開示されている。

[0011] 特許文献17には、加速冷却の最適化およびオンライン急速加熱の適用により、フェライト組織中に微細な析出物が分散する組織形態とし、表層フェライト化による表層硬さの低減および析出強化による高強度化を両立し、優れた耐HIC性能を確保する方法が開示されている。特許文献18~20には、特許文献17と同様の手法でマイクロ組織をベイナイト主体とすることで、強度とHIC性能を両立する方法が開示されている。

[0012] 特許文献22~25には、加速冷却後、オンラインに設置された誘導加熱装置により急速加熱を行なうことで、鋼板板厚方向のマイクロ組織や硬さ分布を調整して優れた耐HIC性能を確保する方法が開示されている。

[0013] 特許文献22にはマイクロ組織中のMAの生成を抑制し、且つ均一な板厚方向の硬度分布としてHICの伝播停止性能を高めることが記載され、特許文献23には高強度と耐HIC性を両立させるため、成分組成を偏析が抑制され、析出強化が可能な系とし、マイクロ組織内における硬度差が小さいフェライト+ベイナイト2相組織とすることが記載されている。

[0014] 特許文献24には、成分組成を、各合金元素の中心偏析部の濃度が低くなるように調整して、中心偏析部の硬さを低減し、鋼板表層部における金属組織はベイナイトまたはベイナイト+フェライトの混合組織として、島状マル

テンサイトの体積分率を2%以下とすることが記載されている。

- [0015] 特許文献25には、加速冷却における板厚中央の冷却速度を規定し、冷却の初期では冷却速度を遅くして表層温度を500℃以下まで下げ、その後は、冷却速度を早くして強度が確保できる冷却停止温度まで冷却することにより、表層硬さの低減と中心偏析部の硬化の抑制を実現し、優れた耐HIC性能を確保する方法が開示されている。

先行技術文献

特許文献

- [0016] 特許文献1：特開2009-221534号公報
特許文献2：特開2010-77492号公報
特許文献3：特開2009-133005号公報
特許文献4：特開平6-220577号公報
特許文献5：特開2003-13175号公報
特許文献6：特開2010-209461号公報
特許文献7：特開2011-63840号公報
特許文献8：特開2010-209460号公報
特許文献9：特開2006-63351号公報
特許文献10：特開2011-1607号公報
特許文献11：特開2010-189722号公報
特許文献12：特開平10-8196号公報
特許文献13：特開2009-120899号公報
特許文献14：特開2010-189720号公報
特許文献15：特開平9-324216号公報
特許文献16：特開平9-324217号公報
特許文献17：特開2003-226922号公報
特許文献18：特開2004-3014号公報
特許文献19：特開2004-3015号公報
特許文献20：特開2005-60820号公報

特許文献21：特開2005-60837号公報

特許文献22：特開2008-56962号公報

特許文献23：特開2008-101242号公報

特許文献24：特開2009-52137号公報

特許文献25：特開2000-160245号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0017] ところで、厚肉高強度耐サワーラインパイプの場合、UOE (UOE forming) やプレスバンド (press bend forming) などの冷間加工の際に受けるひずみ量が多い。また、強度を確保するためにより多くの合金元素を添加するため、加速冷却における表層と板厚中心の冷却速度の差（厚肉材ほど差が大きくなる）によって、表層硬さが上昇しやすくなる。そのため、表層近傍におけるHICの発生が特に問題とされている。

[0018] しかしながら、特許文献1～21には、厚肉高強度耐サワーラインパイプの表層に発生するHICの解決手段は記載されていない。特許文献22～25は、加速冷却等により硬化した表層近傍から発生するHICを防止することを目的とするものの、中心偏析部においてHICの発生に關与する介在物が、表層部近傍にあった場合の影響については全く検討されておらず、表層近傍に発生するHICの抑制方法として不十分なことが懸念される。

[0019] また、最近の厚肉高強度耐サワーラインパイプは低O、極低S鋼として製造されるが、HICへの影響について、十分検討されていない。

[0020] そこで、本発明は表面近傍から発生するHICを防止し、優れた耐HIC性能を備えた管厚20mm以上の厚肉高強度耐サワー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

[0021] 本発明者らは、低O、極低S鋼として製造される厚肉高強度耐サワーラインパイプの耐HIC性能について知見を得るため、ミクロ組織を均一なベイナイトに造りこんだ管厚20mm以上の溶接鋼管を対象に、管厚方向の各位

置に発生するHICについて検討を行い以下の知見を得た。

[0022] 1. 管厚20mm以上の厚肉の溶接鋼管の場合であっても、中心偏析(center segregation area)に発生するHICの抑制には、中心偏析硬さを250 Hv10以下とし、MnSの生成を抑制することが有効である。

2. また、MnSの発生は、下式に示すACRMとの相関が高く、ACRMを1.0以上にすることで、中心偏析におけるMnSの生成を抑制することができる。

$$ACRM = (Ca - (1.230 - 0.000365)) / (1.25S)$$

、
但し、Ca、O、Sは含有量（質量%）

3. 垂直曲げ型連続鋳造機で発生する介在物集積帯に発生するHICは、ACRMを4.0以下にするとCaクラスタの生成が抑制でき、HICの発生も抑制できる。

[0023] 4. 表層近傍のHICの発生は、表層硬さのみでは整理できず、表層近傍に生成する気泡や介在物の状態が大きく影響する。

5. 表層近傍に発生するHICの破面について調査した結果、HICの起点は長径で200μ以上の気泡あるいはCaOクラスタである。また、表層近傍の硬さが220 Hv10を超えるとこれらの気泡や介在物を起点としたHICが発生し、気泡や介在物の長径が1.5mmを越えると表層近傍硬さを220 Hv10以下にしてもHICが発生する。

[0024] 6. すなわち、表層近傍HICを抑制するためには、a. 表層近傍において長径200μm以上の気泡や介在物の発生を抑制する、b. 表層近傍の硬さを220 Hv10以下にし、表層近傍の長径1.5mm以上の気泡や介在物の発生を抑制するのいずれかの手法を適用する必要がある。

7. aの場合、製鋼プロセスにおける気泡や粗大クラスタを鋼中で残存させないことにより達成可能である。しかし、粗大クラスタ（介在物）を残存させないためには、気泡を残存させて介在物を浮上促進させなければならず、製鋼プロセスにおける微妙なバランスを制御する必要があり、製造安定性が

十分に確保できない可能性が非常に高い。

[0025] さらに、表層近傍の気泡や、長径で $200\mu\text{m}$ 以上の介在物を確実に捕らえるためには、非常に高感度な検査方法を適用する必要があり現実的でない。

8. bの場合、鋼板製造プロセスにおいて表層硬さを低減し、造管後の表層近傍硬さを $220\text{Hv}10$ 以下に低減することができればHICの発生を抑制することが可能で、 1.5mm 以上の気泡や介在物を検知することは、比較的容易である。

[0026] 9. 溶接鋼管において表層硬さを $220\text{Hv}10$ 以下にすることは、 T/D (T は管厚、 D は鋼管径)が 0.02 以上の場合、当該溶接鋼管の表層+ 1mm (表層下、 1mm の位置)の $700\rightarrow 600^\circ\text{C}$ の冷却速度を $120^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下にすることができれば加速冷却ままでも達成可能である。

[0027] なお、表層下でのHICが問題となるのは、厚肉材の場合であり、管厚が 20mm 未満では問題とならないため、本発明は管厚 20mm 以上、特に 25mm 以上を対象とする。

また、管厚が厚くなるほど、外径が小さくなるほど、造管によるひずみが大きくなり表層近傍のHICが発生しやすくなる。 t/D が 0.045 を超えると、表層近傍のひずみによるHIC性能の劣化と硬さの上昇によって、表層近傍のHICを防げなくなるため、 t/D が 0.045 以下の鋼管を対象とする。

[0028] 本発明は、得られた知見にさらに検討を加えてなされたもので、すなわち、本発明は、

(1) 鋼管母材部の化学成分が、質量%で、 $\text{C} : 0.020\sim 0.060\%$ 、 $\text{Si} : 0.50\%$ 以下、 $\text{Mn} : 0.80\sim 1.50\%$ 、 $\text{P} : 0.008\%$ 以下、 $\text{S} : 0.0015\%$ 以下、 $\text{Al} : 0.080\%$ 以下、 $\text{Nb} : 0.005\sim 0.050\%$ 、 $\text{Ca} : 0.0010\sim 0.0040\%$ 、 $\text{N} : 0.0080\%$ 以下、 $\text{O} : 0.0030\%$ 以下を含有し、式(1)による C_{eq} が 0.320 以上、式(2)によるPHICが 0.960 以下、式(3)によるA

CRMが1.00～4.00、式(4)によるPCAが4.00以下、残部Fe及び不可避免的不純物で、管厚方向のミクロ組織が、内表面+2mm～外表面+2mmの領域で、90%以上のベイナイトを含み、管厚方向の硬さ分布において、中心偏析部を除く領域の硬さが220Hv10以下、中心偏析部の硬さが250Hv10以下で、管厚方向の内表面+1mm～管厚(T)の3/16までの位置および外表面+1mm～管厚(T)の13/16までの位置に存在する気泡や介在物および介在物クラスタの長径が1.5mm以下であることを特徴とする厚肉高強度耐サワーラインパイプ。

$$Ceq = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5 \dots \text{式(1)}$$

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

$$ACRM = (Ca - (1.230 - 0.000365)) / (1.25S) \dots \text{式(3)}$$

$$PCA = 10000CaS^{0.28} \dots \text{式(4)}$$

式(1)～(4)において、各合金元素は化学成分中の含有量(質量%)とする。

(2) 鋼管母材部の化学成分が更に、質量%で、Cu:0.50%以下、Ni:1.00%以下、Cr:0.50%以下、Mo:0.50%以下、V:0.100%以下、Ti:0.030%以下の1種又は2種以上を含有することを特徴とする(1)に記載の厚肉高強度耐サワーラインパイプ。

(3) 管厚が20mm以上で、T/Dが0.045以下(Tは管厚(mm)、Dは管径(mm))であることを特徴とする(1)または(2)記載の厚肉高強度耐サワーラインパイプ。

[0029] (4) (1)または(2)記載の化学成分を有する連続鋳造スラブを、1000～1150℃に再加熱し、未再結晶域での全圧下率が40～90%で熱間圧延後、表層温度がAr3-t℃以上(tは板厚(mm))より350

～550℃まで、700℃～600℃の平均冷却速度が、板厚方向に表層+1mm～板厚の3/16位置および裏層+1mm～板厚の13/16位置において120℃/s以下、板厚中心において20℃/s以上で加速冷却した後、冷間加工によりパイプ状に曲げ加工し、両端部の突合せ部を溶接して溶接鋼管とすることを特徴とする厚肉高強度耐サワーラインパイプの製造方法。

(5) 熱間圧延後、加速冷却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なうことを特徴とする(4)記載の厚肉高強度耐サワーラインパイプの製造方法。

[0030] (6) 管厚が20mm以上で、T/Dが0.045以下(Tは管厚(mm)、Dは管径(mm))であることを特徴とする(4)または(5)記載の厚肉高強度耐サワーラインパイプの製造方法。

(7) (4)乃至(6)のいずれか一つに記載の製造方法で溶接鋼管とした後、鋼管母材からサンプルを切り出して、管周方向と管長手方向において200mm²以上、管厚方向の内表面+1mm～管厚の3/16までの位置および外表面+1mm～管厚の13/16までの位置を20MHz以上の探触子を用いて超音波探傷を行い、1.5mm以上の指示の有無を確認することを特徴とする厚肉高強度耐サワーラインパイプの耐HIC性能の判定方法。

発明の効果

[0031] 本発明によれば、管厚方向の各位置において優れた耐HIC性能を備えた管厚20mm以上の厚肉高強度耐サワーラインパイプおよびその製造条件が得られ、産業上極めて有効である。

発明を実施するための形態

[0032] 本発明に係る厚肉高強度耐サワーラインパイプの鋼管母材部の、化学成分、ミクロ組織、硬さ分布について説明する。

[化学成分] 以下の説明において%表示は、質量%とする。

C: 0.020～0.060%

Cは、中心偏析に濃化し、さらに中心偏析への他の元素の偏析を助長する

元素であるため、HIC性能確保の観点からは低減した方がよく、0.060%以下に制限する。一方、安価かつ高強度化に有効な元素であるため、母材強度を確保する観点から、0.020%以上を含有する。好ましくは0.025~0.055%である。

[0033] Si : 0.50%以下

Siは、脱酸に用いる元素で、介在物を低減し、高強度化に寄与するため含有する。Siを0.50%を超えて含有すると、HAZ靱性が著しく劣化し、溶接性も劣化するため、上限を0.50%とする。より好ましくは、0.40%以下、さらに好ましくは、0.05~0.40%である。

[0034] Mn : 0.80~1.50%

Mnは、中心偏析に顕著に濃化して、中心偏析の硬さを上昇させるためHIC性能確保の観点から、低減することが望ましい。Mnが1.50%超えになると、他の合金元素の調整を行なっても中心偏析の硬さが高くHIC性能が確保できないため、上限を1.50%とする。一方で、Mnは、安価かつ高強度化に寄与し、冷却中のフェライトの生成を抑制する。その効果を得るためには、0.80%以上の添加が必要である。より好ましくは、1.00~1.50%である。

[0035] P : 0.008%以下

Pは、中心偏析に顕著に濃化して、中心偏析の硬さを著しく増加させるためできるだけ低減する。しかしながら、Pを低減することは、製鋼コストの増大を招くため、0.008%まで許容する。より好ましくは、0.006%以下である。

[0036] S : 0.0015%以下

Sは、中心偏析に顕著に濃化して、中心偏析部でMnSを形成し、HIC性能を顕著に劣化させるため、できるだけ低減する。しかしながら、Sを低減することは、製鋼コストの増大を招くため、0.0015%まで許容する。より好ましくは、0.008%以下である。

[0037] Al : 0.080%以下

Alは脱酸により介在物を低減するために必須の元素である。一方で、0.08%を超えて含有するとHAZ韌性の劣化、溶接性の低下さらには連続鋳造時の浸漬ノズルのアルミナ詰りなどの問題が生じるため上限を0.08%とする。より好ましくは、0.05%以下である。

[0038] Nb : 0.005~0.050%

Nbは、固溶Nbとして存在すると制御圧延時の未再結晶域を拡大し、母材の韌性確保に付与する。その効果を得るためには少なくとも0.005%以上は添加する必要がある。一方で、Nbは中心偏析に濃化し、凝固時に粗大なNbCNあるいはNbTiCNを晶出しHICの起点となり、HIC性能を劣化させるため、上限を0.05%とする。より好ましくは、0.010~0.040%である。

[0039] Ca : 0.0010~0.0040%

Caは、中心偏析に生成するMnSの生成を抑制し、HIC性能を向上させる。その効果が得られるためには、少なくとも0.0010%は必要である。一方で、Caを過剰に添加すると、表層近傍や介在物集積帯でCaOクラスタが生成し、HIC性能を劣化させるため、上限を0.0040%とする。

[0040] N : 0.0080%以下

Nは、不可避的不純物元素であるが、0.0080%以下の含有であれば、母材韌性やHIC性能を劣化させないため、上限を0.0080%とする。

[0041] O : 0.0030%以下

Oは、不可避的不純物元素であり、Al₂O₃やCaOの生成量が増えることによって、表層下や介在物集積帯でのHIC性能を劣化させるため低減することが好ましい。しかしながら、Oを低減することは、製鋼コストの増大を招くため、0.0030%まで許容する。より好ましくは、0.0020%以下である。

[0042] Ceq (%) : 0.320以下

C_{eq} (%) は、厚肉高強度耐サワーラインパイプの母材強度を確保するために必要な合金元素量を表す指標で、0.320以上とする。上限については、特に規定しないが、溶接性の観点から0.400以下とすることが好ましい。 C_{eq} (%) は下式で求める。

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

各合金元素は化学成分中の含有量 (質量%) とする。

[0043] PHIC (%) : 0.960以下

PHIC (%) は、中心偏析の硬化度を示すパラメータで、この値が大きいほど中心偏析の硬さが高くなり、管厚中心でのHIC発生を助長する。PHIC (%) が0.960以下であれば、中心偏析の硬さを250Hv10以下とすることができ、優れた耐HIC性能を確保できるため、上限を0.960とする。より好ましくは、0.940以下である。PHIC (%) は下式で求める。

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

各合金元素は化学成分中の含有量 (質量%) とする。

[0044] ACRM (%) : 1.00~4.00

ACRM (%) は、CaによるMnSの形態制御の効果を定量化する指標で、ACRM (%) が1.00以上になると、中心偏析でのMnSの生成が抑制されて管厚中心でのHICの発生が抑制される。一方で、ACRM (%) が4.00を超えるとCaOクラスタが生成しやすくなり、HICが発生しやすくなるため、上限を4.00とする。より好ましくは、1.00~3.50である。ACRM (%) は下式で求める。

$$ACRM (\%) = (Ca - (1.230 - 0.000365)) / (1.25S)$$

各合金元素は化学成分中の含有量 (質量%) とする。

[0045] PCA (%) : 4.00以下

PCA (%) は、CaによるCaOクラスタ発生限界を示す指標で、PCA (%) が4.00を超えるとCaOクラスタが生成しやすくなり、表層近傍や介在物集積帯でのHICが発生しやすくなるため、上限を4.00とする。PCA (%) は下式で求める。

$$PCA (\%) = 10000CaS^{0.28}$$

各合金元素は化学成分中の含有量 (質量%) とする。

[0046] 以上が本発明に係る厚肉高強度耐サワーラインパイプの基本成分組成で、残部Fe及び不可避免的不純物である。本発明では、さらに母材強度およびHAZ靱性を向上させる観点から以下の合金元素を1種以上含有することができる。

[0047] Cu : 0.50%以下

Cuは、母材の高強度化に寄与する元素であるが、中心偏析に濃化する元素でもあるので過度な含有は控えるべきである。また、Cuを0.50%を超えて含有すると、溶接性およびHAZ靱性の劣化を招くため、含有させる場合は、上限を0.50%とする。

[0048] Ni : 1.00%以下

Niは、母材の高強度化に寄与する元素であるが、中心偏析に濃化する元素でもあるので過度な含有は控えるべきである。また、Niを1.00%を超えて含有すると、溶接性の劣化を招き、また高価な元素であるため、含有させる場合は、上限を1.00%とする。

[0049] Cr : 0.50%以下

Crは、母材の高強度化に寄与する元素であるが、中心偏析に濃化する元素でもあるので過度な含有は控えるべきである。また、Crを0.50%を超えて含有すると、溶接性およびHAZ靱性の劣化を招くため、含有させる場合は、上限を0.50%とする。

[0050] Mo : 0.50%以下

Moは、母材の高強度化に寄与する元素であるが、中心偏析に濃化する元

素でもあるので過度な含有は控えるべきである。また、Moを0.50%を超えて含有すると、溶接性およびHAZ靱性の劣化を招くため、含有させる場合は、上限を0.50%とする。

[0051] V : 0.100%以下

Vは、母材の高強度化に寄与する元素であるが、中心偏析に濃化する元素でもあるので過度な含有は控えるべきである。また、Vを0.100%を超えて含有すると、溶接性およびHAZ靱性の劣化を招くため、含有させる場合は、上限を0.100%とする。

[0052] Ti : 0.030%以下

Tiは、TiNを形成することにより固溶Nを減少させて母材靱性の劣化を抑制するだけでなく、HAZ靱性を向上させる効果がある。一方で、Tiを過剰に含有すると、中心偏析でNbTiCNの発生を助長し、HICを発生しやすくするため、含有する場合は、上限を0.030%とする。

[0053] [ミクロ組織]

鋼管母材部のミクロ組織は、管厚方向で少なくとも内表面+2mm~外表面+2mmの位置のミクロ組織を90%以上のベイナイトとする。内表面は鋼管内側の表面、外表面は鋼管外側の表面とする。

[0054] 鋼管母材部の組織は、HICの発生防止の観点から、単相組織にすることが望ましく、また、厚肉高強度耐サワーラインパイプとしての所望の強度を得るため、ベイナイト組織とすることが必要なため、ベイナイト単相組織とする。

[0055] ベイナイトの組織分率（面積率）は100%とすることが望ましいが、10%未満のフェライト、セメンタイト及びMAの一種または二種以上が含まれていてもHICの発生防止には影響を与えないため、90%以上とする。より好ましくは95%以上である。

[0056] [硬さ分布]

管厚方向の硬さ分布において、中心偏析部を除く領域の硬さが220HV10以下、中心偏析部の硬さが250HV10以下

厚肉高強度ラインパイプでは、表層近傍のHICが問題となるため、表層硬さは低い方が望ましい。表層近傍における介在物や気泡の最大径が1.5 mm以下であれば、表層近傍の硬さを220 Hv10以下、より好ましくは210 Hv10以下にすることで表層近傍におけるHICの発生を抑制することが可能である。

- [0057] また、上述した成分組成の鋼であれば、中心偏析部の硬さが250 Hv10以下の場合、中心偏析部のHICの発生を抑制できるため、上限を250 Hv10とする。

[表層近傍の気泡や介在物]

管厚方向の内表面+1 mm～管厚(T)の3/16までの位置および外表面+1 mm～管厚(T)の13/16までの位置に存在する気泡や介在物および介在物クラスタの長径が1.5 mm以下

表層近傍のHICは気泡や介在物および介在物クラスタ(CaOクラスタ)の一種または二種以上が存在することで発生する。表層近傍の硬さを220 Hv10以下、より好ましくは210 Hv10以下に低減した場合、CaOクラスタや気泡の大きさが、それらの長径寸法で1.5 mm以下の場合、HIC性能を劣化させない。なお、介在物の測定方法としては、表層近傍の断面の顕微鏡観察によるもの、非破壊検査によるものいずれの方法によってもよいが、大きな体積について測定する必要があるため、超音波探傷などの非破壊検査によるものが望ましい。

- [0058] 超音波探傷を行う場合、鋼管母材部から切り出したサンプルについて、測定位置を表層近傍のHIC発生位置と同じ位置(管厚方向の内表面+1 mm～管厚(T)の3/16までの位置および外表面+1 mm～管厚(T)の13/16までの位置)として管周方向と管長手方向において少なくとも面積で200 mm²以上の領域を、20 MHz以上の探触子を用いて行い、1.5 mm以上の指示がないことを確認する。

- [0059] 1.5 mm以上の介在物を検出するため、20 MHz以上の探触子を用いることが必要である。1.5 mmの空孔を開けた鋼管母材から切り出したサ

ンプルと同じ板厚のダミー材を予め探傷しておき、その後、鋼管母材から切り出したサンプルを探傷し、その反射エコーがダミー材で検出したエコーよりも高い場合に1.5 mm以上の介在物があるものとして判定する。

[0060] [鋼管母材の製造方法]

本発明に係る厚肉高強度耐サワーラインパイプの好ましい製造方法について説明する。

スラブ加熱温度(slab heating temperature) : 1000~1150℃

スラブ加熱温度は、高いほど強度が上昇するが、靱性が劣化するため、所望の強度、靱性に応じて最適な範囲に設定する必要がある。スラブ加熱温度が1000℃未満になると、固溶Nbが確保できず、母材の強度、靱性ともに劣化するため、下限を1000℃とする。一方で、1150℃を超えると中心偏析に生成した粗大なNbCNがさらに凝集粗大化してHICの発生を容易とするため、上限を1150℃とする。

[0061] 未再結晶域での全圧下率 : 40~90%

未再結晶域での圧延は、ミクロ組織を扁平化し、母材靱性を向上させる効果がある。その効果を得るためには、40%以上の圧下が必要であるため下限を40%とする。一方で、90%を超えて圧下すると母材靱性の向上効果がすでに飽和しているため大きく得られないことと、HICの伝播停止性能を劣化させるため、上限を90%とする。より好ましくは、60~85%である。

[0062] 加速冷却(accelerated cooling)開始温度(starting temperature) : 鋼板の表層温度で $A_r3 - t$ ℃以上 (tは板厚(mm))

均一なベイナイト組織とするため、加速冷却開始温度を $A_r3 - t$ ℃以上 (tは板厚(mm))、より好ましくは、 $A_r3 - t / 2$ ℃以上 (tは板厚(mm))とする。

[0063] 加速冷却停止温度(stopping temperature) : 鋼板の表層温度で350~550℃

加速冷却の停止温度は低いほど高強度化が可能となる。一方で、冷却停止

温度が350℃未満になると、ベイナイトのラス間がMAに変態する。さらには、中心偏析部がマルテンサイト変態することによりHICの発生が容易となる。また、550℃を超えると未変態オーステナイトの一部がMAに変態し、HICが発生しやすくなるため、上限を550℃とする。

[0064] 加速冷却の平均冷却速度：表層近傍で120℃/s以下、板厚中心において20℃/s以上

表層近傍の加速冷却の冷却速度が速いと表層硬さが上昇してHICが発生しやすくなる。造管後の表層硬さを220HV10以下にするためには、表層近傍の冷却速度を120℃/s以下にする必要があるため、上限を120℃/sとする。表層近傍は、板厚方向の内表面+1mm～板厚(t)の3/16までの位置および外表面+1mm～板厚(t)の13/16までの位置とする。

[0065] また、板厚中心の冷却速度が速いほど母材が高強度化される。厚肉材において所望する強度を得るために、板厚中心の冷却速度を20℃/s以上とする。

[0066] 表層近傍の冷却速度は表層に厚いスケールが残存する場合に局所的に速くなる場合がある。安定的に表層硬さを低減するためには、加速冷却の直前に噴射流衝突圧を1MPa以上とするデスクーリングを行ってスケールを剥離させることが望ましい。上述した成分組成と製造方法を満足した場合、ラインパイプ材として必要な強度とDWT特性を満足しつつ、優れた耐HIC性能を備えることが可能である。

実施例

[0067] 表1に示す化学成分の鋼を連続鋳造法によりスラブとし、表2に示す条件でスラブを再加熱し、熱間圧延、加速冷却した後空冷した。製造した厚鋼板をUOE成形で造管し（Oプレス圧縮率=0.25%、拡管率=0.95%）、溶接鋼管とした。なお、加速冷却の板厚中心の冷却速度は、板表面の温度より熱伝導計算により求めた。

[0068] 鋼管母材部のマイクロ組織のベイナイト分率は、内表面+2mm位置、外表

面+2mm位置、管厚中央についてナイトールエッチングをしたサンプルを作製し、光学顕微鏡で観察することで測定し、3箇所でも最もベイナイト分率が低い箇所の値を採用した。

[0069] 鋼管の中心偏析部以外の硬さは、荷重10kgのビッカース硬さ試験機により内面+1mmから外面+1mmにかけて1mmピッチで測定し、その最大値を用いた。中心偏析部の硬さは、荷重50gの微小ビッカース硬さ試験機により中心偏析部の硬さを20点測定し、その最大値を用いた。

[0070] 表層近傍の気泡および介在物は、Cスキャン（探触子は25MHz）によって測定した。測定方法は、鋼管内表面から10mm厚で長手方向に100mm、管周方向に20mmの矩形サンプルを5つ切出し、内表面側が底面になるようにセットし、内表面+1mmから3/16Tまでの位置に探傷ゲートを設定して探傷した。その際に、あらかじめサンプルと同じ板厚で1.5mm径の空孔のあいたダミー材を探傷し、空孔による指示が100%の感度になるように設定した条件で、サンプルについても測定し、100%を超える指示が出た場合について、1.5mm以上の介在物あるいは空孔があるものとして判断した。

[0071] 鋼管の強度は、管周方向から採取したAPI全厚引張試験片で評価し、引張強度が560MPaに達したものを合格とした。DWT T試験(drop weight tear test)は、0℃で各2本行い、そのせん断破面率の平均が85%以上になるものを合格とした。また、HIC試験は、NACE TM0284-2003の溶液Aについて各3本実施し、鋼管のCLR評価で最大値が10%以下のものを合格（優れた耐HIC性能）とした。

[0072] 表3に得られた溶接鋼管のミクロ組織観察結果、超音波探傷結果、材料試験結果を示す。本発明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、DWT T性能を満たしつつ、優れた耐HIC性能を備えていることが確認された。一方で、成分組成および/または製造条件が本発明範囲外の溶接鋼管のうち、ミクロ組織のベイナイト分率または硬さ分布が本発明範囲外のものは、HIC試験でのCLR評価が本発明例と比較して劣って

いた。

[0073] ミクロ組織のベイナイト分率または硬さ分布が本発明範囲内であっても、製造条件が本発明範囲外のものは、HIC試験でのCLR評価が本発明例と同等であっても、引張強度またはDWT性能が劣っていた（鋼管No. 11、12、14）。

[0074]

[表1]

表1

鋼種	(質量%)																			
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Ti	Ca	N	O	Ceq	PHIC	ACRM	PCA
A	0.043	0.30	1.00	0.007	0.0004	0.026		0.35	0.30	0.18	0.030	0.045	0.010	0.0032	0.0035	0.0016	0.338	0.940	3.19	3.58
B	0.051	0.30	1.41	0.003	0.0003	0.030				0.22	0.041			0.0013	0.0020	0.0009	0.330	0.937	1.49	1.34
C	0.028	0.40	1.30	0.003	0.0010	0.028	0.30	0.25		0.20	0.030		0.012	0.0026	0.0020	0.0010	0.321	0.847	1.39	3.76
D	0.045	0.08	1.32	0.003	0.0004	0.035	0.45	0.55	0.20		0.009		0.015	0.0025	0.0045	0.0015	0.372	0.951	2.04	2.80
E	0.062	0.20	1.25	0.003	0.0003	0.020		0.20	0.15	0.18	0.028		0.010	0.0025	0.0032	0.0015	0.350	0.966	2.72	2.58
F	0.035	0.30	1.55	0.004	0.0004	0.023	0.20	0.18		0.15	0.032	0.045	0.013	0.0026	0.0035	0.0016	0.358	0.976	1.99	2.91
G	0.038	0.30	1.15	0.005	0.0005	0.024			0.25	0.22	0.035	0.030	0.008	0.0020	0.0030	0.0017	0.330	0.891	0.44	2.38
H	0.042	0.28	1.25	0.004	0.0008	0.032	0.31	0.30	0.30		0.033		0.012	0.0036	0.0035	0.0015	0.351	0.911	2.12	4.89

注1: 上線は本発明範囲外であることを示す。

注2: $Ceq = C + Mn / 6 + (Cu + Ni) / 15 + (Cr + Mo + V) / 5$...式(1)

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

ACRM = $(Ca - (1.23O - 0.000365)) / (1.25S)$...式(3)

PCA = $10000CaS^{0.28}$...式(4)

式(1)~(4)において、各合金元素は化学成分中の含有量(質量%)とする。

[0075] [表2]

表2

鋼管	鋼種	管厚T (mm)	鋼管外径 D (mm)	T/D	スラブ加熱 (°C)	未再結晶域 圧下率 (%)	FT (°C)	アスケ噴射圧 (MPa)	冷却開始 (°C)	表層近傍冷却速度 (°C/s)	板厚中心冷却速度 (°C/s)	冷却停止 (°C)
1	A	31.8	914	0.035	1100	70	820		780	100	30	430
2	A	31.8	914	0.035	1100	85	820	1.5	780	80	38	450
3	B	38.0	1219	0.031	1110	80	840		800	95	28	420
4	C	27.7	813	0.034	1030	50	830		780	100	34	380
5	D	24.0	914	0.026	1020	70	860	1.5	800	95	45	520
6	D	24.0	914	0.026	1050	70	800		740	110	38	480
7	A	31.8	914	0.035	1090	70	820		780	220	40	450
8	A	31.8	610	0.052	1100	70	820		780	100	30	430
9	A	31.8	914	0.035	1050	70	840		800	100	30	320
10	B	24.0	914	0.026	1110	70	860	1.5	800	90	38	580
11	B	38.0	1219	0.031	1050	25	840	1.5	850	110	32	420
12	B	38.0	1219	0.031	1110	80	840	1.5	800	40	12	380
13	C	27.7	813	0.034	1060	50	850		800	160	38	450
14	C	27.7	813	0.034	1200	80	830		780	100	34	450
15	D	24.0	914	0.026	1110	70	770		720	110	37	450
16	E	36.9	914	0.040	1080	70	840		800	95	30	430
17	F	36.9	914	0.040	1080	70	840		800	95	29	430
18	G	29.9	1219	0.025	1100	70	810		760	100	31	450
19	H	31.8	914	0.035	1070	70	850	1.5	800	80	35	420

注1: 下線は本発明範囲外であることを示す。

注2: Tは管厚(mm)、Dは鋼管外径(mm)

[0076]

[表3]

表3

鋼管	鋼種	ミクロ組織 ベイナイト 分率 (%)	中心偏析以外 の最高硬さ (HV10)	中心偏析の 最高硬さ (HV10)	1.5mm円孔 を100%とし たときの 最高超音波 指示 (%)	引張強度 (MPa)	0°CDWTT (°C)	HIC GLR (%)
1	A	100	212	215	90	570	100	4.0
2	A	100	210	220	85	585	100	3.9
3	B	100	208	216	20	580	100	2.5
4	C	100	210	205	30	590	100	2.0
5	D	100	215	240	40	605	100	0.0
6	D	90	205	235	40	585	100	3.3
<u>7</u>	A	100	<u>235</u>	230	90	590	100	<u>13.5</u>
<u>8</u>	A	100	<u>225</u>	212	90	572	100	<u>11.0</u>
<u>9</u>	A	100	<u>225</u>	240	90	590	100	<u>12.9</u>
<u>10</u>	B	100	198	<u>265</u>	20	565	100	<u>15.9</u>
<u>11</u>	B	100	215	220	20	605	<u>10</u>	0.0
<u>12</u>	B	100	180	205	20	<u>545</u>	100	0.0
<u>13</u>	C	100	<u>230</u>	205	30	600	100	<u>12.5</u>
<u>14</u>	C	100	212	210	30	605	<u>5</u>	2.5
<u>15</u>	D	<u>60</u>	195	230	40	565	100	<u>17.5</u>
<u>16</u>	<u>E</u>	100	210	<u>280</u>	45	585	100	<u>12.5</u>
<u>17</u>	<u>F</u>	100	210	<u>275</u>	50	580	100	<u>16.5</u>
<u>18</u>	<u>G</u>	100	220	205	30	575	100	<u>22.5</u>
<u>19</u>	<u>H</u>	100	205	210	<u>130</u>	570	100	<u>13.5</u>

注: 下線は本発明範囲外であることを示す。

請求の範囲

[請求項1]

鋼管母材部の化学成分が、質量%で、C：0.020～0.060%、Si：0.50%以下、Mn：0.80～1.50%、P：0.008%以下、S：0.0015%以下、Al：0.080%以下、Nb：0.005～0.050%、Ca：0.0010～0.0040%、N：0.0080%以下、O：0.0030%以下を含有し、式（1）による C_{eq} が0.320以上、式（2）によるPHICが0.960以下、式（3）によるACRMが1.00～4.00、式（4）によるPCAが4.00以下、残部Fe及び不可避免的不純物で、

管厚方向のミクロ組織が、内表面+2mm～外表面+2mmの領域で、90%以上のベイナイトを含み、

管厚方向の硬さ分布において、中心偏析部を除く領域の硬さが220Hv10以下、中心偏析部の硬さが250Hv10以下で、

管厚方向の内表面+1mm～管厚の3/16までの位置および外表面+1mm～管厚の13/16までの位置に存在する気泡や介在物および介在物クラスタの長径が1.5mm以下であることを特徴とする厚肉高強度耐サワーラインパイプ。

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

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

$$ACRM = (Ca - (1.230 - 0.000365)) / (1.25S) \cdots \text{式 (3)}$$

$$PCA = 10000CaS^{0.28} \cdots \text{式 (4)}$$

式（1）～（4）において、各合金元素は化学成分中の含有量（質量%）とする。

- [請求項2] 鋼管母材部の化学成分が更に、質量%で、Cu：0.50%以下、Ni：1.00%以下、Cr：0.50%以下、Mo：0.50%以下、V：0.100%以下、Ti：0.030%以下の1種又は2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の厚肉高強度耐サワーラインパイプ。
- [請求項3] 管厚が20mm以上で、 T/D が0.045以下（ T は管厚（mm）、 D は管径（mm））であることを特徴とする請求項1または2記載の厚肉高強度耐サワーラインパイプ。
- [請求項4] 請求項1または2記載の化学成分を有する連続鋳造スラブを、1000～1150℃に再加熱し、未再結晶域での全圧下率が40～90%で熱間圧延後、表層温度が A_r3-t ℃以上（ t は板厚（mm））より350～550℃まで、700℃～600℃の平均冷却速度が、板厚方向に表層+1mm～板厚の $3/16$ 位置および裏層+1mm～板厚の $13/16$ 位置において120℃/s以下、板厚中心において20℃/s以上で加速冷却した後、冷間加工によりパイプ状に曲げ加工し、両端部の突合せ部を溶接して溶接鋼管とすることを特徴とする厚肉高強度耐サワーラインパイプの製造方法。
- [請求項5] 熱間圧延後、加速冷却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なうことを特徴とする請求項4記載の厚肉高強度耐サワーラインパイプの製造方法。
- [請求項6] 管厚が20mm以上で、 T/D が0.045以下（ T は管厚（mm）、 D は管径（mm））であることを特徴とする請求項4または5記載の厚肉高強度耐サワーラインパイプの製造方法。
- [請求項7] 請求項4乃至6のいずれか一つに記載の製造方法で溶接鋼管とした後、鋼管母材からサンプルを切り出して、管周方向と管長手方向において200mm²以上、管厚方向の内表面+1mm～管厚の $3/16$ までの位置および外表面+1mm～管厚の $13/16$ までの位置を20MHz以上の探触子を用いて超音波探傷を行い、1.5mm以上の

指示の有無を確認することを特徴とする厚肉高強度耐サワーラインパイプの耐HIC性能の判定方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/002160

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, B21C37/08(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C22C38/12(2006.01)i, C22C38/50(2006.01)i, G01N29/04(2006.01)i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
C22C38/00-38/60, B21C37/08, C21D8/00-8/10, G01N29/04

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched
 Jitsuyo Shinan Koho 1922-1996 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2013
 Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2013 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2013

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP 2009-133005 A (JFE Steel Corp.),	1-3
Y	18 June 2009 (18.06.2009), examples & WO 2009/061006 A1 & US 2010/0326559 A1 & EP 2224028 A1 & TW 200930820 A & RU 2010122959 A & KR 10-2010-0070364 A & CN 101855378 A	1-3
Y	JP 7-136748 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 30 May 1995 (30.05.1995), paragraph [0007] (Family: none)	1-3

Further documents are listed in the continuation of Box C.

See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

“E” earlier application or patent but published on or after the international filing date

“L” document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

“O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

“P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

“T” later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

“X” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

“Y” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

“&” document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
21 June, 2013 (21.06.13)

Date of mailing of the international search report
02 July, 2013 (02.07.13)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/002160

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 2012-46789 A (Nippon Steel Corp.), 08 March 2012 (08.03.2012), paragraph [0046] (Family: none)	1-3
A	JP 2011-132600 A (JFE Steel Corp.), 07 July 2011 (07.07.2011), claims & WO 2011/065582 A1 & US 2013/0000793 A1 & EP 2505683 A1 & KR 10-2012-0084804 A & CN 102639734 A	1-7
A	JP 2012-77331 A (JFE Steel Corp.), 19 April 2012 (19.04.2012), paragraphs [0041] to [0044] (Family: none)	5
A	US 2012/0121453 A1 (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.), 17 May 2012 (17.05.2012), example 1 & WO 2010/104165 A1 & US 2012/0121453 A1 & EP 2407570 A1 & CA 2755271 A & KR 10-2011-0123807 A & CN 102421926 A	1-7

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))
 Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, B21C37/08(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C22C38/12(2006.01)i, C22C38/50(2006.01)i, G01N29/04(2006.01)i

B. 調査を行った分野
 調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))
 Int.Cl. C22C38/00-38/60, B21C37/08, C21D8/00-8/10, G01N29/04

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの
 日本国実用新案公報 1922-1996年
 日本国公開実用新案公報 1971-2013年
 日本国実用新案登録公報 1996-2013年
 日本国登録実用新案公報 1994-2013年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
X Y	JP 2009-133005 A (J F E スチール株式会社) 2009.06.18, 実施例 & WO 2009/061006 A1 & US 2010/0326559 A1 & EP 2224028 A1 & TW 200930820 A & RU 2010122959 A & KR 10-2010-0070364 A & CN 101855378 A	1-3 1-3
Y	JP 7-136748 A (住友金属工業株式会社) 1995.05.30, 【0007】 (ファミリーなし)	1-3

C欄の続きにも文献が列挙されている。 パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー	の日の後に公表された文献
「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの	「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの	「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)	「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献	「&」同一パテントファミリー文献
「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願	

国際調査を完了した日 21.06.2013	国際調査報告の発送日 02.07.2013
--------------------------	--------------------------

国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁 (ISA/J P) 郵便番号100-8915 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	特許庁審査官 (権限のある職員) 佐藤 陽一 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	4K	9731
---	--	----	------

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
Y	JP 2012-46789 A (新日本製鐵株式会社) 2012. 03. 08, 【0046】 (ファミリーなし)	1-3
A	JP 2011-132600 A (J F E スチール株式会社) 2011. 07. 07, 特許請求の範囲 & WO 2011/065582 A1 & US 2013/0000793 A1 & EP 2505683 A1 & KR 10-2012-0084804 A & CN 102639734 A	1-7
A	JP 2012-77331 A (J F E スチール株式会) 2012. 04. 19, 【0041】 ~ 【0044】 (ファミリーなし)	5
A	US 2012/0121453 A1 (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 2012. 05. 17, Example 1 & WO 2010/104165 A1 & US 2012/0121453 A1 & EP 2407570 A1 & CA 2755271 A & KR 10-2011-0123807 A & CN 102421926 A	1-7