(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
2009 年5 月14 日 (14.05.2009)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2009/061006 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C22C 38/58* (2006.01)
C22C 38/14 (2006.01) *C21D 8/02* (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2008/070726

(22) 国際出願日: 2008 年11 月7 日 (07.11.2008)

(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2007-290220 2007 年11 月7 日 (07.11.2007) JP

(71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): JFE 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; および

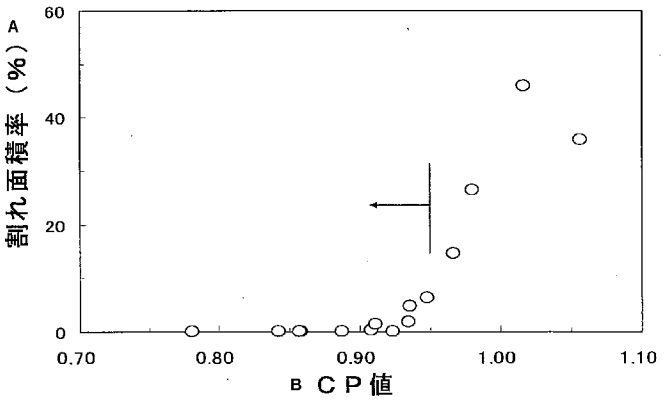
(75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 石川信行 (ISHIKAWA, Nobuyuki) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号JFEスチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 鈴木真 (SUZUKI, Makoto) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号JFEスチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 松島朋裕 (MATSUSHIMA, Tomohiro) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号 JFEスチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 辻章嘉 (TSUJI, Akiyoshi) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号JFEスチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 柿原真一 (KAKIHARA, Shinichi) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号JFEスチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 鹿内伸夫 (SHIKANAI, Nobuo) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号JFE

[続葉有]

(54) **Title:** STEEL PLATE FOR LINE PIPES AND STEEL PIPES

(54) 発明の名称: ラインパイプ用鋼板及び鋼管

図２



A CRACK AREA RATIO (%)
B CP VALUE

(57) **Abstract:** The invention provides a steel for high-strength sour-resistant line pipes which has such excellent HIC resistance as to match with severe HIC resistance performance requisite to sour -resistant line pipes having wall thicknesses of 20 mm or above and steel pipes. A steel which contains by weight C: 0.02 to 0.06%, Si: 0.5% or below, Mn: 0.8 to 1.6%, P: 0.008% or below, S: 0.0008% or below, Al: 0.08% or below, Nb: 0.005 to 0.035%, Ti: 0.005 to 0.025%, Ca: 0.0005 to 0.0035% and further contains at need one or more of Cu: 0.5% or below, Ni: 1% or below, Cr: 0.5% or below, Mo: 0.5% or below and V: 0.1% or below and which has a CP value of 0.95 or below as defined by the formula: CP=4.46C(%)+2.37Mn(%)/6+{1.18Cr(%)+1.95Mo(%)+1.74V(%)}/5+{1.74Cu(%)+1.7Ni(%)}/15+22.36P(%) and a Ceq value of 0.30 or above as defined by the formula: Ceq=C(%)+Mn(%)/6+ {Cr(%)+Mo(%)+V(%)}/5+{Cu(%)+Ni(%)}/15

(57) 要約: 本発明は、管厚２０mm以上の耐サワーラインパイプで要求される厳しい耐ＨＩＣ性能にも対応できる，優れた耐ＨＩＣ性を有する高強度耐サワーラインパイプ用鋼及び鋼管を提供する。具体的には、重量%に

[続葉有]

WO 2009/061006 A1

スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 淡路谷 浩 (AWAJIYA, Hiroshi) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号JFEスチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 落合憲一郎 (OCHIAI, Kenichiro); 〒1030027 東京都中央区日本橋二丁目１番１０号 柳屋ビル7階 JFEテクノリサーチ株式会社 特許出願部内 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, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, 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, 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, PG, PH, PL, PT, RO, RS, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, 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, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MT, NL, NO, PL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:
— 国際調査報告書
— 請求の範囲の補正の期限前の公開であり、補正書受領 の際には再公開される.

て、Ｃ：０．０２～０．０６%、Ｓｉ：０．５%以下、Ｍｎ：０．８～１．６%、Ｐ：０．００８%以下，Ｓ：０．０００８%以下，Ａｌ：０．０８%以下，Ｎｂ：０．００５～０．０３５%、Ｔｉ：０．００５～０．０２５%，Ｃａ：０．０００５～０．００３５%を含有し、さらに必要に応じてＣｕ：０．５%以下、Ｎｉ：１%以下、Ｃｒ：０．５%以下、Ｍｏ：０．５%以下、Ｖ：０．１%以下，のうち１種または２種以上を含有し、ＣＰ＝４．４６Ｃ（%）＋２．３７Ｍｎ（%）／６＋｛１．１８Ｃｒ（%）＋１．９５Ｍｏ（%）＋１．７４Ｖ（%）｝／５＋｛１．７４Ｃｕ（%）＋１．７Ｎｉ（%）｝／１５＋２２．３６Ｐ（%）で表されるＣＰ値が０．９５以下、Ｃｅｑ＝Ｃ（%）＋Ｍｎ（%）／６＋｛Ｃｒ（%）＋Ｍｏ（%）＋Ｖ（%）｝／５＋｛Ｃｕ（%）＋Ｎｉ（%）｝／１５で表されるＣｅｑ値が０．３０以上である。

ラインパイプ用鋼板及び鋼管

技術分野

本発明は、原油（crude oil）や天然ガス（natural gas）などの輸送用ラインパイプ(linepipe for transportation)に使用される耐水素誘起割れ性（以下、耐ＨＩＣ性(Anti-Hydrogen Induced Cracking)と称す）に優れた高強度ラインパイプ用鋼板(high-strength steel plate for linepipe)およびこの鋼板を用いて製造されるラインパイプ用鋼管に関するものであり，特に厳しい耐ＨＩＣ性能が要求される管厚(pipe thickness)２０ｍｍ以上のラインパイプに好適な，ラインパイプ用鋼板および鋼管に関するものである。

背景技術

一般に、ラインパイプは、厚板ミルや熱延ミルにより製造された鋼板を、ＵＯＥ成形(UOE forming)、プレスベンド成形(press bend forming)、ロール成形(roll forming)等で鋼管に成形されて製造される。硫化水素(hydrogen sulfide)を含む原油や天然ガスの輸送に用いられるラインパイプ（以下、「耐サワーラインパイプ(line pipe for sour gas service)」という場合がある）は、強度、靭性、溶接性(weldability)の他に、耐水素誘起割れ性（耐ＨＩＣ性)や耐応力腐食割れ性(耐ＳＣＣ性(Anti-Stress Corrosion Cracking)などのいわゆる耐サワー性(sour resistance)が必要とされる。鋼材の水素誘起割れ（以下、ＨＩＣと称す）は、腐食反応(corrosion reaction)による水素イオンが鋼材表面に吸着し、原子状の水素(atomic hydrogen)として鋼内部に侵入し、鋼中のＭｎＳなどの非金属介在物(non-metal inclusion)や硬い第２相組織のまわりに拡散し、集積して、その内圧により割れを生ずるものとされている。

従来、このような水素誘起割れを防ぐために、いくつかの方法が提案されている。例えば、特開昭５４－１１０１１９号公報には、鋼中のＳ含有量を下げると

ともに、ＣａやＲＥＭ(rare-earth metal)などを適量添加することにより、長く伸展したＭｎＳの生成を抑制し、微細に分散した球状のＣａＳ介在物に形態(shape)を変える技術が提案されている。これにより、硫化物系介在物による応力集中(stress concentration)を小さくし、割れの発生と伝播を抑制することによって、耐ＨＩＣ性を改善するというものである。

特開昭６１－６０８６６号公報、特開昭６１－１６５２０７号公報には、偏析(segregation)傾向の高い元素（Ｃ，Ｍｎ，Ｐ等）の低減やスラブ加熱段階(slab heating process)での均熱処理(soaking heat treatment)による偏析の低減、および熱間圧延後に加速冷却(accelerated cooling)を行って金属組織をベイナイト相とする技術が提案されている。これにより、中心偏析部(center segregation aria)での割れの起点となる島状マルテンサイト(M-A constituent)の生成、および割れの伝播経路(propagation path)となるマルテンサイト(martensite)などの硬化組織(hardened structure)の生成を抑制するというものである。また、特開平5-255747号公報には偏析係数(segregation coefficient)に基づいた炭素当量式(carbon equivalent formula)を提案し，それを一定値以下にすることで中心偏析部の割れを抑制する方法が提案されている。

さらに，中心偏析部の割れの対策として，特開2002-363689号公報には中心偏析部におけるNbとMnの偏析度(segregation degree)を一定以下に規定する方法，特開2006-63351号公報にはHICの起点となる介在物の大きさと中心偏析部の硬さをそれぞれ規定する方法が提案されている。

しかしながら，近年の耐サワーラインパイプでは管厚が２０ｍｍ以上の厚肉材(heavy wall pipe)が増えており，このような厚肉材では、強度を確保するために合金元素の添加量を増やす必要がある。この場合，上記のような従来技術の手法でＭｎＳの生成を抑制し，また中心偏析部の組織を改善したとしても，中心偏析部の硬さが上昇し，Ｎｂ炭窒化物(carbonitride)を起点にＨＩＣが発生してしまう。Ｎｂ炭窒化物からの割れは，その割れ長さ率(crack length rate)が小さいた

め，従来の耐HIC性能の要求基準では特に問題とされなかったが，近年，より高い耐ＨＩＣ性能が要求されており，Ｎｂ炭窒化物を起点としたＨＩＣの抑制も必要となっている。

特開2006-63351号公報のようにNbを含む炭窒化物を5μm以下という非常に小さなサイズにする方法は，中心偏析部のHIC発生を抑制するには効果的である。しかし，実際には，造塊(ingot casting)または連続鋳造(continuous casting)時に最終凝固部で粗大なNb炭窒化物が晶出する(crystallize)場合があり，上述のようなより厳しい耐ＨＩＣ性能の要求に対しては，ＨＩＣの発生の抑制とともに，ある頻度で生成するＮｂ炭窒化物などを基点として発生した割れの伝播を抑制するために，中心偏析部の材質を極めて厳格に管理する必要が生じている。中心偏析部の材質を管理する方法としては，特開平5-255747号公報が提案した偏析係数を考慮した炭素等量式が挙げられる。しかし，偏析係数を電子線プローブマイクロアナライザー(Electron Probe Micro Analyzer)による分析で実験的に求めているため，例えばスポットサイズ(spot-size)が10μm程度の測定範囲内での平均値としてしか求めることができず，厳密に中心偏析部の濃度を予測できる方法とはなっていない。

従って本発明の目的は，上記のような従来技術の課題を解決し，耐ＨＩＣ性に優れた高強度ラインパイプ用鋼板，特に管厚２０ｍｍ以上の耐サワーラインパイプで要求される厳しい耐ＨＩＣ性能に対しても十分対応できる優れた耐ＨＩＣ性を有する高強度耐サワーラインパイプ用鋼板を提供することにある。

また、本発明の他の目的は、そのような優れた性能を有する高強度ラインパイプ用鋼板を用いたラインパイプ用鋼管を提供することにある。

なお、本発明が目標とする鋼管はいずれもＡＰＩＸ６５以上（降伏応力が、６５ksi以上、４５０MPa以上）の鋼管であり，引張強度は５３５ＭＰａ以上の高強度鋼管である。

発明の開示

本発明は、以下を要旨とするものである。

1．重量%にて、C：0．02～0．06%、Si：0．5%以下、Mn：0．8～1．6%、P：0．008%以下，S：0．0008%以下，Al：0．08%以下，Nb：0．005～0．035%、Ti：0．005～0．025%，Ca：0．0005～0．0035%を含有し、残部がFe及び不可避不純物からなる鋼であり，下式で表されるCP値が0．95以下であり，Ceq値が0．30以上であるラインパイプ用鋼板。

CP＝4．46C（%）＋2．37Mn（%）／6＋{1．18Cr（%）＋1．95Mo（%）＋1．74V（%）}／5＋{1．74Cu（%）＋1．7Ni（%）}／15＋22．36P（%）

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

2．上記1の鋼板において，重量%にてさらに、Cu：0．5%以下、Ni：1%以下、Cr：0．5%以下、Mo：0．5%以下、V：0．1%以下，のうち1種または2種以上を含有するラインパイプ用鋼板。

3．上記1または2の鋼板において，中心偏析部の硬さがHV250以下，中心偏析部のNb炭窒化物の長さが20μm以下であるラインパイプ用鋼板。

4．上記請求項1～3のいずれかに記載の鋼板において，前記鋼板の金属組織が体積分率で75%以上のベイナイト相を有するラインパイプ用鋼板。

5．上記1～4のいずれかに記載の鋼板を用いて，冷間成形により管形状とし，その突き合せ部をシーム溶接することにより製造されたラインパイプ用鋼管。

本発明のラインパイプ用鋼板および鋼管は，優れた耐HIC性を有し，特に管厚20mm以上のラインパイプで要求される厳しい耐HIC性能にも十分対応することができる。

図面の簡単な説明

図１：中心偏析部にＭｎＳまたはＮｂ炭窒化物が生成している鋼板について，中心偏析部の硬さとＨＩＣ試験での割れ面積率(crack area rate)の関係を示すグラフ。

図２：鋼板のＣＰ値とＨＩＣ試験での割れ面積率との関係を示すグラフ。

発明を実施するための最良の形態

本発明者等は、ＨＩＣ試験での割れの発生及びその伝播挙動を、割れの起点と中心偏析部の組織の観点から詳細に調査した結果、以下の知見を得るに至った。

まず，中心偏析部の割れを抑制するには，起点となる介在物の種類に応じた中心偏析部の材質が必要である。図１に中心偏析部にＭｎＳまたはＮｂ炭窒化物が生成している鋼板を用いてＨＩＣ試験（試験方法は後述する実施例と同様）を行った結果の一例を示す。これによれば、中心偏析部にＭｎＳがある場合は、低い硬さでも割れ面積率が上昇するため，ＭｎＳの生成を抑制することはきわめて重要であることがわかる。しかし，ＭｎＳの生成を抑制できても，Ｎｂ炭窒化物がある場合は，中心偏析部の硬さが或るレベル（ここではビッカース硬さ（Vickers hardness）HV２５０）を超えるとＨＩＣ試験で割れが発生するようになる。

このような問題を解決するためには、鋼板の化学成分を精密に制御して中心偏析部の硬さを所定レベル以下（好ましくはＨＶ２５０以下）とする必要がある。本発明者らは，中心偏析部における化学成分の濃化挙動(incrassate behavior)を熱力学的に(thermodynamically)解析し，合金元素毎の偏析係数を導出した。この偏析係数の導出は以下の手順に従って行った。まず，鋳造時の最終凝固部には凝固収縮(solidification shrinkage)またはバルジング(bulging)による空隙(void)が生成し，その部分に周辺の濃化した溶鋼(molten steel)が流入し，成分が濃化した偏析スポットを形成する。次に，濃化した偏析スポット(segregation spot)が凝固する過程は熱力学的な平衡分配係数(equilibrium distribution

coefficient)に基づいて凝固界面(solidification boundary)での成分変化が生じるため，最終的に形成される偏析部の濃度を熱力学的に求めることが可能である。以上のような熱力学的な解析で求めた偏析係数を用い，下式で示す中心偏析部の炭素当量式に対応するＣＰ値を得るに至った。そして，このＣＰ値を一定値以下とすることで，中心偏析部の硬さを割れが発生する限界の硬さ以下に抑制できることを見出した。図２に、下式で示されるＣＰ値とＨＩＣ試験（試験方法は後述する実施例と同様）での割れ面積率の関係を示す。これによれば、ＣＰ値が高くなると割れ面積率が急激に上昇するが，ＣＰ値を一定値以下に抑制することでＨＩＣでの割れを低減することが可能であることが判る。

ＣＰ＝４．４６Ｃ（％）＋２．３７Ｍｎ（％）／６＋｛１．１８Ｃｒ（％）＋１．９５Ｍｏ（％）＋１．７４Ｖ（％)｝／５＋｛１．７４Ｃｕ（％）＋１．７Ｎｉ（％)｝／１５＋２２．３６Ｐ（％）

また，ＨＩＣ試験での割れの発生起点となるＮｂ炭窒化物の大きさを一定値以下に抑制し、さらには金属組織を微細なベイナイト主体の組織とすることで割れの伝播を抑制することで，上記の対策と相まって，安定してより優れた耐ＨＩＣ性能を得ることが可能となる。

以下に本発明のラインパイプ用鋼板の詳細について説明する。

まず、本発明の化学成分の限定理由を説明する。なお、成分量の％は全て「重量％」である。

・Ｃ：０．０２～０．０６％：

Ｃは、加速冷却によって製造される鋼板の強度を高めるために最も有効な元素である。しかし、Ｃ量が０．０２％未満では十分な強度を確保できず、一方、０．０６％を超えると靭性および耐ＨＩＣ性を劣化する。このためＣ量は０．０２～０．０６％とする。

・Ｓｉ：０．５％以下：

Ｓｉは脱酸のために添加するが、Ｓｉ量が０．５％を越えると靭性や溶接性

(weldability)が劣化する。このためＳｉ量を０．５％以下とする。また、上記の観点からより好ましいＳｉ量は０．３％以下である。

・Ｍｎ：０．８～１．６％：

Ｍｎは鋼の強度および靭性の向上のため添加するが、Ｍｎ量が０．８%未満ではその効果が十分ではなく、１．６％を越えると溶接性と耐ＨＩＣ性が劣化する。従って、Ｍｎ量を０．８～１．６％の範囲内とする。また、上記の観点からより好ましいＭｎ量は０．８～１．３％である。

・Ｐ：０．００８％以下：

Ｐは不可避不純物元素であり、中心偏析部の硬さを上昇させることで耐ＨＩＣ性を劣化させる。この傾向は０．００８％を超えると顕著となる。このため、Ｐ量は０．００８％以下とする。また、上記の観点からより好ましいＰ量は，０．００６％以下である。

・Ｓ：０．０００８％以下：

Ｓは、鋼中においては一般にＭｎＳ系の介在物となるが、Ｃａ添加によりＭｎＳ系からＣａＳ系介在物に形態制御される。しかし、Ｓ量が多いとＣａＳ系介在物の量も多くなり、高強度材では割れの起点となり得る。この傾向は、Ｓ量が０．０００８％を超えると顕著となる。このため、Ｓ量を０．０００８％以下とする。

・Ａｌ：０．０８％以下：

Ａｌは脱酸剤として添加されるが、Ａｌ量が０．０８％を超えると清浄度の低下により延性が劣化する。このため、Ａｌ量を０．０８％以下とする。さらに好ましくは、０．０６％以下である。

・Ｎｂ：０．００５～０．０３５％：

Ｎｂは、圧延時の粒成長を抑制し、微細粒化により靭性を向上させるとともに，焼入れ性を高めて加速冷却後の強度を高める元素である。しかし、Ｎｂ量が０．００５％未満ではその効果が十分でなく、一方、０．０３５％を超えると溶接熱影響部(welded heat affected zone)の靭性が劣化するだけでなく，粗大なＮｂ炭

窒化物の生成を招き、耐ＨＩＣ性能が劣化する。特に鋳造過程での最終凝固部は合金元素が濃化し、さらに冷却速度が遅いため，中心偏析部にＮｂ炭窒化物が晶出しやすい。このＮｂ炭窒化物は、圧延によって鋼板になった後も残存し，ＨＩＣ試験でＮｂ炭窒化物を起点とした割れが発生する。中心偏析部のＮｂ炭窒化物のサイズはＮｂ添加量によって影響を受け，Ｎｂ添加量の上限を０．０３５％以下とすることで，そのサイズを２０μｍ以下にすることが可能である。このため、Ｎｂ量は０．００５～０．０３５％とする。また、上記の観点からより好ましいＮｂ量は０．０１０～０．０３０％である。

・Ｔｉ：０．００５～０．０２５％：

Ｔｉは、ＴｉＮを形成してスラブ加熱時の粒成長(grain growth)を抑制するだけでなく、溶接熱影響部の粒成長を抑制し、母材及び溶接熱影響部の微細粒化により靭性を向上させる。しかし、Ti量が０．００５％未満ではその効果が十分でなく、一方、０．０２５％を越えると靭性が劣化する。このため、Ｔｉ量は０．００５～０．０２５％とする。また、上記の観点からより好ましいＴｉ量は、０．００５～０．０１８％である。

・Ｃａ：０．０００５～０．００３５％：

Ｃａは硫化物系介在物の形態を制御し、延性の改善と耐ＨＩＣ性能の向上に有効な元素であるが、Ｃａ量が０．０００５％未満ではその効果が十分でなく、一方、０．００３５％を超えて添加しても効果が飽和し、むしろ清浄度の低下により靭性を劣化するとともに、鋼中のＣａ系酸化物量が増え、それらを起点として割れが発生する結果、耐ＨＩＣ性能も劣るようになる。このため、Ｃａ量は０．０００５～０．００３５％とする。また、上記の観点からより好ましいＣａ量は０．００１０～０．０３０％である。

本発明の鋼板は、さらに、Ｃｕ，Ｎｉ，Ｃｒ、Ｍｏ，Ｖの中から選ばれる１種または２種以上を以下のような範囲で含有することができる。

・Ｃｕ：０．５％以下：

Ｃｕは、靭性の改善と強度の上昇に有効な元素であるが、その効果を得るためには、０．０２％以上が好ましい。Ｃｕ量が，０．５％を超えると溶接性が劣化する。このため、Ｃｕを添加する場合は０．５％以下とする。また、上記の観点からより好ましいＣｕ量は０．３％以下である。

・Ｎｉ：１％以下：

Ｎｉは、靭性の改善と強度の上昇に有効な元素であるが、その効果を得るためには、０．０２％以上が好ましい。Ｎｉ量が，１．０％を超えると溶接性が劣化する。このため、Niを添加する場合は１．０％以下とする。また、上記の観点からより好ましいＮｉ量は０．５％以下である。

・Ｃｒ：０．５％以下：

Ｃｒは、焼き入れ性(hardenability)を高めることで強度の上昇に有効な元素であるが、その効果を得るためには、０．０２％以上が好ましい。Ｃｒ量が，０．５％を超えると溶接性を劣化する。このため、Ｃｒを添加する場合は０．５％以下とする。また、上記の観点からより好ましいＣｒ量は、０．３％以下である。

・Ｍｏ：０．５％以下：

Ｍｏは、靭性の改善と強度の上昇に有効な元素であるが、その効果を得るためには、０．０２％以上が好ましい。Ｍｏ量が，０．５％を超えると溶接性が劣化する。このため、Ｍｏを添加する場合は０．５％以下とする。また、上記の観点からより好ましいＭｏ量は、０．３％以下である。

・Ｖ：０．１％以下：

Ｖは靭性を劣化させずに強度を上昇させる元素であるが、その効果を得るためには、０．０１％以上が好ましい。Ｖ量が，０．１％を超えると溶接性を著しく損なう。このため、Ｖを添加する場合は、０．１％以下とする。また、上記の観点からより好ましいＶ量は、０．０５％以下である。

なお、本発明の鋼板の残部はＦｅおよび不可避不純物である。

本発明では、さらに、下式で表されるＣＰ値およびＣｅｑ値を規定する。

・ＣＰ値：０．９５以下：

ＣＰ＝４．４６Ｃ（％）＋２．３７Ｍｎ（％）／６＋｛１．１８Ｃｒ（％）＋１．９５Ｍｏ（％）＋１．７４Ｖ（％）｝／５＋｛１．７４Ｃｕ（％）＋１．７Ｎｉ（％）｝／１５＋２２．３６Ｐ（％）

ここで、Ｃ（％）、Ｍｎ（％）、Ｃｒ（％）、Ｍｏ（％）、Ｖ（％）、Ｃｕ（％）Ｎｉ（％）、Ｐ（％）は、それぞれ元素の含有量である。

ＣＰ値に関する上記式は、各合金元素の含有量から中心偏析部の材質を推定するために考案された式であり，ＣＰ値が高いほど中心偏析部の濃度が高くなり，中心偏析部の硬さが上昇する。図２に示すように、このＣＰ値を０．９５以下とすることで中心偏析部の硬さを十分小さくする（好ましくはＨＶ２５０以下）ことができ，ＨＩＣ試験での割れを抑制することが可能となる。このためＣＰ値は０．９５以下とする。また、ＣＰ値が低いほど中心偏析部の硬さが低くなるため，さらに高度の耐ＨＩＣ性能が必要な場合は、ＣＰ値は０．９２以下とすることが好ましい。また、ＣＰ値が低いほど中心偏析部の硬さが低下し、ＨＩＣ性能が向上するため，ＣＰ値の下限は特に規定しないが，適切な強度を得るためにはＣＰ値は０．６０以上とすることが望ましい。

・Ｃｅｑ値：０．３０以上：

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

Ｃｅｑは鋼の炭素当量(carbon equivalent)であり、また、焼き入れ性指数(hardenability index)であり，Ｃｅｑ値が高いほど鋼材の強度が高くなる。

本発明は、特に管厚が２０ｍｍ以上の厚肉材の耐サワーラインパイプのＨＩＣ性能向上を目的としており，厚肉材で十分な強度を得るためにはＣｅｑ値が０．３０以上必要であることが必要である。このためＣｅｑ値は０．３０以上とする。Ｃｅｑ値が高いほど高強度が得られ、より厚肉の鋼管の製造も可能になるが、合

金元素濃度が高すぎると中心偏析部の硬さも上昇し、耐ＨＩＣ性能が劣化するため、Ｃｅｑ値の上限を０．４２％とすることが望ましい。

また，本発明の鋼板及び鋼管は，中心偏析部の硬さとＨＩＣの起点となるＮｂ炭窒化物の大きさについて次のような条件を満たすことが好ましい。

・中心偏析部の硬さ：ビッカース硬さＨＶ２５０以下：

さきに説明したように、ＨＩＣにおける割れ成長のメカニズムは，鋼中の介在物などの周りに水素が集積し割れが発生し，介在物周囲に割れが伝播することで大きな割れに成長することにある。このとき，中心偏析部が最も割れが発生し、伝播しやすい場所であり，中心偏析部の硬さが大きいほど，割れを生じやすくなる。中心偏析部の硬さがＨＶ２５０以下の場合は，中心偏析部に微小なＮｂ炭窒化物が残存していても割れの伝播が生じにくいため，ＨＩＣ試験での割れ面積率を抑制できる。しかし，中心偏析部の硬さがＨＶ２５０を超えると，割れが伝播しやすくなり，特に、Ｎｂ炭窒化物で発生した割れが伝播しやすくなる。このため中心偏析部の硬さは、ＨＶ２５０以下とすることが好ましい。また、より厳格なＨＩＣ性能が要求される場合は、中心偏析部の硬さを更に低減する必要があり，その場合には中心偏析部の硬さはＨＶ２３０以下とすることが好ましい。

・中心偏析部のＮｂ炭窒化物の長さ：２０μｍ以下：

中心偏析部に生成するＮｂ炭窒化物は、ＨＩＣ試験において水素の集積場所となり，それを起点として割れが発生する。この時，Ｎｂ炭窒化物のサイズが大きいほど割れが伝播しやすくなり，中心偏析部の硬さがＨＶ２５０以下であっても割れが伝播してしまう。そして、Ｎｂ炭窒化物の長さが２０μｍ以下であれば，中心偏析部の硬さをＨＶ２５０以下とすることで割れの伝播を抑制できる。このためＮｂ炭窒化物の長さは２０μｍ以下、好ましくは１０μｍとする。ここで，Ｎｂ炭窒化物の長さは、その粒子の最大長とする。

本願発明は，特に、板厚が２０ｍｍ以上の耐サワーラインパイプ用鋼板に好適である。これは、一般に板厚（管厚）が２０ｍｍ未満の場合は，合金成分の添加量

が少ないため，中心偏析部の硬さも低くでき、良好な耐ＨＩＣ性能が得られやすいためである。また、鋼板が厚肉になるほど合金元素の添加が必要となり、中心偏析部の硬さを低減することが難しくなることから、特に板厚が２５ｍｍを超えるような厚肉鋼板において，その効果をより発揮することができる。

なお、本発明が目標とする鋼管はいずれもＡＰＩＸ６５以上（降伏応力が、６５ksi以上、４５０MPa以上）の鋼管であり，引張強度は５３５ＭＰａ以上の高強度鋼管である。

また、本発明の鋼板（および鋼管）の金属組織は，ベイナイト相の体積分率が７５％以上、好ましくは９０％以上であることが望ましい。ベイナイト相は強度、靭性に優れた金属組織であり、その体積分率を７５％以上とすることで、割れの伝播を抑制し、高強度を維持しつつ高い耐ＨＩＣ性能を得ることができる。一方、ベイナイト相の体積分率が低い金属組織、例えば、フェライト、パーライト、ＭＡ（島状マルテンサイト）またはマルテンサイトなどの金属相とベイナイト相の混合組織になると、相界面での割れの伝播が促進され、耐ＨＩＣ性能が低下する。ベイナイト相以外の金属相（フェライト、パーライト、マルテンサイトなど）の体積分率が２５％未満であれば耐ＨＩＣ性能の低下は小さいため、ベイナイト相の体積分率は７５％以上であることが好ましく、同様の観点からより好ましいベイナイト相の体積分率は９０％以上である。

本発明の鋼板は、上述した化学成分と中心偏析部の硬さおよびＮｂ炭窒化物のサイズを規定することで、さらには金属組織をベイナイト主体の組織とすることで，厚肉材でも優れた耐ＨＩＣ性能が得られるため，基本的には従来法と同様の製造方法で製造すればよい。ただし，耐ＨＩＣ性能のみならず，最適な強度及び靭性を得るためには以下に示すような条件で製造することが望ましい。

・スラブ加熱温度(slab heating temperature)：１０００～１２００℃：

スラブを熱間圧延(hot rolling)する際のスラブ加熱温度は、１０００℃未満で

は十分な強度が得られず、一方、１２００℃を越えると、靭性やＤＷＴＴ特性(Drop Weight Tear Test property) が劣化する。このため、スラブ加熱温度は１０００～１２００℃とすることが好ましい。

熱間圧延工程(hot rolling process)において、高い母材靭性を得るには圧延終了温度(hot rolling finish temperature)は低いほどよいが、その反面、圧延能率(rolling efficiency)が低下するため、圧延終了温度は必要な母材靭性と圧延能率を考慮して適宜な温度に設定される。また、高い母材靭性を得るためには未再結晶温度域(non-recrystallization temperature zone)での圧下率を６０％以上とすることが好ましい。

熱間圧延の後，加速冷却を以下のような条件で実施することが好ましい。

・加速冷却の開始時の鋼板温度：(Ar3－１０℃) 以上：

ここで、Ar3変態点温度は鋼の成分から、Ar3(℃)=910-310C(%)-80Mn(%)-20Cu(%)-15Cr(%) -55Ni(%)-80Mo(%)で与えられる。

加速冷却の開始時の鋼板温度が低いと、加速冷却前のフェライト生成量が多くなり、特に、Ａｒ３変態点からの温度低下が１０℃を超えると耐ＨＩＣ性が劣化する。また。鋼板の金属組織も、十分な体積分率のベイナイト相（好ましくは７５％以上）を確保できなくなる。このため、加速冷却の開始時の鋼板温度は（Ａｒ３－１０℃）以上とすることが好ましい。

・加速冷却の冷却速度：５℃/sec以上

加速冷却における冷却速度は、十分な強度を安定して得るために５℃/sec以上とすることが好ましい。

・加速冷却の停止時の鋼板温度：２５０～６００℃：

加速冷却は，ベイナイト変態によって高強度を得るために重要なプロセスである。しかし，加速冷却の冷却停止時の鋼板温度が６００℃を超えると、ベイナイト変態が不完全であり、十分な強度が得られない。また、加速冷却の冷却停止時の鋼板温度が２５０℃未満では，ＭＡ（島状マルテンサイト）などの硬質な組織

が生成して耐ＨＩＣ性能が劣化しやすくなるだけでなく、鋼板表層部の硬度が高くなりすぎ、また、鋼板に歪みを生じやすくなり成形性が劣化する。このため、加速冷却時の冷却停止時の鋼板温度は２５０～６００℃とする。

なお、上述した鋼板温度は、鋼板の板厚方向で温度分布がある場合には、板厚方向での平均温度であるが、板厚方向での温度分布が比較的小さい場合には、鋼板表面の温度を鋼板温度としてよい。また、加速冷却直後は鋼板表面と内部とで温度差があるが、その温度差はしばらくすると熱伝導によって解消され、板厚方向で均一な温度分布となるため、このような均熱化後の鋼板表面温度に基づいて加速冷却の冷却停止時の鋼板温度を求めてもよい。

加速冷却後はそのまま空冷により鋼板を冷却すればよいが，鋼板内部の材質の均一化を目的として，ガス燃焼炉または誘導加熱などにおいて再加熱を行ってもよい。

次に、本発明のラインパイプ用鋼管について説明すると、このラインパイプ用鋼管は、以上述べたような本発明の鋼板を冷間成形(cold forming)により管形状とし、その突き合わせ部をシーム溶接(seam welding)することにより製造される鋼管である。

冷間成形の方法は任意であるが、通常、ＵＯＥプロセスやプレスベンド等によって管形状に成形する。突き合わせ部のシーム溶接は、十分な継手強度と継手靭性が得られるのであれば溶接法は問わないが、溶接品質と製造能率の観点から、特に、サブマージアーク溶接が好ましい。突き合せ部のシーム溶接を行った後に，溶接残留応力の除去と鋼管真円度の向上のため，拡管加工を行う。このときの拡管率は，所定の鋼管真円度が得られ，残留応力が除去される条件として，０．５～１．５％とすることが好ましい。

実施例

表１に示す化学成分の鋼（鋼種Ａ～Ｖ）を連続鋳造法によりスラブとし、これ

を用いて板厚２５．４ｍｍ及び３３ｍｍの厚鋼板を製造した。

加熱したスラブを熱間圧延により圧延し、その後、加速冷却を施して所定の強度とした。この時のスラブ加熱温度は１０５０℃，圧延終了温度は８４０～８００℃、加速冷却の開始温度は８００～７６０℃とした。加速冷却の停止温度は４５０～５５０℃とした。得られた鋼板の強度はいずれもＡＰＩＸ６５を満足するものであり，引張強度は５７０～６３０ＭＰａであった。鋼板の引張特性については、圧延垂直方向の全厚試験片を引張試験片として引張試験を行ない、引張強度を測定した。

これらの鋼板について、複数の位置から各６～９個のＨＩＣ試験片を採取し、耐ＨＩＣ特性を調べた。耐ＨＩＣ特性は、ｐＨが約３の硫化水素を飽和させた5%NaCl+0.5%CH_3COOH水溶液（通常のＮＡＣＥ溶液）中に試験片を９６時間浸漬した後，超音波探傷(ultrasonic flaw detection)により試験片全面の割れの有無を調査し，割れ面積率(ＣＡＲ：crack area rate)で評価した。ここで，それぞれの鋼板の６～９個の試験片のうち割れ面積率が最大のものを，その鋼板を代表する割れ面積率とし、割れ面積率６％以下を合格とした。

中心偏析部の硬さは，鋼板から採取した複数のサンプルの板厚方向断面を研磨後，軽くエッチングし，偏析線(segregation line)が見られる部分を荷重５０ｇのビッカース硬さ計(Vickers hardness meter)で測定し，その最大の値を中心偏析部の硬さとした。

中心偏析部のＮｂ炭窒化物の長さは，ＨＩＣ試験で割れが発生した部分の破面を電子顕微鏡(electron microscope)で観察し，破面上(fracture surface)のＮｂ炭窒化物粒の最大の長さとした。また、ＨＩＣ試験で割れが発生しない場合は，ＨＩＣ試験片の複数の断面を研磨後軽くエッチングし、偏析線が見られる部分をＥＰＭＡ（電子線マイクロアナライザー）によるＮｂの元素マッピング(elemental mapping)を行ってＮｂ炭窒化物を識別し、その粒の最大の長さをＮｂ炭窒化物の長さとした。金属組織については、板厚中央部およびｔ／４位置を光学顕微鏡で

観察し、撮影した写真から画像処理によりベイナイト相の面積分率を測定し、３～５視野のベイナイト面積分率の平均値を体積分率とした。

以上の試験および測定結果を表２に示す。

表１および表２において、本発明例である鋼板（鋼種）Ｎｏ.Ａ～Ｋ及びＵ，Ｖはいずれも、ＨＩＣ試験による割れ面積率が小さく、耐ＨＩＣ性が極めて良好である。

これに対して，比較例である鋼板（鋼種）Ｌ～Ｏは，ＣＰ値が０．９５を超えているため中心偏析部の硬さが大きく，ＨＩＣ試験において高い割れ面積率を示し、耐ＨＩＣ性が劣っている。また、同じく鋼板（鋼種）Ｐ，ＱはＭｎ量またはＳ量が本発明範囲より高いため中心偏析部にＭｎＳが生成し，ＭｎＳを起点とした割れが発生する結果、耐ＨＩＣ性が劣っている。また，同じく鋼板（鋼種）Ｒは，Ｎｂ量が本発明範囲より高いため，中心偏析部に粗大なＮｂ炭窒化物が生成し，ＣＰ値が本発明の範囲内であっても耐ＨＩＣ性が劣っている。同じく鋼板（鋼種）ＳはＣａ無添加であり，Ｃａによる硫化物系介在物の形態制御がなされないため、耐ＨＩＣ性が劣っている。同じく鋼板（鋼種）ＴはＣａ量が本発明範囲より高いため，鋼中のＣａ系酸化物量が増え，それらを起点として割れが発生する結果、耐ＨＩＣ性が劣っている。

表２に示した鋼板の一部を用いて鋼管を製造した。すなわち、鋼板をＵＯＥプロセスにて冷間成型して管形状とし，その突き合わせ部を内外面各１層のサブマージアーク溶接(submerged arc welding)（シーム溶接）した後、鋼管の外周変化で１％の拡管加工を施し、外径(external diameter)７１１ｍｍの鋼管を製造した。

製造した鋼管について，上述した鋼板と同様のＨＩＣ試験を行った。その結果を表３に示す。なお、耐ＨＩＣ性能は、１つの試験片の長さ方向を４等分するように切断し，その断面を観察し、割れ長さ率(CLR(crack length rate))（割れの長さの合計／試験片の幅（２０ｍｍ）の平均値）で評価した。

表３において、Ｎｏ．１～１０及び１８，１９は本発明の鋼管は，ＨＩＣ試験

での割れ長さ率が１０％以下であり、耐ＨＩＣ性能に優れている。一方，Ｎｏ．１１～１７の比較例の鋼管は、いずれも耐ＨＩＣ性が劣っている。

産業上の利用可能性

以上述べたように、本発明によれば、板厚２０ｍｍ以上の厚肉材において，極めて優れた耐ＨＩＣ性能を有しており，近年のより厳しい耐ＨＩＣ性能要求のラインパイプへ適用することが可能となる。

また、本発明は板厚２０ｍｍ以上の厚肉の鋼板に適用すると効果が得られるが，厚肉になるほど合金元素の添加が必要となり中心偏析部の硬さを低減することが難しくなることから，２５ｍｍを超えるような厚肉鋼板でよりその効果を発揮することができる。

表1

鋼種	化学成分(質量%)															Ceq	CP	備考
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Ti	Ca	Al	O			
A	0.049	0.25	1.54	0.002	0.0004	0	0	0	0	0.033	0	0.012	0.0018	0.034	0.0015	0.31	0.87	本発明例
B	0.051	0.16	1.38	0.002	0.0004	0.25	0	0.05	0	0.025	0	0.012	0.0018	0.034	0.0015	0.31	0.86	本発明例
C	0.043	0.25	1.25	0.006	0.0005	0	0.12	0	0.16	0.015	0.035	0.007	0.0024	0.025	0.0012	0.30	0.91	本発明例
D	0.034	0.29	1.32	0.003	0.0005	0	0.27	0.24	0.00	0.029	0.044	0.010	0.0023	0.032	0.0018	0.33	0.84	本発明例
E	0.033	0.28	1.10	0.002	0.0003	0	0.28	0.24	0.13	0.027	0.042	0.010	0.0013	0.028	0.0012	0.32	0.78	本発明例
F	0.056	0.24	1.15	0.002	0.0006	0	0.20	0.18	0.15	0.030	0.043	0.009	0.0022	0.025	0.0009	0.34	0.89	本発明例
G	0.038	0.30	1.12	0.006	0.0007	0	0.27	0.24	0.16	0.030	0.044	0.010	0.0024	0.025	0.0013	0.33	0.91	本発明例
H	0.047	0.30	1.26	0.004	0.0005	0	0	0.27	0.16	0.030	0.002	0.010	0.0026	0.022	0.0015	0.34	0.92	本発明例
I	0.044	0.30	1.13	0.006	0.0005	0	0.28	0.24	0.14	0.030	0.044	0.010	0.0024	0.028	0.0014	0.34	0.93	本発明例
J	0.049	0.29	1.15	0.008	0.0006	0.18	0.09	0.24	0.00	0.032	0.024	0.010	0.0024	0.034	0.0012	0.31	0.95	本発明例
K	0.043	0.20	1.22	0.007	0.0004	0	0.00	0.25	0.12	0.035	0	0.012	0.0022	0.032	0.0015	0.32	0.94	本発明例
L	0.064	0.21	1.22	0.004	0.0004	0.23	0.22	0.00	0.13	0.025	0.024	0.012	0.0027	0.030	0.0020	0.33	0.97	比較例
M	0.046	0.22	1.36	0.006	0.0006	0	0.12	0.15	0.14	0.000	0	0.009	0.0022	0.028	0.0015	0.34	0.98	比較例
N	0.041	0.30	1.30	0.011	0.0006	0.3	0.18	0.04	0.08	0.030	0.054	0.012	0.0032	0.025	0.0018	0.32	1.06	比較例
O	0.053	0.30	1.11	0.011	0.0007	0.17	0.09	0.25	0.00	0.048	0.024	0.009	0.0029	0.025	0.0010	0.31	1.02	比較例
P	0.034	0.25	1.71	0.002	0.0006	0.24	0.12	0.00	0.00	0.032	0	0.012	0.0016	0.026	0.0014	0.34	0.91	比較例
Q	0.043	0.15	1.23	0.004	0.0012	0	0.25	0.25	0.12	0.032	0.035	0.011	0.0032	0.030	0.0012	0.35	0.91	比較例
R	0.048	0.29	1.14	0.006	0.0006	0.18	0.09	0.24	0.08	0.040	0.024	0.010	0.0024	0.031	0.0012	0.33	0.93	比較例
S	0.050	0.26	1.14	0.005	0.0005	0	0.15	0.22	0.10	0.028	0	0.009	tr	0.032	0.0018	0.31	0.89	比較例
T	0.049	0.16	1.22	0.005	0.0004	0.28	0.19	0.00	0.10	0.028	0.042	0.008	0.0042	0.028	0.0014	0.31	0.92	比較例
U	0.041	0.30	1.21	0.006	0.0005	0	0.26	0.24	0.11	0.028	0.042	0.009	0.0015	0.025	0.0012	0.34	0.94	本発明例
V	0.043	0.30	1.20	0.003	0.0004	0	0.22	0.25	0.12	0.030	0.045	0.010	0.0023	0.031	0.0016	0.34	0.88	本発明例

表2

鋼種	板厚 mm	引張強度 MPa	ベイナイト体積分率 (%)	Nb炭窒化物の長さ (μm)	中心偏析部の硬さ(HV50g)	HIC試験結果 CAR (%)	備考
A	25.4	623	100	8	223	2.5	本発明例
B	25.4	623	98	10	218	0.0	本発明例
C	25.4	631	100	6	238	0.2	本発明例
D	33.0	586	100	8	220	0.0	本発明例
E	33.0	576	100	6	213	0.0	本発明例
F	33.0	611	98	10	210	0.0	本発明例
G	33.0	587	100	10	225	1.3	本発明例
H	33.0	583	100	5	240	0.0	本発明例
I	33.0	620	100	6	235	1.8	本発明例
J	33.0	586	97	8	248	5.2	本発明例
K	33.0	598	98	10	242	4.6	本発明例
L	33.0	588	100	6	272	14.6	比較例
M	33.0	612	97	6	265	26.4	比較例
N	33.0	596	96	8	295	35.9	比較例
O	25.4	576	100	25	268	45.8	比較例
P	33.0	614	100	–	232	12.2	比較例
Q	33.0	620	98	–	225	29.3	比較例
R	33.0	598	96	23	242	12.8	比較例
S	33.0	578	96	–	238	29.5	比較例
T	33.0	569	100	–	224	8.7	比較例
U	33.0	582	80	5	246	6.0	本発明例
V	27.8	596	92	5	235	1.8	本発明例

表3

No.	鋼種	板厚 mm	HIC試験結果 CLR (%)	備考
1	A	25.4	8.4	本発明例
2	B	25.4	0.0	本発明例
3	C	25.4	2.3	本発明例
4	D	25.4	0.0	本発明例
5	E	33.0	1.2	本発明例
6	F	33.0	0.0	本発明例
7	H	33.0	0.0	本発明例
8	I	33.0	2.2	本発明例
9	J	33.0	6.6	本発明例
10	K	33.0	5.1	本発明例
11	L	33.0	22.4	比較例
12	M	33.0	30.2	比較例
13	N	33.0	46.7	比較例
14	O	25.4	45.8	比較例
15	P	33.0	19.2	比較例
16	Q	33.0	31.1	比較例
17	R	33.0	17.5	比較例
18	U	33.0	7.6	本発明例
19	V	27.8	3.3	本発明例

請求の範囲

1．　重量％にて、Ｃ：０．０２～０．０６％、Ｓｉ：０．５％以下、Ｍｎ：０．８～１．６％、Ｐ：０．００８％以下，Ｓ：０．０００８％以下，Ａｌ：０．０８％以下，Ｎｂ：０．００５～０．０３５％、Ｔｉ：０．００５～０．０２５％，Ｃａ：０．０００５～０．００３５％を含有し、残部がＦｅ及び不可避不純物からなる鋼であり，下式で表されるＣＰ値が０．９５以下であり，Ｃｅｑ値が０．３０以上であるラインパイプ用鋼板。

ＣＰ＝４．４６Ｃ（％）＋２．３７Ｍｎ（％）／６＋｛１．１８Ｃｒ（％）＋１．９５Ｍｏ（％）＋１．７４Ｖ（％）｝／５＋｛１．７４Ｃｕ（％）＋１．７Ｎｉ（％）｝／１５＋２２．３６Ｐ（％）

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

2．　上記請求項１の鋼板において，重量％にてさらに、Ｃｕ：０．５％以下、Ｎｉ：１％以下、Ｃｒ：０．５％以下、Ｍｏ：０．５％以下、Ｖ：０．１％以下，のうち１種または２種以上を含有するラインパイプ用鋼板。

3．　上記請求項１または２の鋼板において，中心偏析部の硬さがＨＶ２５０以下，中心偏析部のＮｂ炭窒化物の長さが２０μｍ以下であるラインパイプ用鋼板。

4．　上記請求項１～３のいずれかに記載の鋼板において，前記鋼板の金属組織が体積分率で７５％以上のベイナイト相を有するラインパイプ用鋼板。

5．請求項１～４のいずれかに記載の鋼板を冷間成形により管形状とし，その突き合せ部をシーム溶接することにより製造されたラインパイプ用鋼管。

図１

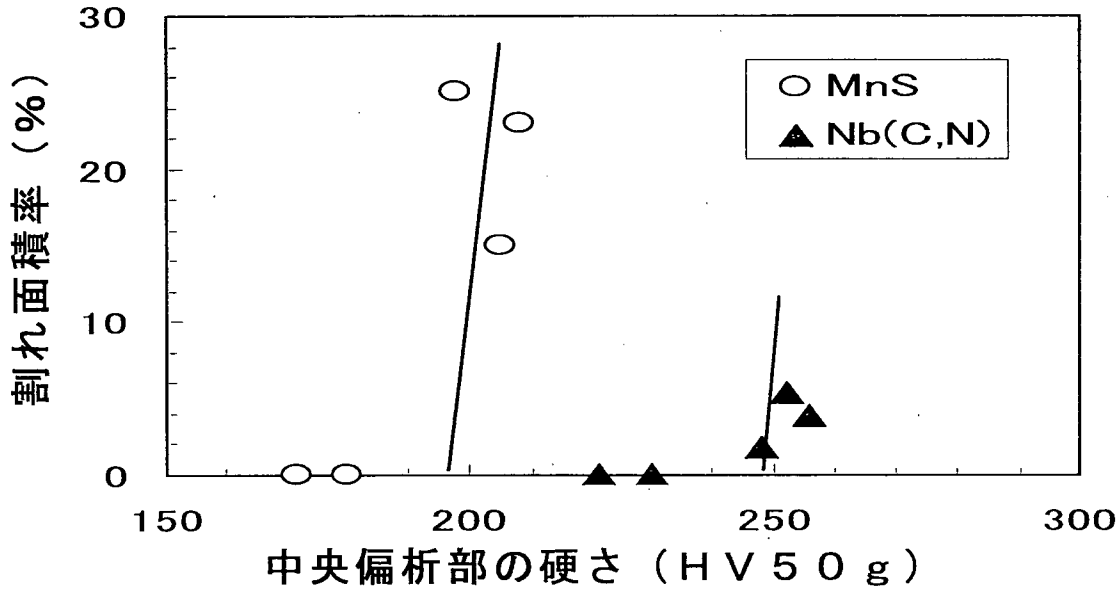
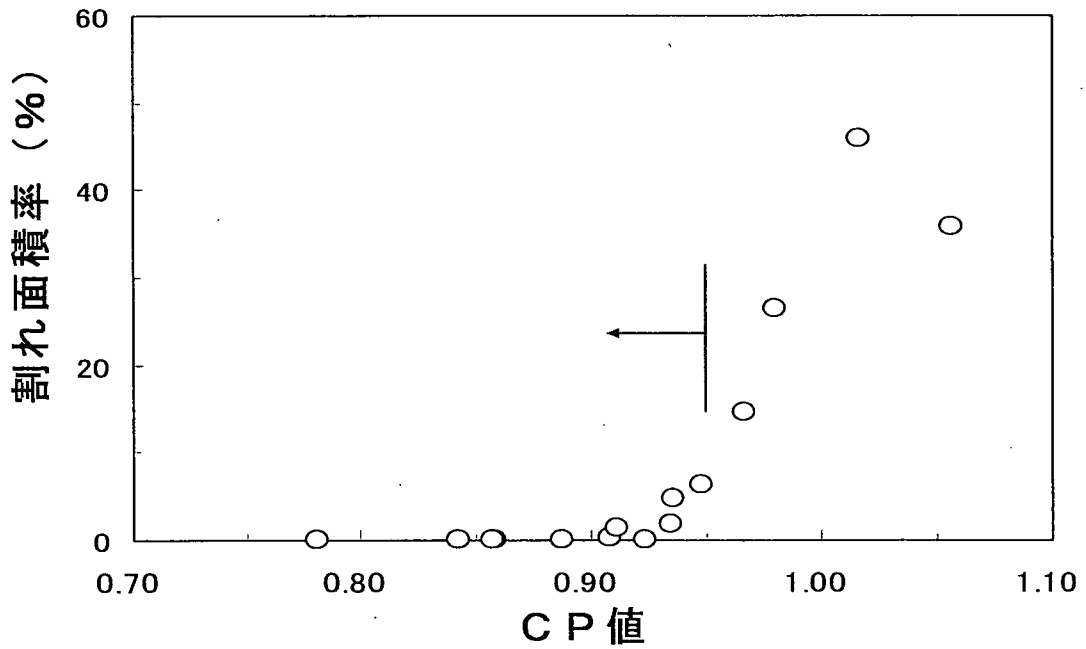

30
20
10
0
150
200
250
300
割れ面積率（％）
中央偏析部の硬さ（ＨＶ５０ｇ）
MnS
Nb(C,N)

図２


60
40
20
0
0.70
0.80
0.90
1.00
1.10
割れ面積率（％）
ＣＰ値

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2008/070726

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C38/00(2006.01)i, *C22C38/14*(2006.01)i, *C22C38/58*(2006.01)i, *C21D8/02*(2006.01)n

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, C22C38/14, C22C38/58, C21D8/02

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 1996-2009
Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2009 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2009

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 Y	JP 2-263918 A (Nippon Steel Corp.), 26 October, 1990 (26.10.90), Claims; page 4, lower right column, lines 1 to 3; examples; table 1 (Family: none)	1,2,5 3-5
Y	JP 2003-13138 A (NKK Corp.), 15 January, 2003 (15.01.03), Claims; Par. Nos. [0012], [0028]; examples; table 1 (Family: none)	1-5

☒ 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	Date of mailing of the international search report
17 February, 2009 (17.02.09)	03 March, 2009 (03.03.09)
Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office Facsimile No.	Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2008/070726

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 2006-63351 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 09 March, 2006 (09.03.06), Claims; Par. Nos. [0025], [0055]; examples; tables 1, 2 (Family: none)	1-5
Y	JP 2005-60820 A (JFE Steel Corp.), 10 March, 2005 (10.03.05), Claims; Par. Nos. [0011], [0016] (Family: none)	4,5

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２００８／０７０７２６

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，C22C38/14(2006.01)i，C22C38/58(2006.01)i，C21D8/02(2006.01)n

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，C22C38/14，C22C38/58，C21D8/02

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	１９７１－２００９年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２００９年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２００９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	関連する請求の範囲の番号
X Y	JP 2-263918 A（新日本製鐵株式会社）1990.10.26，特許請求の範囲，第４頁右下欄第１－３行，実施例，表１（ファミリーなし）	１，２，５ ３－５
Y	JP 2003-13138 A（日本鋼管株式会社）2003.01.15，特許請求の範囲，【００１２】，【００２８】，実施例，表１（ファミリーなし）	１－５
Y	JP 2006-63351 A（住友金属工業株式会社）2006.03.09，特許請求の範囲，【００２５】，【００５５】，実施例，表１，表２（ファミリーなし）	１－５

☑　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

「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

「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

「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）

「Ｏ」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献

「Ｐ」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献

「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

「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

「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

「＆」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日	国際調査報告の発送日
１７．０２．２００９	０３．０３．２００９

国際調査機関の名称及びあて先
日本国特許庁（ＩＳＡ／ＪＰ）
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）　４Ｋ　９２６９
井上　猛

電話番号　０３－３５８１－１１０１　内線　３４３５

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	関連する請求の範囲の番号
Ｙ	JP 2005-60820 A（ＪＦＥスチール株式会社）2005.03.10，特許請求の範囲，【００１１】，【００１６】（ファミリーなし）	４，５