

(19) 世界知的所有権機関  
国際事務局



(43) 国際公開日  
2005年11月17日 (17.11.2005)

PCT

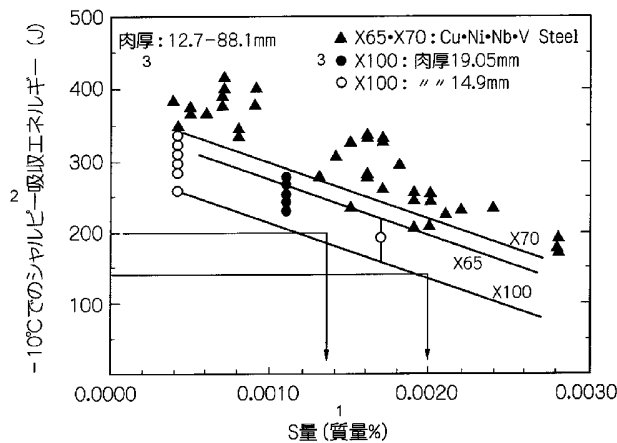
(10) 国際公開番号  
WO 2005/108636 A1

- (51) 国際特許分類: C22C 38/00, B21C 37/08, C21D 8/10, C22C 38/14, 38/58
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2005/008503
- (22) 国際出願日: 2005年5月10日 (10.05.2005)
- (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2004-141223 2004年5月11日 (11.05.2004) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 住友金属工業株式会社 (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) [JP/JP]; 〒5410041 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 Osaka (JP).
- (72) 発明者; および
- (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 高橋 伸彰 (TAKAHASHI, Nobuaki) [JP/JP]; 〒5410041 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住友金属工業株式会社内 Osaka (JP). 三浦 充 (MIURA, Mitsuru) [JP/JP]; 〒5410041 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住友金属工業株式会社内 Osaka (JP).
- (74) 代理人: 広瀬 章一 (HIROSE, Shoichi); 〒1030023 東京都中央区日本橋本町4丁目4番2号東山ビル 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, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KP, KR, KZ, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LV, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, YU, 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,

[続葉有]

(54) Title: SUPER HIGH STRENGTH UOE STEEL PIPE AND METHOD FOR PRODUCTION THEREOF

(54) 発明の名称: 超高強度UOE鋼管とその製造方法



1... AMOUNT OF S (MASS %)  
 2... CHARPY ABSORBED ENERGY AT -10°C (J)  
 3... THICKNESS

(57) Abstract: An UOE steel pipe for a line pipe, which has super high strength such as a strength in the circumferential direction of the pipe of 750 to 900 MPa, is excellent in the toughness of the base material and the heat affected zone thereof and in joint fracture characteristics, and exhibits good circumferential weldability, can be produced by using a hot-rolled steel plate, which has a chemical composition containing 0.03 to 0.08 % of C, 1.70 to 2.2 % of Mn, 0.0020 % or less of S, 0.005 to 0.025 % of Ti, and 0.0050 % or less of N, with the proviso that a carbon equivalent (Ceq) as defined below is 0.50 % or more and a weld cracking sensitivity index (Pcm) as defined below is 0.24% or less, and which has been produced by a process wherein the cooling with water after the hot-rolling is stopped at a temperature of 350°C or higher:  $Ceq = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Cu + Ni)/15$ ;  $Pcm = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + B$ .

[続葉有]



WO 2005/108636 A1



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, HU, IE, IS, IT, LT, LU, MC, NL, 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

2文字コード及び他の略語については、定期発行される各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

---

(57) 要約:

管周方向の強度が750MPa以上、900Mpa以下の超高強度を有し、母材と熱影響部の靱性と継ぎ手破壊特性に優れ、周溶接性も良好なラインパイプ用のUOE鋼管が、C:0.03~0.08%、Mn:1.70~2.2%、S:0.0020%以下、Ti:0.005~0.025%、N:0.0050%以下を含み、下記に規定されるカーボン当量(Ceq)が0.50%以上、溶接割れ感受性指数(Pcm)が0.24%以下の組成を持ち、熱間圧延後の水冷停止温度を350℃以上とした熱間圧延鋼板から製造される:

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

$$Pcm = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + B。$$

## 明 細 書

### 超高強度UOE鋼管とその製造方法

#### 技術分野

[0001] 本発明は、管周方向強度(TS)が750MPa以上、900MPa以下である、強度・靱性バランスに優れ、耐継ぎ手破壊特性にも優れた超高強度UOE鋼管とその製造方法に関する。

#### 背景技術

[0002] 近年パイプラインのコストダウンの要望が大きく、製造技術の進歩を背景に、パイプラインとして敷設する鋼管そのもの高強度化を図るという傾向が強くなってきている。従来、米国石油協会(API)ではX80グレードの鋼種までが規格化され、実際にパイプラインに適用されている。

[0003] 現在は更に強度の高いX100グレード(管周方向強度 $\geq$ 750MPa相当)の規格化および実用化の検討が推進されている。そのような超高強度鋼を実際にパイプライン用の鋼管に適用する際には、破壊安全性を考慮に入れ、従来鋼で実現されているレベルに比較してかなり高いレベルの靱性が要求される。従って、超高強度と超高靱性を両立し得る鋼管とそれを製造できる母材鋼が求められている。

[0004] 特開平8-209290号公報および特開平8-209291号公報には、高Mn+高Mo系成分を含有する高強度鋼管が開示されており、前者には焼き戻し処理を施すこと、後者には2相域圧延を実施することがそれぞれ開示されている。

[0005] 特開平9-31536号公報も同様にMn+高Mo系成分を有する高強度鋼管を開示しているが、そこに開示されているのは、母材強度が950MPa以上のX120グレード相当の超高強度鋼管である。特開2000-199036号公報には、鋼管強度が900MPa以上の超高強度鋼管が開示されている。特開平8-199192号公報も高強度鋼管を開示するが、この鋼管では、母材組織のマルテンサイト分率が90%以上であり、実施例においても母材強度900MPa以上の超高強度鋼が使用されている。

[0006] ここで、鋼管強度と母材鋼強度とは同じであり、また鋼管強度は管周方向で測定した結果、すなわち、管周方向強度である。

## 発明の開示

- [0007] しかし、上述した従来技術は、いずれも強度の確保を主に意図しており、母材の靱性および継ぎ手熱影響部(HAZ)の靱性については十分に開示していない。X80グレード超の高強度鋼で特に要求される、バランスのとれた強度・靱性特性と耐継ぎ手破壊特性とを十分に満足する高強度鋼はこれまでに存在しなかった。実際、上記の各特許文献には、本発明が対象としている強度範囲での継ぎ手破壊特性および靱性の両方に関しては何も言及していない。
- [0008] 本発明によれば、UOE鋼管における耐継ぎ手破壊特性を向上させるため、カーボン当量(Ceq)を従来は適用されていなかった高い範囲にする。これにより、サブマージ溶接を行うUOE鋼管に固有の現象である、溶接時のHAZ軟化を格段に低減させることができる。
- [0009] 一方、パイプラインが現地で敷設される際の周溶接性を考慮すると、低い溶接割れ感受性指数(Pcm)を実現できるバランスのとれた成分設計が求められる。
- さらに、高強度鋼になるに従って、HAZおよび母材の靱性の要求レベルも高くなる。この点に関しては、特にHAZ靱性の向上にはTiおよびNの低減が必須であり、同時に母材靱性の向上にはSの低減が必要である。
- [0010] 以上の点を考慮した成分設計により強度レベルを750MPa以上、900MPa以下(X100グレード相当)にコントロールしたUOE鋼管を作製したところ、非常に良好な耐継ぎ手破壊特性および靱性を有することを見出した。その際に、熱間圧延後の水冷の冷却停止温度を350°C以上にすると、X100グレードに要求される150Jという非常に高い耐破壊靱性値を満足できることも確認した。
- [0011] 1側面において、本発明は、母材化学組成が、質量%で、C:0.03~0.08%、Mn:1.70~2.2%、S:0.0020%以下、Ti:0.005~0.025%、N:0.0050%以下、場合により下記(i)ないし(iv)から選ばれた少なくとも1種の元素をさらに含み、残部が鉄および不可避的不純物からなり、下記に定義されるカーボン当量(Ceq)が0.50%以上、溶接割れ感受性指数(Pcm)が0.24%以下であって、管周方向強度が750MPa以上、900MPa以下である、UOE鋼管である：

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

$$P_{cm} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + B,$$

Ceq=カーボン当量、Pcm=溶接割れ感受性指数、式中の各元素記号はその元素の質量%での含有量を意味する、

(i) Si:0.05~0.50%及びAl:0.06%以下の1種または2種、

(ii) Cu:1.0%以下、Ni:2.0%以下、Cr:1.0%以下、Nb:0.1%以下およびV:0.1%以下の1種または2種以上、

(iii) Mo:1.0%以下、

(iv) Ca:0.005%以下。

[0012] 本発明のUOE鋼管には、母材および溶接熱影響部(HAZ)の-10°Cでのシャルピー吸収エネルギーが150J以上となる破壊靱性を示すことが求められる。

別の側面からは、本発明は、上記化学組成を有する鋼板を熱間圧延後、水冷停止温度を350°C以上として水冷を行い、得られた鋼板にUプレスおよびOプレスを行い、さらに溶接と拡管とを経てUOE鋼管を得ることからなる、上記カーボン当量(Ceq)が0.50%以上、溶接割れ感受性指数(Pcm)が0.24%以下で、管周方向強度が750MPa以上、900MPa以下であるUOE鋼管の製造方法である。UOE鋼管の溶接は、常法に従って、サブマージ(アーク)溶接により行われる。

[0013] 本発明によれば、高カーボン当量(Ceq)で750MPa以上、900MPa以下の強度にコントロールした鋼管を製造することにより、サブマージ溶接を行うUOE鋼管に固有の、継ぎ手のHAZ軟化が低減され、UOE鋼管の耐継ぎ手破壊特性が著しく改善される。一方、S、Ti、Nの含有量の低減により、母材とHAZの靱性を確保することができる。

[0014] 本発明に係るUOE鋼管は、従来のX80グレード以下のUOE鋼管と同じ条件で製造できることから、従来のUOE鋼管と同等の生産性を維持しつつ、超高強度のUOE鋼管を製造することができる。従って、超高強度UOE鋼管の製造コストを著しく低減することができる。

図面の簡単な説明

[0015] [図1]鋼中S含有量と母材の靱性(-10°Cでのシャルピー吸収エネルギー)との関係

を示すグラフである。

### 発明を実施するための最良の形態

- [0016] API規格でも規定されていない超高強度鋼を実際のパイプラインに適用するためには、(1)破壊安全性と(2)周溶接性とを考慮に入れた上で、敷設される環境に合わせた性能を有するパイプを提供しなければいけない。
- [0017] 特に天然ガスやオイルを輸送する長距離パイプラインで、破壊が発生すると大事故につながる。破壊の形態には脆性破壊と延性破壊がある。脆性破壊では、500m/sec以上の超高速で破壊が伝播するのに対し、延性破壊での破壊伝播速度は300m/sec以下と小さい。従って、鋼管を実際のパイプラインに適用するためには、母材が使用環境で延性破壊となるような靱性を有していることが大前提である。
- [0018] 更に、靱性の要求レベルに関しては、HLP委員会(日本の破壊研究機関)が提唱しているように、高速延性破壊が発生した場合であっても、その破壊の伝播をある一定距離以内で阻止するために、高強度鋼になるにつれて、より高い破壊靱性値が必要となる。必要とされる破壊靱性値(-10°Cでのシャルピー吸収エネルギー)は、強度のグレード、鋼管のサイズおよび内部圧力等にも依存するが、X100グレード鋼においては、一般鋼(APIX70グレード以下)で要求されている40~50Jではなく、150J以上が要求されることとなる。従って、X100グレード鋼では、高強度とともに、そのように高い破壊靱性値が要求される。
- [0019] 破壊安全性に関しては、管周方向に力を加えた場合の破断位置で評価することができる。その破断位置は、母材、溶接金属部および溶接熱影響部(HAZ)の3種類に大別される。母材で破断した場合、上述の通り、靱性を十分確保していれば延性破壊となる。溶接金属部で破断した場合は、延性破壊となるケースもあるが、脆性破壊を引き起こすケースが大半を占める。従って、溶接金属部での破断は絶対に防ぐ必要がある。一般に、溶接金属の強度を母材以上とする(オーバーマッチにする)ことによって溶接金属部での破断を防止している。HAZでの破断は特に700MPa以上の高強度鋼で見られる現象である。
- [0020] 本発明にかかる鋼は、特にこのHAZ破断の防止に大きな効果がある。HAZ破断を防止する手段として考えられるのは次の通りである:

- (1)溶接金属部の強度を母材強度以上にする(オーバーマッチを確保する)、
- (2)HAZの面積を小さくするために溶接入熱を極力小さくする、
- (3)HAZの強度を高くする、
- (4)溶接部形状のコントロール、つまり溶接トウ部での応力集中を低減する。

[0021] 本発明では、HAZの強度を確保するため、 $C_{eq}$ を高くする。HAZ部は、熱影響により一度溶融して再凝固もしくは変態した組織である。HAZの強度を上昇させるには、成分をリッチにする( $C_{eq}$ と $P_{cm}$ をともに増大させる)か、入熱を低下させることが効果的である。入熱は溶接部形状を確保でき得る最低限の入熱に設定すればよいが、成分をリッチにすると、鋼管同士を現地で繋ぐ際の周溶接性の低下を招くという難点がある。

[0022] 本発明では、高 $C_{eq}$ とすることでHAZの軟化を抑制して高強度を確保する一方、 $P_{cm}$ は一定以下に制限することにより、周溶接性を良好に維持する。

HAZ靱性の確保に関しては、NとTiのコントロールも重要であり、そのバランスを最適化することにより、強度上昇に伴う靱性劣化を防止しうることが判明した。

[0023] 従来、TSが750MPa以上の超高強度鋼に対しては、一般にTMCP (Thermo-Mechanical Control Process)を適用し、熱間圧延後の水冷停止温度を200℃以下(室温と報告されている例も多い)にして製造していた。これは、強度や靱性等の基本性能を確保するためである。

[0024] 本発明では、750MPa以上の超高強度鋼であるにもかかわらず、破壊安全性を考慮して、 $C_{eq} \geq 0.50\%$ の成分組成で、熱間圧延後の水冷停止温度を350℃以上にして製造する。それにより、破壊発生時の継ぎ手部近傍破壊に加えて、高強度・高靱性の両立を達成できる。

[0025] また、極度に低い水冷停止を採用しないことで、母材の変形能、すなわち、一様伸びを格段に上昇させることができる。従って、本発明の製造方法およびUOE鋼管は、破壊安全性の観点から非常に有効である。

[0026] 一様伸び(限界伸び率)とは、引張り試験において最高荷重にいたるまでの塑性変形量である。したがって、母材の一様伸びが大きいということは、万が一パイプラインの操業中に圧力が急上昇した場合、TSまでの塑性変形量が大きく、破壊安全性が

高い、ということの意味する。この点から、母材の一様伸びが5.0%以上であることが望ましい。

[0027] 図1は、X100グレードの鋼について、Sと母材の靱性(−10℃でのシャルピー吸収エネルギー)との関係を示すグラフである。図1から、母材の靱性レベルは低S化により著しく改善されることが分かる。この結果から、超高強度鋼で、高い破壊靱性値が要求される場合、Sをコントロールすることが有効であることが判る。

[0028] 本発明では、必要とする破壊靱性値を150Jとしたため、Sは20ppm以下となる。さらに高い破壊靱性値、例えば200J以上が要求される場合には、Sを14ppm以下とすればよい。

[0029] 本発明は、従来の製造方法では解決し得ない、継ぎ手部HAZ破断の防止および母材の高い一様伸びの確保、更にパイプライン敷設時の周溶接性能をすべて満足でき得るUOE鋼管を提供することができる。

[0030] 本発明によれば、APIX80グレード以下の通常鋼と同じ350℃以上の水冷停止温度としたTMCPにより製造したUOE鋼管によって、APIX100グレード相当の強度を満足させるために炭素当量(Ceq)を0.50%以上とし、かつ溶接割れ感受性指数(Pcm)を0.24%以下に抑制することにより、周溶接性を確保することができる。

[0031] 本発明における母材の化学組成は次の通りである。

C:0.03~0.08%

Cは、強度上昇に有効な元素であり、X100グレードの強度を付与するために、0.03%以上含有させる。一方、Cが0.08%超では、靱性の低下が著しくなり、母材の機械的特性に悪影響を及ぼすと同時にスラブの表面傷の発生を助長する。好ましいC含有量は0.03~0.05%である。

[0032] Mn:1.70~2.2%

Mnは、鋼の強化および強靱化に有効な元素であって、強度と靱性の確保のために1.70%以上含有させる。しかし、Mnが2.2%超では溶接部靱性が劣化する。好ましいMn含有量は1.8~2.0%である。

[0033] S:0.0020%以下

Sは母材の靱性確保のため制限が必要な元素の一つであり、Sが0.0020%を超え

ると、必要とする母材の破壊靱性値を確保することができない。図1に関して説明したように、Sは母材に要求される破壊靱性値に応じて、例えば、0.0014%以下というように、さらに制限してもよい。

[0034] Ti:0.005~0.025%

Tiは、TiNの生成によりHAZの粒成長を抑制し、その靱性を向上させる効果がある。そのためには、少なくとも0.005%のTiが必要である。一方、Tiが0.025%を超えると、溶存N量が増加し、HAZ靱性が劣化する。好ましいTi含有量は0.005~0.018%である。

[0035] N:0.0050%以下

Nは、V、Ti等と窒化物を形成して、高温強度の向上に効果ある。しかし、Nが0.0050%を超えると、Nb、V、Tiと炭窒化物を形成して母材およびHAZの靱性の低下を引き起こす。HAZ靱性の要求レベルが高いときには、0.0035%以下の極低Nにすることが望ましい。

[0036] 上記の基本成分に加えて、母材のカーボン当量(Ceq)および溶接割れ感受性指数(Pcm)は、X100グレード以上の高強度と母材およびHAZの高靱性を達成するために非常に重要なファクターとなる。

[0037] 母材のCeq:0.50%以上

水冷停止温度を350℃以上に設定したTMCPにおいてX100グレード以上の母材強度を保証するため、母材のカーボン当量(Ceq)を0.50%以上とする。X100グレード以上の母材鋼強度を確保できれば、Ceqの上限は特に制限されないが、Ceqは好ましくは0.55%以下である。Ceqは次式で与えられる(式中の各元素記号はその元素の質量%での含有量を意味する):

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

[0038] 母材のPcm:0.24%以下

高強度でかつ周溶接時も含めて高靱性を確保するために、母材の溶接割れ感受性指数(Pcm)が0.24%以下となるように鋼の成分を設計する。Pcmの下限は特に規定されないが、通常は0.16%以上である。Pcmは次式で与えられる(式中の各元素記号はその元素の質量%での含有量を意味する):

$$P_{cm} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + B。$$

[0039] 本発明にかかるUOE鋼管にあつては、溶接金属の $C_{eq}$ および $P_{cm}$ は特に限定しない。

なお、本明細書において、単に「 $C_{eq}$ 」および「 $P_{cm}$ 」と記載するときは、HAZを含めた母材、つまり溶接金属を除く鋼管全体での $C_{eq}$ および $P_{cm}$ を意味する。

[0040] 本発明のUOE鋼管の管周方向強度は750MPa以上、900MPa以下である。これは、鋼管の強度レベルがX100グレードのレベルであることを規定するものである。本発明では、上述のように成分組成を制御することにより、熱間圧延後の水冷停止温度を350°C以上とする、従来より低強度のUOE鋼管と同じ方法によって、X100グレードの超高強度UOE鋼管が製造でき、かつ必要な母材およびHAZの破壊靱性値を確保できる。

[0041] 本発明にかかるUOE鋼管の母材は、下記の(i)～(iv)の群から選択された1または2以上の任意成分をさらに含有していてもよい。

(i) Si:0.05～0.50%、Al:0.060%以下

SiおよびAlはいずれも脱酸作用を有し、これらの少なくとも1種を配合するのが好ましい。

[0042] Siは、脱酸剤として以外に、鋼を強化する効果もある。Si含有量が0.05%未満では脱酸が不十分となる。Siが0.5%を超えると、HAZに縞状マルテンサイトが多く生成し、HAZ靱性を極度に劣化させ、鋼管の機械的性質の低下につながる。Si含有量は、0.05～0.50%の範囲内で、鋼板の板厚とのバランスを考慮して決定することができる。

[0043] Alは、Si同様に脱酸剤として作用するが、0.06%以下でその効果が十分に得られる。それを超えた量の添加は、現地周溶接性を劣化させる上、経済面からも望ましくない。

[0044] (ii) Cu:1.0%以下、Ni:2.0%以下、Cr:1.0%以下、Nb:0.1%以下、V:0.1%以下

これらの元素は少量の添加によって焼入れ性を改善し、それに伴って各種の特性

の改善に影響を及ぼす。

[0045] Cuは、固溶強化と焼入れ性増大効果による組織変化を通して、靱性を大きく損なうことなく、強度の向上を図ることができる。Cuが1.0%超になると、スラブ表面底に有害なCuチェックングが発生し、それを防ぐためにスラブ低温加熱が必要となり、製造可能範囲が限定される。

[0046] Niは、Cuと同じく固溶強化と焼入れ性増大効果による組織変化を通して、靱性を大きく損なうことなく、強度の向上を図ることができる。同時に熱間曲げ加工後の母材およびHAZの靱性劣化を抑制する働きがある。2.0%超のNiの添加は、コストが高く、実用的ではない上、現地周溶接性も劣化させる。

[0047] Crは、Cu、Niと同じく、固溶強化と焼入れ性増大効果による組織変化を通して、靱性を大きく損なうことなく、強度の向上を図ることができるが、Crが1.0%超になると、HAZの靱性を低下させる。

[0048] NbおよびVは、析出強化や焼入れ性増大効果による強度上昇、あるいは結晶粒微細化に伴う靱性の改善に大きな効果をもたらす。いずれも添加量が0.1%を超えると、HAZの靱性を低下させる原因となる。

[0049] これらの1または2以上の元素を添加する場合、より好ましい含有量は、Cu:0.50%以下、Ni:0.80%以下、Cr:0.40%以下、Nb:0.06%以下、V:0.06%以下である。

[0050] (iii) Mo:1.0%以下

Moは母材・溶接部の強度上昇に有効である。Moの添加量が多すぎると、現地周溶接性やHAZの靱性劣化をもたらすので、上限を1.0%とする。Moを添加する場合のより好ましい含有量は0.50%以下である。

[0051] (iv) Ca:0.005%以下

Caは、介在物の形態制御、具体的には球状化に効果があり、水素誘起割れやラメラ亀裂を防止する。しかし、0.005%でその効果は飽和する。

[0052] 本発明のUOE鋼管を製造するには、上述した所定の化学組成に調整した鋼片に熱間圧延を行い、仕上げ圧延終了後、水冷停止温度が350°C以上となるように水冷を行う。得られた熱間圧延鋼板を、慣用のUプレスおよびOプレスにより管体に成形

し、次いで、突き合わせ部を内外面から溶接する。この溶接はサブマージアーク溶接により行われる。溶接による製管後は、拡管して真円度を高める。拡管は、メカニカル拡管または水圧拡管により行うことができる。

[0053] 本発明のUOE鋼管の製造方法においては、熱間圧延後の水冷条件を除いてUOE鋼管の製造工程に関しては特に制限はない。従来のX80グレード以下のUOE鋼管の製造と同様に実施すればよい。それにもかかわらず、X100グレード(管周方向強度が750MPa以上、900MPa以下)の超高強度で、同時に耐破壊特性に優れたUOE鋼管を製造することができる。

[0054] 次に、実施例によって本発明をさらに具体的に説明するが、実施例は単に例示にすぎず、本発明を制限するものではない。

#### 実施例

[0055] 表1に示した化学成分を有する鋼スラブを、1100～1200℃に加熱・保持してから、700～850℃で板厚20mmまで仕上げ圧延をした後、表1に示した水冷停止温度になるように水冷し、その後は常温まで空冷して、母材の熱間圧延鋼板を製造した。この母材鋼板を、冷間でUプレス、次いでOプレスにより管体に成形した。その後、突き合わせ部を慣用のサブマージアーク溶接により溶接し、さらにメカニカル拡管を行った。こうして、外径910mm(36インチ)、肉厚20mm、長さ1200mmのUOE鋼管を製造した。

[0056] 表1には、母材の強度および靱性、ならびに作製されたUOE鋼管の継ぎ手引張り特性および周溶接試験の結果も併記した。特に、母材強度と継ぎ手引張り破断位置は、本発明での効果を確認する上で重要な項目である。

[0057] 母材の靱性および強度は、溶接部とHAZを含まないようにUOE鋼管から周方向に衝撃試験片(JIS4号)および引張り試験片(ASTM直径6.35mm丸棒試験片)を採取し、-10℃でのシャルピー吸収エネルギー(VE-10℃と表記)、引張り強さ(TS)、および一様伸び(限界伸び率)を求めた。

[0058] 継ぎ手引張り試験は、UOE鋼管の溶接部が中央にくるように周方向に引張り試験片を採取し、余盛をつけたまま引張り試験を実施し、その強度と破断位置を確認した。また、UOE鋼管のHAZ(溶接熱影響部)から衝撃試験片(JIS4号)を採取し、-1

0°Cでのシャルピー吸収エネルギー(VE-10°C)を求めた。溶接性能は、実際にUOE鋼管を周溶接して、Y割れ試験を実施し、-10°Cで割れが発生するか否かにより評価した。割れが見られたときは「×」、見られなかったときは「○」と表示した。

[0059] [表1]

No.	母材													水冷停止温度				母材周方向強度			VE-10°C (J)		継ぎ手引張試験		備考
	C	Mn	S	Ti	N	Si	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Al	Ceq	Pcm	°C	TS MPa	UEL %	BM (周)	HAZ	TS MPa	破断位置	周溶性		
																								mass%	
1	0.06	1.90	10	0.015	45	0.15	0.20	0.20	0.15	0.35	0.03	0.03	0.02	0.51	0.21	420	821	6.2	212	204	825	BM	○	実 比 較 例	
2	0.06	1.90	10	0.015	45	0.15	0.20	0.20	0.15	0.35	0.03	0.03	0.02	0.51	0.21	300*	868	4.9	215	200	868	BM	○		
3	0.06	1.90	10	0.015	45	0.15	0.20	0.20	0.15	0.35	0.03	0.03	0.02	0.51	0.21	RT*	911*	4.5	222	203	898	HAZ	○		
4	0.10*	1.90	8	0.017	38	0.14	0.19	0.21	0.15	0.25	0.03	0.04	0.03	0.53	0.23	420	904*	7.3	168	147	838	BM	×		
5	0.02*	1.95	11	0.015	39	0.15	0.20	0.30	0.15	0.25	0.04	0.04	0.03	0.49*	0.18	470	749*	3.8	150	155	738	BM	○		
6	0.07	1.65*	11	0.014	42	0.20	0.30	0.30	0.30	0.25	0.03	0.03	0.03	0.50	0.22	430	800	5.1	147	151	801	BM	○		
7	0.06	2.20	10	0.015	45	0.15	0.20	0.20	0.15	0.35	0.03	0.03	0.02	0.57	0.25*	450	940*	5.1	225	231	920	HAZ	×		
8	0.06	1.90	21*	0.015	45	0.15	0.20	0.20	0.15	0.35	0.03	0.03	0.02	0.51	0.21	390	842	6.7	125	140	841	BM	○		
9	0.06	1.90	10	0.027*	45	0.15	0.20	0.20	0.15	0.35	0.03	0.03	0.02	0.51	0.21	450	833	5.4	210	119	822	HAZ	○		
10	0.06	1.90	9	0.015	72*	0.15	0.20	0.20	0.15	0.35	0.03	0.03	0.02	0.51	0.21	420	819	4.2	139	99	800	HAZ	○		
11	0.06	1.90	12	0.015	51*	0.03*	0.15	0.25	0.15	0.35	0.03	0.03	0.02	0.49*	0.21	450	745*	6.4	140	135	749	BM	○		
12	0.06	1.90	11	0.015	37	0.60*	0.15	0.25	0.15	0.35	0.03	0.03	0.02	0.50	0.25*	480	790	6.1	167	78	789	BM	×		
13	0.06	1.90	10	0.015	50	0.15	1.1*	0.60	0.03	0.02	0.03	0.03	0.02	0.50	0.26*	450	811	6.4	170	153	813	BM	×		
14	0.05	1.80	10	0.015	45	0.15	0.05	2.2*	0.03	0.02	0.03	0.03	0.03	0.51	0.22	450	833	5.7	244	242	832	BM	×		
15	0.05	1.80	8	0.015	43	0.15	0.05	0.04	1.1*	0.02	0.03	0.03	0.03	0.58	0.25*	450	921*	4.4	221	118	891	HAZ	×		
16	0.05	1.80	17	0.015	44	0.15	0.05	0.04	0.05	1.1*	0.03	0.03	0.03	0.59	0.26*	450	933*	5.2	151	88	912	HAZ	×		
17	0.06	1.92	15	0.015	49	0.15	0.20	0.20	0.15	0.35	0.11*	0.03	0.02	0.51	0.21	400	834	5.3	177	87	821	BM	○		
18	0.06	1.89	10	0.015	32	0.15	0.20	0.20	0.15	0.35	0.03	0.12*	0.02	0.53	0.24	450	834	5.5	157	78	830	BM	○		
19	0.06	1.89	10	0.015	42	0.15	0.20	0.20	0.15	0.35	0.03	0.03	0.08*	0.53	0.24	450	822	5.9	178	190	810	BM	×		
20	0.06	1.90	10	0.015	45	0.15	0.30	0.30	0.03	0.35	0.03	0.03	0.02	0.50	0.23	450	844	5.3	178	186	840	BM	○		
21	0.06	1.90	10	0.015	35	0.10	0.30	0.50	0.03	0.30	0.03	0.01	0.02	0.52	0.22	450	850	5.5	200	205	848	BM	○		
22	0.06	2.00	10	0.014	40	0.10	0.30	0.30	0.03	0.35	0.03	0.01	0.02	0.51	0.23	360	871	5.5	194	188	880	BM	○		
23	0.06	2.05	4	0.015	40	0.15	0.30	0.30	0.03	0.35	0.03	0.01	0.02	0.51	0.23	420	858	6.2	250	253	855	BM	○		
24	0.06	1.95	10	0.012	35	0.05	0.15	0.30	0.15	0.35	0.04	0.04	0.03	0.52	0.21	410	830	6.3	220	240	831	BM	○		

(注) TS: 引張強度、UEL: 限界伸び率、BM: 母材、HAZ: 熱影響部、\* 本発明の範囲外の条件、(周): 周方向、実: 実施例

[0060] 実施例であるNo.1および20～24では、母材の強度および靱性が規定の条件を満たすと同時に、成分を最適化することで、継ぎ手引張り試験において母材破断を達成することができ、耐継ぎ手破壊特性にも優れていた。また、周溶接性も良好であった。

[0061] 一方、比較例では、適切な強度、靱性または他の性能を満たすことができなかった。特に、No. 10, 12および16～18では、HAZの靱性が極度に低下した。

## 請求の範囲

- [1] 母材化学組成が、質量%で、C:0.03~0.08%、Mn:1.70~2.2%、S:0.0020%以下、Ti:0.005~0.025%、N:0.0050%以下、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、下記に定義されるカーボン当量(Ceq)が0.50%以上および溶接割れ感受性指数(Pcm)が0.24%以下で、管周方向強度が750MPa以上、900MPa以下である、UOE鋼管:

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

$$Pcm = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + B;$$

Ceq=カーボン当量、Pcm=溶接割れ感受性指数、式中の各元素記号はその元素の質量%での含有量を意味する。

- [2] 前記母材化学組成が、質量%で、下記の(i)ないし(iv)から選ばれた少なくとも1種の元素をさらに含む請求項1に記載のUOE鋼管:

(i) Si:0.05~0.50%及びAl:0.06%以下の1種または2種、

(ii) Cu:1.0%以下、Ni:2.0%以下、Cr:1.0%以下、Nb:0.1%以下およびV:0.1%以下の1種または2種以上、

(iii) Mo:1.0%以下、

(iv) Ca:0.005%以下。

- [3] 母材化学組成が、質量%で、C:0.03~0.08%、Mn:1.70~2.2%、S:0.0020%以下、Ti:0.005~0.025%、N:0.0050%以下、場合により下記(i)ないし(iv)から選ばれた少なくとも1種の元素をさらに含み、残部が鉄および不可避免的不純物からなる鋼板を熱間圧延後、水冷停止温度を350℃以上として水冷を行い、得られた鋼板にUプレスおよびOプレスを行い、そして溶接と拡管とを経てUOE鋼管を得ることからなる、下記で定義されるカーボン当量(Ceq)が0.50%以上および溶接割れ感受性指数(Pcm)が0.24%以下で、管周方向強度が750MPa以上、900MPa以下であるUOE鋼管の製造方法:

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

$$Pcm = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V$$

／10+B;

Ceq=カーボン当量、Pcm=溶接割れ感受性指数、式中の元素記号はその元素の質量%での含有量を意味する、

(i) Si:0.05~0.50%及びAl:0.06%以下の1種又は2種、

(ii) Cu:1.0%以下、Ni:2.0%以下、Cr:1.0%以下、Nb:0.1%以下およびV:0.1%以下の1種または2種以上、

(iii) Mo:1.0%以下、

(iv) Ca:0.005%以下。



## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2005/008503

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER Int.Cl <sup>7</sup> C22C38/00, B21C37/08, C21D8/10, C22C38/14, 38/58		
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) Int.Cl <sup>7</sup> C22C38/00, B21C37/08, C21D8/10, C22C38/14, 38/58		
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 1996-2005 Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2005 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2005		
Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used) WPI		
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP 2004-99930 A (Nippon Steel Corp.), 02 April, 2004 (02.04.04), Full text (Family: none)	1-3
X	JP 2004-52104 A (Nippon Steel Corp.), 19 February, 2004 (19.02.04), Full text & EP 1375681 A2 & US 2004/31544 A1	1-3
A	JP 2003-293078 A (Nippon Steel Corp.), 15 October, 2003 (15.10.03), Full text (Family: none)	1-3
<input checked="" type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input type="checkbox"/> 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 01 August, 2005 (01.08.05)		Date of mailing of the international search report 16 August, 2005 (16.08.05)
Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office		Authorized officer
Facsimile No.		Telephone No.

## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2005/008503

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2000-256779 A (Nippon Steel Corp.), 19 September, 2000 (19.09.00), Full text (Family: none)	1-3
A	JP 2003-342638 A (Nippon Steel Corp.), 03 December, 2003 (03.12.03), Full text (Family: none)	1-3
A	JP 2001-113374 A (Nippon Steel Corp.), 24 April, 2001 (24.04.01), Full text (Family: none)	1-3
A	JP 2003-306749 A (Nippon Steel Corp.), 31 October, 2003 (31.10.03), Full text (Family: none)	1-3
A	JP 2000-119797 A (Nippon Steel Corp.), 25 April, 2000 (25.04.00), Full text (Family: none)	1-3

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))  
 Int.Cl.<sup>7</sup> C22C38/00, B21C37/08, C21D8/10, C22C38/14, 38/58

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.<sup>7</sup> C22C38/00, B21C37/08, C21D8/10, C22C38/14, 38/58

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	1971-2005年
日本国実用新案登録公報	1996-2005年
日本国登録実用新案公報	1994-2005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)  
 WPI

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	JP 2004-99930 A (新日本製鐵株式会社) 2004.04.02, 全文 (ファミリーなし)	1-3
X	JP 2004-52104 A (新日本製鐵株式会社) 2004.02.19, 全文 & EP 1375681 A2 & US 2004/31544 A1	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 01.08.2005	国際調査報告の発送日 16.8.2005
--------------------------	-------------------------

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) 蛭田 敦 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	4K	3237
--	---	----	------

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
A	JP 2003-293078 A (新日本製鐵株式会社) 2003.10.15, 全文 (ファミリーなし)	1-3
A	JP 2000-256779 A (新日本製鐵株式会社) 2000.09.19, 全文 (ファミリーなし)	1-3
A	JP 2003-342638 A (新日本製鐵株式会社) 2003.12.03, 全文 (ファミリーなし)	1-3
A	JP 2001-113374 A (新日本製鐵株式会社) 2001.04.24, 全文 (ファミリーなし)	1-3
A	JP 2003-306749 A (新日本製鐵株式会社) 2003.10.31, 全文 (ファミリーなし)	1-3
A	JP 2000-119797 A (新日本製鐵株式会社) 2000.04.25, 全文 (ファミリーなし)	1-3