

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5565420号  
(P5565420)

(45) 発行日 平成26年8月6日(2014.8.6)

(24) 登録日 平成26年6月27日(2014.6.27)

(51) Int. Cl.		F I	
<b>C 2 2 C 38/00</b>	<b>(2006.01)</b>	C 2 2 C 38/00	3 0 1 Z
<b>C 2 2 C 38/38</b>	<b>(2006.01)</b>	C 2 2 C 38/38	
<b>C 2 2 C 38/58</b>	<b>(2006.01)</b>	C 2 2 C 38/58	
C 2 1 D 8/02	(2006.01)	C 2 1 D 8/02	C

請求項の数 2 (全 17 頁)

(21) 出願番号	特願2012-20614 (P2012-20614)	(73) 特許権者	000006655 新日鐵住金株式会社 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(22) 出願日	平成24年2月2日(2012.2.2)	(74) 代理人	100104444 弁理士 上羽 秀敏
(65) 公開番号	特開2013-159793 (P2013-159793A)	(74) 代理人	100112715 弁理士 松山 隆夫
(43) 公開日	平成25年8月19日(2013.8.19)	(74) 代理人	100125704 弁理士 坂根 剛
審査請求日	平成25年1月11日(2013.1.11)	(74) 代理人	100120662 弁理士 川上 桂子
		(74) 代理人	100123906 弁理士 竹添 忠

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 ラインパイプ用UOE鋼管

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

ラインパイプ用UOE鋼管であって、  
質量%で、

C : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 %、

Si : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 %、

Mn : 1 . 0 ~ 1 . 7 %、

P : 0 . 0 1 5 % 以下、

S : 0 . 0 0 2 % 以下、

Cr : 0 . 0 1 ~ 0 . 4 5 %、

Mo : 0 . 0 3 ~ 0 . 5 %、

Al : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 5 %、

Ca : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 0 5 0 %、

N : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 0 5 %、及び、

Ti : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 3 % を含有し、残部はFe及び不純物からなり、

ベイナイト単相組織を有し、

肉厚tを有する前記UOE鋼管の外表面から内面方向にt/5までの範囲であって、かつ、硬さがHV10で200~255である外表層と、

前記UOE鋼管の内面から外表面方向にt/5までの範囲であって、かつ、硬さがHV10で200~255である内表層と、

前記 U O E 鋼管の肉厚  $t$  の中心位置を中心として、肉厚  $t$  方向に  $t / 10$  の範囲であつて、かつ、硬さが HV 10 で 200 ~ 248 である肉厚中心部と、を含み、

625 MPa 以上の引張強度を有する、ラインパイプ用 U O E 鋼管。

【請求項 2】

請求項 1 に記載の U O E 鋼管であつてさらに、

Fe の一部に代えて、

Cu : 0.5 % 以下、

Ni : 0.5 % 以下、

Nb : 0.05 % 以下、及び、

V : 0.10 % 以下からなる群から選択される 1 種以上を含有する、U O E 鋼管。

10

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、U O E 鋼管に関し、さらに詳しくは、ラインパイプ用 U O E 鋼管に関する。

【背景技術】

【0002】

近年生産される原油や天然ガスは、湿潤な硫化水素 ( $H_2S$ ) を含む。掘削された原油や天然ガスを搬送するパイプラインでは、硫化水素に起因した水素誘起割れ (Hydrogen Induced Cracking: 以下、H I C と称する) の発生が問題となる。そのため、パイプラインに使用される U O E 鋼管は、優れた耐 H I C 性を要求される。

20

【0003】

さらに、最近のパイプラインでは、輸送効率の向上が求められている。操業圧力を上げれば輸送効率は向上するが、操業圧力を上げるためには、パイプラインを構成する U O E 鋼管の強度を上げる必要がある。具体的には、API 規格の X 80 グレード以上 (引張強度が 625 MPa 以上) の高強度を有する U O E 鋼管が求められている。

【0004】

特開平 5 - 271766 号公報は、高強度であり、かつ、優れた耐 H I C 性を有するパイプライン用鋼板を提案する。この文献では、H I C は中心偏析に起因するものと考え、中心偏析を引き起こす Mn、P、S の含有量を低減する。さらに、強度を高めるために、Cr、Mo を含有する。これにより、高強度及び優れた耐 H I C 性が得られると記載されている。

30

【先行技術文献】

【特許文献】

【0005】

【特許文献 1】特開平 5 - 271766 号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0006】

しかしながら、特開平 5 - 271766 号公報は、U O E 鋼管ではなく鋼板に関する提案であり、耐 H I C 性の改善策として、中心偏析の改善を挙げているにとどまる。したがって、中心偏析が改善されても、他の要因で H I C が発生する場合がある。

40

【0007】

本発明の目的は、高強度であっても優れた耐 H I C 性を有するラインパイプ用 U O E 鋼管を提供することである。

【課題を解決するための手段】

【0008】

本実施形態によるラインパイプ用 U O E 鋼管は、質量 % で、C : 0.01 ~ 0.1 %、Si : 0.01 ~ 0.5 %、Mn : 1.0 ~ 1.7 %、P : 0.015 % 以下、S : 0.002 % 以下、Cr : 0.01 ~ 0.45 %、Mo : 0.03 ~ 0.5 %、Al : 0.005 ~ 0.05 %、Ca : 0.0005 ~ 0.0050 %、N : 0.001 ~ 0.005

50

%、及び、Ti：0.005～0.03%を含有し、残部はFe及び不純物からなり、ベイナイト単相組織を有し、UOE鋼管の内外表層の硬さはHV10で200～255であり、UOE鋼管の肉厚中心部の硬さはHV10で200～248であり、625MPa以上の引張強度を有する。

【0009】

この場合、ラインパイプ用UOE鋼管は、高強度であっても優れた耐HIC性を有する。

【0010】

本実施形態によるラインパイプ用UOE鋼管はさらに、Feの一部に代えて、Cu：0.5%以下、Ni：0.5%以下、Nb：0.05%以下、及び、V：0.10%以下からなる群から選択される1種以上を含有してもよい。

10

【図面の簡単な説明】

【0011】

【図1】図1は、UOE鋼管の横断面における径方向（肉厚方向）の硬さの分布図である。

【図2】図2は、UOE鋼管の横断面図である。

【図3】図3は、UOE鋼管用の鋼板の内外表層の硬さ及びUOE鋼管の内外表層の硬さの差分値と、UOE鋼管のt/D（肉厚/外径）との関係を示す図である。

【発明を実施するための形態】

【0012】

20

以下、図面を参照し、本発明の実施の形態を詳しく説明する。以下、元素の含有量の「%」は、質量%を意味する。

【0013】

[本実施の形態によるUOE鋼管の概要]

本発明者らは、高強度のラインパイプ用UOE鋼管の耐HIC性について調査、検討を行った。その結果、次の知見を得た。

【0014】

(A) 中心偏析が抑えられた鋼板は、高強度であっても優れた耐HIC性を有する。しかしながら、そのような鋼板を用いてCプレス、Uプレス及びOプレス等の製管工程を実施してUOE鋼管を製造した場合、HICが発生する場合がある。

30

【0015】

(B) 上記HICの発生原因は、製管工程における鋼板の硬さの上昇である。図1は、UOE鋼管の横断面における径方向（肉厚方向）の硬さの分布図である。図1は次の方法で得られた。板厚方向の硬さがほぼ一定であり、互いに異なる硬さを有する鋼板を2枚準備した。これらの鋼板の化学組成は、後述する本実施形態の化学組成の範囲内であり、引張強度は、625MPa以上であった。各鋼板に対して、Cプレス、Uプレス及びOプレスを実施して2つのUOE鋼管（マークI、マークII）を製造した。製造された各UOE鋼管の横断面（UOE鋼管の軸方向と直交する断面）において、断面の頂上を原点（0度）と仮定した。時計回りに90度の位置（90度位置）と、180度の位置（180度位置）において、外面から内面に向かって径方向（肉厚方向）に0.5mmピッチで、JIS Z 2244（2009）に準拠したピッカース硬さ試験を実施した。試験力は10kgf=98.07Nとした。得られた硬さ（HV10）に基づいて、図1を完成した。

40

【0016】

図1中の印は、マークIのUOE鋼管の試験結果であり、印は、マークIIの試験結果である。図1を参照して、いずれのUOE鋼管においても、鋼管の径方向（肉厚方向）において、肉厚中心部の硬さは、製管前の鋼板の硬さとほぼ同じであった。しかしながら、肉厚中心部から内面及び外面に向かうにしたがって、硬さが上昇した。そして、マークIでは、内面を含む内表層、及び、外面を含む外表層の硬さの最大値が255HV10を超えた。

【0017】

50

マークⅠ及びマークⅡのUOE鋼管について、後述するHIC試験を実施した結果、マークⅠではHICが発生し、マークⅡではHICが発生しなかった。図1及びHIC試験結果から、次の事項が推定される。

【0018】

(C) HICの発生は、まずは、鋼中の水素濃度(C<sub>0</sub>)と、鋼がHICを発するまでに許容可能な水素濃度(C<sub>th</sub>)と関係がある。内外表層は、内外表層及び肉厚中心部以外の他の部分と比較して、許容水素濃度C<sub>th</sub>が低い。なぜならば、内外表層は、連続鋳造時に生成される浮上介在物(たとえば、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、CaO等の酸化物系介在物)を含有し、この浮上介在物は、許容可能な水素濃度(以下、許容水素濃度という)C<sub>th</sub>を低下させるからである。

10

【0019】

(D) 一方、肉厚中心部の許容水素濃度C<sub>th</sub>は、内外表層の許容水素濃度C<sub>th</sub>よりも低い。なぜならば、肉厚中心部には中心偏析により炭窒化物が生成され成長し、この炭窒化物は酸化物系介在物よりもHIC割れ感受性を高めるからである。さらに、肉厚中心部には、中心偏析により水素が凝集しやすいため、肉厚中心部における水素濃度C<sub>0</sub>は、肉厚中心部以外の他の部分よりも高い。つまり、水素濃度C<sub>0</sub>、C<sub>th</sub>の観点からは、HIC割れ感受性は、肉厚中心部で最も高く、次いで内外表層部で高い。

【0020】

(E) ところで、UOE鋼管は、その母材である鋼板での板厚方向の硬さにばらつきがなくても、製管工程により内外表層の硬さが上昇する。製管時、外表層(外面を含む表層)には引張ひずみが掛かり、内表層(内面を含む表層)には圧縮ひずみが掛かる。一方、肉厚中心部には、内外表層と比較して、ひずみがあまり掛からない。そのため、肉厚中心部の硬さと比較して、内外表層の硬さが顕著に上昇する。この硬さの上昇はHIC割れ感受性を高める。

20

【0021】

(F) 以上より、UOE鋼管のHIC発生は、鋼中の水素濃度、許容可能な水素濃度と関連する割れ感受性のみならず、製管による硬さ変化によるHIC割れ感受性上昇の相乗効果をも考慮する必要がある。つまり、水素濃度の観点から割れ感受性が高い肉厚中心部の硬さを制限するだけでなく、製管時に上昇する内外表層の硬さも制限する必要がある。

【0022】

より具体的には、肉厚中心部の硬さの上限を248HV10とし、内外表層の硬さの上限を255HV10とすれば、API規格X80グレード以上の強度を有するUOE鋼管でもHICの発生が抑制される。

30

【0023】

以上の知見に基づいて、本実施形態によるラインパイプ用UOE鋼管は完成された。以下、本実施形態によるラインパイプ用UOE鋼管の詳細を説明する。

【0024】

[化学組成]

本実施形態によるラインパイプ用UOE鋼管は、以下の化学組成を有する。上述のとおり、元素に関する%は、質量%を意味する。

40

【0025】

C : 0.01 ~ 0.1%

炭素(C)は鋼の強度を高める。しかしながら、C含有量が高すぎれば、鋼の化学組成が包晶域に含まれる。そのため、連続鋳造により鋼を製造しにくくなる。したがって、C含有量は0.01~0.1%である。好ましいC含有量の下限は、0.01%よりも高く、さらに好ましくは0.03%であり、さらに好ましくは、0.04%である。好ましいC含有量の上限は、0.1%未満であり、さらに好ましくは、0.07%であり、さらに好ましくは、0.06%である。

【0026】

Si : 0.01 ~ 0.5%

50

シリコン ( S i ) は鋼を脱酸する。しかしながら、 S i 含有量が高すぎれば、靱性が低下する。したがって、 S i 含有量は 0 . 0 1 ~ 0 . 5 % である。好ましい S i 含有量の下限は、 0 . 0 1 % よりも高く、さらに好ましくは 0 . 0 3 % であり、さらに好ましくは、 0 . 0 5 % である。好ましい S i 含有量の上限は、 0 . 5 % 未満であり、さらに好ましくは、 0 . 4 0 % であり、さらに好ましくは、 0 . 3 5 % である。

## 【 0 0 2 7 】

M n : 1 . 0 ~ 1 . 7 %

マンガン ( M n ) は鋼の強度を高める。しかしながら、 M n 含有量が高すぎれば、肉厚中央部における正偏析帯の M n 濃度が高くなり、湿潤 H<sub>2</sub>S 環境下において H I C が発生しやすくなる。したがって、 M n 含有量は 1 . 0 ~ 1 . 7 % である。好ましい M n 含有量 10 の下限は 1 . 0 % よりも高く、さらに好ましくは、 1 . 1 % であり、さらに好ましくは、 1 . 2 % である。好ましい M n 含有量の上限は 1 . 7 % 未満であり、さらに好ましくは、 1 . 6 % であり、さらに好ましくは、 1 . 5 % である。

## 【 0 0 2 8 】

P : 0 . 0 1 5 % 以下

磷 ( P ) は不純物である。 P は、 M n と同様に、肉厚中心部で正偏析しやすく、正偏析部を硬化する。正偏析部の硬化は H I C を引き起こす。したがって、 P 含有量は少ない方が好ましい。 P 含有量は 0 . 0 1 5 % 以下である。好ましい P 含有量は、 0 . 0 1 5 % 未満 20 であり、さらに好ましくは、 0 . 0 1 0 % 以下である。

## 【 0 0 2 9 】

S : 0 . 0 0 2 % 以下

硫黄 ( S ) は不純物である。 S は M n S を形成する。 M n S は、 H I C の発生起点となる。したがって、 S 含有量はなるべく低い方が好ましい。 S 含有量は、 0 . 0 0 2 % 以下 である。好ましい S 含有量は、 0 . 0 0 2 % 未満であり、さらに好ましくは、 0 . 0 0 1 % 以下である。

## 【 0 0 3 0 】

C r : 0 . 0 1 ~ 0 . 4 5 %

クロム ( C r ) は、鋼の強度及び靱性を高める。しかしながら、 C r 含有量が高すぎれば、溶接性が低下し、溶接割れが発生しやすくなる。したがって、 C r 含有量は、 0 . 0 1 ~ 0 . 4 5 % である。好ましい C r 含有量の下限は、 0 . 0 1 % よりも高く、さらに好 30 ましくは、 0 . 0 5 % であり、さらに好ましくは、 0 . 1 % である。好ましい C r 含有量の上限は、 0 . 4 5 % 未満であり、さらに好ましくは、 0 . 3 5 % であり、さらに好ましくは、 0 . 3 % である。

## 【 0 0 3 1 】

M o : 0 . 0 3 ~ 0 . 5 %

モリブデン ( M o ) は、鋼の焼入れ性を高め、鋼の強度を高める。さらに、 M o のマイクロ偏析は生じにくいいため、中心偏析に起因する H I C の発生が抑制される。しかしながら、 M o は高価であるため、 M o が過剰に含有されれば、製造コストが増大する。したがって、 M o 含有量は、 0 . 0 3 ~ 0 . 5 % である。好ましい M o 含有量の下限は、 0 . 0 3 % を超え、さらに好ましくは、 0 . 0 5 % であり、さらに好ましくは、 0 . 1 % である。 40 好ましい M o 含有量の上限は、 0 . 5 % 未満であり、さらに好ましくは、 0 . 4 % であり、さらに好ましくは、 0 . 3 % である。

## 【 0 0 3 2 】

A l : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 5 %

アルミニウム ( A l ) は、鋼を脱酸する。しかしながら、 A l 含有量が高すぎれば、鋼の清浄性及び靱性が低下する。したがって、 A l 含有量は 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 5 % である。好ましい A l 含有量の下限は、 0 . 0 0 5 % よりも高く、さらに好ましくは、 0 . 0 1 % であり、さらに好ましくは、 0 . 0 1 5 % である。好ましい A l 含有量の上限は、 0 . 0 5 % 未満であり、さらに好ましくは、 0 . 0 4 5 % であり、さらに好ましくは、 0 . 0 4 % である。 50

## 【0033】

なお、本実施の形態におけるAl含有量とは、sol. Al (酸可溶Al)の含有量を意味する。

## 【0034】

Ca: 0.0005% ~ 0.0050%

カルシウム(Ca)は、HICの発生起点となるMnSの形態を球状に制御し、HICの発生を抑制する。Caはさらに、CaSを形成し、MnSの生成を抑制する。一方、Caが過剰に含有されれば、その効果は飽和し、製造コストが増加する。したがって、Ca含有量は、0.0005% ~ 0.0050%である。好ましいCa含有量の下限は、0.0005%を超え、さらに好ましくは、0.001%であり、さらに好ましくは、0.0015%である。好ましいCa含有量の上限は、0.0050%未満であり、さらに好ましくは0.0040%であり、さらに好ましくは、0.0030%である。

10

## 【0035】

Ti: 0.005% ~ 0.03%

チタン(Ti)は、窒素(N)と結合してTiNを形成する。TiNは、スラブ加熱時及びHAZ(溶接熱影響部)のオーステナイト粒の粗大化を抑制し、母材及びHAZの低温靱性を高める。しかしながら、Ti含有量が高すぎれば、過剰にTiNが生成され、靱性が低下する。したがって、Ti含有量は、0.005% ~ 0.03%である。好ましいTi含有量の下限は、0.005%を超え、さらに好ましくは、0.008%であり、さらに好ましくは、0.01%である。好ましいTi含有量の上限は、0.03%未満であり、さらに好ましくは、0.025%であり、さらに好ましくは、0.02%である。

20

## 【0036】

N: 0.001% ~ 0.005%

窒素(N)は、上述のTiと結合してTiNを形成し、母材及びHAZの低温靱性を高める。しかしながら、N含有量が高すぎれば、過剰にTiNが形成され、靱性が低下する。したがって、N含有量は、0.001% ~ 0.005%である。好ましいN含有量の下限は、0.001%よりも高く、さらに好ましくは、0.0015%であり、さらに好ましくは、0.002%である。好ましいN含有量の上限は、0.005%未満であり、さらに好ましくは、0.0045%であり、さらに好ましくは、0.004%である。

## 【0037】

本実施の形態によるUOE鋼管の化学組成の残部はFe及び不純物からなる。ここでいう不純物は、鋼の原料として利用される鉱石やスクラップ、あるいは製造過程の環境等から混入される元素をいう。

30

## 【0038】

本実施の形態によるUOE鋼管はさらに、Feの一部に代えて、Cu、Ni、Nb及びVからなる群から選択された1種以上を含有してもよい。これらの元素はいずれも選択元素であり、鋼の強度を高める。

## 【0039】

Cu: 0.5%以下

銅(Cu)は、選択元素である。Cuは、鋼の焼入れ性を高め、鋼の強度を高める。Cuが少しでも含有されれば、上記効果が得られる。しかしながら、Cu含有量が高すぎれば、鋼の熱間加工性が低下する。さらに、連続鋳造時にスラブの表面が割れやすくなる。したがって、Cu含有量は、0.5%以下である。好ましいCu含有量の下限は、0.05%であり、さらに好ましくは、0.05%よりも高く、さらに好ましくは、0.1%である。好ましいCu含有量の上限は、0.5%未満であり、さらに好ましくは、0.4%であり、さらに好ましくは、0.3%である。

40

## 【0040】

Ni: 0.5%以下

ニッケル(Ni)は、選択元素である。Niは、固溶強化により鋼の強度を高める。Niはさらに、鋼の靱性を高める。Niが少しでも含有されれば、上記効果が得られる。し

50

かしながら、Ni含有量が高すぎれば、鋼の溶接性が低下する。したがって、Ni含有量は、0.5%以下である。好ましいNi含有量の下限は、0.05%であり、さらに好ましくは、0.05%よりも高く、さらに好ましくは、0.1%である。好ましいNi含有量の上限は、0.5%未満であり、さらに好ましくは、0.4%であり、さらに好ましくは、0.3%である。

#### 【0041】

Nb：0.05%以下

ニオブ(Nb)は、選択元素である。Nbは、鋼中で炭化物を形成する。Nb炭化物は、鋼を細粒化して鋼の強度及び靱性を高める。Nbが少しでも含有されれば、上記効果が得られる。しかしながら、Nb含有量が高すぎれば、溶接部の靱性が低下する。したがって、Nb含有量は、0.05%以下である。好ましいNb含有量の下限は、0.005%であり、さらに好ましくは、0.005%よりも高く、さらに好ましくは、0.01%である。好ましいNb含有量の上限は、0.05%未満であり、さらに好ましくは、0.045%であり、さらに好ましくは、0.04%である。

10

#### 【0042】

V：0.10%以下

バナジウム(V)は、鋼中に固溶し、又は、鋼中で炭窒化物を形成して、鋼の強度を高める。Vが少しでも含有されれば、上記効果が得られる。しかしながら、V含有量が多すぎれば、HAZ内でV炭窒化物が粗大化し、HAZ靱性が低下する。したがって、V含有量は、0.10%以下である。好ましいV含有量の下限は、0.005%であり、さらに好ましくは、0.005%よりも高く、さらに好ましくは、0.01%である。好ましいV含有量の上限は、0.10%未満であり、さらに好ましくは、0.08%であり、さらに好ましくは、0.07%である。

20

#### 【0043】

##### [組織]

本実施の形態によるUOE鋼管の組織は、ベイナイト単相である。本明細書において、「ベイナイト単相」とは、グラニュラーベイニティックフェライト、ベイニティックフェライトを含有する。UOE鋼管の組織は、島状マルテンサイト(MA)、マルテンサイト及びパーライトを含んでもよいが、MA、マルテンサイト及びパーライトの合計含有率は面積比率で2%以下である。以降、MA、マルテンサイト及びパーライトを、「硬化組織」という。

30

#### 【0044】

組織は、たとえば、次のミクロ組織観察試験方法で特定される。UOE鋼管の横断面において、外面から肉厚の1/4の深さの部分ナイタル等でエッチングする。エッチングされた肉厚1/4部分内の任意の10~30視野(各視野8~24mm<sup>2</sup>)を観察する。観察には200倍の光学顕微鏡を使用する。エッチングにより、ベイナイト、MA、マルテンサイト、パーライトを認識できる。したがって、各視野のベイナイトの面積比率と、それ以外の組織(硬化組織)との面積比率とを求めることができる。各視野の硬化組織の面積比率を平均化したものを、硬化組織の面積比率(%)と定義する。

#### 【0045】

UOE鋼管の組織はさらに、介在物及び析出物を含有してもよい。ベイナイト単相は、ポリゴナルフェライトを含まない。

40

#### 【0046】

本実施形態のUOE鋼管の組織は上述のとおり、ベイナイト単相であり、MA、マルテンサイト及びパーライトといった硬化組織の面積比率が低い。そのため、UOE鋼管は、高強度を有していても、耐HIC性に優れる。

#### 【0047】

##### [硬さ及び引張強度]

本実施形態によるUOE鋼管において、内外表層の硬さは、HV10で200~255であり、肉厚中心部の硬さは、HV10で200~248である。この肉厚中心部の硬さ

50

の上限が、内外表層部の硬さの上限よりも低く制限されるという条件は、発明者の試行錯誤の検討の結果によって見出された。

【 0 0 4 8 】

内外表層の硬さは、次の方法で測定される。図 2 は、U O E 鋼管の横断面図（つまり、U O E 鋼管の径方向に切断された断面図）である。図 2 を参照して、U O E 鋼管 1 0 0 を肉厚  $t$  方向に 2 0 等分する。U O E 鋼管 1 0 0 の外面 1 0 から、内面 2 0 方向に  $t / 5$  までの範囲を、外表層 O L と定義する。内面 2 0 から、外面 1 0 方向に  $t / 5$  までの範囲を、内表層 I L と定義する。肉厚  $t$  の中心位置 P c を中心として、肉厚  $t$  方向に  $t / 1 0$  の範囲を、肉厚中心部 C N と定義する。

【 0 0 4 9 】

U O E 鋼管の横断面の頂上を原点（0 度）と仮定する。時計回りに 9 0 度の位置（9 0 度位置）と、1 8 0 度の位置（1 8 0 度位置）の外表層 O L、内表層 I L、肉厚中心部 C N を特定する。外表層 O L、内表層 I L 及び肉厚中心部はいずれも母材であり、溶接部ではない。

【 0 0 5 0 】

特定された外表層 O L、内表層 I L において、径方向（肉厚  $t$  方向）に 0 . 5 m m ピッチで J I S Z 2 2 4 4（2 0 0 9）に準拠したビッカース硬さ試験を実施する。試験力は  $1 0 k g f = 9 8 . 0 7 N$  とする。試験力が  $1 0 k g f$  である場合、ビッカース圧子により形成されるくぼみは、複数の結晶粒にまたがる。

【 0 0 5 1 】

内外表層 O L 及び I L において、ビッカース硬さ試験により得られた複数の値のうち、最大値と最小値とを特定し、これらを、内外表層 O L の硬さ（最大値及び最小値）と定義する。

【 0 0 5 2 】

同様に、肉厚中心部において、ビッカース硬さ試験により得られた複数の値のうち、最大値と最小値とを特定し、これらを、肉厚中心部 C N の硬さ（最大値及び最小値）と定義する。

【 0 0 5 3 】

以上の方法で定義された内外表層 O L 及び I L の硬さの最大値は、2 5 5 H V 1 0 以下である。そして、内外表層 O L 及び I L の硬さの最小値は、2 0 0 H V 1 0 以上である。同様に、肉厚中心部の硬さの最大値は、2 4 8 H V 1 0 以下である。そして、肉厚中心部の硬さの最小値は、2 0 0 H V 1 0 以上である。要するに、内外表層 O L 及び I L の硬さは、2 0 0 ~ 2 5 5 H V 1 0 であり、肉厚中心部の硬さは、2 0 0 ~ 2 4 8 H V 1 0 である。

【 0 0 5 4 】

つまり、内外表層と肉厚中心部とで、許容される硬さの上限を相違させる。この理由は、U O E 鋼管の H I C 発生は、鋼中の水素濃度、許容可能な水素濃度と関連する割れ感受性のみならず、加工による硬さ変化による H I C 割れ感受性上昇の相乗効果をも考慮する必要があり、水素濃度の観点から割れ感受性が高い肉厚中心部の硬さを制限するだけでなく、製管時に上昇する内外表層の硬さも制限する必要があるからである。

【 0 0 5 5 】

U O E 鋼管の引張強度 T S は 6 2 5 M P a 以上になるためには、内外表層 O L 及び I L の硬さ、及び、肉厚中心部の硬さが 2 0 0 H V 1 0 以上である必要がある。

【 0 0 5 6 】

[ 製造方法 ]

本実施の形態による U O E 鋼管の製造方法の一例について説明する。上述した化学組成を満たす溶鋼を用いて、連続鋳造法によりスラブを製造する（連続鋳造工程）。製造されたスラブを圧延して U O E 鋼管用の鋼板を製造する（圧延工程）。製造された鋼板を製管して U O E 鋼管を製造する（製管工程）。以下、それぞれの工程について詳細に説明する。

## 【 0 0 5 7 】

## 〔 連続鋳造工程 〕

鋼を精錬して上記化学組成を満たす溶鋼を製造する。製造された溶鋼を用いて連続鋳造法によりスラブを製造する。

## 【 0 0 5 8 】

好ましくは、連続鋳造時の最終凝固位置近傍でスラブを圧下する。さらに、好ましくは、鋳込み巾方向、鋳込み長さ方向で顕著な凝固不均一が発生しないよう適正な水冷条件および鋳込み速度を選択する。この場合、肉厚中心部におけるMn、P、S等の偏析が抑制される。そのため、肉厚中心部の許容水素濃度C<sub>th</sub>を高めることができる。

## 【 0 0 5 9 】

## 〔 圧延工程 〕

圧延工程では、連続鋳造工程で製造されたスラブを加熱炉で加熱する（加熱工程）。加熱されたスラブを圧延機で圧延して鋼板にする（加工工程）。圧延後の鋼板を直ちに冷却する（冷却工程）。冷却後、必要に応じて焼きなましを実施する（焼きなまし工程）。以下に示す加熱工程、加工工程、冷却工程及び焼きなまし工程に基づいて圧延工程を実施すれば、UOE鋼管は、上述の組織、硬さ及び引張強度を有する。

## 【 0 0 6 0 】

## 〔 加熱工程 〕

加熱炉でのスラブの加熱温度は1000～1250にする。加熱温度が高すぎれば、オーステナイト粒が粗大化するため、結晶粒を微細化できない。そのため、耐HIC性が低くなる。一方、加熱温度が低すぎれば、連続鋳造時にスラブ内に生成されるNb炭窒化物を固溶することができず、耐HIC性が低くなる。さらに、圧延中の結晶粒の微細化及び圧延後の析出強化が得られにくくなる。加熱温度を1000～1250にすることで、オーステナイト粒の粗大化を抑制し、かつ、Nbを固溶させることができる。

## 【 0 0 6 1 】

好ましくは、加熱温度T（ ）は、以下の式（1）を満たす。

$$6770 / (2.26 - \log(Nb \times C)) - 73 > T > 6770 / (2.26 - \log(Nb \times C)) - 273 \quad (1)$$

ここで、式（1）中の各元素記号には、各元素の含有量（質量%）が代入される。

## 【 0 0 6 2 】

この場合、鋼中のNbが固溶しやすい。

## 【 0 0 6 3 】

スラブに対してソーキング（均熱）を実施してもよい。この場合、肉厚中心部の偏析が抑制される。好ましい均熱温度は1000～1300であり、均熱時間は20～50時間である。この場合、C、Mn、P、S等の偏析が抑制される。

## 【 0 0 6 4 】

## 〔 加工工程 〕

圧延中の素材表面温度はA<sub>r3</sub>点以上が好ましい。A<sub>r3</sub>点は、以下の式（2）で定義される。

$$A_{r3} = 910 - 310 \times C - 80 \times Mn - 20 \times Cu - 15 \times Cr - 55 \times Ni - 80 \times Mo + 0.35 - (t_0 - 8) \quad (2)$$

ここで、式（2）中の各元素記号には、各元素の含有量（質量%）が代入される。また、記号t<sub>0</sub>には、最終圧延完了後の鋼板の厚さ（mm）が代入される。

## 【 0 0 6 5 】

圧延率（%）は特に限定されない。一般的に圧延率は50%以上である。圧延率は以下の式（3）で定義される。

$$\text{圧延率} = \{ \text{スラブの断面積} ( \text{厚さ} \times \text{幅} ) \} / \{ \text{最終圧延完了後の鋼板の断面積} ( \text{厚さ} \times \text{幅} ) \} \times 100 \quad (3)$$

## 【 0 0 6 6 】

## 〔 冷却工程 〕

10

20

30

40

50

圧延完了後、速やかに鋼板を冷却する。つまり、加速冷却を実施する。冷却開始時の素材表面温度は  $A_{r3}$  点以上が好ましい。素材表面温度が  $A_{r3}$  点未満であれば、フェライトが生成して炭素の排出が開始される。フェライト相から排出された炭素により硬化組織が形成されやすくなるため、耐 H I C 性が低下する。

【 0 0 6 7 】

圧延後の冷却速度は、 $10 \sim 40$  / sec とするのが好ましい。好ましくは、水冷する。冷却速度が遅すぎれば、C 及び P の拡散が助長される。拡散された元素は、粒界又は介在物に偏析する。一方、冷却速度が速すぎれば、焼きが過度に入り、硬化組織が生成されるため、鋼の組織がベイナイト単相になりにくい。

【 0 0 6 8 】

好ましい冷却停止温度は、 $350 \sim 600$  である。つまり、鋼板の表面温度が  $350 \sim 600$  になったとき、上記冷却速度での冷却を停止する。圧延後に上記冷却速度で冷却せずに直ちに放冷する場合、C 及び P の拡散が助長される。

【 0 0 6 9 】

冷却停止温度において、上記冷却速度での冷却を停止した後は、放冷するのが好ましい。放冷時の焼きなまし効果により靱性が向上し、H I C の発生を抑制できるからである。

【 0 0 7 0 】

[ 冷却後の鋼板の引張強度及び焼きなまし工程 ]

冷却後の鋼板の引張強度  $T S 0$  ( M P a ) が、次の式 ( 4 ) を満たすように調整する。

$$T S 0 = 1.11 \times (t / D \times 100)^2 + 4.32 \times (t / D \times 100) + 693 \quad (4)$$

ここで、 $t$  は製造予定の U O E 鋼管の肉厚 ( m m ) であり、 $D$  は、製造予定の U O E 鋼管の直径 ( m m ) である。

【 0 0 7 1 】

図 3 は、上述の化学組成を有する鋼板を用いて U O E 鋼管を製造したときの、鋼板の内外表層の硬さ及び U O E 鋼管の内外表層の硬さの差分値 と、U O E 鋼管の  $t / D$  ( % ) との関係を示す図である。図 3 は、次の方法により得られた。

【 0 0 7 2 】

上述の化学組成を有し、複数の鋼板を、上記製造方法により製造した。製造された鋼板を用いて後述する製管工程により、 $t / D$  の異なる複数の U O E 鋼管を製造した。製管時の拡管率は、 $0.7 \sim 1.2$  % であった。製管前の鋼板、及び、U O E 鋼管において、内外表層部の硬さの最大値を、上述のビッカース硬さ試験に準拠して求めた。そして、次の式 ( 5 ) に基づいて、硬さの差分値 ( H V 1 0 ) を求めた。

$$= \text{U O E 鋼管の内外表層の硬さの最大値} - \text{鋼板の内外表層の硬さの最大値} \quad (5)$$

得られた差分値 を利用して、図 3 を作成した。

【 0 0 7 3 】

図 3 を参照して、 $t / D$  が大きくなるほど、差分値 は大きくなる。より具体的には、 $t / D$  が大きくなるほど、図 3 中の曲線 C 0 に示すとおり、内外表層の硬さは二次関数的に顕著に上昇する。ここで、硬さと引張強度はほぼ正比例する。具体的には、硬さが上昇すれば、引張強度も一次関数的に増大する。以上の知見に基づいて得られた式が式 ( 4 ) である。

【 0 0 7 4 】

本発明で規定している化学組成およびミクロ組織を満たしており、鋼板の引張強度  $T S 0$  が式 ( 4 ) を満たせば、製管後の U O E 鋼管の内外表層の硬さは  $200 \sim 255$  H V 1 0 を満たし、かつ、肉厚中心部の硬さは  $200 \sim 248$  H V 1 0 を満たす。

【 0 0 7 5 】

冷却工程後の鋼板の引張強度  $T S 0$  が式 ( 4 ) を満たさない場合、 $A_{c1}$  点未満で焼きなましを実施して、鋼板の引張強度  $T S 0$  が式 ( 4 ) を満たすようにする。好ましい焼きなまし温度は、 $350 \sim 600$  であり、好ましい焼きなまし時間は、 $30 \sim 90$  分である。なお、冷却後の鋼板の引張強度  $T S 0$  が式 ( 4 ) を満たしていれば、焼きなまし処理

10

20

30

40

50

を実施しなくてもよい。

【 0 0 7 6 】

[ 製管工程 ]

製造された鋼板をCプレス、Uプレス、Oプレス等により成形してオープンパイプにする。続いて、オープンパイプの長手方向の両端面をサブマージアーク溶接法等の溶接法により、溶接鋼管を形成する。製造された溶接鋼管に対して拡管を実施し、UOE鋼管を製造する。

【 実施例 】

【 0 0 7 7 】

表 1 に示す鋼種 A ~ G の溶鋼を連続鋳造してスラブを製造した。

【 0 0 7 8 】

【表 1】

化学組成(単位は質量%、残部はFe及び不純物)

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo	Nb	V	Al	Ca	N	Ti
A	0.041	0.28	1.19	0.006	0.0004	0.45	0.27	0.47	0.25	0.036	0.07	0.05	0.0025	0.0029	0.012
B	0.05	0.29	1.26	0.005	0.0004	0.3	0.36	0.25	0.05	0.032	0.04	0.035	0.0023	0.0037	0.011
C	0.052	0.25	1.5	0.005	0.0004	0.22	0.18	0.43	0.08	0.04	0.044	0.042	0.0022	0.0036	0.012
D	0.054	0.3	1.18	0.006	0.0004	0.45	0.28	0.47	0.41	0.038	0.07	0.041	0.0023	0.0037	0.012
E	0.07	0.2	<b>1.78</b>	<b>0.02</b>	<b>0.03</b>	0.25	0.05	0.23	0.15	0.035	0.035	0.03	0.0005	0.004	0.016
F	0.052	0.27	1.35	0.005	0.0005	-	0.42	-	0.23	-	-	0.034	0.0023	0.0036	0.011
G	0.055	0.23	1.33	0.006	0.0004	-	0.4	-	0.22	0.045	0.045	0.035	0.0024	0.0035	0.012
H	0.07	0.08	1.36	0.009	0.0018	0.27	0.47	0.21	0.17	0.032	0.04	0.026	0.0023	0.0034	0.017

【0079】

表1中の鋼種A～D、F及びGの化学組成は、本発明のUOE鋼管の化学組成の範囲内であった。一方、鋼種EのMn含有量、P含有量及びS含有量は、本発明のMn含有量、P含有量及びS含有量の上限を超えた。

【0080】

10

20

30

40

50

鋼種 A ~ G の複数のスラブを用いて、表 2 に示すマーク 1 ~ 18 の UOE 鋼管を製造した。

【 0 0 8 1 】

【 表 2 】

TABLE2

マーク	鋼種	製造条件			鋼板特性		UOE鋼管特性					ヒッカーズ硬さ(HV10)			HIC試験			
		スラブ加熱温度(°C)	冷却開始温度(°C)	冷却停止温度(°C)	焼戻し	TSO (MPa)	F1	肉厚t (mm)	外径D (mm)	t/D (%)	組織	YS (MPa)	TS (MPa)	内外表層 min		内外表層 max	肉厚中心部 min	肉厚中心部 max
1	A	1180	790	450	無し	673	693.6	19.1	508	3.8	B	599	705	234	242	212	232	割れ無し
2	A	1180	790	450	無し	680	697.2	19.1	914	2.1	B	627	702	227	238	205	225	割れ無し
3	A	1180	790	450	無し	682	697.0	19.1	1219	1.6	B	612	702	224	236	208	229	割れ無し
4	A	1180	790	450	無し	675	696.4	25.4	914	2.8	B	571	688	219	241	215	230	割れ無し
5	A	1180	790	450	無し	664	697.2	25.4	1219	2.1	B	580	690	212	235	204	227	割れ無し
6	B	1180	790	450	無し	641	693.6	19.1	508	3.8	B	564	633	219	219	200	204	割れ無し
7	C	1160	790	450	無し	653	682.7	25.4	457	5.6	B	635	705	232	245	212	224	割れ無し
8	A	1180	790	370	有り	693	686.9	25.4	508	5.0	B	612	712	230	242	235	243	割れ無し
9	C	1160	790	450	有り	662	647.4	39.5	457	8.6	B	591	670	224	247	214	223	割れ無し
10	D	1180	790	450	有り	742	693.6	19.1	508	3.8	B	631	756	228	244	233	240	割れ無し
11	F	1180	790	450	無し	643	695.6	19.1	610	3.1	B	562	653	237	249	203	231	割れ無し
12	G	1180	790	450	無し	656	695.6	19.1	610	3.1	B	571	663	234	253	206	221	割れ無し
13	A	1180	790	370	無し	690	686.9	25.4	508	5.0	B	622	691	240	261	235	243	割れ有り
14	C	1160	790	450	無し	662	647.4	39.5	457	8.6	B	630	691	251	266	214	223	割れ有り
15	D	1180	790	450	無し	732	693.6	19.1	508	3.8	B	631	756	231	257	232	241	割れ有り
16	E	1100	770	480	無し	673	688.4	25.4	533	4.8	B	601	702	208	235	209	254	割れ有り
17	E	1100	770	480	有り	650	688.4	25.4	533	4.8	B	621	682	210	229	215	261	割れ有り
18	H	1160	770	460	無し	676	691.74	22.2	533	4.2	B	642	706	244	252	239	250	割れ有り

【 0 0 8 2 】

10

20

30

40

50

各マークのスラブを、加熱炉で加熱した。加熱温度( )は表2に示すとおりであった。加熱後のスラブを圧延して鋼板を製造した。各鋼板を、圧延直後に水冷した。水冷による冷却速度は、 $10 \sim 40 \text{ / sec}$ の範囲内であった。各マークの鋼板の冷却開始温度( )は、表2に示すとおりであった。さらに、表2に示す冷却停止温度( )で、水冷を停止した。水冷停止後の鋼板を放冷した。

#### 【0083】

放冷後の鋼板の一部から引張試験片を採取して、常温(25 )において引張試験を実施して、引張強度TS0(MPa)を求めた。さらに、次の式(6)に基づいて、F1値を求めた。

$$F1 = -1.11 \times (t/D \times 100)^2 + 4.32 \times (t/D \times 100) + 693 \quad (6) \quad 10$$

要するに、F1値は式(4)の右辺である。

#### 【0084】

マーク8~10及び13~15では、冷却後の鋼板の降伏強度TS0がF1値を超えた。そのため、マーク8~11の鋼板に対して焼きなましを実施した。焼きなまし温度は350~600 の範囲内であり、焼きなまし時間は30~90分であった。表2中のマーク8~10の引張強度TS0(MPa)及びF1値は、焼きなまし後の値である。マーク8~10、17以外の他のマークの鋼板に対しては、焼きなましを実施しなかった。

#### 【0085】

なお、マーク8とマーク13では、焼きなまし実施の有無以外の製造条件及び鋼種は同じであった。同様に、マーク9とマーク14、マーク10とマーク15についても、焼きなまし実施の有無以外の製造条件及び鋼種は同じであった。上述のとおり、マーク13~15に対しては、焼きなましを実施しなかった。

20

#### 【0086】

以上の工程により鋼板を製造後、各マークの鋼板を上述の方法で製管してUOE鋼管を製造した。製造されたUOE鋼管の肉厚t(mm)及び外径D(mm)を測定した。そして、UOE鋼管から引張試験片を採取して、常温(25 )において引張試験を実施し、降伏強度YS(MPa)及び引張強度TS(MPa)を求めた。

#### 【0087】

##### [ミクロ組織観察]

上述のミクロ組織観察試験方法に基づいて、各マークの組織を観察した。硬化組織の面積比率が2%以下である場合、そのマークの組織はベイナイト単相であると判断した。表2に組織観察結果を示す。表2の「組織」欄中の「B」は、対応するマークの組織がベイナイト単相であることを意味する。

30

#### 【0088】

##### [ピッカース硬さ試験]

さらに、上述のピッカース硬さ試験方法に基づいて、各マークのUOE鋼管の内外表層の硬さの最大値及び最小値(HV10)と、肉厚中心部の硬さの最大値及び最小値(HV10)とを求めた。

#### 【0089】

##### [HIC試験]

各マークのUOE鋼管から試験片(厚さ10mm、幅20mm、長さ100mm)を採取した。採取された試験片を用いてHIC試験を行った。HIC試験として、NACE TM-02-84で規定されるNACE試験に供し、試験後の各試験片にHICが発生したか否かを超音波探傷法により判断した。

40

#### 【0090】

##### [試験結果]

表2に試験結果を示す。表2中の「ピッカース硬さ」の「内外表層」の「min」欄には、対応するマークのUOE鋼管の内外表層の硬さの最小値(HV10)が記載されている。「max」欄には、UOE鋼管の内外表層の硬さの最大値(HV10)が記載されて

50

いる。同様に、「ビッカース硬さ」の「肉厚中心部」の「min」欄には、UOE鋼管の肉厚中心部の硬さの最小値(HV10)が記載されており、「max」欄には、肉厚中心部の硬さの最大値が記載されている。

【0091】

さらに、表2中の「HIC試験」欄の「割れ無し」は、対応するマークのUOE鋼管でHICが観測されなかったことを意味する。「割れ有り」はHICが観測されたことを意味する。

【0092】

表2を参照して、マーク1～12の化学組成は、本発明の範囲内であった。さらに、引張強度は625MPa以上であり、API規格のX80グレード以上の強度を有した。さらに、UOE鋼管の内外表層の硬さの最大値及び最小値はいずれも、本発明の範囲内(200～255)であった。肉厚中心部の硬さの最大値及び最小値も、本発明の範囲内(200～248)であった。そのため、マーク1～12のUOE鋼管では、HICが発生しなかった。

10

【0093】

一方、マーク13～15では、化学組成は本発明の範囲内であったものの、鋼板の引張強度TS0が、F1よりも高かった。そのため、UOE鋼管の内外表層の硬さの最大値が、本発明の内外表層の硬さの上限(255)を超えた。そのため、HIC試験において、HICが観察された。

【0094】

マーク16及び17のMn含有量、P含有量及びS含有量はいずれも、本発明の上限を超えた。そのため、UOE鋼管の肉厚中心部の硬さの最大値が本発明の肉厚中心部の硬さの上限(248)を超えた。そのため、HICが観察された。肉厚中心部にMn、P、Sが過剰に偏析したため、肉厚中心部の硬さが過剰に高くなったと考えられる。

20

【0095】

マーク18では、化学組成は本発明の範囲内であったものの、連続鋳造においてスラブへ適切な圧下が付与されず、中心偏析を抑制する制御が十分でなかった。そのため、UOE鋼管の肉厚中心部の硬さの最大値が、本発明の上限(248)を超え、HICが観察された。

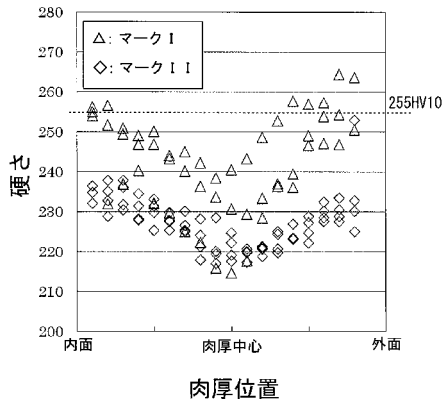
【0096】

以上、本発明の実施の形態を説明したが、上述した実施の形態は本発明を実施するための例示に過ぎない。よって、本発明は上述した実施の形態に限定されることなく、その趣旨を逸脱しない範囲内で上述した実施の形態を適宜変形して実施することが可能である。

30

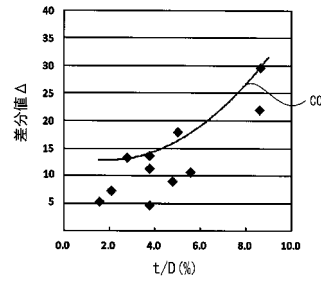
【図1】

FIG. 1



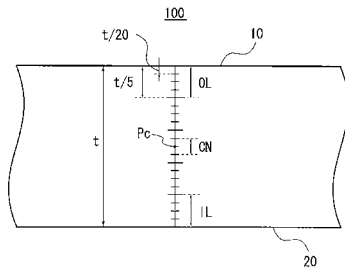
【図3】

FIG. 3



【図2】

FIG. 2



---

フロントページの続き

- (72)発明者 西 勇輝  
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
- (72)発明者 高橋 伸彰  
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

審査官 佐藤 陽一

- (56)参考文献 特開2009-174024(JP,A)  
特開平08-283906(JP,A)  
特開平06-293919(JP,A)  
特開2009-161824(JP,A)  
特開2005-240051(JP,A)

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