

(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  
2012年3月22日(22.03.2012)

(10) 国際公開番号  
WO 2012/036148 A1

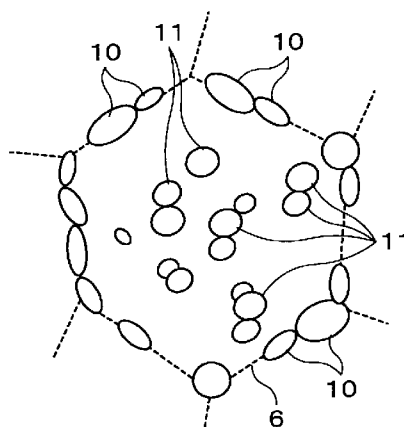
- (51) 国際特許分類:  
C22C 38/14 (2006.01) B23K 9/025 (2006.01)  
C22C 38/58 (2006.01) B23K 9/18 (2006.01)  
C21D 8/02 (2006.01) B23K 35/30 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2011/070846
- (22) 国際出願日: 2011年9月13日(13.09.2011)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:  
特願 2010-205668 2010年9月14日(14.09.2010) JP
- (71) 出願人(米国を除く全ての指定国について): 新日本製鐵株式会社(NIPPON STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1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): 篠原 康浩 (SHINOHARA, Yasuhiro) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 原 卓也(HARA, Takuya) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 萩原康司, 外(HAGIWARA, Yasushi et al.); 〒1600004 東京都新宿区四谷3-1-3 第一富澤ビル はづき国際特許事務所 四谷オフィス 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, 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, 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.

[続葉有]

(54) Title: THICK WELDED STEEL PIPE HAVING EXCELLENT LOW-TEMPERATURE TOUGHNESS, METHOD FOR PRODUCING THICK WELDED STEEL PIPE HAVING EXCELLENT LOW-TEMPERATURE TOUGHNESS, AND STEEL SHEET FOR PRODUCING THICK WELDED STEEL PIPE

(54) 発明の名称: 低温韌性に優れた厚肉溶接鋼管および低温韌性に優れた厚肉溶接鋼管の製造方法、厚肉溶接鋼管製造用鋼板

[図3]



(57) Abstract: The present invention provides a thick welded steel pipe having excellent low-temperature toughness. The Mn and Mo content of this thick welded steel pipe having excellent low-temperature toughness satisfies formula 1 below, and P<sub>cm</sub>, derived according to formula 2 below, is 0.16 to 0.19. The metal structure of the steel sheet base material comprises, in area ratio, 30 to 95% ferrite and a low-temperature transformation structure, in the metal structure of a coarse-grained HAZ, the area ratio of a ferrite grain boundary is at least 1.5%, the total area ratio of the ferrite grain boundary and intragranular ferrite is 25% to 90%, the area ratio of MA is not more than 10%, and the remainder comprises bainite.  $1.2325 \leq (0.85 \times [\text{Mn}] - [\text{Mo}]) \leq 1.5215$  (formula 1)  $P_{cm} = [\text{C}] + [\text{Si}]/30 + ([\text{Mn}] + [\text{Cu}] + [\text{Cr}])/20 + [\text{Ni}]/60 + [\text{Mo}]/15 + [\text{V}]/10$  (formula 2)

(57) 要約:

[続葉有]



WO 2012/036148 A1



(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, 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 (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))
- 補正された請求の範囲及び説明書 (条約第 19 条(1))

本発明は、低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管を提供するものである。本発明の低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管は、Mn及びMoの含有量が下記(式1)を満足し、下記(式2)によって求めるP<sub>cm</sub>が0.16~0.19であり、母材鋼板の金属組織が面積率で30~95%のフェライトと低温変態組織とからなり、粗粒HAZの金属組織において、粒界フェライトの面積率が1.5%以上であり、粒界フェライトと粒内フェライトの全面積率が25%以上90%以下であり、MAの面積率が10%以下であり、残部がベイナイトからなる厚肉溶接鋼管である。1. 2325 ≤ (0.85 × [Mn] - [Mo]) ≤ 1.5215 . . . (式1) P<sub>cm</sub> = [C] + [Si] / 30 + ([Mn] + [Cu] + [Cr]) / 20 + [Ni] / 60 + [Mo] / 15 + [V] / 10 . . . (式2)

## 明 細 書

発明の名称：

低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管および低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管の製造方法、厚肉溶接鋼管製造用鋼板

### 技術分野

[0001] 本発明は、原油及び天然ガス輸送用ラインパイプなどに好適な、低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管に関する。

### 背景技術

[0002] 原油、天然ガスを長距離輸送するパイプラインに使用されるラインパイプ用鋼管は、輸送効率の観点から高強度化又は厚肉化が要求される。鋼の強度を高めるためには、ベイナイトの利用が有効であり、米国石油協会（A P I）規格で X 8 0 以上の高強度溶接鋼管が開発されている。

[0003] ラインパイプ用鋼管の肉厚を厚くする場合、溶接部、特に、溶接の熱影響部（Heat Affected Zone（以下「H A Z」））の靱性の低下が問題になる。厚板を U O 工程で管状に成形し、端部同士を突き合わせてシーム溶接する場合、入熱量の大きいサブマージアーク溶接が採用される。このサブマージアーク溶接では、特に、H A Z の組織の粗大化やマルテンサイトとオーステナイトの混合組織（Martensite-Austenite constituent（以下「M A」））の生成によって、靱性が低下する。

[0004] 特に、内面及び外面からのサブマージアーク溶接によってシーム溶接する場合、先に溶接された溶融線近傍の H A Z が、後からの溶接の入熱によって再加熱される。このように、複数回、サブマージアーク溶接される場合には、粗大化した H A Z の組織が破壊の起点になり、著しく靱性が低下することがある。

[0005] また、X 8 0 以上の高強度溶接鋼管では、強度の向上にベイナイトが利用されるため、母材及び H A Z の靱性の低下が問題になる。このような問題に対して、母材の靱性の向上には、ポリゴナルフェライトを利用する方法が提

案されている。また、HAZの靱性の向上には、粒内変態を利用して組織を微細化する方法が提案されている（例えば、特許文献1～4）。更に、Bの添加により、HAZの靱性を向上させる方法が提案されている（例えば、特許文献5）。

## 先行技術文献

### 特許文献

- [0006] 特許文献1：特開2008-156754号公報
- 特許文献2：特開2008-163455号公報
- 特許文献3：特開2008-163456号公報
- 特許文献4：特開2009-149917号公報
- 特許文献5：PCT国際公開WO-2008/069289A1

## 発明の概要

### 発明が解決しようとする課題

- [0007] X60～70のいわゆる汎用ラインパイプでは、低温靱性の確保が課題になっている。これは、例えば、北極圏などの寒冷地で、油田およびガス田の開発が進められているためである。寒冷地では、気温が-40℃程度にまで低下することがあるため、ラインパイプ用鋼管には、ばらつきを考慮して-60℃での低温靱性が要求される。
- [0008] また、輸送効率の観点からラインパイプ用鋼管を厚肉化すると、シーム溶接の入熱を多くしなければならなくなり、HAZの組織の粗大化やMAの生成によって、低温靱性が低下する。また、ラインパイプ用鋼管を厚肉化するには、母材鋼板の厚みを厚くしなければならないため、母材鋼板を製造する際における熱間圧延後の冷却速度が低下する。したがって、ベイナイトを利用して厚肉溶接鋼管を高強度化するためには、薄肉の高強度鋼管に比べて、多くの合金を添加しなければならなくなる。
- [0009] しかし、合金の添加量を増加させると、HAZでは、破壊の起点となるMAが生成しやすくなる。更に、合金の添加量を増加させると、母材鋼板の強

度が汎用溶接鋼管のレベルであっても、高強度鋼板と同等に焼入れ性が高められるため、HAZの硬さは高強度溶接鋼管と同等になる。したがって、汎用ラインパイプ用鋼管を厚肉化する場合、薄肉の高強度溶接鋼管と比較して、HAZの低温靱性の確保が困難になる。更に、ラインパイプの主要規格では、Bの添加はX100以上可能であると定められており、X60～70のいわゆる汎用ラインパイプでは、Bの添加は認められていない。

[0010] 本発明は、このような実情に鑑みてなされたものであり、肉厚が25～45mmである、低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管及びその製造方法、厚肉溶接鋼管製造用鋼板を提供するものである。なお、本発明の厚肉溶接鋼管においては、周方向を引張方向とする降伏強度が400～635MPaであり、-60℃における溶接熱影響部のシャルピー吸収エネルギーが60J以上であることを目標とする。

#### 課題を解決するための手段

[0011] 本発明者は、薄肉溶接鋼管に比べて合金の添加量の多い厚肉溶接鋼管のHAZの低温靱性を向上させるために、母材鋼板の成分及び溶接条件によってHAZの組織を制御する方法を検討した。その結果、焼入れ性を高める元素のうち、特にMnとMoの含有量を最適化し、溶接の入熱を肉厚に応じて適正化すれば、HAZの低温靱性を確保できるという知見を得た。本発明の要旨は、以下のとおりである。

[0012] (1)

管状に成形された母材鋼板をシーム溶接してなる粗粒HAZを有する肉厚25～45mmの厚肉溶接鋼管であって、

前記母材鋼板が、質量%で、

C : 0.03%～0.085%、

Mn : 1.45%～1.85%、

Ti : 0.005～0.020%、

Nb : 0.005～0.050%、

O : 0.0005～0.005%、

を含み、

Si : 0.15%以下、

Al : 0.015%以下、

P : 0.02%以下、

S : 0.005%以下、

Mo : 0.20%以下、

に制限され、かつMn及びMoの含有量が下記(式1)を満足し、下記(式2)によって求められるPcmが0.16~0.19であり、残部がFe及び不可避免的不純物からなる成分組成を有し、

前記母材鋼板の金属組織が、面積率が30~95%のフェライトと低温変態組織とからなり、

前記粗粒HAZの金属組織において、粒界フェライトの面積率が1.5%以上であり、粒界フェライトと粒内フェライトの全面積率が11%以上90%以下であり、MAの面積率が10%以下であり、残部がベイナイトからなる、低温韌性に優れた厚肉溶接鋼管。

$$[0013] \quad 1.2325 \leq (0.85 \times [\text{Mn}] - [\text{Mo}]) \leq 1.5215 \quad \dots \quad (\text{式} 1)$$

$$P_{cm} = [C] + [Si]/30 + ([Mn] + [Cu] + [Cr])/20 + [Ni]/60 + [Mo]/15 + [V]/10 \quad \dots \quad (\text{式} 2)$$

(式2)において[C]、[Si]、[Mn]、[Cu]、[Cr]、[Ni]、[Mo]、[V]は、それぞれ、C、Si、Mn、Cu、Cr、Ni、Mo、Vの含有量[質量%]である。

[0014] (2)

前記母材鋼板の金属組織のフェライトの粒径が、2~15 $\mu\text{m}$ である、(1)に記載の低温韌性に優れた厚肉溶接鋼管。

[0015] (3)

溶接によるHAZの金属組織のベイナイトが、ラス状ベイナイトと塊状ベイナイトとからなり、前記ラス状ベイナイトの面積率が20%以下である、(1)に記載の低温韌性に優れた厚肉溶接鋼管。

[0016] (4)

前記母材鋼板が、更に、質量%で、

Cu : 0.70%以下、

Ni : 0.70%以下

の一方又は双方を含有する、(1)に記載の低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管。

[0017] (5)

前記母材鋼板が、更に、質量%で、

Cr : 1.00%以下、

V : 0.10%以下、

Zr : 0.050%以下、

Ta : 0.050%以下

のうち1種又は2種以上を含有する、(1)に記載の低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管。

[0018] (6)

前記母材鋼板が、更に、質量%で、

Mg : 0.0100%以下、

Ca : 0.0050%以下、

REM : 0.0050%以下

のうち1種又は2種以上を含有する、(1)に記載の低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管。

[0019] (7)

前記厚肉溶接鋼管の周方向を引張方向とする降伏強度が400~635 MPaであり、-60℃における前記粗粒HAZのシャルピー吸収エネルギーが60J以上である、(1)に記載の低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管。

[0020] (8)

前記厚肉溶接鋼管の溶接金属が、質量%で、

C : 0.04%~0.09%、

Si : 0.01%~0.35%、  
Mn : 1.5%~2.0%、  
Al : 0.002%~0.030%、  
Ti : 0.003%~0.030%、  
O : 0.0005%~0.030%

を含み、

P : 0.02%以下、  
S : 0.005%以下、

に制限され、

更に、質量%で、

Ni : 0.2%~1.0%、  
Cr+Mo+V : 0.2%~1.0%、  
B : 0.0001~0.0050%、

の1種又は2種以上を含有し、残部が鉄及び不可避免的不純物からなる、(1)に記載の低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管。

[0021] (9)

質量%で、

C : 0.03%~0.085%、  
Mn : 1.45%~1.85%、  
Ti : 0.005~0.020%、  
Nb : 0.005~0.050%、  
O : 0.0005~0.005%、

を含み、

Si : 0.15%以下、  
Al : 0.015%以下、  
P : 0.02%以下、  
S : 0.005%以下、  
Mo : 0.20%以下、

に制限され、かつMn及びMoの含有量が下記（式1）を満足し、下記（式2）によって求めるPcmが0.16～0.19であり、残部がFe及び不可避免的不純物からなる成分組成を有する鋼を鑄造し、得られた鋼片を950～1150℃に加熱し、Ar<sub>3</sub>以上の終了温度で熱間圧延を行い、600℃以下まで水冷して得られた母材鋼板を管状に成形し、

前記母材鋼板の端部を突合わせて内面及び外面からのサブマージアーク溶接によってシーム溶接するに際し、前記内面からのサブマージアーク溶接の入熱J<sub>1</sub> [kJ/cm]と、前記外面からのサブマージアーク溶接の入熱J<sub>0</sub> [kJ/cm]と板厚t [mm]とが、下記（式3）及び（式4）の関係を満たすようにしてシーム溶接する、低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管の製造方法。

$$[0022] \quad 1.2325 \leq (0.85 \times [\text{Mn}] - [\text{Mo}]) \leq 1.5215 \quad \dots \quad (\text{式} 1)$$

$$P_{cm} = [C] + [Si]/30 + ([Mn] + [Cu] + [Cr]) / 20 + [Ni]/60 + [Mo]/15 + [V]/10 \quad \dots \quad (\text{式} 2)$$

（式2）において[C]、[Si]、[Mn]、[Cu]、[Cr]、[Ni]、[Mo]、[V]は、それぞれ、C、Si、Mn、Cu、Cr、Ni、Mo、Vの含有量 [質量%] である。

$$-2.3 \leq J_1 - 1.75t \leq 27.8 \quad \dots \quad (\text{式} 3)$$

$$-9.6 \leq J_0 - 2.42t \leq 20.6 \quad \dots \quad (\text{式} 4)$$

[0023] (10)

900℃以下での圧下比を2.0以上として熱間圧延する、（9）に記載の低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管の製造方法。

[0024] (11)

前記母材鋼板を管状に成形する工程が、母材鋼板をC字状、U字状、O字状の順番に成形するUO工程であり、母材鋼板の端部をシーム溶接した後、得られた厚肉溶接鋼管を拡管する工程を備える、（9）に記載の低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管の製造方法。

[0025] (12)

厚肉溶接鋼管の製造に用いられる肉厚 25～45 mm の鋼板であって、  
質量%で、

C : 0.03%～0.085%、

Mn : 1.45%～1.85%、

Ti : 0.005～0.020%、

Nb : 0.005～0.050%、

O : 0.0005～0.005%、

を含み、

Si : 0.15%以下、

Al : 0.015%以下、

P : 0.02%以下、

S : 0.005%以下、

Mo : 0.20%以下、

に制限され、かつ Mn 及び Mo の含有量が下記 (式 1) を満足し、下記 (式 2) によって求められる P<sub>cm</sub> が 0.16～0.19 であり、残部が Fe 及び不可避免的不純物からなる成分組成を有する、厚肉溶接鋼管用鋼板。

$$1.2325 \leq (0.85 \times [\text{Mn}] - [\text{Mo}]) \leq 1.5215 \quad \dots \quad (\text{式 1})$$

$$P_{cm} = [\text{C}] + [\text{Si}]/30 + ([\text{Mn}] + [\text{Cu}] + [\text{Cr}]) / 20 + [\text{Ni}]/60 + [\text{Mo}]/15 + [\text{V}]/10 \quad \dots \quad (\text{式 2})$$

(式 2) において [C]、[Si]、[Mn]、[Cu]、[Cr]、[Ni]、[Mo]、[V] は、それぞれ、C、Si、Mn、Cu、Cr、Ni、Mo、V の含有量 [質量%] である。

[0026] (13)

金属組織のフェライトの粒径が、2～15 μm である、(12) に記載の厚肉溶接鋼管用鋼板。

### 発明の効果

[0027] 本発明によれば、肉厚が 25～45 mm であり、-60℃ という低温で良好な HAZ 靱性を有する厚肉溶接鋼管を提供することができる、本発明は、

産業上の貢献が極めて顕著である。

### 図面の簡単な説明

- [0028] [図1]厚肉溶接鋼管のH A Zの組織を説明するための模式図であり、粗粒H A Zの定義を説明するための図である。
- [図2]厚肉溶接鋼管の粗粒H A Zの組織を説明するための模式図であり、旧オーステナイト粒界近傍のM Aとラス状ベイナイトを説明するための図である。
- [図3]本発明の厚肉溶接鋼管の粗粒H A Zの金属組織を説明するための模式図であり、粗粒H A Zの粒界フェライト及び粒内フェライトを説明するための図である。
- [図4]粗粒H A Zの靱性を評価するVノッチ試験片の採取位置を説明するための図である。
- [図5] $0.85 \times [\text{Mn}] - [\text{Mo}]$ と、 $-60^\circ\text{C}$ における粗粒H A Zのシャルピー吸収エネルギーの関係を示すグラフである。
- [図6]丸棒試験片の採取位置を説明するための図である。
- [図7]本発明例の粗粒H A Zの金属組織を示す写真である。
- [図8]比較例の粗粒H A Zの金属組織を示す写真である。
- [図9]図7の金属組織の模式図である。
- [図10]図8の金属組織の模式図である。

### 発明を実施するための形態

- [0029] 本発明者は、優れた低温靱性を有する厚肉溶接鋼管を得るために、以下に示すように、検討した。本発明者は、まず、厚肉溶接鋼管の溶接の熱影響部(H A Z)の組織について調査を行った。
- [0030] 図1は、厚肉溶接鋼管のH A Zの組織を説明するための模式図であり、粗粒H A Zの定義を説明するための図である。厚肉溶接鋼管は、例えば、C字状、U字状、O字状の順番に成形するU O工程によって管状にされた母材鋼板Aの端部同士をシーム溶接して製造される。図1は、H A Zを含む厚肉溶接鋼管の断面の一部を示している。

[0031] 図1において、符号1は厚肉溶接鋼管の外面溶接金属（溶接金属）、符号2は内面溶接金属（溶接金属）を示し、符号5は母材鋼板AのHAZを示し、符号3は母材鋼板Aと溶接金属1、2との溶融線を示している。溶接金属1、2と、溶接の際に溶融しなかった母材鋼板Aとの境界が溶融線3である。厚肉溶接鋼管の周方向に沿い、溶融線3から母材鋼板Aの内部に向かって所定の距離までの範囲がHAZ5となる。HAZ5において、溶融線3から母材鋼板A側に0.3mmまでの領域が粗粒HAZ4となる。

[0032] 本発明者が検討した結果、溶融線3の近傍のHAZ5では、旧オーステナイト粒が粗大になっていることがわかった。なお、旧オーステナイト粒は、シーム溶接の際に発生したオーステナイト粒が、フェライトと低温変態組織に変わったものである。旧オーステナイト粒の粒径は、シーム溶接の際に発生したオーステナイト粒の粒径に等しい。特に、HAZ5のうち、溶融線3から母材鋼板側に0.3mmまでの領域である粗粒HAZ4では、旧オーステナイト粒の粒径が100 $\mu$ m以上になっており、大きいものでは粒径200～300 $\mu$ mの旧オーステナイト粒も観察された。溶融線3から母材鋼板A側に0.3mmまでのHAZ5（粗粒HAZ4）には旧オーステナイト粒が1～3個含まれる。

[0033] 換言すれば、本発明において、粗粒HAZ4とは、溶接によりオーステナイト温度域まで加熱された結果、旧オーステナイト粒径が100 $\mu$ m以上となっている領域である。本発明者らは、厚肉溶接鋼管のHAZ5から試験片を採取して、-60 $^{\circ}$ Cにおける靱性を評価した結果、粗粒HAZ4で脆性破壊しやすいといった知見を得た。

[0034] 図2は、厚肉溶接鋼管の粗粒HAZ4の組織を説明するための模式図であり、旧オーステナイト粒の粒界近傍のMAとラス状ベイナイトを説明するための図である。図2において、符号6は旧オーステナイト粒界を示し、符号7はラス状ベイナイトを示し、符号8はMAを示している。図2は、粗粒HAZ4において、旧オーステナイト粒界6を挟んで、二つの旧オーステナイト粒G1、G2が接している状態を示している。上述したように、粗粒HA

Z4では、シーム溶接の際に発生したオーステナイト粒が、冷却後に旧オーステナイト粒となる。そして、隣接する旧オーステナイト粒G1、G2同士の間には、旧オーステナイト粒界6が痕跡となって現れる。粗粒HAZ4では、旧オーステナイト粒界6および旧オーステナイト粒の内部に、ラス状ベイナイト7、MA8が生成される。

[0035] 厚肉溶接鋼管では、母材強度と靱性を両立させるために、MnやMoなどの焼入れ性元素が多く添加される。そのため、粗粒HAZ4では、図2に示すように、旧オーステナイト粒界6からラス状ベイナイト7が生成されやすい。

[0036] 図2に示すラス状ベイナイト7は、ラス状のフェライトの間にセメンタイトが生成してなる組織である。溶接後の粗粒熱影響部4の冷却速度が遅い場合、生成したラス状ベイナイト7の間にCが濃縮するため、図2に示すように、マルテンサイトとオーステナイトのMA8が生成される。

[0037] 本発明者は、粗粒熱影響部4のMA8の分布状態と脆性破壊の起点との対応を詳細に調査した。その結果、図2に示すMA8のうち、旧オーステナイト粒界6に隣接するMA9が破壊の起点となることを突き止めた。

[0038] 旧オーステナイト粒界6を挟んで、各旧オーステナイト粒の内部に向かってそれぞれ生成されるラス状ベイナイト7は、互いに結晶方位が大きく異なる。そのため、旧オーステナイト粒界6は大傾角粒界となる。したがって、旧オーステナイト粒界6に隣接するMA9が破壊の起点となりやすいと考えられる。なお、大傾角粒界とは、方位差が $15^\circ$ 以上の粒界と定義され、EBSP解析により判定することができる。

[0039] 一方、旧オーステナイト粒の粒内においてラス状ベイナイト7の間に生成されるMA8は、脆性破壊の起点とならないことがわかった。この理由は、図2に示すように、旧オーステナイト粒の粒内に生成されるMA8同士は、結晶方位がほぼ同じであり、MA8同士の間には存在する粒界が大傾角粒界とならないからと考えられる。

[0040] 本発明者は、さらに検討を重ね、優れた低温靱性を有する厚肉溶接鋼管を

得るためには、粗粒HAZ4の金属組織において、粒界フェライトの面積率が1.5%以上であり、粒界フェライトと粒内フェライトの全面積率が11%以上90%以下であり、MA8の面積率が10%以下であり、残部がベイナイトであることが必要であることを見出した。

[0041] 図3は、本発明の厚肉溶接鋼管の粗粒HAZ4の金属組織を説明するための模式図である。図3に示すように、本発明の厚肉溶接鋼管の粗粒HAZ4には、旧オーステナイト粒界6に生成された粒界フェライト10と、旧オーステナイト粒内に生成された粒内フェライト11とが含まれている。粒界フェライト10は、溶接時の再熱で生成したオーステナイト粒が冷却された際に、旧オーステナイト粒界6の位置に核生成して粒成長したフェライトである。粒内フェライト11は、オーステナイト粒が冷却された際に、旧オーステナイト粒の内部の微細介在物を核として生成したフェライトである。

[0042] 粗粒HAZ4の旧オーステナイト粒界6に生成された粒界フェライト10は、破壊の亀裂伝播の抵抗となる。上述したように、粗粒HAZ4では、旧オーステナイト粒界6から各旧オーステナイト粒G1、G2の内部に向かって、互いに結晶方位が異なった状態で、ラス状ベイナイト7、MA9が生成される。粒界フェライト10が存在することにより、旧オーステナイト粒界6の位置で、このように互いに結晶方位が異なるラス状ベイナイト7、MA9の間に粒界フェライト10が入り込むこととなる。この粒界フェライト10が破壊の亀裂伝播の抵抗となり、粗粒HAZ4の低温靱性が向上する。

[0043] -60℃における粗粒HAZ4の低温靱性を有効に向上させるためには、粒界フェライト10の面積率が1.5%以上であることが必要である。粒界フェライト10の面積率は、図3に示すように、粗粒HAZ4の断面組織において、粒界フェライト10が現れる面積率（旧オーステナイト粒界6に接しているフェライトの面積率）で定義される。粒界フェライト10の面積率が1.5%未満では、粒界フェライト10の破壊伝播抵抗がは十分でなく、1.5%以上が必要である。

[0044] また、旧オーステナイト粒内の酸化物から生成される粗粒HAZ4の粒内

フェライト 11 は微細であり、破壊の亀裂伝播の抵抗となって、脆性破壊抵抗を高め、低温靱性を向上させる。また、粒内フェライト 11 の生成にともない、セメンタイトが析出するため、粗大な MA8 の生成が抑制される。

[0045] 旧オーステナイト粒界 6 における粒界フェライト 10 と粒内フェライト 11 が十分に存在することにより、 $-60^{\circ}\text{C}$  における靱性に優れた厚肉溶接鋼管が得られる。本発明の厚肉溶接鋼管では、 $-60^{\circ}\text{C}$  における靱性を確保するために、粗粒 HAZ4 の金属組織において、粒界フェライト 10 と粒内フェライト 11 の全面積率が 11% 以上であることが必要である。なお、粗粒 HAZ4 の金属組織における粒内フェライト 11 の面積率は 0.5% 以上であることが望ましい。

[0046] 粗粒 HAZ4 の金属組織における粒界フェライト 10 及び粒内フェライト 11 の面積率の増加とともに HAZ5 の低温靱性が改善される。しかし、粒界フェライト 10 及び粒内フェライト 11 の面積率の合計が 90% を超えると、強度が低下する。このため、本発明においては、粗粒 HAZ4 の金属組織における粒界フェライト 10 及び粒内フェライト 11 の面積率の合計の上限を、90% 以下とし、好ましくは 80% 以下とする。

[0047] また、粗粒 HAZ4 の金属組織に含まれるベイナイトは、図 2 に示すラス状ベイナイト 7 と塊状ベイナイト（不図示）とからなる。ラス状ベイナイト 7 は、ラス状のフェライトの間にセメンタイトが生成した組織である。互いに隣接しているラス状ベイナイト 7 同士は同じ結晶方位で生成されるため、粗粒 HAZ4 の金属組織に含まれるラス状ベイナイト 7 は粗大な組織となり、靱性を劣化させる。したがって、本発明においては、粗粒 HAZ4 のラス状ベイナイト 7 の面積率を 20% 以下にすることが好ましい。塊状ベイナイトは、グラニューラーベイナイトとも呼ばれるものであり、塊状のフェライトの間にセメンタイトが生成した組織である。

[0048] また、本発明者は、粗粒 HAZ4 の金属組織を、粒界フェライト 10 及び粒内フェライト 11 が十分に生成され、かつ、MA8 が抑制されたものに制御するため、母材鋼板 A の合金の成分について検討を行った。

- [0049] HAZ5に生成されたベイナイトとMA8は、靱性を低下させる。そのため、母材鋼板Aの合金の成分については、焼入れ性を向上させる元素のうち、含有量の多いMnと、焼入れ性に及ぼす効果が顕著であるMoとに着目して検討を行った。
- [0050] Mnは、母材鋼板の強度を向上させる安価な元素として有用であり、HAZ5のフェライト生成を抑制する効果は比較的小さい。一方、Moは微量で母材強度の向上に有用な元素であるが、HAZ5のフェライト生成を顕著に抑制する。そのため、HAZ5の靱性を確保するためには、含有量を抑制すべきである。
- [0051] 本発明者は、Mn及びMoの含有量を決定するために、Mn及びMoの含有量の異なる複数の板厚25～45mmの母材鋼板を製造した。そして、本発明者は、各母材鋼板を用いて、サブマージアーク溶接して継手を作製し、低温靱性を評価した。サブマージアーク溶接は、表面及び裏面から一層ずつ行った。低温靱性は、JIS Z 2242に準拠して-60℃でシャルピー衝撃試験を行い、Vノッチ試験片のシャルピー吸収エネルギーを測定して、評価した。Vノッチ試験片は、JIS Z 3128に準拠して作成した。
- [0052] 図4は、Vノッチ試験片の採取位置を説明するための図である。図4において、符号1は外面溶接金属（溶接金属）、符号2は内面溶接金属（溶接金属）を示し、符号3は母材鋼板Aと溶接金属1、2との溶融線を示している。図4に示すように、Vノッチ試験片15の長手方向と、母材鋼板Aの幅方向（厚肉溶接鋼管の周方向）が一致している。Vノッチ試験片15の中央が溶融線3の位置となるように、Vノッチ試験片15が切り出されている。これにより、Vノッチ試験片15の中央に形成されるVノッチ16が、溶融線3と交わっている。また、Vノッチ試験片15は、母材鋼板A（厚肉溶接鋼管）の外面側と内面側からそれぞれ2mmの深さにおいて採取されたものである。
- [0053] そして、本発明者は、このVノッチ試験片15を用いたシャルピー衝撃試

験の結果、Mn及びMoの含有量が、下記（式1）を満足する場合に、HAZ5、特に粗粒HAZ4の低温靱性を確保できることを見いだした。

$$1.2325 \leq (0.85 \times [\text{Mn}] - [\text{Mo}]) \leq 1.5215 \quad \dots \quad (\text{式}1)$$

（式1）において[Mn]、[Mo]は、それぞれ、Mn、Moの含有量〔質量%〕である。

[0054]  $(0.85 \times [\text{Mn}] - [\text{Mo}])$  が 1.1 ~ 1.6 である各鋼種で作製した各Vノッチ試験片15を用いて、粗粒HAZ4の低温靱性を調べた。その結果、図5を得た。 $(0.85 \times [\text{Mn}] - [\text{Mo}])$  が（式1）の下限値未満であると、粗粒HAZ4の粒界フェライト10の生成を抑制するMoの影響が大きくなる。一方、 $(0.85 \times [\text{Mn}] - [\text{Mo}])$  が（式1）の上限値を超えると、Mnによる焼入れ性の向上の効果が大きくなる。そのため、 $(0.85 \times [\text{Mn}] - [\text{Mo}])$  が（式1）の範囲外では、粗粒HAZ4に粒界フェライト10が十分に生成しなくなり、 $-60^\circ\text{C}$ における粗粒HAZ4のシャルピー吸収エネルギーが60J未満となって、HAZ5の低温靱性が低下する。

[0055] また、粗粒HAZ4の粒内フェライト11の生成核には、Tiの酸化物が好適である。したがって、本発明では、粗粒HAZ4の金属組織における粒内フェライトの面積率を0.5%以上とするために、母材鋼板Aの合金の成分におけるAlの含有量の上限が0.015%以下に制限されるとともに、0.005~0.02%のTiが含有され、微細なTi酸化物が生成される。

[0056] また、Si及びAlは、MA8の生成を促進する元素である。本発明では、粗粒HAZ4の金属組織におけるMA8の面積率を10%以下にするために、母材鋼板Aの合金の成分におけるAlの含有量の上限が0.015%以下に制限されるとともに、Siの含有量が0.15%以下に制限される。

[0057] また、母材鋼板Aの下記（式2）によって求めるPcmが0.19を超えると、粗粒HAZ4に粒内フェライト11が十分に生成されず、粗粒HAZ4の低温靱性が不十分となる。Pcmは、一般には、溶接性の指標であるが、焼入れ性に影響を及ぼす合金成分の関係式であり、厚肉溶接鋼管の金属組

織にも影響する。焼入れ性が増加すると、粗粒HAZ4のラス状ベイナイト8が生成されやすくなる。Pcmが0.19を超えると、粗粒HAZ4の金属組織におけるラス状ベイナイト4の面積率が20%以下にならなくなる場合があるため、好ましくない。

$$[0058] \quad P_{cm} = [C] + [Si]/30 + ([Mn] + [Cu] + [Cr]) / 20 + [Ni]/60 + [Mo]/15 + [V] / 10 \quad \dots \text{(式2)}$$

(式2)において[C]、[Si]、[Mn]、[Cu]、[Cr]、[Ni]、[Mo]、[V]は、それぞれ、C、Si、Mn、Cu、Cr、Ni、Mo、Vの含有量[質量%]である。

[0059] なお、含有量が制限されるMo、選択的に含有されるSi、Ni、Cu、Cr、Vについては、意図的に含有しない場合、上記(式1)、(式2)において0として計算する。

[0060] 「母材鋼板の金属組織」

次に、本発明の厚肉溶接鋼管の母材鋼板の金属組織について説明する。肉厚が25～45mmである本発明の厚肉溶接鋼管の強度が、API規格でX60グレード以上となるには、母材鋼板の金属組織に低温変態組織を生成させることが必要である。低温変態組織は、一般に、マルテンサイト、ベイナイト、MAの総称である。ただし、本発明の母材鋼板では、熱間圧延後の冷却速度が遅いため、マルテンサイトが生成し難く、低温変態組織が、ベイナイト、MAの一方又は双方になることが多い。一方、母材鋼板の金属組織が低温変態組織のみ、例えば、ベイナイト単相になると、斜行破面が形成され、靱性が劣化するため、母材鋼板の金属組織にフェライトを生成させることが必要である。

[0061] 本発明では、-60℃で靱性を確保するために、母材鋼板の金属組織は、面積率で30～95%のフェライトと、低温変態組織とからなる。フェライトの面積率は、靱性を向上させるために30%以上とし、強度を確保するために95%以下とする。フェライトの残部は低温変態組織であり、このうちMAは、靱性に悪影響を及ぼす組織ではあるため、面積率で10%以下にす

ることが好ましい。ただし、母材鋼板の結晶粒はHAZに比べると微細であるため、MAの悪影響が問題にならないことが多い。厚肉溶接鋼管の母材鋼板の金属組織は、フェライトの面積率が50%以上、ベイナイトの面積率が50%以下であれば、強度と靱性とのバランスが更に良好となる。

[0062] 母材鋼板の金属組織に含まれるフェライトの粒径が粗大であると、セパレーションが顕著となって母材鋼板の靱性が劣化することがある。したがって、 $-60^{\circ}\text{C}$ における靱性を確保するためには、母材鋼板のフェライトの粒径を $15\mu\text{m}$ 以下にすることが好ましい。低温靱性を向上させるためには、母材鋼板のフェライトの粒径を微細化することが望ましい。しかし、本発明の厚肉溶接鋼管は、肉厚が $25\text{mm}$ 以上である。板厚が $25\text{mm}$ 以上である鋼板では、熱間圧延の圧下比や冷却速度に限界がある。したがって、製造コストの観点から、母材鋼板のフェライトの粒径の下限は $2\mu\text{m}$ 以上が好ましい。

[0063] 「母材鋼板の成分」

次に、本発明の厚肉溶接鋼管の母材鋼板の成分について説明する。なお、成分についての%の表記は、特に断りがない場合は質量%を意味する。

[0064] 母材鋼板の金属組織は、焼入れ性との相関が強く、本発明では、C、Si、Mn、Cu、Cr、Ni、Mo、Vの含有量〔質量%〕から上記(式2)によって求める $P_{cm}$ で評価する。本発明では、母材鋼板及び厚肉溶接鋼管のHAZの強度と低温靱性を両立させ、X60グレード以上を満足するために、母材鋼板の合金の成分において $P_{cm}$ は $0.16\sim 0.19$ とされる。

[0065] Cは、鋼の強度を向上させる元素である。本発明では、Cの含有量を制限し、フェライトとベイナイトの混合組織にすることで、母材鋼板の強度と靱性が両立される。C含有量が $0.03\%$ 未満であると強度が不十分となる。C含有量が $0.085\%$ を超えると靱性が劣化する。そのため本発明では最適なC量は、 $0.03\sim 0.085\%$ の範囲にされる。

[0066] Siは脱酸元素であるが、HAZでMA生成を助長させる元素である。Si含有量が $0.15\%$ を超えるとMAの生成が顕著となり靱性が劣化する。

そのため本発明では、Si含有量は0.15%以下にされる。MAの生成を抑制するためには、Si含有量は0.10%以下が好ましい。

[0067] Mnは、脱酸剤として使用され、母材鋼板の強度と靱性の確保に必要である。ベイナイトの生成を促進し、強度を得るためには、1.45%以上のMnを含有させることが必要である。好ましくは、1.50%以上のMnを含有させる。一方、粗粒HAZの粒界フェライトを生成させるため、本発明では、Mnの含有量の上限は1.85%以下にされる。好ましくは、Mn量は1.80%以下である。

[0068] Pは、不純物元素であり、0.02%超を含有すると母材鋼板の靱性が劣化する。したがって、Pの含有量の上限は0.02%以下である。

[0069] Sは、不純物元素であり、0.005%超を含有すると粗大な硫化物を生成して、母材鋼板の靱性を劣化させる。したがって、Sの含有量の上限は0.005%以下である。

[0070] Alは、脱酸剤として使用されるが、本発明では、粒内フェライトの生成核としてTi酸化物を利用するため、Alの含有量の上限は0.015%以下に制限される。また、Alは、粗粒HAZのMAの生成を助長させるため、Al含有量の上限は0.010%以下に制限されることが好ましい。

[0071] Tiは、粒内変態の生成核として有効に作用するTiの酸化物を微細に分散させるため、重要な元素である。その効果を発揮させるために、本発明では、Tiの含有量は0.005%以上にする。しかし、Ti量が0.020%を超えると、粗大なTiの炭窒化物が生成され、靱性が損なわれる。したがって、Tiの含有量の上限は0.020%以下とする。Ti量の好ましい上限は、0.015%以下である。

[0072] Nbは、母材鋼板の組織を細粒化させるとともに、微細な炭窒化物を生成させるため、強度と靱性を確保するために重要な元素である。その効果を発揮させるには、0.005%以上のNbが含有される必要がある。しかし、Nbの含有量が0.050%を超えると粗大な炭窒化物が生成し、靱性が劣化する。したがって、Nbの含有量の上限は0.050%以下とする。Nb

は、鋼の焼入れ性を高める元素であり、粗粒HAZの粒界フェライトの生成を促進するためには、Nbの含有量の上限が0.025%以下にされることが好ましい。

[0073] Moは、焼入れ性を向上させる元素であり、特に肉厚の厚い母材鋼板の強度と靱性の両立には有効である。しかし、本発明では、粗粒HAZに粒界フェライトを生成させるため、Moの含有量の上限は0.20%以下に制限される。また、粗粒HAZのMAの生成を抑制するためには、Moの含有量は0.15%以下にすることが好ましい。

[0074] O（酸素）は、鋼中に不可避免的に含有される元素である。本発明においては、粒内フェライトの生成に寄与する微細なTi酸化物を生成させるために、母材鋼板のO含有量を0.0005~0.005%とする。すなわち、O含有量が0.0005%未満では十分な個数のTi酸化物が生成されず、0.005%超では粗大なTi酸化物が生成して靱性が劣化する。なお、母材鋼板のO含有量は、酸化物が生成する鑄造時に鋼中に残存する酸素量と同等である。

[0075] 更に、強度と靱性を向上させる元素として母材鋼板に、Cu、Ni、Cr、V、Zr、Taのうち、1種又は2種以上を含有しても良い。またこれらの元素は、含有量が好ましい下限未満の場合は、特に悪影響を及ぼすことはない。

[0076] Cu及びNiは、靱性を損なうことなく強度を上昇させる有効な元素であり、その効果を得るためには、Cu及びNiの含有量の下限は0.05%以上とすることが好ましい。一方、Cu及びNiの含有量の上限は、鋼片加熱時及び溶接時の割れを抑制するため、0.70%以下とすることが好ましい。

[0077] Cr、V、Zr、Taは、炭化物、窒化物を生成し、析出強化によって鋼の強度を向上させる元素であり、1種又は2種以上を含有させても良い。強度を効果的に上昇させるためには、Cr含有量の下限は0.02%以上、V含有量の下限は0.01%以上、Zr含有量及びTa含有量の下限は、共に

0.0001%以上とすることが好ましい。一方、Crを過剰添加すると、焼入れ性の向上により強度が上昇し、靱性を損なうことがあるため、Crの含有量の上限は1.00%以下とすることが好ましい。また、V、Zr、Taが過剰添加されると、炭化物及び窒化物が粗大化し、靱性が損なわれることがあるため、V含有量の上限は0.10%以下、Zr含有量、Ta含有量の上限は共に0.050%以下とすることが好ましい。

[0078] 更に、介在物の形態を制御して、靱性の向上を図るため、Mg、Ca、REMのうち1種又は2種以上が母材鋼板に含有されてもよい。また、これらの元素も、含有量が好ましい下限未満の場合は、特に悪影響を及ぼすことはない。

[0079] Mgは、酸化物の微細化、硫化物の形態制御に効果を発現する元素である。特に、微細なMgの酸化物は粒内変態の生成核として作用し、また、ピンング粒子として粒径の粗大化を抑制する効果を発現する。これらの効果を得るために、Mgが0.0001%以上含有されることが好ましい。一方、0.0100%を超える量のMgを含有すると、粗大な酸化物が生成して、母材鋼板及び鋼管のHAZ靱性が劣化されるので、Mg量の含有量の上限は0.0100%以下とすることが好ましい。

[0080] Ca及びREMは、硫化物の形態制御に有用であり、硫化物を生成して圧延方向に伸長したMnSの生成を抑制し、母材鋼板の板厚方向の特性、特に耐ラメラテアー性を改善する元素である。この効果を得るためには、Ca含有量、REM含有量の下限は、共に0.0001%以上とすることが好ましい。一方、Ca含有量、REM含有量が、0.0050%を超えると、粗大な酸化物が増加して靱性を劣化されるので、Ca含有量およびREM含有量の上限は0.0050%以下とすることが好ましい。

[0081] また、本発明の厚肉溶接鋼管の母材鋼板の肉厚は25mm以上である。ラインパイプとして使用する際に、内圧による破壊を防止するためには、母材鋼板の肉厚を30mm以上とすることが好ましい。一方、母材鋼板の肉厚は、45mmを超えると、強度を向上させるために多くの合金の添加が必要に

なり、また、溶接の入熱が大きくなることから、強度及び低温靱性の確保が難しくなる。したがって、本発明の厚肉溶接鋼管の母材鋼板の肉厚の上限は45mm以下とする。

[0082] 本発明は、いわゆる汎用ラインパイプであるX60~70の溶接鋼管を対象としており、周方向に対応する引張方向の降伏強度は635MPa以下であることが好ましい。ラインパイプの内圧を高めるためには、溶接鋼管の周方向に対応する引張方向の降伏強度を400MPa以上にすることが好ましい。なお、通常、鋼管の周方向に対応する方向とは、母材鋼板の板幅方向である。また、本発明の厚肉溶接鋼管は、寒冷地での使用が想定されており、-60℃におけるHAZのシャルピー吸収エネルギーが40J以上、更には80J以上であることが好ましい。

[0083] 「溶接金属の成分組成」

更に溶接金属の成分組成について述べる。

Cは、溶接金属の強度向上に極めて有効な元素であり、0.04%以上を含有することが好ましい。しかし、C含有量が多すぎると溶接低温割れが発生し易くなり、特に、現地溶接部とシーム溶接が交わるいわゆるTクロス部のHAZが硬化して靱性を損なうことがある。そのため、溶接金属のC含有量の上限は0.09%以下とすることが好ましい。

[0084] Siは、溶接欠陥であるブローホールの発生を防止するため、0.01%以上含有することが好ましい。一方、Siが過剰に添加されると溶接金属の低温靱性が低下するため、Si含有量の上限は0.35%以下とすることが好ましい。特に複数回の溶接を行う場合には、再熱された溶接金属の低温靱性が著しく劣化することがあるため、Si含有量の上限は0.30%以下とすることが更に好ましい。

[0085] Mnは、溶接金属の強度と靱性のバランスを確保するために有効な元素であり、Mn含有量の下限は1.5%以上とすることが好ましい。しかし、Mnが多量に含有されると偏析が助長され、溶接金属の低温靱性が損なわれ、溶接に使用する溶接ワイヤーの製造も困難になるので、Mn含有量の上限は

2. 0%以下とすることが好ましい。

[0086] Alは、溶接ワイヤーの製造の際に、精錬及び凝固を良好に行わせるために添加される元素である。微細なTi系の酸化物を活用して溶接金属の粒径の粗大化を抑制するためには、溶接金属のAl含有量は0.002%以上とすることが好ましい。しかし、Alは、MAの生成を助長する元素であるため、溶接金属のAl含有量の好ましい上限は、0.030%以下である。

[0087] Tiは、粒内変態の生成核となる微細な酸化物を生じて、溶接金属の粒径の微細化に寄与する。Tiは、0.003%以上含有させることが好ましい。一方、Tiが多量に含有されるとTiの炭化物が多く生成し、低温靱性が劣化されることがあるので含有量の上限は0.030%とすることが好ましい。

[0088] Oは、不純物であり、溶接金属に最終的に残存する酸素量は、0.0005%以上であることが多い。しかし、Oが、0.030%を超えて溶接金属に残存した場合、粗大な酸化物が生成され、溶接金属の靱性が低下することがある。したがって、溶接金属のO含有量の上限は0.030%以下とすることが好ましい。通常、溶接金属のO含有量は、サブマージアーク溶接に使用するフラックスによって調整される。

[0089] P及びSは不純物であり、溶接金属の低温靱性の劣化、低温割れ感受性の低減のためには、P含有量の上限は0.02%以下、S含有量の上限は0.005%以下とすることが好ましい。なお、低温靱性の観点から、P含有量の更に好ましい上限は0.01%以下である。

[0090] 溶接金属は、更に、選択的に、Ni、Cr、Mo、Vの1種又は2種以上を含有することが好ましい。

[0091] Niは、溶接金属の焼入れ性を高めて強度を確保し、更に、低温靱性を向上させる元素である。効果を得るためには、0.2%以上のNiが含有されることが好ましい。一方、Niの含有量が多すぎると高温割れを生じることがあるため、Ni量の上限は1.0%以下とすることが好ましい。

[0092] Cr、Mo、Vは、何れも焼入れ性を高める元素であり、溶接金属の高強

度のために、これらのうち、1種又は2種以上が合計で0.2%以上含有されることが好ましい。一方、Cr、Mo、Vを過剰に含有すると、溶接金属の焼入れ性が高くなりすぎて、低温靱性が損なわれることがある。したがって、Cr、Mo、Vの1種又は2種以上の合計の含有量の上限は1.0%以下にすることが好ましい。

[0093] 溶接金属は、更に焼入れ性を高めるために、Bが含有されても良い。Bは、溶接金属の焼入れ性を顕著に高める元素であり、強度を確保するには、0.0001%以上を含有することが好ましい。一方、Bを過剰に含有すると、溶接金属の靱性が損なわれることがあるので、B含有量の上限は0.0050%以下とすることが好ましい。

[0094] 溶接金属は、母材鋼板からの希釈によって、上記以外の元素、例えば、母材鋼板の必須元素であるNb、選択的に母材に添加されるCu、Zr、Ta、Mg、Ca、REMなどを含有することがある。また、溶接金属は、溶接ワイヤーの精錬や凝固を良好に行わせるために必要に応じて添加させた、Zr、Nb、Mg等の元素を含有する場合がある。これらは、不可避免的に含有される不純物である。

[0095] 「厚肉溶接鋼管の製造方法」

次に、本発明の厚肉溶接鋼管の製造方法について説明する。まず、母材鋼板の製造方法について説明する。

[0096] 上述の母材鋼板の成分に調整した鋼が溶製された後、鑄造して鋼片とされる。鑄造は常法で行えば良いが、生産性の観点から連続鑄造が好ましい。鋼片は熱間圧延のために加熱される。

[0097] 熱間圧延では、鋼の組織がオーステナイトとなる温度域に鋼片が加熱される。本発明における母材鋼板の化学成分では、鋼の組織がオーステナイトとなる $A_{c3}$ が950°Cを超えることはないため、熱間圧延の加熱温度は950°C以上とする。鋼片の加熱温度の上限は、母材鋼板の結晶粒を微細化するために、1150°C以下とする。また、熱間圧延後のフェライト変態を促進させるためには、低い温度で熱間圧延が行われ、蓄積される歪み量が多くされ

ることが好ましい。したがって、熱間圧延の加熱温度を低下させることが好ましく、 $1100^{\circ}\text{C}$ 以下が更に好ましい鋼片の加熱温度の上限である。

- [0098] 熱間圧延は、加熱炉から鋼片が抽出された後、直ちに開始されても良い。したがって圧延開始温度は特に規定されない。
- [0099] 熱間圧延の終了温度は、鋼の組織がオーステナイト単相になる温度以上で熱間圧延を行うことから、 $A_{r3}$ 以上とする。 $A_{r3}$ 未満の終了温度で熱間圧延が行われると、加工を受けたフェライトが生成して靱性が低下したり、特定の方位が集積した集合組織が形成されて、母材鋼板の材質の異方性が顕著になることがある。
- [0100] 母材鋼板の結晶粒を微細化する観点から、再結晶が促進される温度域（再結晶温度域）である $900^{\circ}\text{C}$ 超での熱間圧延の圧下比が $2.0$ 以上とされることが好ましい。再結晶温度域での圧下比は、鋼片の厚みと、 $900^{\circ}\text{C}$ 超における最終の圧延後の板厚との比である。
- [0101] 熱間圧延が行われる際に、低い温度での圧下比を高めると、結晶粒を微細にすることができる。特に、 $900^{\circ}\text{C}$ 以下は、再結晶が抑制される温度域（未再結晶域）であり、水冷後、フェライト変態を促進するために、 $900^{\circ}\text{C}$ 以下の熱間圧延での圧下比を高めることが好ましい。母材鋼板のフェライトの粒径を $15\mu\text{m}$ 以下にするためには、熱間圧延の $900^{\circ}\text{C}$ 以下での圧下比を $2.5$ 以上にすることが好ましい。更にフェライトの粒径を微細化するには、熱間圧延の $900^{\circ}\text{C}$ 以下での圧下比を $3.0$ 以上にすることが好ましい。 $900^{\circ}\text{C}$ 以下での圧下比とは、 $900^{\circ}\text{C}$ 以下での圧延開始前の板厚を、熱間圧延終了後の板厚で除した比である。
- [0102] なお、 $900^{\circ}\text{C}$ 超における最終の圧延後の板厚と、 $900^{\circ}\text{C}$ 以下の圧延を開始する前の板厚とは、結局、同じ数値になる。また、熱間圧延の未再結晶域及び再結晶域での圧下比の上限は規定されないが、圧延前の鋼片の板厚と圧延後の鋼板の板厚を考慮すると、通常、 $12.0$ 以下である。
- [0103] 熱間圧延が終了した後、母材鋼板の組織をフェライトとベイナイトとが混合した組織とするため、水冷が実施される。水冷の停止温度が高すぎると、

パーライトが生成するため、水冷の停止温度を600℃以下とする。水冷停止温度の下限は規定せず、室温まで冷却しても良いが、水素性欠陥を考慮すると、150℃以上とすることが好ましい。

[0104] このようにして得られた母材鋼板が管状に成形され、管状の母材鋼板の端部（シーム）が突合わされ、内面及び外面からのサブマージアーク溶接によってシーム溶接され、厚肉溶接鋼管が形成される。本発明においては、母材鋼板がC字状、U字状、O字状の順番にプレス成形（UO工程）され、母材鋼板の端部が突き合わされてサブマージアーク溶接によってシーム溶接された後、得られた厚肉溶接鋼管をエキスパンダーなどを用いて拡管するUOE工程であることが好ましい。

[0105] 本発明の厚肉溶接鋼管の製造方法では、母材鋼板の端部を突合わせてサブマージアーク溶接する工程は、母材鋼板の端部を突き合わせて内面からサブマージアーク溶接を行った後、外面からサブマージアーク溶接を行う工程であることが好ましい。

[0106] サブマージアーク溶接の入熱は、粗粒HAZの組織に多大な影響を及ぼす。また、本発明では、通常よりも溶接後の冷却速度が遅くされるために、意図的にサブマージアーク溶接の入熱が高めにされる。

[0107] 本発明者は、溶接後の粗粒HAZの冷却速度が、粗粒HAZにおける旧オーステナイト粒界へのフェライト及びMAの生成に影響を及ぼすという観点から、サブマージアーク溶接の入熱と母材鋼板の肉厚との関係を検討した。本発明者は、板厚が25～40mmの母材鋼板を用いて、サブマージアーク溶接を表面及び裏面から一層ずつ行い、複数の継手を作製した。そして、本発明者は、複数の継手について粗粒HAZの組織を観察し、サブマージアーク溶接の入熱および母材鋼板の板厚と、粗粒HAZの組織との関係を調べた。

[0108] 本発明者は、先に溶接する側の入熱を内面溶接入熱 $J_i$  [J/cm]とし、後から溶接する側の入熱を外面溶接入熱 $J_o$  [J/cm]とし、板厚 $t$ との関係を整理して、粗粒HAZの組織に及ぼす影響を評価した。その結果、本発

明者は、粗粒HAZの粒界フェライトを確保し、MAの生成を抑制するためには、下記(式3)及び(式4)の関係を満足することが必要であるという知見を得た。

[0109]  $-2.3 \leq J_1 - 1.75t \leq 27.8 \dots$  (式3)

$-9.6 \leq J_0 - 2.42t \leq 20.6 \dots$  (式4)

上記(式3)及び(式4)が、粗粒HAZの組織の制御のために必要である理由は、次のとおりであると考えられる。

[0110] ( $J_1 - 1.75t$ ) および/または ( $J_0 - 2.42t$ ) が小さくなると溶接後の冷却速度が速くなる。 $(J_1 - 1.75t)$  および/または ( $J_0 - 2.42t$ ) が上記範囲未満であると、粒界フェライトを確保することができない。一方、 $(J_1 - 1.75t)$  および/または ( $J_0 - 2.42t$ ) が大きくなると溶接後の冷却速度が遅くなる。 $(J_1 - 1.75t)$  および/または ( $J_0 - 2.42t$ ) が上記範囲を超えると、MAが生成しやすくなり、MAの生成を抑制することができなくなる。

[0111] ( $J_1 - 1.75t$ ) が上記(式3)の範囲内であって ( $J_0 - 2.42t$ ) が上記(式4)の範囲内であると、粗粒HAZの金属組織の粒界フェライト及び粒内フェライトが確保されるとともに、MAの生成が抑制される。

[0112] すなわち、粗粒HAZの金属組織において面積率0.1%以上の粒界フェライトを確保するためには、 $(J_1 - 1.75t)$  を-2.3以上とし、 $(J_0 - 2.42t)$  を-9.6以上とする必要がある。また、粗粒HAZの金属組織においてMAの面積率を10%以下にするには、 $(J_1 - 1.75t)$  を27.8以下、 $(J_0 - 2.42t)$  を20.6以下とする必要がある。

[0113] また、溶接ワイヤーは、母材鋼板による成分の希釈を考慮して、溶接金属の成分組成を上述した範囲とするために、以下の成分とすることが好ましい。

即ち、質量%で、C: 0.01~0.12%、Si: 0.05~0.5%、Mn: 1.0~2.5%、Ni: 2.0~8.5%を含有し、更に、Al: 0.1%以下、Ti: 0.05%以下を含有し、残部がFe及び不可避免的

不純物からなる成分組成である。さらに、溶接ワイヤーは、B : 0.001 ~ 0.005% を含んでも良く、Cr、Mo、Vの1種もしくは2種以上を  $Cr + Mo + V : 1.0 \sim 5.0\%$  の範囲で含有しても良い。

- [0114] また、本発明においては、厚肉溶接鋼管の真円度を向上させるために、シーム溶接した後に得られた厚肉溶接鋼管は拡管されることが好ましい。厚肉溶接鋼管の真円度を拡管によって高める場合、塑性域まで変形させることが必要であるため、拡管率を0.7%以上とすることが好ましい。拡管率は、拡管後の厚肉溶接鋼管の外周長と拡管前の厚肉溶接鋼管の外周長の差を、拡管前の厚肉溶接鋼管の外周長で除した値を百分率で表したものである。拡管率が2%超になると、母材鋼板も溶接金属も塑性変形により、靱性が劣化する。したがって、拡管率は0.7~2.0%とすることが好ましい。

### 実施例

- [0115] 以下、本発明の効果を実施例により具体的に説明する。

表1の化学成分を有する鋼種A~Rの鋼を鑄造し、240mmの厚みを有する鋼片とした。鋼種A~Mは本発明例であり、鋼種N~Rは、比較例である。なお、表1中、(式1)は、 $0.85 \times [Mn] - [Mo]$  ([Mn]、[Mo]は、Mn、Moの含有量 [質量%]) である。空欄は、元素を意図的に添加しないことを意味する。下線は、本発明の範囲外であることを意味する。

- [0116]

[表1]

鋼種	成分(質量%)														式1	Pcm	備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb	Mo	O	Cu	Ni	Cr, V, Zr, Ta	その他			
A	0.051	0.06	1.82	0.009	0.0020	0.005	0.012	0.012	0.14	0.0040	0.27	0.27		Mg:0.0022	1.4070	0.171	発 明 例
B	0.061	0.05	1.64	0.007	0.0020	0.009	0.010	0.010		0.0035	0.26	0.26	Cr:0.23		1.3940	0.174	
C	0.032	0.07	1.84	0.007	0.0018	0.015	0.007	0.038	0.20	0.0048			Cr:0.28, V:0.070	Ca:0.0006, REM:0.0010	1.3640	0.161	
D	0.048	0.06	1.78	0.008	0.0011	0.011	0.014	0.022		0.0012	0.10	0.10	Cr:0.30, Ta:0.0003		1.5130	0.161	
E	0.061	0.04	1.65	0.012	0.0032	0.006	0.019	0.048		0.0018	0.50	0.50		Mg:0.0016	1.4025	0.178	
F	0.084	0.05	1.46	0.018	0.0020	0.003	0.012	0.016		0.0031	0.25	0.25	Cr:0.22		1.2410	0.186	
G	0.063	0.06	1.84	0.009	0.0035	0.005	0.011	0.012	0.06	0.0029					1.5040	0.161	
H	0.055	0.06	1.75	0.009	0.0012	0.006	0.015	0.021		0.0024	0.20	0.20	V:0.30, Zr:0.040		1.4875	0.161	
I	0.058	0.08	1.75	0.008	0.0005	0.006	0.009	0.006	0.12	0.0036		0.20		Ca:0.0010, REM:0.0008	1.3675	0.160	
J	0.050	0.06	1.68	0.010	0.0022	0.006	0.012	0.013		0.0035	0.40	0.25			1.4280	0.160	
K	0.061	0.05	1.65	0.008	0.0013	0.008	0.011	0.012	0.08	0.0035			Cr:0.3		1.3225	0.166	
L	0.066	0.06	1.83	0.009	0.0020	0.004	0.011	0.013	0.17	0.0038				Mg:0.0021	1.3855	0.171	
M	0.071	0.09	1.52	0.007	0.0048	0.002	0.012	0.021		0.0032	0.25	0.25	Cr:0.20		1.2920	0.177	
N	0.060	0.18	1.78	0.009	0.0018	0.013	0.014	0.030	0.18	0.0026		0.18		Ca:0.0006, REM:0.0010	1.3330	0.170	
O	0.085	0.06	1.55	0.010	0.0020	0.015	0.013	0.020		0.0027	0.60	0.21	Zr:0.001		1.3175	0.198	
P	0.072	0.06	1.84	0.010	0.0018	0.007	0.012	0.040	0.01	0.0038		0.60		REM:0.0010	1.5540	0.177	
Q	0.061	0.08	1.67	0.010	0.0025	0.005	0.010	0.007	0.20	0.0035					1.2195	0.165	
R	0.051	0.08	1.84	0.018	0.0048	0.017	0.010	0.015	0.09	0.0045			Cr:0.60		1.4740	0.187	

比  
較  
例

[0117] これらの鋼片を用いて、表2に示した熱間圧延の加熱温度に加熱し、表2に示した900℃以下での熱間圧延の圧下比で、 $A r_3$ 以上の終了温度で熱間圧延を行った。熱間圧延終了直後の温度以下750℃以上の開始温度で水冷を開始し、表2に示す水冷停止温度まで水冷し、母材鋼板を得た。なお、900℃超の再結晶温度域での熱間圧延後の板厚は25～45mmであった。なお、表2中、圧下比は900℃以下の熱間圧延の開始前と終了後の板厚の比である。下線は、本発明の範囲外であることを意味する。また、板厚は拡管する前の溶接時における板厚である。

[0118]

[表2]

製造 No.	鋼種	加熱温度 °C	压下比	水冷停止温度 °C	板厚 mm	内面溶接入熱 kJ/cm	外面溶接入熱 kJ/cm	Ji-1.75t	Jo-2.42t	備考	
										備考	
1	A	1000	3.7	260	30	56	67	3.5	-5.6	發明例	
2	B	1020	3.4	450	36	71	93	8.0	5.9		
3	C	1130	4.3	350	27	65	85	17.8	19.7		
4	D	1080	3.3	320	30	56	66	3.5	-6.6		
5	E	1000	3.5	420	38	66	83	-0.5	-9.0		
6	F	960	2.3	595	25	58	72	14.3	11.5		
7	G	1025	4.2	400	39	67	105	-1.3	10.6		
8	H	1050	3.6	480	32	73	92	17.0	14.6		
9	I	1035	3.8	430	30	55	64	2.5	-8.6		
10	J	1040	3.6	420	29	52	66	1.3	-4.2		
11	K	1040	3.6	430	29	53	68	2.3	-2.2	比較例	
12	L	1040	3.6	420	29	53	67	2.3	-3.2		
13	M	970	4.5	580	26	44	71	-1.5	8.1		
14	N	1150	3.5	350	32	60	72	4.0	-5.4		
15	O	1050	2.5	350	32	60	72	4.0	-5.4		
16	P	1050	3.5	450	32	60	72	4.0	-5.4		
17	Q	1050	3.5	450	32	60	72	4.0	-5.4		
18	R	1050	3.5	450	32	60	72	4.0	-5.4		
19	G	1050	3.5	450	32	43	65	-13.0	-12.4		
20	G	1050	3.5	450	32	92	105	36.0	27.6		

[0119] 次いで、得られた母材鋼板をUO工程で管状に成形し、母材鋼板の端部を突合わせて内面から表2に示す入熱でサブマージアーク溶接を行った後、外面から表2に示す入熱でサブマージアーク溶接を行うことによりシーム溶接した。得られた厚肉溶接鋼管を拡管して外径1016mmの製造No. 1～20の厚肉溶接鋼管を得た。製造No. 1～20の厚肉溶接鋼管において、製造No. 1～13は本発明例であり、製造No. 14～20は、比較例である。

[0120] サブマージアーク溶接は、母材鋼板による希釈を考慮し、質量%で、C:0.01～0.12%、Si:0.05～0.5%、Mn:1.0～2.5%、Al:0.1%以下、Ti:0.05%以下を含有し、更に、必要に応じて、Ni:2.0～8.5%、Cr、Mo、Vの1種又は2種以上をCr+Mo+V:1.0～5.0%の範囲で含有し、B:0.0001～0.005%を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなる成分組成を有する溶接ワイヤーを用いた。

[0121] 製造No. 1～20の厚肉溶接鋼管の溶接金属より試料を採取し、成分分析を行った結果を表3に示す。

[0122]

[表3]

製造No.	鋼種	溶接金属成分(質量%)											備考
		C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	O	Ni	Cr+Mo+V	B	
1	A	0.061	0.08	1.71	0.008	0.0037	0.013	0.010	0.020	0.72	0.36	0.0004	発 明 例
2	B	0.065	0.18	1.68	0.009	0.0021	0.016	0.013	0.017		0.45	0.0006	
3	C	0.043	0.13	1.98	0.009	0.0035	0.008	0.016	0.029	1.00			
4	D	0.052	0.08	1.73	0.008	0.0022	0.013	0.020	0.022		0.72	0.0039	
5	E	0.065	0.10	1.68	0.007	0.0024	0.018	0.004	0.023	0.35	0.30		
6	F	0.089	0.12	1.51	0.009	0.0012	0.028	0.012	0.005	0.80	0.10	0.0010	
7	G	0.067	0.18	1.71	0.007	0.0007	0.013	0.018	0.023		0.45		
8	H	0.055	0.20	1.78	0.008	0.0049	0.018	0.029	0.001	0.30		0.0005	
9	I	0.062	0.25	1.67	0.009	0.0032	0.008	0.013	0.018	0.50	0.25	0.0049	
10	J	0.052	0.24	1.67	0.009	0.0032	0.008	0.013	0.018	0.50	0.25	0.0049	
11	K	0.064	0.25	1.71	0.009	0.0032	0.008	0.012	0.022	0.40	0.25	0.0049	
12	L	0.071	0.26	1.78	0.009	0.0032	0.008	0.013	0.020	0.30	0.25	0.0049	
13	M	0.075	0.34	1.72	0.008	0.0025	0.002	0.011	0.016		0.30		
14	N	0.062	0.12	1.71	0.008	0.0023	0.013	0.011	0.022	0.30		0.0011	
15	O	0.062	0.11	1.68	0.008	0.0032	0.009	0.013	0.020		0.45	0.0004	
16	P	0.063	0.13	1.70	0.009	0.0012	0.014	0.012	0.018	0.30	0.21		
17	Q	0.061	0.08	1.65	0.010	0.0022	0.016	0.012	0.019	0.10			
18	R	0.058	0.12	1.58	0.012	0.0026	0.013	0.011	0.022			0.0003	
19	G	0.067	0.18	1.71	0.007	0.0007	0.013	0.018	0.023		0.45		
20	G	0.067	0.18	1.71	0.007	0.0007	0.013	0.018	0.023		0.45		

[0123] 製造No. 1～20の厚肉溶接鋼管から、JIS Z 3128に準拠して、Vノッチ試験片を作製し、JIS Z 2242に準拠して-60℃でシャルピー試験を行い、粗粒HAZのシャルピー吸収エネルギー（粗粒HAZの靱性-60℃）を求めた。その結果を表4に示す。なお、Vノッチ試験片は、周方向を長手方向とし、後から溶接した側の面（外面）から板厚方向に2mm下の位置から採取した。また、図4に示したVノッチ試験片15と同様に、Vノッチ試験片15のVノッチ16は、Vノッチ16の底の中央部で溶融線3と交わるように設けた。なお、表4中、下線は、本発明の範囲外であることを意味する。

[0124]

[表4]

製造 No.	鋼種	母材の金属組織				粗粒熱影響部の金属組織				母材 降伏強度 (MPa)	粗粒熱影響部 韌性-60°C (J)	備考	
		面積率(%)		粒径(μm)	面積率(%)								
		フェライト	ベイナイト		粒界 フェライト	粒内 フェライト	MA	ベイナイト	ラス状 ベイナイト				
1	A	75	6	19	7.5	4.9	19.6	1.8	73.7	4.5	533	102	発 明 例
2	B	81	2	17	10.1	11.4	33.2	2.5	52.9	5.5	485	245	
3	C	73	5	22	4.2	6.9	15.2	2.3	75.6	9.4	581	97	
4	D	72	8	20	13.7	4.1	7.8	4.9	83.2	5.7	548	85	
5	E	78	3	19	13.5	12.9	51.9	6.9	28.3	17.2	476	88	
6	F	81	2	17	16.4	7.8	18.2	2.3	71.7	10.5	454	105	
7	G	78	5	17	3.2	14.8	42.7	5.6	36.9	19.7	448	185	
8	H	78	3	19	7.8	5.6	39.0	5.1	50.3	7.6	483	225	
9	I	82	3	15	6.6	1.7	19.2	2.4	76.6	2.6	492	235	
10	J	77	3	20	8.2	3.5	18.0	3.3	75.2	3.5	550	95	
11	K	80	4	16	7.7	4.1	16.5	2.2	77.2	3.8	534	105	
12	L	81	5	14	8.8	3.3	17.3	1.1	78.3	4.2	520	133	
13	M	80	4	16	4.6	1.5	48.5	6.4	43.7	2.3	467	135	
14	N	71	7	22	13.6	3.0	4.8	12.3	79.9	18.2	488	12	
15	O	80	3	17	16.8	12.5	0	9.5	78.0	21.5	655	18	
16	P	87	6	7	13.4	1.3%	5.2	9.8	85.0	18.3	592	8	
17	Q	81	3	16	13.5	0.6%	18.3	6.8	74.9	8.2	483	7	
18	R	82	5	13	13.8	11.8	0	14.3	73.9	16.1	467	11	
19	G	78	5	17	3.2	0	18.3	8.9	72.8	11.3	448	7	
20	G	78	5	17	3.2	0	15.2	14.3	70.5	10.7	448	4	

比較例

- [0125] 製造No. 1～20の厚肉溶接鋼管から、鋼管周方向を長手方向とする丸棒試験片を採取して、母材鋼板の周方向に対応する引張方向の降伏強度（母材鋼板の降伏強度）を求めた。丸棒試験片の採取位置は、図6に示すように、厚肉溶接鋼管20の断面の中心Oを回転軸として、シーム溶接位置から周方向に90°又は270°離れた部位で肉厚の中央位置（肉厚tに対してt/2の位置）とし、平行部の直径は6mmとした。その結果を表4に示す。
- [0126] 製造No. 1～20の厚肉溶接鋼管の母材鋼板の板厚中央部のミクロ組織を光学顕微鏡によって観察し、フェライト、ベイナイト、MAの面積率を測定し、残部組織を確認した。フェライトの粒径も光学顕微鏡を用いて測定した。その結果を表4に示す。母材鋼板のフェライトの粒径は、シーム溶接位置から周方向に90°又は270°離れた部位で、かつ、肉厚tに対してt/4および3t/4の位置での、鋼板表面（溶接鋼管表面）と垂直で鋼管長手方向に平行な断面（L断面）において、切断法で測定された平均値である。
- [0127] 製造No. 1～20の厚肉溶接鋼管の溶接金属近傍より小片を採取し、粗粒熱影響部の金属組織を光学顕微鏡にて観察し、旧オーステナイトの粒界及び粒内に生成したフェライト、ベイナイト、MAの面積率を測定した。またラス状ベイナイトの面積率も光学顕微鏡にて測定した。その結果を表4に示す。
- [0128] 製造No. 1～13は、母材鋼板の金属組織が面積率30～95%で粒径15μm以下のフェライトとベイナイトとを含み、粗粒HAZの金属組織が、粒界フェライトを面積率で0.1%以上含み、粒内フェライトを面積率で0.5%以上含み、粒界フェライト及び粒内フェライトの面積率の合計が90%以下であり、マルテンサイトとオーステナイトの混合組織（MA）の面積率が10%以下であり、残部がベイナイトからなるものであり、母材鋼板の周方向に対応する引張方向の降伏強度が635MPa以下であり、粗粒HAZの-60℃における吸収エネルギーが60J以上であり、低温韌性は良好である。
- [0129] 製造No. 14は母材鋼板のSi含有量が多く、粗粒HAZに面積率10

%を超えるMAが生成し、粗粒HAZの低温靱性が低下した。

- [0130] 製造No. 15は、Pcmが高く、強度が高すぎ、粗粒HAZに粒内フェライトが生成せず、粗粒HAZの低温靱性が低下した例である。
- [0131] 製造No. 16は、MnとMoのバランスが(式1)の上限を超える例である。一方、製造No. 17は、MnとMoのバランスが(式1)の下限に満たない例である。製造No. 16及び17では、何れも(式1)を満足しないため、粗粒HAZに粒界フェライトが1.5%以上生成せず、粗粒HAZの低温靱性が低下している。
- [0132] 製造No. 18は、Al量が過剰であり、粗粒HAZに粒内フェライトが生成せず、粗粒HAZに面積率10%を超えるMAが生成し、粗粒HAZの低温靱性が低下した例である。
- [0133] 製造No. 19は、サブマージアーク溶接の入熱が小さい例であり、粗粒熱影響部に粒界フェライトが生成せず、粗粒HAZの低温靱性が低下している。
- [0134] 一方、製造No. 20は、サブマージアーク溶接の入熱が大きい例であり、粗粒HAZに粒界フェライトが生成せず、粗粒HAZに面積率10%を超えるMAが生成して、粗粒HAZの低温靱性が低下している。
- [0135] 図7は、製造No. 1の厚肉溶接鋼管の溶接金属近傍より小片を採取し、光学顕微鏡にて観察した粗粒HAZの金属組織を示す写真である。図8は、製造No. 17の厚肉溶接鋼管の溶接金属近傍より小片を採取し、光学顕微鏡にて観察した粗粒HAZの金属組織を示す写真である。図9に示したように、製造No. 1の本発明例では、粗粒HAZにおいて、旧オーステナイト粒界6に粒界フェライト10が生成され、旧オーステナイト粒界6が不明瞭になっていた。一方、図10に示したように、製造No. 17の比較例では、粗粒HAZにおいて、旧オーステナイト粒界6に粒界フェライト10が生成されておらず、旧オーステナイト粒界6が明瞭になっていた。

## 符号の説明

- [0136] 1 外面溶接金属

- 2 内面溶接金属
- 3 溶融線
- 4 粗粒H A Z
- 5 H A Z
- 6 旧オーステナイト粒界
- 7 ラス状ベイナイト
- 8 M A
- 9 破壊の起点となるM A
- 10 粒界フェライト
- 11 粒内フェライト
- 15 Vノッチ試験片
- 16 Vノッチ
- 20 厚肉溶接鋼管

## 請求の範囲

[請求項1] 管状に成形された母材鋼板をシーム溶接してなる粗粒HAZを有する肉厚25～45mmの厚肉溶接鋼管であって、

前記母材鋼板が、質量%で、

C : 0.03%～0.085%、

Mn : 1.45%～1.85%、

Ti : 0.005～0.020%、

Nb : 0.005～0.050%、

O : 0.0005～0.005%、

を含み、

Si : 0.15%以下、

Al : 0.015%以下、

P : 0.02%以下、

S : 0.005%以下、

Mo : 0.20%以下、

に制限され、かつMn及びMoの含有量が下記(式1)を満足し、下記(式2)によって求められるPcmが0.16～0.19であり、残部がFe及び不可避免的不純物からなる成分組成を有し、

前記母材鋼板の金属組織が、面積率で30～95%のフェライトと低温変態組織とからなり、

前記粗粒HAZの金属組織において、粒界フェライトの面積率が1.5%以上であり、粒界フェライトと粒内フェライトの全面積率が11%以上90%以下であり、MAの面積率が10%以下であり、残部がベイナイトからなる、低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管。

$$1.2325 \leq (0.85 \times [\text{Mn}] - [\text{Mo}]) \leq 1.5215 \quad \dots \quad (\text{式} 1)$$

$$P_{cm} = [\text{C}] + [\text{Si}]/30 + ([\text{Mn}] + [\text{Cu}] + [\text{Cr}]) / 20 + [\text{Ni}]/60 + [\text{Mo}] / 15 + [\text{V}] / 10 \quad \dots \quad (\text{式} 2)$$

(式2)において[C]、[Si]、[Mn]、[Cu]、[Cr]、[Ni]、[Mo]、[V]

は、それぞれ、C、Si、Mn、Cu、Cr、Ni、Mo、Vの含有量〔質量％〕である。

[請求項2] 前記母材鋼板の金属組織のフェライトの粒径が、 $2\sim 15\mu\text{m}$ である、請求項1に記載の低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管。

[請求項3] 前記粗粒HAZの金属組織のベイナイトが、ラス状ベイナイトと塊状ベイナイトからなり、前記ラス状ベイナイトの面積率が20％以下である、請求項1に記載の低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管。

[請求項4] 前記母材鋼板が、更に、質量％で、  
Cu：0.70％以下、  
Ni：0.70％以下  
の一方又は双方を含有する、請求項1に記載の低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管。

[請求項5] 前記母材鋼板が、更に、質量％で、  
Cr：1.00％以下、  
V：0.10％以下、  
Zr：0.050％以下、  
Ta：0.050％以下  
のうち1種又は2種以上を含有する、請求項1に記載の低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管。

[請求項6] 前記母材鋼板が、更に、質量％で、  
Mg：0.0100％以下、  
Ca：0.0050％以下、  
REM：0.0050％以下  
のうち1種又は2種以上を含有する、請求項1に記載の低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管。

[請求項7] 前記厚肉溶接鋼管の周方向を引張方向とする降伏強度が400～635MPaであり、 $-60^{\circ}\text{C}$ における前記粗粒HAZのシャルピー吸収エネルギーが60J以上である、請求項1に記載の低温靱性に優れた

た厚肉溶接鋼管。

[請求項8] 前記厚肉溶接鋼管の溶接金属が、質量%で、

C : 0.04%~0.09%、

Si : 0.01%~0.35%、

Mn : 1.5%~2.0%、

Al : 0.002%~0.030%、

Ti : 0.003%~0.030%、

O : 0.0005%~0.030%

を含み、

P : 0.02%以下、

S : 0.005%以下、

に制限され、

更に、質量%で、

Ni : 0.2%~1.0%、

Cr+Mo+V : 0.2%~1.0%、

B : 0.0001~0.0050%、

の1種又は2種以上を含有し、残部が鉄及び不可避免的不純物からなる

、請求項1に記載の低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管。

[請求項9] 質量%で、

C : 0.03%~0.085%、

Mn : 1.45%~1.85%、

Ti : 0.005~0.020%、

Nb : 0.005~0.050%、

O : 0.0005~0.005%、

を含み、

Si : 0.15%以下、

Al : 0.015%以下、

P : 0.02%以下、

S : 0.005%以下、

Mo : 0.20%以下、

に制限され、かつMn及びMoの含有量が下記(式1)を満足し、下記(式2)によって求めるPcmが0.16~0.19であり、残部がFe及び不可避的不純物からなる成分組成を有する鋼を鑄造し、得られた鋼片を950~1150℃に加熱し、Ar<sub>3</sub>以上の終了温度で熱間圧延を行い、600℃以下まで水冷して得られた母材鋼板を管状に成形し、

前記母材鋼板の端部を突合わせて内面及び外面からのサブマージアーク溶接によってシーム溶接するに際し、前記内面からのサブマージアーク溶接の入熱J<sub>1</sub>[kJ/cm]と、前記外面からのサブマージアーク溶接の入熱J<sub>0</sub>[kJ/cm]と板厚t[mm]とが、下記(式3)及び(式4)の関係を満たすようにしてシーム溶接する、低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管の製造方法。

$$1.2325 \leq (0.85 \times [\text{Mn}] - [\text{Mo}]) \leq 1.5215 \quad \dots \quad (\text{式}1)$$

$$P_{cm} = [C] + [Si]/30 + ([Mn] + [Cu] + [Cr])/20 + [Ni]/60 + [Mo]/15 + [V]/10 \quad \dots \quad (\text{式}2)$$

ここで、[C]、[Si]、[Mn]、[Cu]、[Cr]、[Ni]、[Mo]、[V]は、それぞれ、C、Si、Mn、Cu、Cr、Ni、Mo、Vの含有量[質量%]である。

$$-2.3 \leq J_1 - 1.75t \leq 27.8 \quad \dots \quad (\text{式}3)$$

$$-9.6 \leq J_0 - 2.42t \leq 20.6 \quad \dots \quad (\text{式}4)$$

[請求項10] 900℃以下での圧下比を2.0以上として熱間圧延する、請求項10に記載の低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管の製造方法。

[請求項11] 前記母材鋼板を管状に成形する工程が、母材鋼板をC字状、U字状、O字状の順番に成形するUO工程であり、母材鋼板の端部をシーム溶接した後、得られた厚肉溶接鋼管を拡管する工程を備える、請求項10に記載の低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管の製造方法。

[請求項12] 厚肉溶接鋼管の製造に用いられる肉厚25～45mmの鋼板であつて、

質量%で、

C : 0.03%～0.085%、

Mn : 1.45%～1.85%、

Ti : 0.005～0.020%、

Nb : 0.005～0.050%、

O : 0.0005～0.005%、

を含み、

Si : 0.15%以下、

Al : 0.015%以下、

P : 0.02%以下、

S : 0.005%以下、

Mo : 0.20%以下、

に制限され、かつMn及びMoの含有量が下記(式1)を満足し、下記(式2)によって求められるPcmが0.16～0.19であり、残部がFe及び不可避免的不純物からなる成分組成を有する、厚肉溶接鋼管用鋼板。

$$1.2325 \leq (0.85 \times [\text{Mn}] - [\text{Mo}]) \leq 1.5215 \quad \dots \quad (\text{式1})$$

$$P_{cm} = [\text{C}] + [\text{Si}]/30 + ([\text{Mn}] + [\text{Cu}] + [\text{Cr}]) / 20 + [\text{Ni}]/60 + [\text{Mo}] / 15 + [\text{V}]/10 \quad \dots \quad (\text{式2})$$

(式2)において[C]、[Si]、[Mn]、[Cu]、[Cr]、[Ni]、[Mo]、[V]は、それぞれ、C、Si、Mn、Cu、Cr、Ni、Mo、Vの含有量[質量%]である。

[請求項13] 金属組織のフェライトの粒径が、2～15μmである、請求項12に記載の厚肉溶接鋼管用鋼板。

補正された請求の範囲  
[2011年12月21日(21.12.2011)国際事務局受理]

## [請求項1]

管状に成形された母材鋼板をシーム溶接してなる粗粒HAZを有する肉厚25～45mmの厚肉溶接鋼管であって、

前記母材鋼板が、質量%で、

C : 0.03%～0.085%、

Mn : 1.45%～1.85%、

Ti : 0.005～0.020%、

Nb : 0.005～0.050%、

O : 0.0005～0.005%、

を含み、

Si : 0.15%以下、

Al : 0.015%以下、

P : 0.02%以下、

S : 0.005%以下、

Mo : 0.20%以下、

に制限され、かつMn及びMoの含有量が下記(式1)を満足し、下記(式2)によって求められるPcmが0.16～0.19であり、残部がFe及び不可避的不純物からなる成分組成を有し、

前記母材鋼板の金属組織が、面積率で30～95%のフェライトと低温変態組織とからなり、

前記粗粒HAZの金属組織において、粒界フェライトの面積率が1.5%以上であり、粒界フェライトと粒内フェライトの全面積率が11%以上90%以下であり、MAの面積率が10%以下であり、残部がベイナイトからなる、低温韌性に優れた厚肉溶接鋼管。

$$1.2325 \leq (0.85 \times [\text{Mn}] - [\text{Mo}]) \leq 1.5215 \quad \dots \quad (\text{式1})$$

$$P_{cm} = [C] + [Si]/30 + ([Mn] + [Cu] + [Cr]) / 20 + [Ni]/60 + [Mo]/15 + [V]/10 \quad \dots \quad (\text{式2})$$

(式2)において[C]、[Si]、[Mn]、[Cu]、[Cr]、[Ni]、[Mo]、[V]は、それぞれ、C、Si、Mn、Cu、Cr、Ni、Mo、Vの含有量[質量%]である。

## [請求項2]

前記母材鋼板の金属組織のフェライトの粒径が、2～15μmである、請求項1に記載の低温韌性に優れた厚肉溶接鋼管。

## [請求項3]

前記粗粒HAZの金属組織のベイナイトが、ラス状ベイナイトと塊状ベイナイトからなり、

前記ラス状ベイナイトの面積率が20%以下である、請求項1に記載の低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管。

[請求項4]

前記母材鋼板が、更に、質量%で、  
Cu : 0.70%以下、  
Ni : 0.70%以下

の一方又は双方を含有する、請求項1に記載の低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管。

[請求項5]

前記母材鋼板が、更に、質量%で、  
Cr : 1.00%以下、  
V : 0.10%以下、  
Zr : 0.050%以下、  
Ta : 0.050%以下

のうち1種又は2種以上を含有する、請求項1に記載の低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管。

[請求項6]

前記母材鋼板が、更に、質量%で、  
Mg : 0.0100%以下、  
Ca : 0.0050%以下、  
REM : 0.0050%以下

のうち1種又は2種以上を含有する、請求項1に記載の低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管。

[請求項7]

前記厚肉溶接鋼管の周方向を引張方向とする降伏強度が400~635MPaであり、-60℃における前記粗粒HAZのシャルピー吸収エネルギーが60J以上である、請求項1に記載の低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管。

[請求項8]

前記厚肉溶接鋼管の溶接金属が、質量%で、  
C : 0.04%~0.09%、  
Si : 0.01%~0.35%、  
Mn : 1.5%~2.0%、  
Al : 0.002%~0.030%、  
Ti : 0.003%~0.030%、  
O : 0.0005%~0.030%

を含み、

P : 0.02%以下、  
S : 0.005%以下、

に制限され、

更に、質量%で、

Ni : 0.2%~1.0%、

Cr+Mo+V : 0.2%~1.0%、

B : 0.0001~0.0050%、

の1種又は2種以上を含有し、残部が鉄及び不可避免的不純物からなる、請求項1に記載の低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管。

[請求項9] (補正後)

質量%で、

C : 0.03%~0.085%、

Mn : 1.45%~1.85%、

Ti : 0.005~0.020%、

Nb : 0.005~0.050%、

O : 0.0005~0.005%、

を含み、

Si : 0.15%以下、

Al : 0.015%以下、

P : 0.02%以下、

S : 0.005%以下、

Mo : 0.20%以下、

に制限され、かつMn及びMoの含有量が下記(式1)を満足し、下記(式2)によって求めるPcmが0.16~0.19であり、残部がFe及び不可避免的不純物からなる成分組成を有する鋼を鑄造し、得られた鋼片を950~1150℃に加熱し、Ar<sub>3</sub>以上の終了温度で熱間圧延を行い、600℃以下まで水冷して得られた母材鋼板を管状に成形し、

前記母材鋼板の端部を突合わせて内面及び外面からのサブマージアーク溶接によってシーム溶接するに際し、前記内面からのサブマージアーク溶接の入熱J<sub>I</sub> [kJ/cm]と、前記外面からのサブマージアーク溶接の入熱J<sub>0</sub> [kJ/cm]と板厚t [mm]とが、下記(式3)及び(式4)の関係を満たすようにしてシーム溶接する、肉厚25~45mmの、低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管の製造方法。

$$1.2325 \leq (0.85 \times [\text{Mn}] - [\text{Mo}]) \leq 1.5215 \quad \dots \quad (\text{式1})$$

$$P_{cm} = [C] + [Si]/30 + ([Mn] + [Cu] + [Cr])/20 + [Ni]/60 + [Mo]/15 + [V]/10 \quad \dots \quad (\text{式2})$$

ここで、[C]、[Si]、[Mn]、[Cu]、[Cr]、[Ni]、[Mo]、[V]は、それぞれ、C、Si、Mn、Cu、Cr、Ni、Mo、Vの含有量[質量%]である。

$$-2.3 \leq J_I - 1.75t \leq 27.8 \quad \dots \quad (\text{式3})$$

補正された用紙 (条約第19条)

$$-9.6 \leq J_0 - 2.42t \leq 20.6 \quad \dots \quad (\text{式4})$$

[請求項10]

900℃以下での圧下比を2.0以上として熱間圧延する、請求項10に記載の低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管の製造方法。

[請求項11]

前記母材鋼板を管状に成形する工程が、母材鋼板をC字状、U字状、O字状の順番に成形するUO工程であり、母材鋼板の端部をシーム溶接した後、得られた厚肉溶接鋼管を拡張する工程を備える、請求項10に記載の低温靱性に優れた厚肉溶接鋼管の製造方法。

[請求項12] (補正後)

厚肉溶接鋼管の製造に用いられる肉厚2.5～4.5mmの鋼板であって、  
質量%で、

C : 0.03%～0.085%、

Mn : 1.45%～1.85%、

Ti : 0.005～0.020%、

Nb : 0.005～0.050%、

O : 0.0005～0.005%、

を含み、

Si : 0.15%以下、

Al : 0.015%以下、

P : 0.02%以下、

S : 0.005%以下、

Mo : 0.20%以下、

に制限され、かつMn及びMoの含有量が下記(式1)を満足し、下記(式2)によって求められるPcmが0.16～0.19であり、残部がFe及び不可避免的不純物からなる成分組成を有し、

金属組織が、面積率で30～95%のフェライトと低温変態組織とからなる、厚肉溶接鋼管用鋼板。

$$1.2325 \leq (0.85 \times [\text{Mn}] - [\text{Mo}]) \leq 1.5215 \quad \dots \quad (\text{式1})$$

$$P_{cm} = [C] + [Si]/30 + ([Mn] + [Cu] + [Cr]) / 20 + [Ni]/60 + [Mo]/15 + [V]/10 \quad \dots \quad (\text{式2})$$

(式2)において[C]、[Si]、[Mn]、[Cu]、[Cr]、[Ni]、[Mo]、[V]は、それぞれ、C、Si、Mn、Cu、Cr、Ni、Mo、Vの含有量[質量%]である。

[請求項13] (補正後)

前記金属組織のフェライトの粒径が、2～15μmである、請求項12に記載の厚肉溶接鋼管用鋼板。

## 条約第 19 条（1）に基づく説明書

請求項 9 は、「肉厚 25 ～ 45 mm の厚肉溶接鋼管である」を明確にした。

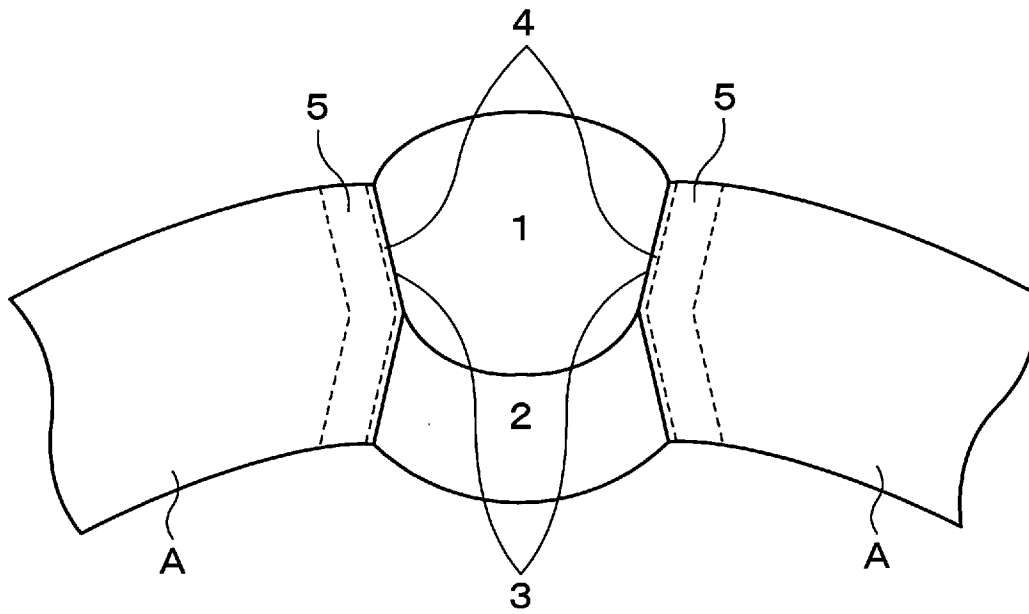
「肉厚 25 ～ 45 mm」は、例えば、出願時の請求項 1、明細書の段落 [0081] などに基づく。

請求項 12 は、「金属組織が、面積率で 30 ～ 95 % のフェライトと低温変態組織とからなる」を明確にした。

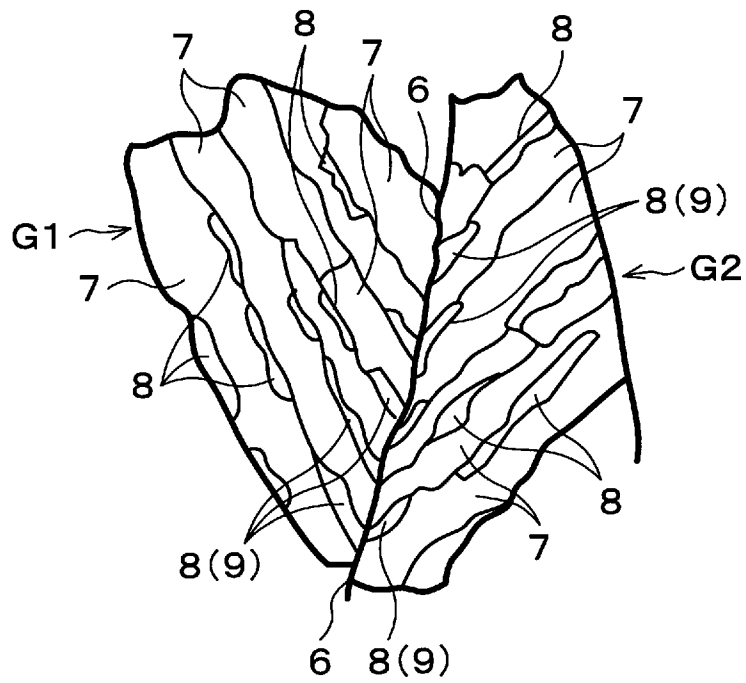
「金属組織が、面積率で 30 ～ 95 % のフェライトと低温変態組織とからなる、」は、例えば、出願時の請求項 1、明細書の段落 [0061] などに基づく。

請求項 13 は、「金属組織」を、「前記金属組織」にした。

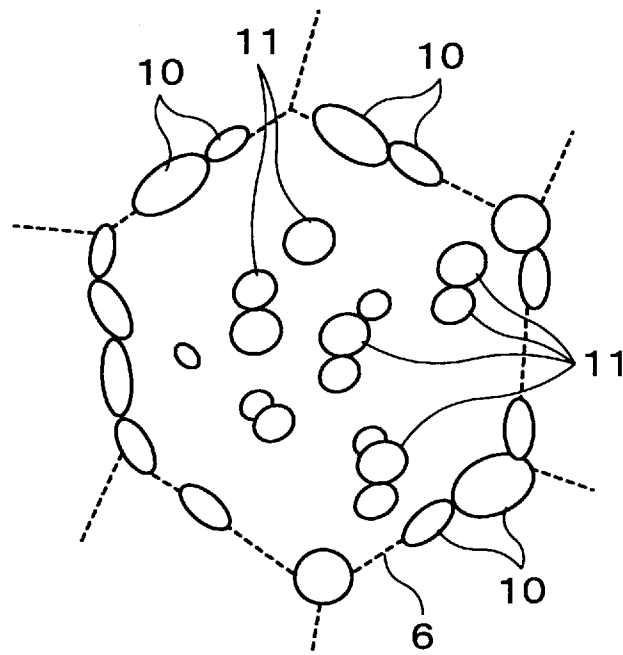
[図1]



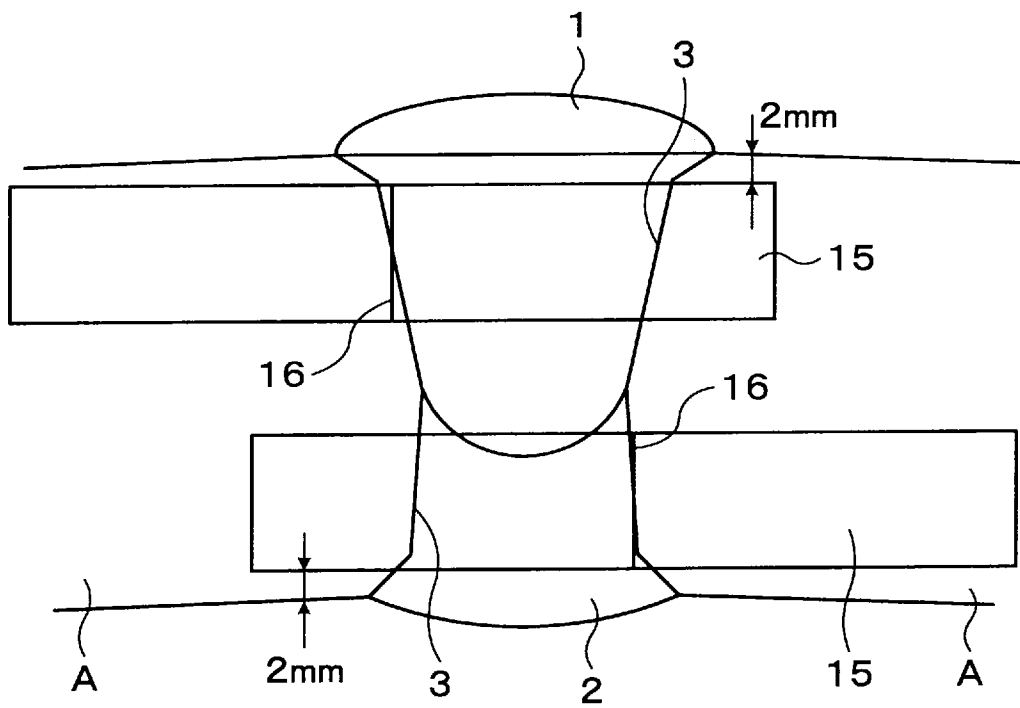
[図2]



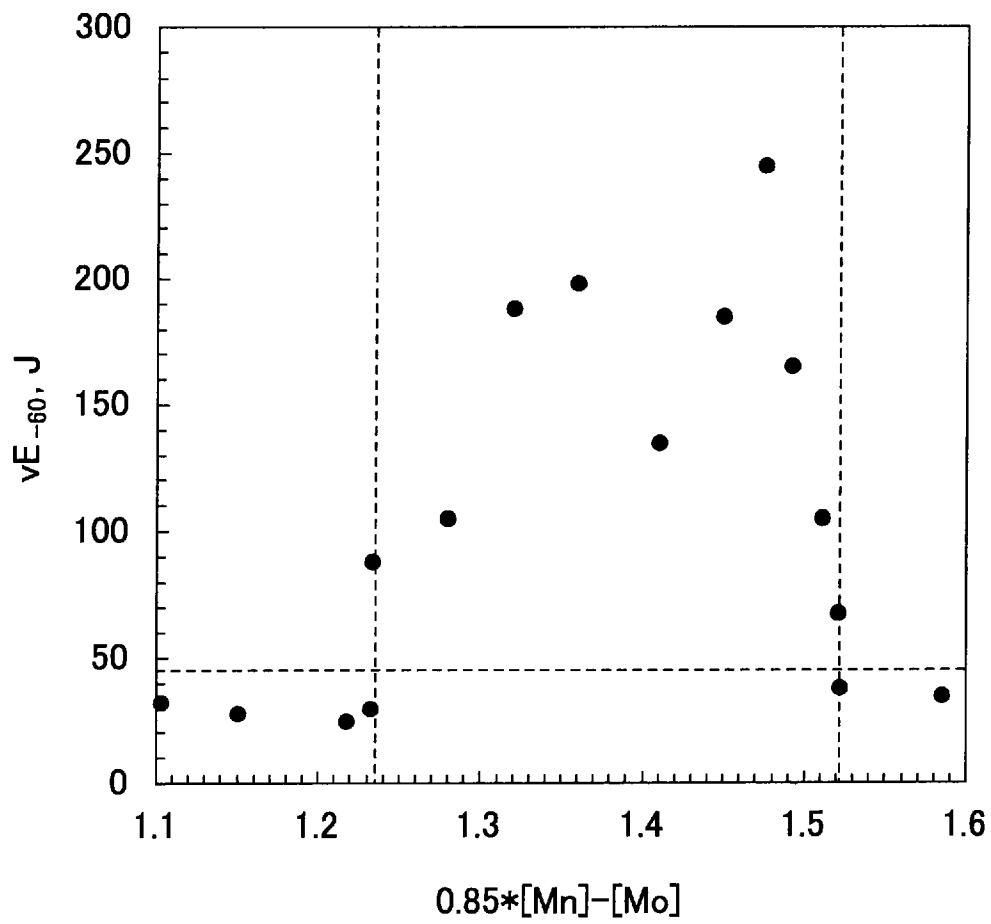
[図3]



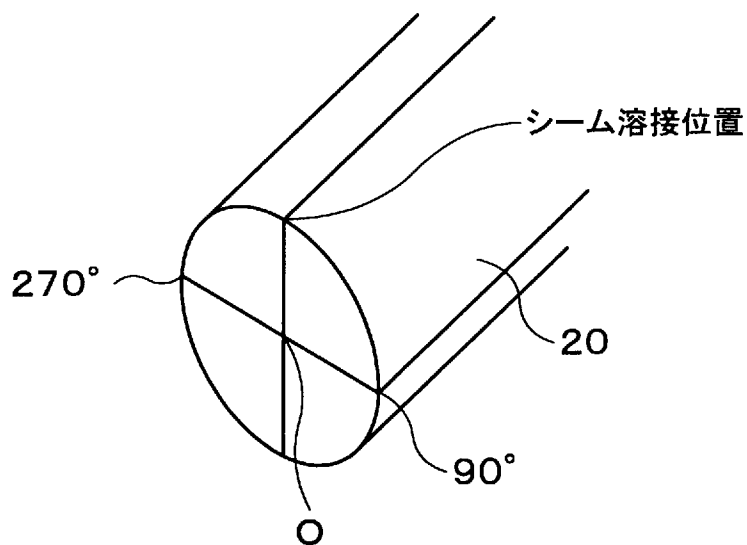
[図4]



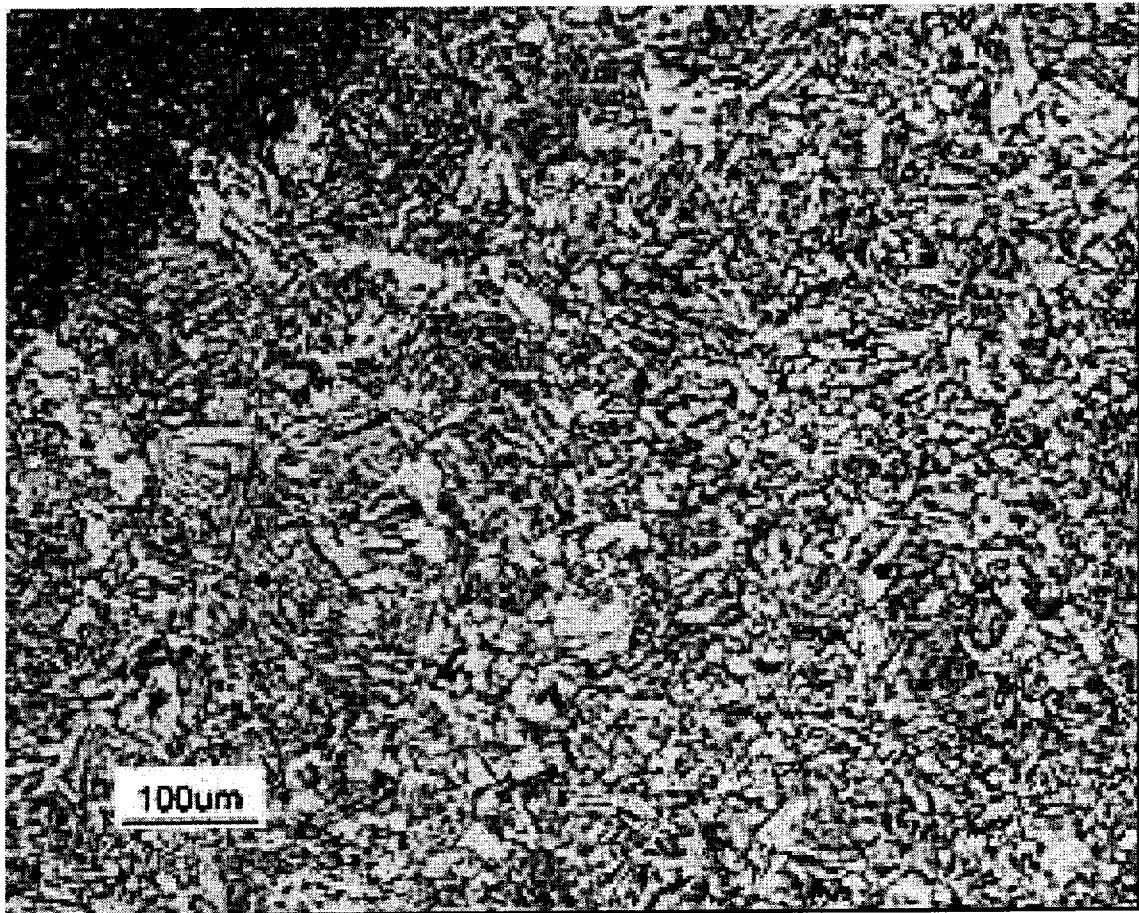
[図5]



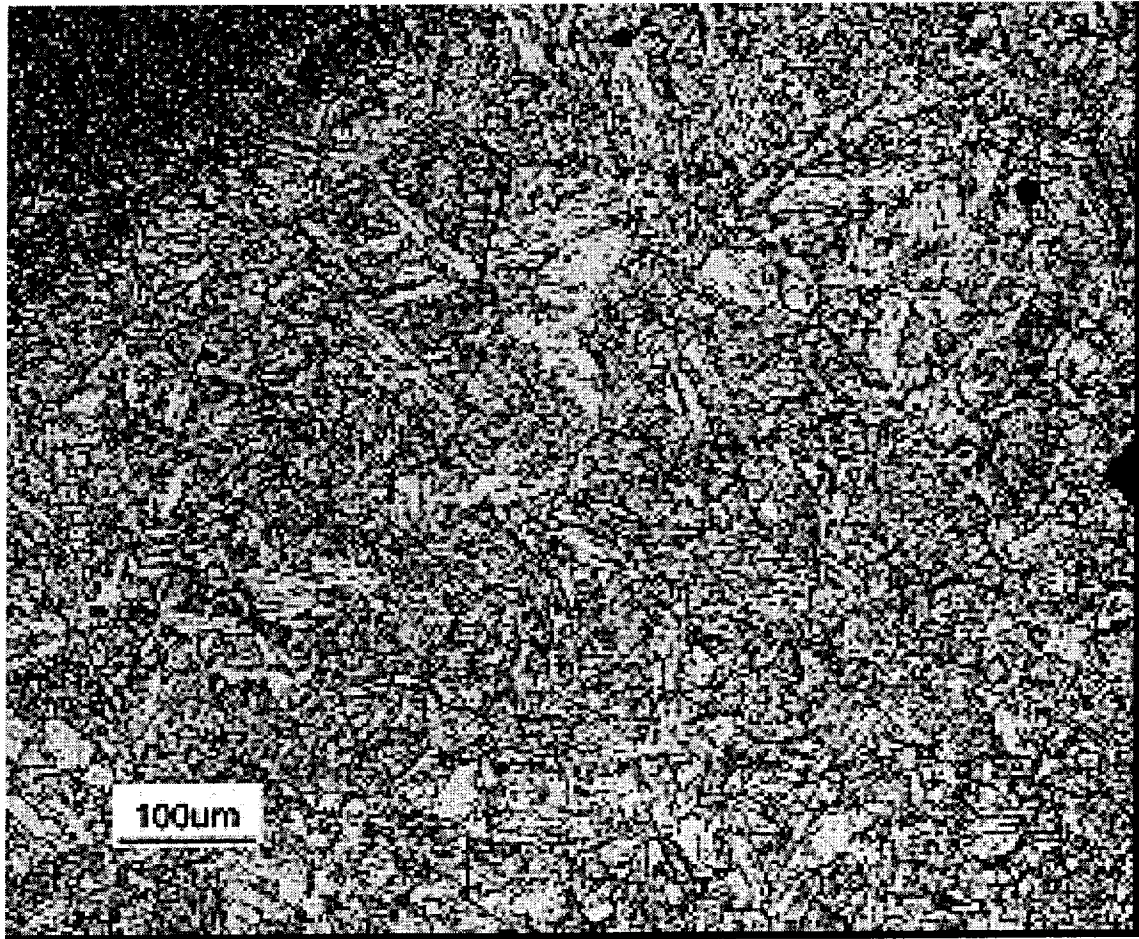
[図6]



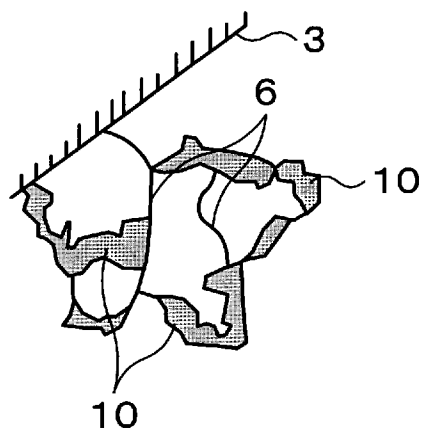
[図7]



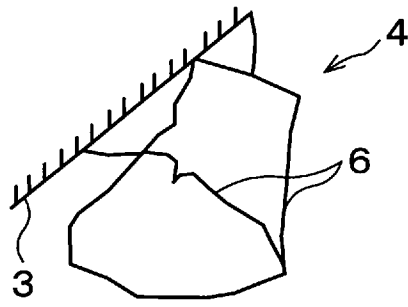
[図8]



[図9]



[図10]



## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2011/070846

<b>A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER</b> C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, B23K9/025 (2006.01)i, B23K9/18(2006.01)i, B23K35/30(2006.01)i  According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC		
<b>B. FIELDS SEARCHED</b>  Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/04, B23K9/025, B23K9/18, B23K35/30  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 1996-2011 Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2011 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2011  Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)		
<b>C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT</b>		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2005-336602 A (Nippon Steel Corp.), 08 December 2005 (08.12.2005), claims; tables 1, 2 (Family: none)	1-13
A	WO 2008/069335 A1 (Nippon Steel Corp.), 12 June 2008 (12.06.2008), claims; tables 1 to 4 & US 2010/0003535 A1 & EP 2105513 A1 & JP 2008-163456 A & JP 2008-163455 A	1-13
A	WO 2008/069289 A1 (Nippon Steel Corp.), 12 June 2008 (12.06.2008), claims; tables 1 to 4 & US 2010/0330388 A1 & EP 2093302 A1 & JP 2009-149917 A & JP 2008-156754 A	1-13
<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 04 November, 2011 (04.11.11)		Date of mailing of the international search report 22 November, 2011 (22.11.11)
Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office		Authorized officer
Facsimile No.		Telephone No.

## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2011/070846

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 2010-126730 A (JFE Steel Corp.), 10 June 2010 (10.06.2010), claims; tables 1, 2 (Family: none)	1-13
P,A	JP 2010-222681 A (JFE Steel Corp.), 07 October 2010 (07.10.2010), claims (Family: none)	1-13

<p>A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))</p> <p>Int.Cl. C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, B23K9/025(2006.01)i, B23K9/18(2006.01)i, B23K35/30(2006.01)i</p>												
<p>B. 調査を行った分野</p> <p>調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))</p> <p>Int.Cl. C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/04, B23K9/025, B23K9/18, B23K35/30</p>												
<p>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</p> <table border="0"> <tr> <td>日本国実用新案公報</td> <td>1922-1996年</td> </tr> <tr> <td>日本国公開実用新案公報</td> <td>1971-2011年</td> </tr> <tr> <td>日本国実用新案登録公報</td> <td>1996-2011年</td> </tr> <tr> <td>日本国登録実用新案公報</td> <td>1994-2011年</td> </tr> </table>			日本国実用新案公報	1922-1996年	日本国公開実用新案公報	1971-2011年	日本国実用新案登録公報	1996-2011年	日本国登録実用新案公報	1994-2011年		
日本国実用新案公報	1922-1996年											
日本国公開実用新案公報	1971-2011年											
日本国実用新案登録公報	1996-2011年											
日本国登録実用新案公報	1994-2011年											
<p>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)</p>												
<p>C. 関連すると認められる文献</p> <table border="1"> <thead> <tr> <th>引用文献の カテゴリー*</th> <th>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</th> <th>関連する 請求項の番号</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>A</td> <td>JP 2005-336602 A (新日本製鐵株式会社) 2005. 12. 08, 特許請求の範囲, 表 1, 表 2 (ファミリーなし)</td> <td>1-13</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>WO 2008/069335 A1 (新日本製鐵株式会社) 2008. 06. 12, 請求の範囲, 表 1-表 4 &amp; US 2010/0003535 A1 &amp; EP 2105513 A1 &amp; JP 2008-163456 A &amp; JP 2008-163455 A</td> <td>1-13</td> </tr> </tbody> </table>			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	A	JP 2005-336602 A (新日本製鐵株式会社) 2005. 12. 08, 特許請求の範囲, 表 1, 表 2 (ファミリーなし)	1-13	A	WO 2008/069335 A1 (新日本製鐵株式会社) 2008. 06. 12, 請求の範囲, 表 1-表 4 & US 2010/0003535 A1 & EP 2105513 A1 & JP 2008-163456 A & JP 2008-163455 A	1-13	
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										
A	JP 2005-336602 A (新日本製鐵株式会社) 2005. 12. 08, 特許請求の範囲, 表 1, 表 2 (ファミリーなし)	1-13										
A	WO 2008/069335 A1 (新日本製鐵株式会社) 2008. 06. 12, 請求の範囲, 表 1-表 4 & US 2010/0003535 A1 & EP 2105513 A1 & JP 2008-163456 A & JP 2008-163455 A	1-13										
<p><input checked="" type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。</p>												
<p>* 引用文献のカテゴリー</p> <table border="0"> <tr> <td>「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</td> <td>「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</td> </tr> <tr> <td>「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</td> <td>「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</td> </tr> <tr> <td>「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)</td> <td>「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</td> </tr> <tr> <td>「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献</td> <td>「&amp;」 同一パテントファミリー文献</td> </tr> <tr> <td>「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願</td> <td></td> </tr> </table>			「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	
「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												
<p>国際調査を完了した日</p> <p>04. 11. 2011</p>	<p>国際調査報告の発送日</p> <p>22. 11. 2011</p>											
<p>国際調査機関の名称及びあて先</p> <p>日本国特許庁 (ISA/J P)</p> <p>郵便番号 100-8915</p> <p>東京都千代田区霞が関三丁目4番3号</p>	<p>特許庁審査官 (権限のある職員)</p> <p>鈴木 毅</p> <p>電話番号 03-3581-1101 内線 3435</p>	<table border="1"> <tr> <td>4K</td> <td>9154</td> </tr> </table>	4K	9154								
4K	9154											

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
A	WO 2008/069289 A1 (新日本製鐵株式会社) 2008.06.12, 請求の範囲, 表1-表4 & US 2010/0330388 A1 & EP 2093302 A1 & JP 2009-149917 A & JP 2008-156754 A	1-13
A	JP 2010-126730 A (JFEスチール株式会社) 2010.06.10, 特許請 求の範囲, 表1, 表2 (ファミリーなし)	1-13
P, A	JP 2010-222681 A (JFEスチール株式会社) 2010.10.07, 特許請 求の範囲 (ファミリーなし)	1-13