

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局(43) 国際公開日
2009年6月11日 (11.06.2009)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2009/072663 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
B22D 11/00 (2006.01) C22C 38/16 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2008/072461
- (22) 国際出願日: 2008年12月4日 (04.12.2008)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願2007-317317 2007年12月7日 (07.12.2007) JP
特願2008-306336 2008年12月1日 (01.12.2008) 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 東京都千代田区大手町二丁目6番3号 Tokyo (JP).

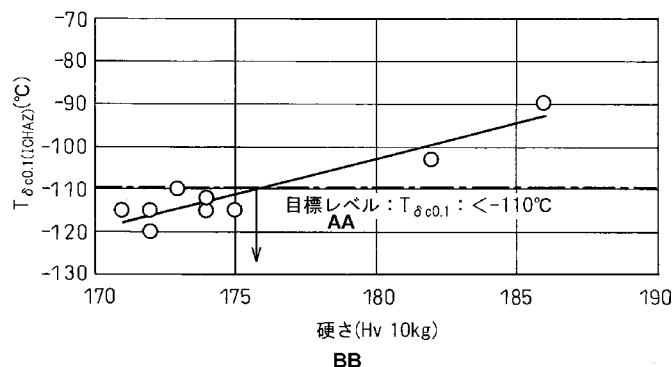
- (72) 発明者; および
- (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 千々岩力雄 (CHIJIWA, Rikio) [JP/JP]; 〒2130012 神奈川県川崎市高津区坂戸3-2-1 株式会社日鐵テクノリサーチ内 Kanagawa (JP). 植森龍治 (UEMORI, Ryuji) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区大手町二丁目6番3号新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 渡部義之 (WATANABE, Yoshiyuki) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区大手町二丁目6番3号新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 福永和洋 (FUKUNAGA, Kazuhiro) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区大手町二丁目6番3号新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 児島明彦 (KOJIMA, Akihiko) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区大手町二丁目6番3号新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 長井嘉秀 (NAGAI, Yoshihide) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区大手町二丁目6番3号新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP).

[続葉有]

(54) Title: STEEL WITH WELD HEAT-AFFECTED ZONE HAVING EXCELLENT CTOD PROPERTIES AND PROCESS FOR PRODUCING THE STEEL

(54) 発明の名称: 溶接熱影響部のCTOD特性が優れた鋼およびその製造方法

Fig.2

AA - TARGET LEVEL
BB - HARDNESS (Hv 10 kg)

(57) Abstract: This invention provides a high-strength steel, which has unprecedentedly excellent CTOD (fracture toughness) properties, that is, for example, in multilayer welding of small to middle heat input, can satisfy, in addition to CTOD properties in an FL part at -60°C, CTOD properties in an IC part, and a process for producing the steel. The steel has a weld heat-affected zone having excellent CTOD properties and is characterized by comprising, by mass, C: 0.015 to 0.045%, Si: 0.05 to 0.2%, Mn: 1.5 to 2.0%, Cu: 0.25 to 0.5%, Ni: 0.7 to 1.5%, P: not more than 0.008%, S: not more than 0.005%, Al: not more than 0.004%, Ti: 0.005 to 0.015%, Nb: not more than 0.005%, O: 0.0015 to 0.0035%, and N: 0.002 to 0.006% with the balance consisting of iron and unavoidable impurities, the steel having a P_{CTOD} value of not more than 0.065 and a $CeqH$ value of not more than 0.235.

(57) 要約: 本発明は、小～中入熱の多層溶接等において-60°CのFL部のCTOD特性に加え、IC部のCTOD特性も満足させるこれまでにない優れたCTOD (破壊靱性) 特性を有する高強度の鋼およびその製造方法を提供する。

[続葉有]

WO 2009/072663 A1



(74) 代理人: 青木篤, 外(AOKI, Atsushi et al.); 〒1058423
東京都港区虎ノ門三丁目5番1号 虎ノ門37森ビル
青和特許法律事務所 Tokyo (JP).

(81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, 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, PG, PH, PL, PT, RO, RS, RU, SC, SD, SE,

SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

(84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MT, NL, NO, PL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告書

本発明による鋼は、質量%で、C : 0.015~0.045%、Si : 0.05~0.2%、Mn : 1.5~2.0%、Cu : 0.25~0.5%、Ni : 0.7~1.5%、P : 0.008%以下、S : 0.005%以下、Al : 0.004%以下、Ti : 0.005~0.015%、Nb : 0.005%以下、O : 0.0015~0.0035%、N : 0.002~0.006%を含有し、 P_{CTOD} が0.065以下および $CeqH$ が0.235以下で、残部が鉄および不可避免の不純物からなることを特徴とする溶接熱影響部のCTOD特性が優れた鋼である。

明 細 書

溶接熱影響部のCTOD特性が優れた鋼およびその製造方法

技術分野

本発明は小入熱溶接から中入熱溶接の溶接熱影響部（HAZ）のCTOD特性が優れた鋼およびその製造法に関し、特に、小入熱溶接から中入熱溶接時に最も靱性が劣化するFL部やIC部のCTOD特性が極めて良好で優れた靱性を示す溶接熱影響部のCTOD特性が優れた鋼およびその製造方法に関するものである。

背景技術

近年、厳しい使用環境で使用する鋼材が要求されており、例えば、北極圏等の寒冷地域等で用いられる海洋構造物や耐震性建築物等の鋼構造物に適した高強度の鋼材として、破壊靱性の指標であるCTOD（Crack Tip Opening Displacement）特性が優れた鋼材が要求されており、溶接部は優れたCTOD特性が必要とされる。

溶接熱影響部（HAZ）のCTOD特性は、FL部（WM（溶接金属）とHAZ（溶接熱影響部）との境界）およびIC部（（Inter critical HAZ：HAZとBM（母材）との境界）の2箇所（ノッチ）で評価されるが、これまではFL部のみが対象とされていた。

これは、試験温度があまり厳しくない条件では、FL部のCTOD特性を満足すれば、IC部のCTOD特性は十分な値が得られるため、問題となっていなかった。

しかしながら、 -60°C 程度の厳しい試験条件では、IC部で低

C T O D 値が発生するケースがかなりの頻度で発生することが分かり、その対策が求められていた。

たとえば、小～中入熱の溶接継手で -60°C の厳しい試験温度で良好なC T O D 特性が得られることを示している技術があるが（例えば、特開 2 0 0 7 - 0 0 2 2 7 1 号公報）、ここでは I C 部の C T O D 特性の記述はなされていない。

発明の開示

そこで、本発明は小～中入熱の多層溶接等において -60°C の F L 部の C T O D 特性に加え、I C 部の C T O D 特性も満足させるこれまでにない優れた C T O D（破壊靱性）特性を有する高強度の鋼およびその製造方法を提供することを課題とするものである。

本発明者らは、小入熱溶接から中入熱溶接時に最も靱性が劣化する溶接部の F L 部と I C 部との両方の C T O D 特性を向上させることについて鋭意研究した。

その結果、F L 部と I C 部との両方の C T O D 特性の向上には、非金属介在物の低減が最も重要で、このため O（鋼中酸素）の低減が必須であるが、O の低減により粒内変態フェライト（I G F）が減少するので、F L 部の C T O D 特性を劣化させる合金元素の低減が必要となること、そして、I C 部の C T O D 特性の向上は鋼中酸素の低減だけでは難しく、硬さの低減が有効であることを見出し、本発明を完成した。

本発明の要旨は以下のとおりである。

（１）質量％で、

C : 0 . 0 1 5 ~ 0 . 0 4 5 %、

S i : 0 . 0 5 ~ 0 . 2 %、

M n : 1 . 5 0 ~ 2 . 0 %、

Cu : 0.25 ~ 0.5 %、

Ni : 0.70 ~ 1.5 %、

P : 0.008 % 以下

S : 0.005 % 以下、

Al : 0.004 % 以下、

Ti : 0.005 ~ 0.015 %、

Nb : 0.005 % 以下、

O : 0.0015 ~ 0.0035 %、

N : 0.002 ~ 0.006 %

を含有し、 P_{CTOD} が 0.065 以下および $CeqH$ が 0.235 以下で、

残部が鉄および不可避的不純物からなることを特徴とする溶接熱影響部の CTOD 特性が優れた鋼。

ここで、

$$P_{CTOD} = C + \frac{1}{22}Cu + \frac{1}{67}Ni$$

$$CeqH = C + \frac{1}{4.16}Si + \frac{1}{14.9}Mn + \frac{1}{12.9}Cu + \frac{1}{105}Ni + 1.12Nb$$

(2) 質量%で、

C : 0.015 ~ 0.045 %、

Si : 0.05 ~ 0.2 %、

Mn : 1.50 ~ 2.0 %、

Cu : 0.25 ~ 0.5 %、

Ni : 0.70 ~ 1.5 %、

P : 0.008 % 以下

S : 0.005 % 以下、

Al : 0.004 % 以下、

Ti : 0.005 ~ 0.015 %、

Nb : 0.005 % 以下、

O : 0.0015 ~ 0.0035 %、

N : 0.002 ~ 0.006 %、

を含有し、

V : 0.005 ~ 0.020 %、

を更に含有し、かつ

P_{CTOD} が 0.065 以下および $CeqH$ が 0.235 以下で、
残部が鉄および不可避免的不純物からなることを特徴とする溶接熱影響部の CTOD 特性が優れた鋼。

ここで、

$$P_{CTOD} = C + \frac{1}{3}V + \frac{1}{22}Cu + \frac{1}{67}Ni$$

$$CeqH = C + \frac{1}{4.16}Si + \frac{1}{14.9}Mn + \frac{1}{12.9}Cu + \frac{1}{105}Ni + 1.12Nb + \frac{1}{1.82}V$$

(3) 質量%で、

C : 0.015 ~ 0.045 %、

Si : 0.05 ~ 0.2 %、

Mn : 1.50 ~ 2.0 %、

Cu : 0.25 ~ 0.5 %、

Ni : 0.70 ~ 1.5 %、

P : 0.008 % 以下

S : 0.005 % 以下、

Al : 0.004 % 以下、

Ti : 0.005 ~ 0.015 %、

Nb : 0.005 % 以下、

O : 0.0015 ~ 0.0035 %、

N : 0.002 ~ 0.006 %、

を含有し、 P_{CTOD} が 0.065 以下および $CeqH$ が 0.235 以下で、

残部が鉄および不可避免的不純物からなる鋼を連続鑄造法によってスラブとし、その後 950 ~ 1100 °C の温度に再加熱後、加工熱処理することを特徴とする溶接熱影響部の CTOD 特性が優れた鋼の製造法。

ここで、

$$P_{CTOD} = C + \frac{1}{22}Cu + \frac{1}{67}Ni$$

$$CeqH = C + \frac{1}{4.16}Si + \frac{1}{14.9}Mn + \frac{1}{12.9}Cu + \frac{1}{105}Ni + 1.12Nb$$

(4) 質量%で、

C : 0.015 ~ 0.045 %、

Si : 0.05 ~ 0.2 %、

Mn : 1.5 ~ 2.0 %、

Cu : 0.25 ~ 0.5 %、

Ni : 0.7 ~ 1.5 %、

P : 0.008 % 以下

S : 0.005 % 以下、

Al : 0.004 % 以下、

Ti : 0.005 ~ 0.015 %、

Nb : 0.005 % 以下、

O : 0.0015 ~ 0.0035 %、

N : 0.002 ~ 0.006 %、

を含有し、

V : 0.005 ~ 0.02 %、

を更に含有し、かつ

P_{CTOD} が 0.065 以下および $CeqH$ が 0.235 以下で、残部が鉄および不可避免的不純物からなる鋼を連続鑄造法によってスラブとし、その後 950～1100℃の温度に再加熱後、加工熱処理することを特徴とする溶接熱影響部の CTOD 特性が優れた鋼の製造法。

ここで、

$$P_{CTOD} = C + \frac{1}{3}V + \frac{1}{22}Cu + \frac{1}{67}Ni$$

$$CeqH = C + \frac{1}{4.16}Si + \frac{1}{14.9}Mn + \frac{1}{12.9}Cu + \frac{1}{105}Ni + 1.12Nb + \frac{1}{1.82}V$$

本発明により製造した鋼は、小～中入熱の多層溶接等の溶接時に最も靱性が劣化する FL 部及び IC 部の CTOD 特性が極めて良好で優れた靱性を示す。これにより、海洋構造物、耐震性建築物等の厳しい環境で使用される高強度の鋼材の製造を可能とした。

図面の簡単な説明

図 1 は、 P_{CTOD} と FL 相当再現熱サイクル試験での CTOD 特性との関係を示す図である。

図 2 は、ICHAZ 相当再現熱サイクル試験での HAZ の硬さと CTOD 特性の関係を示す図である。

図 3 は、 $CeqH$ と ICHAZ 相当再現熱サイクル試験での HAZ の硬さの関係を示す図である。

発明を実施するための最良の形態

以下本発明を詳細に説明する。

本発明者らの研究によれば、小～中入熱（板厚 50mm で 1.

5 ～ 6 . 0 k J / m m) 溶接 H A Z の - 6 0 ℃ の F L 部 と I C 部 の C T O D 特性を満足させるためには、

1) F L 部の C T O D 特性を満足させ、I C 部の C T O D 特性を向上させるため、酸化物系の非金属介在物の低減が最も重要で、このため O (鋼中酸素) の低減が必須である。

つまり、従来の技術では、優れた F L 部の C T O D 特性のためには、T i 酸化物に代表される酸化物系の非金属介在物を粒内変態フェライト (I G F : I n t r a g r a n u l a r F e r r i t e) を変態核として利用するため、ある程度の O の添加が必要であった。本発明者の研究では、- 6 0 ℃ の F L 部 と I C 部の C T O D 特性を向上させるためには、酸化物系の非金属介在物の低減が必要なことを見出した。

O の低減により I G F が減少するため、F L 部の C T O D 特性を劣化させる合金元素の低減が必要となる。図 1 に、F L 相当再現 H A Z の C T O D 特性と P_{CTOD} との関係を示す。ここで、鋼成分パラメータとしての P_{CTOD} は、多数の実験室溶解鋼での F L 相当再現 H A Z の C T O D 特性 ($T_{\delta c 0.1 (FL)}$) と鋼成分の解析から導出した経験式である。

$$P_{CTOD} = C + V / 3 + Cu / 22 + Ni / 67$$

図 1 に示した F L 相当再現 H A Z において、 $T_{\delta c 0.1 (FL)} \leq -110$ ℃ という目標レベルは、多数の実験で得られた知見であり、板厚 50 ～ 100 mm の鋼板の実継手 F L ノッチにおいて、- 60 ℃ で安定して 0 . 25 mm 以上の C T O D 値をえるための必要値である。図 1 から、F L 相当再現 H A Z において、 $T_{\delta c 0.1 (FL)} \leq -110$ ℃ とするためには、鋼成分パラメータ P_{CTOD} を 0 . 065 % 以下に制御する必要があることがわかる。

図 1 の $T_{\delta c 0.1 (FL)}$ は、F L 相当再現熱サイクル処理 (T

ripple cycle) は、1st: 1400℃ (800~500℃: 15sec)、2nd: 760℃ (760~500℃: 22sec)、3rd: 500℃ (500~300℃: 60sec) を施した断面10mm×20mmの試験片を、BS5762法 (British Standards) のCTOD試験により得られたものである。こので、 $T_{\delta c 0.1}(FL)$ は、各試験温度で3本実施したCTOD (δc) 値の最低値が0.1mmを超える温度 (℃) を意味する。なお、CTOD試験における板厚効果を考慮すると、板厚50~100mmの鋼板の実継手FLノッチで-60℃で安定して0.25mm以上のCTOD値をえるためには、経験的に $T_{\delta c 0.1}(FL)$ を-110℃以下にする必要がある。

2) IC部のCTOD特性の向上は鋼中酸素の低減だけでは難しく、硬さの低減が有効であることを見出した。

図2に後述するIntercritical HAZ (ICHAZ) 相当の再現熱サイクルを受けた試験片のCTOD特性とICHAZ相当HAZの硬さの関係を、図3に鋼成分硬さパラメータCeqHとICHAZ相当HAZの硬さの関係を示す。

ここで、図2に示したICHAZ相当の再現HAZ (断面10mm×20mm) の $T_{\delta c 0.1}(ICHAZ)$ が-110℃以下という目標レベルは、多数の実験で得られた知見であり、板厚50~100mmの鋼板の実継手のICノッチの-60℃で0.25mm程度のCTOD値を得るための必要値である。

図2、3から再現HAZの $T_{\delta c 0.1}(ICHAZ)$ を-110℃以下とするためには、硬さをHv176以下、鋼成分硬さパラメータCeqHを0.235以下に制御する必要があることが分かる。より硬さを低くするために、0.225以下が望ましい。

なお、試験方法としては、CTOD試験方法のBS5762法 (

British Standards) を適用し、I C H A Z 相当再現熱サイクル条件 (T r i p l e c y c l e) は、1 s t : P T 9 5 0 ° C (8 0 0 ~ 5 0 0 ° C : 2 0 s e c) 、 2 n d : 7 7 0 ° C (7 7 0 ~ 5 0 0 ° C : 2 2 s e c) 、 3 r d : 4 5 0 ° C (4 5 0 ~ 3 0 0 ° C : 6 5 s e c) である。

ここで、

$$CeqH = C + \frac{1}{4.16} Si + \frac{1}{14.9} Mn + \frac{1}{12.9} Cu + \frac{1}{105} Ni + 1.12 Nb + \frac{1}{1.82} V$$

と定義される。

P_{C T O D} や C e q H の量を制限しても、その他の合金元素を適正化しなければ、高強度と優れた C T O D 特性を兼ね備えた鋼は製造できない。

以下に鋼成分の限定範囲と理由を述べる。ここで記載した%は質量%を意味する。

C : 0 . 0 1 5 ~ 0 . 0 4 5 %、

C は強度を得るため 0 . 0 1 5 % 以上は必要であるが、0 . 0 4 5 % 超では溶接 H A Z の特性を劣化させ、- 6 0 ° C の C T O D 特性を満足できないため 0 . 0 4 5 % を上限とする。

S i : 0 . 0 5 ~ 0 . 2 %、好ましくは 0 . 1 5 % 以下

S i は良好な H A Z 靱性を得るため少ない方が好ましいが、発明鋼では A 1 を添加してないため、脱酸上 0 . 0 5 % 以上は必要である。しかしながら、0 . 2 % 超では H A Z 靱性を害するため、0 . 2 % を上限とする。より良好な H A Z 靱性を得るために、0 . 1 5 % 以下が望ましい。

M n : 1 . 5 ~ 2 . 0 %、好ましくは 1 . 8 % 以下

M n はミクロ組織を適正化する効果が大きく安価な元素であることや H A Z 靱性を害することが少ないため添加量を多くしたいが、2

． 0 % 超では I C H A Z の硬さを増加し、靱性が劣化するため 2 . 0 % を上限とした。また、1 . 5 % 未満では効果が少ないので下限を 1 . 5 % とした。より H A Z 靱性を改善するために、1 . 8 % 以下が望ましい。

P : 0 . 0 0 8 % 以下、好ましくは 0 . 0 0 5 % 以下

S : 0 . 0 0 5 % 以下、好ましくは 0 . 0 0 3 % 以下

P、S は不可避不純物として含有され、母材靱性、H A Z 靱性からともに少ない方が良いが、工業生産的な制約もあり、それぞれ 0 . 0 0 8 %、0 . 0 0 5 % を上限とした。より良好な H A Z 靱性を得るために、P : 0 . 0 0 5 % 以下、S : 0 . 0 0 3 % 以下が望ましい。

A l : 0 . 0 0 4 % 以下、

A l は T i 酸化物を生成させるため少ない方が好ましいが、工業生産的に制約があり、0 . 0 0 4 % が上限である。

T i : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 1 5 %、好ましくは 0 . 0 1 3 % 以下

T i は T i 酸化物を生成させミクロ組織を微細化させるが、多すぎると T i C を生成し、H A Z 靱性を劣化させるため、0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 1 5 % が適正範囲である。より H A Z 靱性を改善するために、0 . 0 1 3 % 以下が望ましい。

O : 0 . 0 0 1 5 ~ 0 . 0 0 3 5 %、好ましくは 0 . 0 0 3 0 % 以下

O は T i の F L 部の I G F の生成核としての酸化物の生成性から 0 . 0 0 1 5 % 以上が必須であるしかし、O が多すぎると酸化物のサイズおよび個数が過大となって I C 部の C T O D 特性を劣化させるため、0 . 0 0 1 5 ~ 0 . 0 0 3 5 % を制限範囲とした。より良好な H A Z 靱性を得るために、0 . 0 0 3 0 % 以下が、より好ましくは 0 . 0 0 2 8 % 以下が望ましい。

N : 0.002 ~ 0.006 %、好ましくは 0.005 % 以下
N は Ti 窒化物生成に必要であるが、0.002 % 未満では効果が少なく、0.006 % 超では鋼片製造時に表面疵が発生するため上限を 0.006 % とした。より良好な HAZ 韌性を得るために、0.005 % 以下が望ましい。

V : 0.005 ~ 0.02 %、

さらに、基本となる成分に V を添加する目的は、母材強度の向上に有効なためであるが、この効果を発揮させるためには 0.005 % 以上とすることが必要である。一方、0.02 % を超えて添加すると HAZ 韌性を害することとなるので、HAZ 韌性を大きく害しない範囲として、V の上限を 0.02 % 以下とした。

Cu : 0.25 ~ 0.5 %、

Ni : 0.7 ~ 1.5 %、好ましくは 0.9 % 以上

Cu、Ni は HAZ の韌性の劣化が少なく、母材の強度を向上させる効果があり有効で、ICHAZ の硬さの増加も少なく有効であるが、高価な合金であるため、それぞれ Cu : 0.25 ~ 0.5 %、Ni : 0.7 ~ 1.5 を制限範囲とした。Ni については、HAZ 韌性を改善するため、0.9 ~ 1.5 % が望ましい。

Nb : 0.005 % 以下

Nb は母材の強度と韌性の観点から有益であるが、HAZ 韌性には有害である。このため、HAZ 韌性を著しく低下しない範囲である 0.005 % まで添加できる。ただし、より HAZ 韌性を改善させるために、0.001 % 以下に制限することがより望ましい。

鋼の成分を上記のように限定しても製造法が適切でなければ目的とした効果は発揮できない。このため、製造条件についても限定が必要である。

本発明鋼は工業的には連続鑄造法で製造することが必須である。

その理由は溶鋼の凝固冷却速度が速く、スラブ中に微細なTi酸化物とTi窒化物を多量に生成することが可能なためである。

スラブの圧延に際し、その再加熱温度は950～1100℃とする必要がある。再加熱温度が1100℃を超えるとTi窒化物が粗大化して母材の靱性劣化やHAZ靱性改善効果が期待できないためである。

また、950℃未満の再加熱温度では、圧延の負荷が大きく、生産性を阻害するため、950℃が下限の再加熱温度である。

つぎに、再加熱後の製造法は加工熱処理が必須である。加工熱処理は圧延温度を鋼成分に適した狭い範囲に制御し、その後に必要に応じて水冷等を施す処理であり、これの処理により、オーステナイト粒の微細化、およびミクロ組織の微細化を行うことができ、これにより鋼材の強度向上や靱性を改善させることができる製造方法である。

本発明鋼でも優れたHAZ靱性が得られても、母材の靱性が劣っていると鋼材としては不十分なため加工熱処理法が必須である。

加工熱処理の方法としては、1) 制御圧延、2) 制御圧延－加速冷却、3) 圧延後直接焼入れ－焼戻しが挙げられるが、好ましい方法は制御圧延－加速冷却法である。なお、この鋼を製造後、脱水素などの目的でAr3変態点以下の温度に再加熱しても、本発明の特徴を損なうものでない。

実施例

以下、実施例及び比較例に基づいて本発明を説明する。

転炉－連続鑄造－厚板工程で種々の鋼成分の厚鋼板を製造し、母材強度や溶接継手のCTOD試験を実施した。

溶接は一般的に試験溶接として用いられている潜弧溶接(SAW

）法で、溶接溶け込み線（FL）が垂直になるようにK開先で溶接入熱は4.5～5.0 kJ/mmで実施した。

CTOD試験はt（板厚）×2tのサイズでノッチは50%疲労亀裂で実施し、ノッチ位置はFL（WMとHAZの境界）およびIC（HAZとBMの境界）の2箇所、-60℃でそれぞれ5本の試験を実施した。

表1に鋼の化学成分を示し、表2に製造条件及び母材（BM）、溶接継手の特性を示す。

表2中の熱処理方法の記号は、以下の熱処理方法を示す。

CR：制御圧延（強度・靱性に最適な温度域での圧延）

ACC：加速冷却（制御圧延に400℃～600℃の温度域まで水冷後放冷）

DQ：圧延直後焼入れ－焼戻し処理（圧延直後に常温まで水冷し、その後に焼戻し処理）

また、表2中の溶接継手のCTOD試験結果において、 δ_{cA} は、各5本の平均値を、 δ_{cmin} は、各5本のうちの最低値を示す。

本発明で製造した鋼板（本発明鋼）は降伏強度（YS）が423 N/mm²以上、引張強度が501 N/mm²以上で、-60℃のCTOD値がFLノッチの δ_c 最小値（min）で0.37 mm以上、ICノッチの δ_c 最小値（min）で0.53 mm以上の良好な破壊靱性を示した。

これに対し、比較鋼は、強度は発明鋼と同等ではあるが、CTOD値が劣り、厳しい環境下で使用する鋼板として適切でない。

比較鋼16は、 P_{CTOD} 値が本発明鋼の制限内であるがAlやNbが添加されているため、FLノッチのCTOD値が低い値であった。

比較鋼 17 は、C、Mn が多すぎ、Nb も添加されているため P_{CTOD} 値や $CeqH$ 値が本発明鋼の制限範囲外となっており、FL ノッチと IC ノッチともに低い $CTOD$ 値であった。

比較鋼 18 は、O が低すぎ、Nb も添加されているため、FL ノッチの $CTOD$ 値が低い値であった。

比較鋼 19 は、 P_{CTOD} 値は発明鋼の制限内であるが、Al が多すぎ、Nb も添加されており、FL ノッチの $CTOD$ 値は低い値であった。また、 $CeqH$ が高すぎるため、IC ノッチの $CTOD$ 値も低い値であった。

比較鋼 20 は、O が低すぎるため、FL ノッチの $CTOD$ 値が低い値であった。

表 1

区分	化学成分 (mass%, O, N : ppm)														O	N	P _{C10D}	CeqH
	鋼	C	Si	Mn	Cu	Ni	Nb	V	Al	Ti	P	S						
本 発 明 鋼	1	0.015	0.12	1.68	0.45	1.50	0	0	0.003	0.010	0.003	0.002			27	44	0.058	0.206
	2	0.017	0.1	1.96	0.26	0.71	0	0	0.003	0.009	0.005	0.003			19	40	0.039	0.199
	3	0.020	0.1	1.65	0.42	1.47	0	0	0.003	0.009	0.004	0.002			19	40	0.061	0.201
	4	0.020	0.1	1.78	0.32	0.87	0	0	0.003	0.009	0.003	0.001			19	40	0.047	0.197
	5	0.022	0.12	1.63	0.40	1.45	0	0	0.003	0.011	0.004	0.002			22	45	0.062	0.205
	6	0.024	0.1	1.64	0.42	1.32	0	0	0.004	0.009	0.005	0.002			26	43	0.063	0.203
	7	0.026	0.11	1.64	0.39	1.28	0	0	0.004	0.010	0.004	0.003			30	36	0.063	0.205
	8	0.029	0.08	1.64	0.40	1.22	0	0	0.004	0.008	0.003	0.001			20	52	0.065	0.201
	9	0.030	0.09	1.63	0.38	1.18	0	0	0.003	0.011	0.005	0.001			24	44	0.065	0.202
	10	0.027	0.12	1.64	0.25	1.23	0	0.02	0.003	0.011	0.005	0.002			25	35	0.063	0.218
	11	0.032	0.13	1.61	0.33	1.18	0	0	0.003	0.009	0.003	0.001			31	28	0.065	0.208
	12	0.034	0.12	1.6	0.30	1.15	0	0	0.002	0.011	0.004	0.003			28	31	0.065	0.204
	13	0.037	0.11	1.63	0.20	1.06	0	0.01	0.002	0.009	0.005	0.002			32	42	0.065	0.209
	14	0.039	0.12	1.63	0.25	0.92	0	0	0.002	0.008	0.003	0.002			31	47	0.064	0.205
	15	0.042	0.11	1.64	0.26	0.78	0.003	0	0.002	0.008	0.004	0.001			26	41	0.065	0.209
	16	0.038	0.13	1.97	0	0	0.027	0	0.025	0.008	0.004	0.003			25	28	0.065	0.232
	17	0.051	0.12	2.03	0	0	0.015	0.023	0.003	0.010	0.005	0.003			26	25	0.074	0.246
	18	0.042	0.14	1.65	0.20	0.45	0.026	0	0.003	0.013	0.003	0.002			12	30	0.084	0.235
	19	0.038	0.11	2.13	0.15	0.30	0.017	0	0.026	0.009	0.004	0.002			30	32	0.066	0.241
	20	0.028	0.13	1.64	0.45	1.63	0	0	0.003	0.010	0.005	0.001			10	28	0.073	0.220
比 較 鋼																		

表 2

鋼区分	加熱温度 (°C)	熱処理法	t (mm)	母材 (BM) 強度		溶接継手のCTOD試験結果		
				YS (N/mm ²)	TS (N/mm ²)	FLノッチ		ICノッチ
						δ_{cav} (mm)	δ_{cmin} (mm)	δ_{cav} (mm)
1	1100	ACC	50	442	509	0.62	0.48	0.73
2	1050	ACC	45	447	513	0.76	0.58	0.91
3	1050	CR	45	460	533	0.80	0.61	0.86
4	1100	ACC	50	442	511	0.68	0.54	0.77
5	1100	ACC	50	448	522	0.64	0.51	0.72
6	1100	DQ	55	432	502	0.81	0.65	0.90
7	1050	DQ	55	433	505	0.78	0.61	0.88
8	1050	ACC	50	438	508	0.77	0.63	0.95
9	1100	ACC	50	436	508	0.82	0.58	0.93
10	1050	DQ	60	426	502	0.74	0.55	0.82
11	1100	DQ	60	428	503	0.63	0.43	0.91
12	1100	ACC	55	429	505	0.65	0.45	0.93
13	1050	ACC	60	423	501	0.57	0.43	0.95
14	1050	DQ	55	425	505	0.55	0.40	0.97
15	1100	ACC	50	424	512	0.52	0.37	0.84
16	1150	ACC	50	412	513	0.08	0.03	0.54
17	1100	ACC	60	441	546	0.06	0.02	0.07
18	1100	ACC	50	429	521	0.07	0.03	0.82
19	1150	ACC	60	443	542	0.14	0.05	0.13
20	1100	ACC	50	475	545	0.24	0.07	0.83

請 求 の 範 囲

1. 質量%で、

C : 0.015 ~ 0.045 %、

Si : 0.05 ~ 0.2 %、

Mn : 1.5 ~ 2.0 %、

Cu : 0.25 ~ 0.5 %、

Ni : 0.7 ~ 1.5 %、

P : 0.008 %以下

S : 0.005 %以下、

Al : 0.004 %以下、

Ti : 0.005 ~ 0.015 %、

Nb : 0.005 %以下、

O : 0.0015 ~ 0.0035 %、

N : 0.002 ~ 0.006 %

を含有し、 P_{CTOD} が0.065以下および $CeqH$ が0.235以下で、残部が鉄および不可避免的不純物からなることを特徴とする溶接熱影響部のCTOD特性が優れた鋼。

ここで、

$$P_{CTOD} = C + Cu / 22 + Ni / 67$$

$$CeqH = C + Si / 4.16 + Mn / 14.9 + Cu / 12.9 + Ni / 105 + 1.12Nb$$

2. 質量%で、

C : 0.015 ~ 0.045 %、

Si : 0.05 ~ 0.2 %、

Mn : 1.5 ~ 2.0 %、

Cu : 0.25 ~ 0.5 %、

N i : 0 . 7 ~ 1 . 5 %、

P : 0 . 0 0 8 % 以下

S : 0 . 0 0 5 % 以下、

A l : 0 . 0 0 4 % 以下、

T i : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 1 5 %、

N b : 0 . 0 0 5 % 以下、

O : 0 . 0 0 1 5 ~ 0 . 0 0 3 5 %、

N : 0 . 0 0 2 ~ 0 . 0 0 6 %

を含有し、

V : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 2 %

を更に含有し、かつ P_{CTOD} が 0 . 0 6 5 以下および $CeqH$ が 0 . 2 3 5 以下で、残部が鉄および不可避免的不純物からなることを特徴とする溶接熱影響部の CTOD 特性が優れた鋼。

ここで、

$$P_{CTOD} = C + V / 3 + Cu / 22 + Ni / 67$$

$$CeqH = C + Si / 4.16 + Mn / 14.9 + Cu / 12.9 + Ni / 105 + 1.12Nb + V / 1.82$$

3. 質量%で、

C : 0 . 0 1 5 ~ 0 . 0 4 5 %、

Si : 0 . 0 5 ~ 0 . 2 %、

Mn : 1 . 5 ~ 2 . 0 %、

Cu : 0 . 2 5 ~ 0 . 5 %、

Ni : 0 . 7 ~ 1 . 5 %、

P : 0 . 0 0 8 % 以下

S : 0 . 0 0 5 % 以下、

Al : 0 . 0 0 4 % 以下、

Ti : 0.005 ~ 0.015 %、

Nb : 0.005 % 以下、

O : 0.0015 ~ 0.0035 %、

N : 0.002 ~ 0.006 %

を含有し、 P_{CTOD} が 0.065 以下および $CeqH$ が 0.235 以下で、残部が鉄および不可避免的不純物からなる鋼を連続鋳造法によってスラブとし、その後 950 ~ 1100℃ の温度に再加熱後、加工熱処理することを特徴とする溶接熱影響部の CTOD 特性が優れた鋼の製造法。

ここで、

$$P_{CTOD} = C + Cu / 22 + Ni / 67$$

$$CeqH = C + Si / 4.16 + Mn / 14.9 + Cu / 12.9 + Ni / 105 + 1.12Nb$$

4. 質量%で、

C : 0.015 ~ 0.045 %、

Si : 0.05 ~ 0.2 %、

Mn : 1.5 ~ 2.0 %、

Cu : 0.25 ~ 0.5 %、

Ni : 0.7 ~ 1.5 %、

P : 0.008 % 以下

S : 0.005 % 以下、

Al : 0.004 % 以下、

Ti : 0.005 ~ 0.015 %、

Nb : 0.005 % 以下、

O : 0.0015 ~ 0.0035 %、

N : 0.002 ~ 0.006 %

を含有し、

V : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 2 %

を更に含有し、かつ P_{CTOD} が 0 . 0 6 5 以下および $CeqH$ が 0 . 2 3 5 以下で、

残部が鉄および不可避免的不純物からなる鋼を連続鑄造法によってスラブとし、その後 9 5 0 ~ 1 1 0 0 °C の温度に再加熱後、加工熱処理することを特徴とする溶接熱影響部の CTOD 特性が優れた鋼の製造法。

ここで、

$$P_{CTOD} = C + V / 3 + Cu / 22 + Ni / 67$$

$$CeqH = C + Si / 4.16 + Mn / 14.9 + Cu / 12.9 + Ni / 105 + 1.12Nb + V / 1.82$$

Fig.1

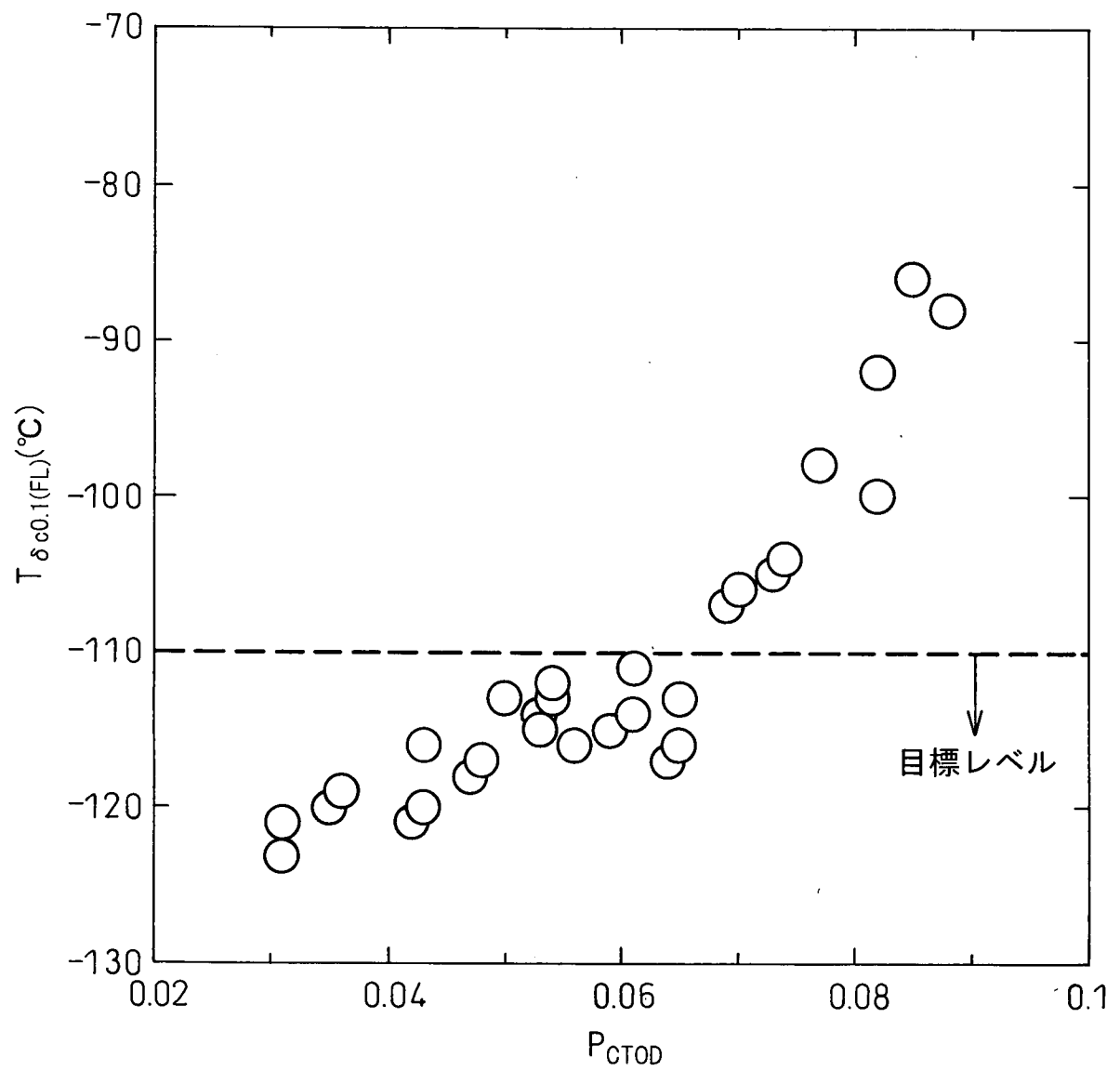


Fig.2

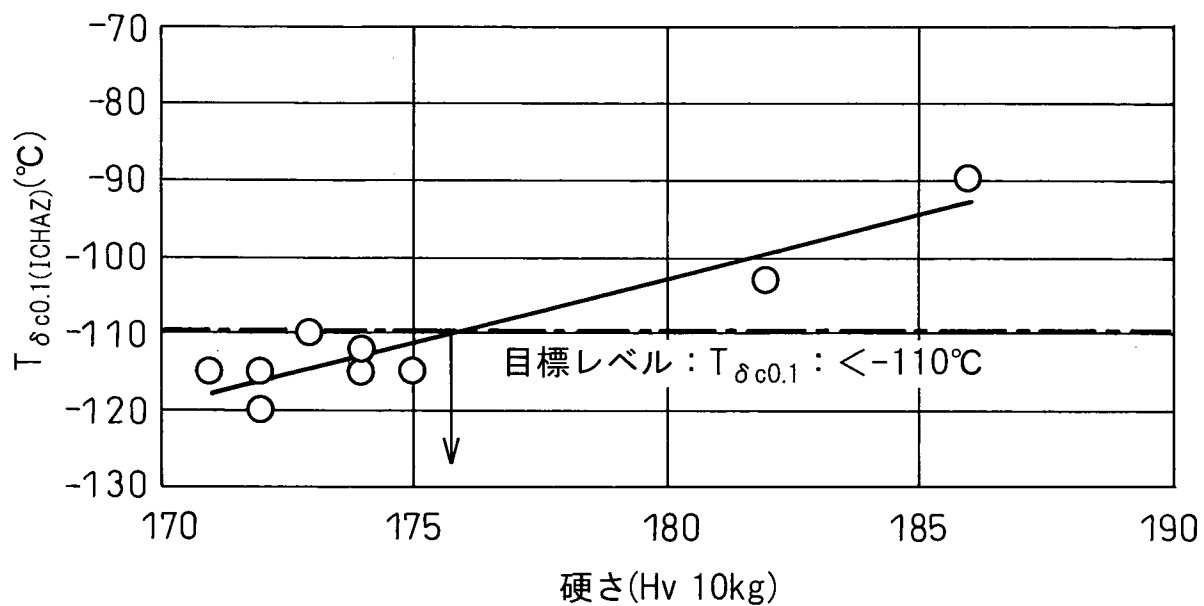
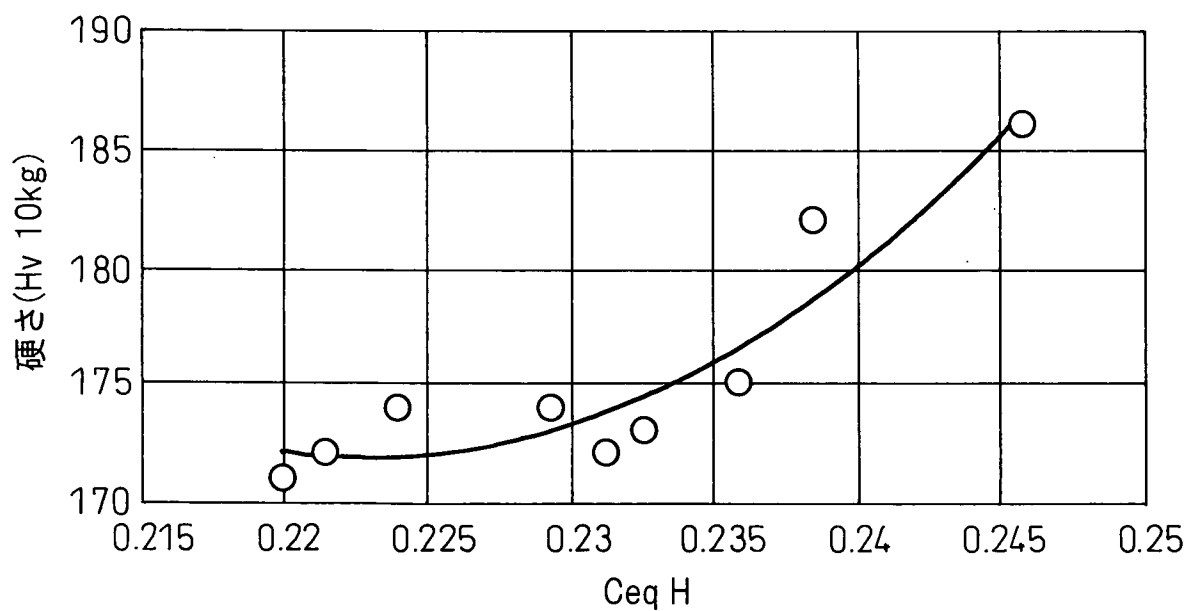


Fig.3



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2008/072461

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, B22D11/00(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C22C38/16(2006.01)i

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

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C1/00-49/14, B22D11/00, C21D8/02

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2009
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2009	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2009

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 62-240747 A (Nippon Steel Corp.), 21 October, 1987 (21.10.87), Full text (Family: none)	1-4
A	JP 2007-2271 A (Nippon Steel Corp.), 11 January, 2007 (11.01.07), Full text (Family: none)	1-4
A	JP 1-159356 A (Nippon Steel Corp.), 22 June, 1989 (22.06.89), Full text (Family: none)	1-4

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

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

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

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

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

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

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

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

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

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
03 February, 2009 (03.02.09)

Date of mailing of the international search report
10 February, 2009 (10.02.09)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2008/072461

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 4-103742 A (Nippon Steel Corp.), 06 April, 1992 (06.04.92), Full text (Family: none)	1-4
A	JP 7-278653 A (Nippon Steel Corp.), 24 October, 1995 (24.10.95), Full text (Family: none)	1-4

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（I P C）） Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, B22D11/00(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C22C38/16(2006.01)i			
B. 調査を行った分野 調査を行った最小限資料（国際特許分類（I P C）） Int.Cl. C22C1/00-49/14, B22D11/00, C21D8/02			
最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの 日本国実用新案公報 日本国公開実用新案公報 日本国実用新案登録公報 日本国登録実用新案公報 1 9 2 2 - 1 9 9 6 年 1 9 7 1 - 2 0 0 9 年 1 9 9 6 - 2 0 0 9 年 1 9 9 4 - 2 0 0 9 年			
国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）			
C. 関連すると認められる文献			
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示		関連する 請求の範囲の番号
A	JP 62-240747 A（新日本製鐵株式会社）1987. 10. 21, 全文（ファミリーなし）		1 - 4
A	JP 2007-2271 A（新日本製鐵株式会社）2007. 01. 11, 全文（ファミリーなし）		1 - 4
A	JP 1-159356 A（新日本製鐵株式会社）1989. 06. 22, 全文（ファミリーなし）		1 - 4
☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。 ☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。			
* 引用文献のカテゴリー 「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの 「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの 「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す） 「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献 「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願日の後に公表された文献 「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの 「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの 「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの 「&」 同一パテントファミリー文献			
国際調査を完了した日 0 3 . 0 2 . 2 0 0 9		国際調査報告の発送日 1 0 . 0 2 . 2 0 0 9	
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁（I S A / J P） 郵便番号 1 0 0 - 8 9 1 5 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） 河野 一夫 電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 4 3 5	

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 4-103742 A (新日本製鐵株式会社) 1992. 04. 06, 全文 (ファミリーなし)	1 - 4
A	JP 7-278653 A (新日本製鐵株式会社) 1995. 10. 24, 全文 (ファミリーなし)	1 - 4