

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2016-216819

(P2016-216819A)

(43) 公開日 平成28年12月22日(2016.12.22)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
<b>C 2 2 C 38/00 (2006.01)</b>	C 2 2 C 38/00 3 O 1 F	4 K O 1 3
<b>C 2 2 C 38/38 (2006.01)</b>	C 2 2 C 38/38	4 K O 3 2
<b>C 2 2 C 38/58 (2006.01)</b>	C 2 2 C 38/58	
C 2 1 C 7/064 (2006.01)	C 2 1 C 7/064 Z	
C 2 1 C 7/06 (2006.01)	C 2 1 C 7/06	

審査請求 未請求 請求項の数 7 O L (全 25 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2016-64064 (P2016-64064)	(71) 出願人	000001199 株式会社神戸製鋼所
(22) 出願日	平成28年3月28日 (2016. 3. 28)		兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号
(31) 優先権主張番号	特願2015-104617 (P2015-104617)	(74) 代理人	110002000 特許業務法人栄光特許事務所
(32) 優先日	平成27年5月22日 (2015. 5. 22)	(72) 発明者	河盛 誠 兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号 株式会社神戸製鋼所内
(33) 優先権主張国	日本国 (JP)	(72) 発明者	湯瀬 文雄 兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号 株式会社神戸製鋼所内
		(72) 発明者	名古 秀徳 兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号 株式会社神戸製鋼所内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 厚鋼板及び溶接継手

(57) 【要約】

【課題】耐サワー性に優れた厚鋼板を提供する。

【解決手段】 C : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 2 %、S i : 0 . 0 2 ~ 0 . 5 0 %、M n : 0 . 6 ~ 2 . 0 %、P : 0 . 0 3 0 % 以下、S : 0 . 0 0 4 % 以下、A l : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 8 0 %、C r : 0 . 1 7 ~ 1 . 5 0 %、N b : 0 . 0 0 2 ~ 0 . 0 5 0 %、R E M : 0 . 0 0 0 2 ~ 0 . 0 5 %、Z r : 0 . 0 0 0 3 ~ 0 . 0 1 %、C a : 0 . 0 0 0 3 ~ 0 . 0 0 6 %、N : 0 . 0 1 0 % 以下、O : 0 . 0 0 4 % 以下を含有し、幅が 1 μ m 以上の介在物中の Z r 量が 1 ~ 4 0 %、R E M 量が 5 ~ 5 0 %、A l 量が 3 ~ 3 0 %、C a 量が 5 ~ 6 0 % を満足する厚鋼板とする。

【選択図】 なし

## 【特許請求の範囲】

## 【請求項 1】

質量%で、C：0.01～0.12%、Si：0.02～0.50%、Mn：0.6～2.0%、P：0%超0.030%以下、S：0%超0.004%以下、Al：0.010～0.080%、Cr：0.10～1.50%、Nb：0.002～0.050%、REM：0.0002～0.05%、Zr：0.0003～0.01%、Ca：0.0003～0.006%、N：0%超0.010%以下、O：0%超0.0040%以下を含有し、残部が鉄および不可避的不純物でなる厚鋼板であって、

鋼中に含有される幅が1μm以上の介在物の組成において、介在物中のZr量が1～40%、REM量が5～50%、Al量が3～30%、Ca量が5～60%を満足することを特徴とする厚鋼板。

10

## 【請求項 2】

前記介在物中のS量が0%超20%以下である請求項1記載の厚鋼板。

## 【請求項 3】

$[Cr] / [Nb]$  が10以上である請求項1または2記載の厚鋼板。  
但し、前記した式中、 $[ ]$  は質量%を示す。

## 【請求項 4】

更に、質量%で、Mg：0%超0.005%以下、Ti：0.003～0.030%、Ni：0.01～1.50%、Cu：0.01～1.50%、Mo：0.01～1.50%、V：0.003～0.08%、及び、B：0.0002～0.0032%の1種または2種以上を含有し、

20

$[Cr] + [Mo] + [Ni] + [Cu]$  が2.1以下である請求項1～3のいずれか1項に記載の厚鋼板。

但し、前記した式中、 $[ ]$  は質量%を示す。

## 【請求項 5】

質量%で、Ni：0.01～1.50%を含有し、

$0.25 \times [Cr] + [Ni]$  が0.10～1.50である請求項4記載の厚鋼板。

但し、前記した式中、 $[ ]$  は質量%を示す。

## 【請求項 6】

請求項1～5のいずれか1項に記載の厚鋼板と周溶接金属からなることを特徴とする溶接継手。

30

## 【請求項 7】

下記式で求められる、前記厚鋼板と前記周溶接金属の浸漬電位差  $E$  が25mV以下である請求項6に記載の溶接継手。

$E = \text{周溶接金属の1時間後の浸漬電位 (mV)} - \text{厚鋼板の1時間後の浸漬電位 (mV)}$

## 【発明の詳細な説明】

## 【技術分野】

## 【0001】

本発明は厚鋼板及び溶接継手に関するものであり、より詳しくは、ラインパイプ用、海洋構造物用などエネルギー用構造材の素材鋼板として好適な厚鋼板及び該厚鋼板を用いた溶接継手に関するものである。

40

## 【背景技術】

## 【0002】

近年、世界的なエネルギー需要の増加に伴い、再生可能エネルギーを含めて様々なエネルギーの開発、実用化が進められている。一方で、化石燃料である石油、天然ガス、石炭はエネルギー資源の大部分を占めており、この化石エネルギーを如何にして安全に効率良く、生産、輸送および貯蔵するかについてもエネルギー確保の上で重要な問題であり、特に前記化石エネルギーの生産、輸送などに際しては高機能のエネルギー用鋼材が必要不可欠となる。

50

## 【 0 0 0 3 】

このエネルギー用鋼材は、その機能を果たせず、一度事故を起こした場合は被害が甚大となるため、高い安全性が要求される。

## 【 0 0 0 4 】

エネルギー用鋼材の一つにラインパイプ用鋼があるが、これは石油・天然ガスの輸送に用いられており、同鋼には、構造材としての強度、靱性といった特性のみならず、パイプ内を通過する石油・天然ガスに対する耐性が求められる。近年、石油・天然ガスの油井・ガス井では、産出される油、ガスの質が劣化し、 $H_2S$ が多く混入してきており、これまでの仕様に加えて、耐水素誘起割れ性、即ち耐HIC性に代表される耐サワー性が強く求められてきている。

10

## 【 0 0 0 5 】

また、ラインパイプ用鋼では、輸送や施工時のコスト低減の観点から、パイプの薄肉化が求められている。そのためには、鋼材の強度を向上させる必要があるが、鋼材強度の向上は耐水素誘起割れ性を悪化させるという欠点を併せ持っている。特に、厚鋼板をパイプに加工する際の継目溶接、即ちシーム溶接と、パイプ同士を接合する際の周溶接の2つの熱履歴を受けるTクロス溶接部は、急熱、急冷の複雑な熱履歴を受けるため、溶接熱影響部：HAZにおいて、強度、つまり硬度が上昇し、硫化物応力腐食割れと呼ばれる割れが発生しやすくなる。以下、硫化物応力腐食割れについては、SSCC：sulfide stress corrosion crackingとも述べる。よって、高強度ラインパイプ鋼を実現するためには、Tクロス溶接部の耐SSCC性も、また課題の一つである。

20

## 【 0 0 0 6 】

母材の耐HIC性、或いはTクロス溶接部の耐SSCC性を達成することを目的とした従来技術には、特許文献1に記載された技術等がある。特許文献1には、耐HIC性に悪いとされるブロック状のベイナイト組織を低減し、均一な上部ベイナイトあるいはアシキュラーフェライト組織を発達させることで、母材の耐HIC性を確保しつつ、API規格のX70級高強度厚鋼板を実現した技術が記載されている。

## 【 0 0 0 7 】

一方、特許文献2には、微細Nb, V炭窒化物による析出強化を利用し、引張り強度 $56\text{ kgf/mm}^2$ 以上の高強度を達成できるとした技術が記載されている。しかしながら、この文献には母材の耐HIC性については記載されておらず、また、耐SSCC性については、シーム溶接のHAZのみしか考慮されていない。加えて、実施例に記載された試験条件は、サワー環境、即ち $H_2S$ が多く含まれる環境を模擬した溶液中への浸漬時間が21日と十分に厳しい条件ではない。

30

## 【 0 0 0 8 】

また、特許文献3には、Tクロス溶接部の耐SSCC性を劣化させるとされる硬度上昇を抑制するような成分系が記載されている。しかしながら、この文献に記載された技術では耐SSCC性そのものは評価されておらず、また、母材の耐HIC性については記載されていない。

40

## 【 先行技術文献 】

## 【 特許文献 】

## 【 0 0 0 9 】

【 特許文献 1 】 特開昭 6 1 - 1 6 5 2 0 7 号 公 報

【 特許文献 2 】 特開平 1 - 9 6 3 2 9 号 公 報

【 特許文献 3 】 特開 2 0 0 5 - 1 8 6 1 6 2 号 公 報

## 【 発明の概要 】

## 【 発明が解決しようとする課題 】

## 【 0 0 1 0 】

本発明は、上記従来の問題を解決せんとしてなされたもので、その目的は、耐サワー性、特に耐HIC性に優れた厚鋼板を提供することである。また、本発明の他の目的は、T

50

クロス溶接部の耐SSCC性に優れた溶接継手を実現できる厚鋼板及びTクロス溶接部の耐SSCC性に優れた溶接継手を提供することである。

【課題を解決するための手段】

【0011】

本発明の厚鋼板は、質量%で、C：0.01～0.12%、Si：0.02～0.50%、Mn：0.6～2.0%、P：0%超0.030%以下、S：0%超0.004%以下、Al：0.010～0.080%、Cr：0.10～1.50%、Nb：0.002～0.050%、REM：0.0002～0.05%、Zr：0.0003～0.01%、Ca：0.0003～0.006%、N：0%超0.010%以下、O：0%超0.0040%以下を含有し、残部が鉄および不可避免的不純物となる厚鋼板であって、鋼中に含有される幅が1μm以上の介在物の組成において、介在物中のZr量が1～40%、REM量が5～50%、Al量が3～30%、Ca量が5～60%を満足することを特徴とする。

10

【0012】

また、本発明の厚鋼板は、前記介在物中のS量が0%超20%以下であることが好ましい。

【0013】

また、本発明の厚鋼板は、 $[Cr]/[Nb]$ が10以上であることが好ましい。但し、前記した式中、 $[ ]$ は質量%を示す。

【0014】

また、本発明の厚鋼板は、更に、質量%で、Mg：0%超0.005%以下、Ti：0.003～0.030%、Ni：0.01～1.50%、Cu：0.01～1.50%、Mo：0.01～1.50%、V：0.003～0.08%、及び、B：0.0002～0.0032%の1種または2種以上を含有し、 $[Cr] + [Mo] + [Ni] + [Cu]$ が2.1以下であることが好ましい。但し、前記した式中、 $[ ]$ は質量%を示す。

20

【0015】

また、本発明の厚鋼板は、質量%で、Ni：0.01～1.50%を含有し、 $0.25 \times [Cr] + [Ni]$ が0.10～1.50であることが好ましい。但し、前記した式中、 $[ ]$ は質量%を示す。

【0016】

また、本発明の溶接継手は、上記いずれかの本発明の厚鋼板と周溶接金属からなることを特徴とする。

30

【0017】

本発明の溶接継手は、下記式で求められる、前記厚鋼板と前記周溶接金属の浸漬電位差Eが25mV以下であることが好ましい。

$E = \text{周溶接金属の1時間後の浸漬電位 (mV)} - \text{厚鋼板の1時間後の浸漬電位 (mV)}$

【発明の効果】

【0018】

本発明において開示される発明のうち、代表的なものによって得られる効果を簡単に説明すれば以下のとおりである。

40

【0019】

本発明の一実施の形態によれば、耐サワー性に優れた厚鋼板を提供することができる。また、本発明の厚鋼板を用いてTクロス溶接部の耐SSCC性に優れた溶接継手を提供することができる。

【発明を実施するための形態】

【0020】

本発明者らは、前記した本発明の課題を達成するために、厚鋼板の特性を発揮する上で基本となる鋼の成分組成に加えて、鋼中の介在物制御の観点から鋭意、研究、検討を重ねた。その結果、幅が1μm以上の粗大な介在物を特定の成分組成に保持することによって

50

、耐サワー性に優れた厚鋼板が得られることを見出し、本発明を完成するに至った。ここで、本発明における介在物とは、溶鋼中や凝固時に生じる粗大な析出粒を意味し、具体的には、鋼中の合金成分の酸化物、炭化物、硫化物、窒化物などによる粒子を意味する。

#### 【0021】

まず、母材の耐HIC性の観点で検討したところ、サワー環境では鋼中に水素が侵入した場合、MnSなどの粗大で鋼よりも熱膨張率が大きい介在物はその周囲に粗大なボイドを形成するため、侵入した水素はこのボイドに集中的に滞積して、それらが気化する圧力で鋼に割れ、即ち水素誘起割れが発生・進展するものと推定される。従って、この水素誘起割れの原因となる1 $\mu$ m以上の粗大な介在物を、鋼よりも熱膨張率の大きい介在物から鋼よりも熱膨張率の小さい介在物に転換して造り込むことによって、鋼の耐HIC性を向上、確保できることを確認した。尚、鋼よりも熱膨張率の小さい介在物として具体的にはZr、Al、REMの酸化物などが有効である。

10

#### 【0022】

一方、Tクロス溶接部の耐SSCC性の観点で検討したところ、Tクロス溶接部において、溶接金属の近傍から母材にかけて急激に硬度が変化すると、耐SSCC性が低下することが分かった。これは、硬度変化により該当部位に急激な応力集中が生じるためと考えられる。この溶接金属の近傍から母材にかけて急激な硬度変化は、溶接金属の近傍で硬質のマルテンサイトが生成するのに対し、溶接金属から母材側にある程度離れた部位では軟質のフェライトが生成するためと考えられる。

20

#### 【0023】

この急激な硬度変化を抑制するため、軟質フェライトの低減、硬質マルテンサイトの低減の、両側面から検討を行うこととした。その結果、軟質フェライトの低減については、厚鋼板に合金元素を添加し、焼入れ性を向上させることでフェライト生成が抑制できることを確認した。

#### 【0024】

また、硬質マルテンサイトの低減については、変態の起点となる介在物を、多数分散させることで粒内ベイナイト変態を促進すると共に、 $[Cr]/[Nb]$ を10以上とすることで、粒界における核生成駆動力を上昇させる粒界へのNb偏析が低減されて、粒界からのベイナイト生成が促進され、その結果、溶接金属近傍におけるマルテンサイト生成量を減少できることを確認した。但し、前記した式中、 $[ ]$ は質量%を示す。

30

#### 【0025】

また、CrとNbを添加して焼入れ性を確保することで、母材強度を改善できることも確認した。

#### 【0026】

以下、本発明に係る厚鋼板の成分組成、組織、介在物組成に加え、Tクロス溶接部に用いる溶接金属について、その規定理由を含めて詳細に説明する。以下、組成の表示単位である%は全て質量%を意味する。

#### 【0027】

(厚鋼板の成分組成)

[C: 0.01~0.12%]

40

Cは、厚鋼板の強度確保のために必要不可欠な元素であり、0.01%以上含有させる必要がある。好ましくは0.02%以上であり、より好ましくは0.03%以上である。しかし、C量が過剰であると母材に島状マルテンサイトが生成されやすくなり、これが水素誘起割れの起点となって母材の耐HIC性が劣化する。よって、C量は0.12%以下とする必要がある。好ましくは0.10%以下、より好ましくは0.08%以下である。

#### 【0028】

[Si: 0.02~0.50%]

Siは、脱酸に有効である。これらの効果を得るためSi量を0.02%以上とする。好ましくは0.04%以上であり、より好ましくは0.06%以上である。しかし、Si量が過剰であると母材に島状マルテンサイトが生成されやすくなり、これが水素誘起割れ

50

の起点となって母材の耐HIC性が劣化する。よって、Si量は0.50%以下に抑える必要がある。好ましくは0.45%以下、より好ましくは0.35%以下である。

【0029】

[Mn: 0.6~2.0%]

Mnは、厚鋼板の強度確保のために必要不可欠な元素であり、0.6%以上含有させる必要がある。好ましくは0.8%以上であり、より好ましくは1.0%以上である。しかし、Mn量が過剰であるとMnSを生成し耐HIC性が劣化するため、Mn量の上限を2.0%とする。好ましくは1.9%以下であり、より好ましくは1.8%以下である。

【0030】

[P: 0%超0.030%以下]

Pは、鋼材中に不可避免的に含まれる元素であり、その含有量が0.030%を超えると、耐HIC性、耐SSCC性に悪影響を及ぼす。よって、本発明ではP量を0.030%以下に抑える。好ましくは0.020%以下、より好ましくは0.010%以下である。

【0031】

[S: 0%超0.004%以下]

Sは、多すぎるとMnSを多量に生成して耐HIC性を著しく劣化させるため、本発明ではS量の上限を0.004%とする。好ましくは0.003%以下であり、より好ましくは0.0025%以下、更に好ましくは0.0020%以下である。

【0032】

[Al: 0.010~0.080%]

Alは、介在物の熱膨張率を小さくすることで鋼母相とのポイドを低減し、耐HIC性を改善するのに有効である。また、適正量のAlを含む介在物は、粒内ベイナイトの生成を促進するため、良好な耐SSCC性が得られる。これらの効果を発現させるためには少なくとも0.010%以上含有させる必要がある。Al量は、好ましくは0.020%以上であり、より好ましくは0.025%以上である。しかし、Al量が過剰であるとAl酸化物がクラスター状に生成し水素誘起割れの起点となる。よって、Al量は0.080%以下とする必要がある。Al量は、好ましくは0.060%以下であり、より好ましくは0.050%以下である。

【0033】

[Cr: 0.10~1.50%]

Crは、強度確保に必要不可欠な元素であり、また、Tクロス溶接部の軟質フェライトを抑制することで、耐SSCC性の改善にも寄与する。これらの効果を発現させるためには少なくとも0.10%以上含有させる必要がある。Cr量は、好ましくは0.15%以上であり、より好ましくは0.17%以上、更に好ましくは0.20%以上である。しかし、Cr量が過剰であるとTクロス溶接部の硬質マルテンサイトの増加をもたらす耐SSCC性が低下するので、1.50%以下とする。Cr量は、好ましくは1.00%以下であり、より好ましくは0.80%以下である。

【0034】

[Nb: 0.002~0.050%]

Nbは、強度確保に必要不可欠な元素であり、また、Tクロス溶接部の軟質フェライトを抑制することで、耐SSCC性の改善にも寄与する。これらの効果を発揮させるには少なくとも0.002%以上含有させる必要がある。Nb量は、好ましくは0.005%以上であり、より好ましくは0.010%以上である。しかし、Nb量が過剰であるとTクロス溶接部の硬質マルテンサイトの増加をもたらす耐SSCC性が低下するので、0.050%以下とする。Nb量は、好ましくは0.033%以下であり、より好ましくは0.030%以下である。

【0035】

[REM: 0.0002~0.05%]

REM(希土類元素)は、介在物の熱膨張率を小さくすることで鋼母相とのポイドを低減し、耐HIC性を確保するのに有効である。また、適正量のREMを含む介在物は、粒

10

20

30

40

50

内ベイナイトの生成を促進するため、良好な耐SSCC性を得ることができる。これらの効果を発揮させるには、REMを0.0002%以上含有させる必要がある。REM量は、好ましくは0.0005%以上、より好ましくは0.0010%以上である。一方、REMを過剰に含有させると、固溶REMが粒界に偏析することで粒界強度を低下させ、耐SSCC性を劣化させる。よって、REM量の上限を0.05%とする。鑄造時の浸漬ノズルの閉塞をおさえて生産性を高める観点からは、0.03%以下とすることが好ましく、より好ましくは0.01%以下、更に好ましくは0.005%以下である。尚、本発明において、REMとは、周期律表におけるLaからLuまでの15元素、即ちランタノイド元素と、ScおよびYを意味する。

【0036】

[Zr: 0.0003 ~ 0.01%]

Zrは、介在物の熱膨張率を小さくすることで鋼母相とのポイドを低減し、耐HIC性を改善させる。また、適量のZrを含む介在物は、粒内ベイナイトの生成を促進するため、良好な耐SSCC性を得ることができる。これらの効果を発揮させるには、Zrを0.0003%以上含有させる必要がある。Zr量は、好ましくは0.0005%以上、より好ましくは0.0010%以上である。一方、Zrを過剰に含有させると、溶鋼中の固溶Zrが増加して鑄造中に、酸・硫化物を取り巻くように晶出し、耐HIC性を劣化させる。よって、Zr量の上限を0.01%とする。Zr量は、好ましくは0.007%以下、より好ましくは0.005%以下である。

【0037】

[Ca: 0.0003 ~ 0.006%]

Caは、CaSを形成してSを固定し、MnS生成量を低減させる作用を有することで耐SSCC性を改善させる。また、適量のCaを含む介在物は、粒内ベイナイトの生成を促進するため、良好な耐SSCC性を得ることができる。これらの効果を発揮させるには、Caを0.0003%以上含有させる必要がある。Ca量は、好ましくは0.0005%以上、より好ましくは0.0010%以上である。一方、Caを過剰に含有させると、CaSが多量に生成し、それらが凝集し耐HIC性を劣化させる。よって、Ca量の上限を0.006%とする。Ca量は、好ましくは0.005%以下であり、より好ましくは0.004%以下である。

【0038】

[N: 0%超0.010%以下]

Nは、不可避的不純物であるが、粒界に偏析することで粒界強度を低下させ、耐SSCC性を劣化させる。よって、N量の上限を0.010%とする。N量は、好ましくは0.008%以下であり、より好ましくは0.006%以下である。

【0039】

[O: 0%超0.0040%以下]

O(酸素)は、介在物を形成する元素であり、過剰添加により、粗大酸化物が多量に生成し、それらを起点に水素誘起割れが発生する。よって、O量の上限を0.0040%とする。O量は、好ましくは0.0030%以下であり、より好ましくは0.0020%以下である。

【0040】

[ [Cr] / [Nb] が10以上 ]

また、本発明の厚鋼板は、前記成分組成を満足すると共に、[Cr] / [Nb] が10以上であることが好ましい。但し、式中、[ ] は質量%を示す。厚鋼板がこの条件を満足することで、Tクロス溶接部において、粒界における核生成駆動力を上昇させる粒界へのNb偏析が低減され、粒界からのベイナイト生成が促進される。それによって、溶接金属近傍におけるマルテンサイト生成量が減少し、耐SSCC性を改善させる。よって、[Cr] / [Nb] が10以上であることが好ましい。より好ましくは12以上、更に好ましくは15以上である。

【0041】

10

20

30

40

50

また、本発明厚鋼板の必須元素ではないが、成分組成としてNiを含む場合には、 $0.25 \times [Cr] + [Ni]$ が $0.10 \sim 1.50$ となるように調整し、この条件を満足させることによって耐SSCC性を改善させることができる。但し、式中、[ ]は質量%を示す。尚、 $0.25 \times [Cr] + [Ni]$ が $0.10 \sim 1.50$ という条件を満足した場合は、必ずしも、 $[Cr] / [Nb]$ が10以上という条件を満足する必要はない。詳しくは後述する。

#### 【0042】

本発明厚鋼板の鋼材の成分組成は、上記の通りであり、残部は鉄及び不可避不純物である。また、上記元素に加えて更に、下記量のMg、Ti、Ni、Cu、Mo、V及びBからなる群から選択される少なくとも1種または2種以上を含有させることにより、耐HIC性や耐SSCC性の向上等を図ることができる。以下、これらの元素について説明する。

10

#### 【0043】

[Mg: 0%超0.005%以下]

Mgは、MgSを形成し硫化物を微細分散させることで、母材の耐SSCC性を改善させる作用がある。しかし、Mgを、0.005%を超えて含有しても効果が飽和するため、Mg量の上限は0.005%とすることが好ましい。より好ましくは0.004%以下、更に好ましくは0.003%以下である。

#### 【0044】

[Ti: 0.003~0.030%]

Tiは、析出強化により厚鋼板の強度向上に寄与する元素である。この作用を発揮させるためには0.003%以上含有させることが好ましい。より好ましくは0.004%以上、更に好ましくは0.005%以上である。一方、Ti含有量が過多になると、Tクロス溶接部の硬質マルテンサイトの増加をもたらす、耐SSCC性を低下させるので、0.030%以下とすることが好ましい。より好ましくは0.025%以下、更に好ましくは0.020%以下である。

20

#### 【0045】

[Ni: 0.01~1.50%]

Niは、厚鋼板の強度向上に寄与する元素である。この作用を発揮させるためには0.01%以上含有させることが好ましい。より好ましくは0.05%以上、更に好ましくは0.10%以上である。一方、Ni含有量が過多になると、Tクロス溶接部の硬質マルテンサイトの増加をもたらす、耐SSCC性を低下させるので、1.50%以下とすることが好ましい。より好ましくは1.00%以下、更に好ましくは0.50%以下である。

30

#### 【0046】

[Cu: 0.01~1.50%]

Cuは、厚鋼板の強度向上に寄与する元素である。この作用を発揮させるためには0.01%以上含有させることが好ましい。より好ましくは0.05%以上、更に好ましくは0.10%以上である。一方、Cu含有量が過多になると、Tクロス溶接部の硬質マルテンサイトの増加をもたらす、耐SSCC性を低下させるので、1.50%以下とすることが好ましい。より好ましくは1.00%以下、更に好ましくは0.50%以下である。

40

#### 【0047】

[Mo: 0.01~1.50%]

Moは、厚鋼板の強度向上に寄与する元素である。この作用を発揮させるためには0.01%以上含有させることが好ましい。より好ましくは0.05%以上、更に好ましくは0.10%以上である。一方、Mo含有量が過多になると、Tクロス溶接部の硬質マルテンサイトの増加をもたらす、耐SSCC性を低下させるので、1.50%以下とすることが好ましい。より好ましくは1.00%以下、更に好ましくは0.50%以下である。

#### 【0048】

[V: 0.003~0.08%]

Vは、厚鋼板の強度向上に寄与する元素である。この作用を発揮させるためには0.0

50

0.3%以上含有させることが好ましい。より好ましくは0.005%以上、更に好ましくは0.010%以上である。一方、V含有量が過多になると、Tクロス溶接部の硬質マルテンサイトの増加をもたらす、耐SSCC性を低下させるので、0.08%以下とすることが好ましい。より好ましくは0.07%以下、更に好ましくは0.05%以下である。

【0049】

[B: 0.0002 ~ 0.0032%]

Bは、厚鋼板の強度向上に寄与する元素である。この作用を発揮させるためには0.002%以上含有させることが好ましい。より好ましくは0.0005%以上、更に好ましくは0.0010%以上である。一方、B含有量が過多になると、Tクロス溶接部の硬質マルテンサイトの増加をもたらす、耐SSCC性を低下させるので、0.0032%以下とすることが好ましい。より好ましくは0.0030%以下、更に好ましくは0.0025%以下である。

10

【0050】

[ [Cr] + [Mo] + [Ni] + [Cu] が 2.1 以下 ]

また、本発明の厚鋼板は、前記成分組成を満足した上で、[Cr] + [Mo] + [Ni] + [Cu] が 2.1 以下であることが好ましい。但し、式中、[ ] は質量%を示す。これらの元素の添加量が 2.1 を超えるとTクロス溶接部の硬質マルテンサイト増加をもたらす、耐SSCC性を低下させる。よって、[Cr] + [Mo] + [Ni] + [Cu] が 2.1 以下であることが好ましい。より好ましくは 1.9 以下、更に好ましくは 1.7 以下である。

20

【0051】

[ 浸漬電位差 E (周溶接金属の浸漬電位 - 厚鋼板の浸漬電位) が 25 mV 以下 ]

Tクロス溶接部において、母材と周溶接金属の電位差が大きい場合、異種金属接触効果によって母材の選択腐食および周溶接金属での水素侵入が促進されるため、耐SSCC性が低下する。特に浸漬から1時間以内では安定かつ均一な硫化物被膜が形成されておらず、周溶接金属と厚鋼板の電位差に起因する水素侵入が顕著となる。よって、下記式で求められる、厚鋼板と周溶接金属の溶液中に浸漬したときの1時間後の浸漬電位差 E が 25 mV 以下であることが好ましい。より好ましくは 20 mV 以下、更に好ましくは 15 mV 以下である。

E = 周溶接金属の1時間後の浸漬電位 (mV) - 厚鋼板の1時間後の浸漬電位 (mV)

30

なお、溶液中に金属を浸漬したときに現れる電極電位は腐食電位、混成電位と定義される場合があるが、本発明ではこれを「浸漬電位」としている。

【0052】

[  $0.25 \times [Cr] + [Ni]$  が 0.10 ~ 1.50 ]

Tクロス溶接部において、母材と周溶接金属の電位差が大きい場合、異種金属接触効果によって母材または周溶接金属での水素侵入が促進されるため、耐SSCC性が低下する。そのため、本発明の厚鋼板は、前記成分組成、特にNiの含有量が0.10 ~ 1.50%という条件を満足した上で、 $0.25 \times [Cr] + [Ni]$  が 0.10 ~ 1.50 であることが好ましい。但し、式中、[ ] は質量%を示す。これらの元素の添加は、母材である鋼板の電位を向上させ、異種金属接触効果によるTクロス溶接部における水素侵入を抑制することで、Tクロス溶接部の耐SSCC性の改善に寄与する。

40

【0053】

よって、 $0.25 \times [Cr] + [Ni]$  から求められる値は0.10以上であることが好ましく、より好ましくは0.15以上、更に好ましくは0.20以上である。一方、 $0.25 \times [Cr] + [Ni]$  から求められる値が過剰であると、鋼板の電位を溶接金属の電位より大幅に高めてしまい、ガルバニック腐食による溶接金属の選択腐食が進行し、耐SSCC性が低下する。よって、 $0.25 \times [Cr] + [Ni]$  から求められる値の上限を1.50とする。上限は、より好ましくは1.00以下であり、更に好ましくは0.70以下である。

50

## 【0054】

(溶接金属)

周溶接に用いる金属は、溶接金属の強度と靱性の確保、および耐食性向上のため、以下の成分組成とすることが好ましい。即ち、質量%で、C：0.02～0.10%、Si：0.10～0.60%、Mn：0.90～2.50%、Ni：0.20～1.00%を含有することが好ましい。また、上記以外の成分として、P：0.015%以下、S：0.010%以下、Cu：1.0%以下、Mo：1.0%以下、Nb：0.5%以下、V：0.3%以下、Ti：0.05%以下、Al：0.1%以下の含有を許容することができる。これら以外の成分は、鉄および不可避的不純物であることが望ましい。以下、溶接金属の成分組成の限定理由について述べる。

10

## 【0055】

[C：0.02～0.10%]

Cは、溶接金属が強度を確保する上で必要な元素である。C含有量が0.02%よりも少なくなると、所定の強度が得られない。しかしながら、C含有量が過剰になると、粒界炭化物の粗大化を招くことで靱性低下の原因となるので、0.10%以下とする。

## 【0056】

[Si：0.10～0.60%]

Siは、溶接金属が強度を確保する上で必要な元素である。Si含有量が0.10%よりも少なくなると、所定の強度が得られない。しかしながら、Si含有量が過剰になると、靱性低下の原因となるので、0.60%以下とする。

20

## 【0057】

[Mn：0.90～2.50%]

Mnは、溶接金属の強度、靱性のバランスを確保する上で必要な元素である。こうした効果を得るため、Mnの含有量は0.90%以上とする必要がある。しかし、Mn含有量が多すぎると偏析が助長され、靱性低下の原因となるので、2.50%以下とする必要がある。

## 【0058】

[Ni：0.20～1.00%]

Niは、溶接金属の電位を高め、耐食性の向上に効果を発揮する。また、焼き入れ性を高めて強度を確保し、低温靱性を向上する上でも有効な元素である。こうした効果を得るためには、Niの含有量は0.20%以上とする必要がある。一方、Ni含有量が過剰になると、高温割れを引き起こす可能性があること、また溶接金属の電位を過剰に高めてしまい、母材の選択腐食を引き起こす原因となることから、その上限は1.00%以下とする。

30

## 【0059】

(厚鋼板中の介在物組成)

[鋼中に含有される幅が1 $\mu$ m以上の介在物の組成]

[Zr量が1～40%]

本発明において、幅が1 $\mu$ m以上の介在物中のZrは、主に酸化物として存在する。このZr酸化物は鋼よりも熱膨張率が小さいため、介在物中のZr量が確保されると周囲の鋼母相とのポイドを低減でき、耐HIC性を改善させる。また、適量のZrを含有する酸化物は、粒内ベイナイトの生成を促進するようになるため、良好な耐SSCC性を得ることができる。このような効果を発揮させるには、介在物中のZr量を1～40%とする。Zr量が1%未満または40%超となると、母材の耐HIC性またはTクロス溶接部の耐SSCC性が不十分となる。

40

## 【0060】

[REM量が5～50%]

本発明において、幅が1 $\mu$ m以上の介在物中のREMは、酸化物や酸硫化物などとして存在する。このうち、REM酸化物は鋼よりも熱膨張率が小さいため、介在物中のREM量が確保されると周囲の鋼母相とのポイドを低減でき、耐HIC性を改善させる。また、

50

酸硫化物として存在する場合は、Sを固定し、MnSなど耐HIC性に悪影響を及ぼす硫化物の生成を抑制することができる。更に、これらのREM系介在物は、粒内ベイナイトの生成を促進するため、良好な耐SSCC性を得ることができる。このような効果を発揮させるには、介在物中のREM量を5～50%とする。REM量が5%未満または50%超となると、母材の耐HIC性またはTクロス溶接部の耐SSCC性が不十分となる。

【0061】

[Al量が3～30%]

本発明において、幅が1 $\mu$ m以上の介在物中のAlは、主にAl酸化物として存在する。このAl酸化物は鋼よりも熱膨張率が小さいため、介在物中のZr量が確保されると周囲の鋼母相とのポイドを低減でき、耐HIC性を改善するのに有効である。また、適量のAlを含有する酸化物は、粒内ベイナイトの生成を促進するため、良好な耐SSCC性が得られる。このような効果を発揮させるには、介在物中のAl量を3～30%とする。Al量が3%未満または30%超となると、母材の耐HIC性またはTクロス溶接部の耐SSCC性が不十分となる。

10

【0062】

[Ca量が5～60%]

本発明において、幅が1 $\mu$ m以上の介在物中のCaは、溶接時にTクロス溶接部において、鋼組織の微細化に寄与し、介在物を起点とする粒内ベイナイト組織の生成を促進する。これによって溶接後のTクロス溶接部の鋼組織が微細となり、良好な耐SSCC性を得ることができる。このような効果を発揮させるには、介在物中のCa量を5～60%とする。Ca量が5%未満或いは60%を超える場合は、Tクロス溶接部の耐SSCC性を改善することができない。

20

【0063】

[S量が0%超20%以下]

幅が1 $\mu$ m以上の介在物中のS量は、鋼板中のSの含有量、および硫化物系介在物を微細化し分散させるZrやREMなどの合金成分の含有量を、前記した成分組成に限定し、更に介在物組成を前記のように制御することで、低減できる。前記成分組成、および前記介在物組成が適切に制御されていないと、前記介在物中のS量が20%を超え、粗大硫化物が過剰となり、その結果、母材の耐HIC性またはTクロス溶接部の耐SSCC性が不十分となる。一方で、前記介在物中のS量が20%以下に制御された鋼板では、良好な耐HIC性、および耐SSCC性が得られる。前記介在物中のS量は少なければ少ないほど好ましいが、0%の場合は、Sが介在物により全く固定できず、母材の耐HIC性またはTクロス溶接部の耐SSCC性が不十分となると考えられる。

30

【0064】

前記介在物の総個数は、本発明の効果を著しく損なわない限り、特に制限はないが、鋼板中において500～5000個/cm<sup>2</sup>程度分散していることが好ましい。500個/cm<sup>2</sup>を下回ると、粒内ベイナイトの起点が不足し、十分な組織微細化作用が得られなくなって耐SSCC性が低下することが考えられる。また、5000個/cm<sup>2</sup>を上回ると、破壊の起点として作用するようになり、耐HIC性、耐SSCC性ともに劣化する可能性がある。

40

【0065】

(製造方法)

次に、本発明に係る厚鋼板の製造方法について以下詳細に説明する。

【0066】

[溶鋼処理工程]

前記組織の本発明厚鋼板を得るにあたっては、溶鋼処理工程において、(A)Fe:0.1～10%を満たすスラグを用いてSを0.004%以下にする脱硫工程、(B)溶鋼の溶存酸素濃度Ofを、溶鋼のS濃度との比:Of/Sで10以下にする脱酸工程、(C)Zr、REM及びCaを、Zr、REM、Caの順に添加するか、又はZrとREMを同時とし、次いで4分以上置いてCaの順に添加する工程をこの順で含み、且つ、Ca添

50

加から凝固完了までの時間を200分以内とし、鑄造時1300 ~ 1200 のスラブ t / 4 位置の冷却時間を460秒以内とする必要がある。更には、鑄造時1500 ~ 1450 のスラブ t / 4 位置の冷却時間を300秒以内とする。尚、前記の t は板厚を示す。各工程について、以下、順に説明する。

#### 【0067】

##### (A) 脱硫工程

耐HIC性を確保するには粗大硫化物の低減が重要であり、これを達成するにはS量を制御することが重要である。転炉又は電気炉にて、溶鋼温度が1550 以上となるよう溶製した溶鋼に対し、Fe: 0.1 ~ 1.0%を満たすスラグを用い、Sを0.004%以下にする。スラグ中のFe濃度を高めることによって、脱硫・脱酸後に添加するREM、Zrが、溶鋼に固溶することなく優先的に酸化物を形成することができる。この効果を得るため、上記スラグ中のFe濃度を0.1%以上とする。スラグ中のFe濃度は、好ましくは0.5%以上、より好ましくは1.0%以上である。一方、スラグ中のFe濃度が10%を超えると、酸化物が多量に生成し、酸化物が水素誘起割れの起点となる。よって、スラグ中のFe濃度は10%以下とする。好ましくは8%以下、より好ましくは5%以下である。また、Caを添加するに際しては、スラグでの脱硫を十分に行ってSを0.004%以下に抑えることによって、REM添加後にCaを添加した際にCaSが多量に形成され、介在物の組成が所定の範囲を逸脱することを防止でき、耐HIC性、耐SSC性を確保することができる。

10

#### 【0068】

前記Sを0.004%以下にするためには、スラグ中のCaO濃度を10%以上とすればよい。Caの添加により、スラグ中のCaOが溶鋼中の溶存Sと反応し、CaSに変化することによって溶鋼中のSの低減、即ち、脱硫を十分に行うことができる。そして、このときスラグ中のCaO濃度を10%以上とすれば、Sを0.004%以下にすることが可能となる。スラグ中のCaO濃度は、好ましくは15%以上、より好ましくは20%以上である。一方、スラグ中のCaOが多過ぎても脱硫が困難となるため、上限は80%程度である。

20

#### 【0069】

##### (B) 脱酸工程

耐SSC性を向上させるには、酸化物制御が重要であり、これを達成するにはO量を制御することが肝要となる。この工程では、耐HIC性にとって影響的なS量がやや増える、いわゆる復Sが起こるために、O量とS量を同時に制御することが重要である。この工程では、後述するREM添加の前に、溶鋼の溶存酸素濃度Ofを、溶鋼のS濃度との比: Of / Sで10以下にする。REMは溶鋼中に添加された際に、その硫化物を形成すると同時に酸化物も形成する。前記Of / Sが10を超える場合、添加されたREMの多くが酸化物を形成し、介在物の組成が所定の範囲を逸脱する。その結果、耐HIC性、耐SSC性が劣化する。よって本発明では、前記の通りOf / Sを10以下とする。Of / Sは、好ましくは5以下、より好ましくは3.5以下、更に好ましくは2以下である。尚、Of / Sの下限値はおおよそ0.1程度である。前記Of / Sを10以下にするには、RH脱ガス装置による脱酸、Mn、Si、Ti等の脱酸元素の投入による脱酸のうち、少なくとも一方の脱酸を実施することによって達成できる。

30

40

#### 【0070】

##### (C) Al、Zr、REMの添加工程

Al、Zr、REMの溶鋼への添加は、先にAlを添加し、次いで、Zr、REMを添加するものとする。これは、Alと、ZrおよびREMの脱酸能を比較すると、ZrおよびREMの脱酸力はAlよりも強いいため、Alに先んじて、ZrおよびREMを添加すると、介在物中のAl量を所望の値とできない。そのため、Alを、ZrおよびREMより先に添加する必要がある。

#### 【0071】

更に、Caを添加するに際しては、以下に述べる各添加元素の脱硫力及び脱酸力を考慮

50

すると、最初に Al を添加し、次いで Zr を添加し、その次に REM を添加し、最後に Ca を添加するか、あるいは最初に Al を添加し、次いで Zr と REM を同時に添加し、最後に Ca を添加する方法の何れかを採用するものとする。但し、何れの場合も REM 添加から Ca 添加までの時間を 4 分以上とする。

【0072】

この理由について説明する。まず、REM と Ca の脱硫能を比較すると、REM の脱硫力は Ca よりも弱いため、REM 添加前に Ca を添加すると、多量の CaS が生成してしまい介在物の組成が所定の範囲を逸脱することで耐 HIC 性、耐 SSCC 性を劣化させてしまう。よって、Ca 添加前に REM を添加する必要があり、そのため、Al、Zr、REM 及び Ca の添加順は Al Zr および REM Ca としなければならない。また、介在物の組成を所定の範囲に制御するためには REM 添加から Ca 添加までの時間を 4 分以上空ける必要がある。REM 添加から Ca 添加までの時間は、好ましくは 5 分以上、より好ましくは 8 分以上である。尚、生産性の観点から、REM 添加から Ca 添加までの時間の上限は、おおよそ 60 分程度となる。

10

【0073】

次に、Zr、REM、Ca の脱酸能を比較すると、一般的に脱酸力は Ca が最も強く、Ca > REM > Zr の順と考えられ、Zr が最も弱い。従って、介在物中に Zr を含有させる、即ち、酸化物系介在物として ZrO<sub>2</sub> を形成するには、Zr よりも脱酸力の強い Ca や REM やの添加に先立ち、Zr を添加しなければならない。そのため、Al、Zr、REM 及び Ca の添加順は Al Zr REM Ca とする必要がある。但し、REM は Ca と比較して脱酸能が小さいため、Zr と同時に添加しても介在物中に Zr を含有させることが可能であるため、これらの添加順は Al Zr および REM Ca としてもよい。

20

【0074】

前記各元素の添加量については、所望の各元素量の鋼板が得られればよく、例えば、Zr を溶鋼中の濃度で 3 ~ 100 ppm になるよう添加し、その後もしくは同時に、REM を溶鋼中の濃度で 2 ~ 500 ppm になるよう添加してから 4 分以上経過した後、Ca を溶鋼中の濃度で 3 ~ 60 ppm になるよう添加することが挙げられる。

【0075】

〔 鑄造工程 〕

前記 Ca 添加後は、例えば 80 分以内に、速やかに鑄造を開始し、Ca 添加から凝固が完了するまでの時間が 200 分以下となるよう鑄造する。その理由は次の通りである。即ち、Ca は、脱硫能、脱酸能ともに高い元素であるため、Ca 添加後の時間経過に伴い酸化物や硫化物の組成が安定的な CaS や CaO となりやすく、介在物の組成を所定範囲とすることができなくなる。よって本発明では、Ca 添加から凝固完了までの時間を 200 分以内とする。好ましくは 180 分以内であり、より好ましくは 160 分以内である。尚、前記時間の下限は、Ca を均質化する観点から 4 分程度となる。

30

【0076】

また、鑄造時の 1500 ~ 1450 スラブ t / 4 位置の冷却時間が 300 秒を超えると、介在物上への酸化物系の二次介在物の複合生成が助長され、介在物の組成が所定の範囲を逸脱することで耐 SSCC 性を劣化させてしまう。

40

【0077】

また、鑄造時の 1300 ~ 1200 スラブ t / 4 位置の冷却時間を 270 ~ 460 秒とすることが重要である。同冷却時間が上限を上回ると、介在物上への主に硫化物系の二次介在物の複合生成が助長され、介在物の組成が所定の範囲を逸脱することで耐 SSCC 性を劣化させてしまう。一方で、同冷却時間がその下限を下回ると、冷却負荷が大きく増加するため、実用上は好ましくない。

【0078】

〔 圧延以下の工程 〕

前記凝固後は、常法に従って熱間圧延を行い、厚鋼板を製造することができる。また、

50

該鋼板を用い、一般的に行われている方法でラインパイプ用鋼管を製造することができる。圧延以下の工程については、特に限定するものではないが、例えば、鑄造されたスラブを1100以上に加熱し、再結晶温度域で40%以上の圧下率で熱間圧延を施し、これを780から冷却速度10~20 / sで加速冷却することが好ましい。尚、その後の調質は不要である。

【0079】

[溶接継手]

本発明では、本発明厚鋼板を用いた溶接継手を提供する。溶接継手は、厚鋼板と周溶接金属からなり、厚鋼板の端部を周溶接金属で溶接して得るものである。本発明の溶接継手は、下記式で求められる、厚鋼板と周溶接金属の浸漬電位差  $E$  が25 mV以下であることが好ましい。

$E = \text{周溶接金属の1時間後の浸漬電位 (mV)} - \text{厚鋼板の1時間後の浸漬電位 (mV)}$

【0080】

上記したように、Tクロス溶接部において、母材と周溶接金属の電位差が大きい場合、異種金属接触効果によって母材の選択腐食および周溶接金属での水素侵入が促進されるため、耐SSCC性が低下する。本発明厚鋼板を用いることで浸漬電位差  $E$  が25 mV以下となり、溶接部における耐SSCC性の低下を抑制することができる。浸漬電位差  $E$  は、より好ましくは20 mV以下、更に好ましくは15 mV以下である。

【0081】

また、周溶接に用いる金属としては、上記した溶接金属が好適に用いられる。

【0082】

溶接継手を形成するための溶接方法は特に限定されず、従来公知の方法により行うことができる。例えば、アーク溶接、レーザー溶接、電子ビーム溶接等が挙げられる。

【実施例】

【0083】

以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明するが、本発明はもとより下記実施例によって制限を受けるものではなく、本発明の趣旨に適合し得る範囲で適宜変更を加えて実施することも可能であり、それらは何れも本発明の技術的範囲に含まれる。

【0084】

(実施例1~33、比較例1~19)

常法により240 t転炉で精錬された溶鋼を、LF炉を用いて、脱硫、脱酸、成分調整、介在物制御などの処理を行い、表1~4に示す鋼組成及び鋼中介在物組成を有する各種の溶鋼を連続鑄造法によりスラブとして、これらを熱間圧延後加速冷却して厚み40 mm、幅3500 mmの厚鋼板を製造した。得られた厚鋼板と周溶接金属を用いて後述する溶接継手を作製した。表5, 6は前記溶鋼処理、連続鑄造及び加速冷却における主要なプロセス条件を示したものである。表7, 8はこうして得られた各鋼板の諸特性を示したものである。表3, 4に示した介在物の組成の分析方法および表7, 8の各特性の測定方法及び評価の仕方について以下に説明する。

【0085】

[介在物の組成の分析]

介在物の組成の分析は次のようにして行った。即ち、圧延材の板厚方向断面において、板厚中央部を中心に、株式会社島津製作所製E P M A - 8705で観察した。詳細には、観察倍率400倍、観察視野約50 mm<sup>2</sup>で3断面観察し、幅が1 μm以上の介在物を対象に、特性X線の波長分散分光により介在物中央部での成分組成を定量分析した。尚、観察視野は、板厚中心部が中央となるようにして板厚方向に7 mm、板幅方向に7 mmの範囲とした。分析対象元素は、Al、Mn、Si、Mg、Ca、Ti、Zr、S、REM、Nbとした。ここで示すREMとは、La、Ce、Nd、Dy、Yのことである。既知物質を用いて各元素のX線強度と元素濃度の関係を予め検量線として求めておき、次いで、前記介在物から得られたX線強度と前記検量線からその介在物の元素濃度を定量した。そ

10

20

30

40

50

して、前記3断面における幅が $1\mu\text{m}$ 以上の介在物の前記各元素の含有量の平均値を求め、介在物の組成とした。

【0086】

〔母材の降伏強度YSの測定、評価〕

各厚鋼板の $t/4$ 位置から、C方向に平行にJIS Z 2241の4号試験片を採取し、JIS Z 2241に記載の方法で引張り試験を行って降伏強度YSを測定し、各厚鋼板の強度を確認した。

【0087】

〔耐HIC性の試験、評価〕

NACE standard TM0284 - 2003に規定される方法に従って試験、評価した。具体的には、試験片を、1 atmの硫化水素を飽和させた25%の、5質量% NaCl + 0.5質量%  $\text{CH}_3\text{COOH}$ 水溶液中に96時間浸漬した。HIC試験の評価は、各試験片の長手方向を10mmピッチで切断し、その切断面について研磨後、光学顕微鏡を用い100倍の倍率で全断面を観察し、HICの割れ長さが1mm以上の割れの有無を確認した。

10

【0088】

〔Tクロス溶接部の耐SSCC性の試験、評価〕

シーム溶接を模擬するため、表1、2に示す鋼組成を有する厚鋼板を $75^\circ$ のX開先に加工し、2パスのサブマージーク溶接法により溶接を行い、パイプを作製した。溶接時の入熱は、1パス目： $3.7\text{kJ/mm}$ 、2パス目： $5.4\text{kJ/mm}$ とした。また、パイプ同士を接合する際の周溶接を模擬するため、「耐SSCC特性に優れたUOE鋼管の実用化、松山ら、溶接技術、1988年9月号、P.58」を参考にし、シーム溶接線に直交するように、ガスシールドアーク溶接による1パスのビードオンプレート溶接を実施し、溶接継手を作成した。溶接時の入熱は、 $1.0\text{kJ/mm}$ とした。シーム溶接時の溶接金属にはLincolnweld LA-81 (Lincoln社製)を、周溶接時の溶接金属にはMX-A55Ni1 ((株)神戸製鋼所製)を用いた。

20

【0089】

溶接後のパイプ接合体の溶接部表面のグラインダ処理を行い、ビード溶接の余盛り部の除去を行った。このパイプ接合体のビード溶接部直下より、長手方向がビード溶接線に並行になるように、 $115\text{L} \times 15\text{W} \times 5\text{t}$ の試験片を採取した。この試験片を用い、ASTM G39、NACE TM0177 - 2005 B法に基づき、4点曲げ試験片での耐SSCC性評価試験を実施した。負荷応力 $388\text{MPa}$ 、 $437\text{MPa}$ に相当するたわみを与え、1 atmの硫化水素を飽和させたNACE溶液A：5質量% NaCl - 0.5質量%  $\text{CH}_3\text{COOH}$ 中に720時間浸漬後、試験片表面における割れの有無を、倍率10倍での光学顕微鏡観察により実施した。

30

【0090】

〔浸漬電位差 E (周溶接金属の浸漬電位 - 厚鋼板の浸漬電位) の評価〕

表1、2に示す鋼組成を有する厚鋼板および前述の周溶接金属の一部を採取した腐食試験片(縦横 $20\text{mm} \times$ 厚さ $2\text{mm}$ )をSiC # 600研磨紙で湿式研磨し、超音波洗浄した後、スポット溶接で試料に導線の取り付けを行った。厚鋼板または周溶接金属の試験面以外をエポキシ樹脂で被覆した。その試料を、1 atmの硫化水素を飽和させたNACE溶液A (5質量% NaCl - 0.5質量%  $\text{CH}_3\text{COOH}$ )中に浸漬し、浸漬後1時間後の電位を測定した。参照電極には飽和カロメル電極を使用し、周溶接金属の浸漬電位から厚鋼板の浸漬電位を差し引いた値を浸漬電位差 Eとして算出した。

40

【0091】

これらの結果を示す表7の実施例と表8の比較例の各特性の対比から明らかなように、本発明で規定する成分組成及び鋼中の幅が $1\mu\text{m}$ 以上の粗大介在物の組成を満足する実施例の厚鋼板は、高い機械的強度が得られていると共に、HIC試験による割れが発生せず、耐HIC性に優れていた。また、実施例では、負荷応力 $388\text{MPa}$ に相当するたわみを与えたSSCC試験において、割れが発生していないことが確認された。更に、実施例

50

4～33では、負荷応力438MPaに相当するたわみを与えた耐SSCC評価試験においても割れが発生せず、優れた耐SSCC性を有することが確認された。

【0092】

一方、本発明が規定する成分組成又は粗大介在物の組成を満足しない比較例の厚鋼板は、耐HIC試験或いは負荷応力388MPaに相当するたわみを与えた耐SSCC試験において割れの発生が確認された。

【0093】

【表 1】

表1

		成分組成(質量%)																	Cr/Nb	Ni+Cu+ Cr+Mo	Ni+0.25Cr
		C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Nb	REM	Zr	Ca	N	O	その他						
実施例1	0.05	0.40	0.92	0.007	0.0014	0.025	0.21	0.028	0.0040	0.0033	0.0022	0.0034	0.0019				7.5	0.2	0.05		
実施例2	0.08	0.16	0.88	0.007	0.0011	0.021	0.18	0.024	0.0024	0.0032	0.0043	0.0044	0.0018				7.5	0.2	0.05		
実施例3	0.06	0.21	1.53	0.006	0.0013	0.022	0.25	0.027	0.0021	0.0036	0.0028	0.0041	0.0019	Ti:0.014			9.3	0.3	0.06		
実施例4	0.04	0.17	1.61	0.006	0.0017	0.027	0.46	0.017	0.0029	0.0019	0.0025	0.0044	0.0016				27.1	0.5	0.12		
実施例5	0.03	0.31	1.26	0.007	0.0016	0.026	0.25	0.016	0.0034	0.0022	0.0024	0.0046	0.0017				15.6	0.3	0.06		
実施例6	0.05	0.47	1.47	0.006	0.0013	0.021	0.45	0.020	0.0029	0.0020	0.0025	0.0047	0.0021				22.5	0.5	0.11		
実施例7	0.04	0.32	1.33	0.007	0.0022	0.026	0.32	0.030	0.0038	0.0010	0.0026	0.0029	0.0017				10.7	0.3	0.08		
実施例8	0.03	0.33	1.28	0.007	0.0014	0.022	0.44	0.028	0.0251	0.0029	0.0027	0.0048	0.0018	Ti:0.014			15.7	0.4	0.11		
実施例9	0.05	0.19	1.74	0.007	0.0012	0.022	0.43	0.004	0.0027	0.0028	0.0027	0.0027	0.0030	Ti:0.018, Ni:0.61			107.5	1.0	0.72		
実施例10	0.01	0.08	1.20	0.008	0.0016	0.024	0.51	0.015	0.0024	0.0037	0.0027	0.0046	0.0020	Mo:0.06			34.0	0.6	0.13		
実施例11	0.04	0.03	1.65	0.007	0.0013	0.025	1.24	0.022	0.0022	0.0055	0.0027	0.0040	0.0037	Ni:0.35, Cu:0.11			56.4	1.7	0.66		
実施例12	0.11	0.15	1.39	0.007	0.0015	0.023	0.77	0.021	0.0018	0.0017	0.0026	0.0044	0.0018	Ti:0.003			36.7	0.8	0.19		
実施例13	0.04	0.41	0.66	0.024	0.0019	0.022	0.61	0.027	0.0105	0.0019	0.0019	0.0043	0.0019	Ti:0.023, Ni:0.81			22.6	1.4	0.96		
実施例14	0.05	0.32	1.91	0.007	0.0021	0.029	0.87	0.031	0.0023	0.0041	0.0029	0.0038	0.0021	Ti:0.027, B:0.0004			28.1	0.9	0.22		
実施例15	0.06	0.20	1.88	0.003	0.0013	0.022	1.43	0.022	0.0004	0.0022	0.0030	0.0049	0.0022	Mg:0.0016, V:0.004			65.0	1.4	0.36		
実施例16	0.09	0.28	1.73	0.003	0.0011	0.021	0.29	0.025	0.0019	0.0004	0.0022	0.0051	0.0029	Ti:0.014, Mo:0.44			11.6	0.7	0.07		
実施例17	0.04	0.20	1.53	0.007	0.0010	0.020	0.46	0.034	0.0007	0.0065	0.0026	0.0067	0.0017	Ti:0.014			13.5	0.5	0.12		
実施例18	0.02	0.19	1.82	0.005	0.0008	0.067	0.30	0.008	0.0021	0.0009	0.0036	0.0048	0.0016	Ni:0.06			37.5	0.4	0.14		
実施例19	0.05	0.14	1.20	0.007	0.0033	0.022	0.48	0.011	0.0020	0.0041	0.0054	0.0047	0.0027	Ti:0.016, Cu:0.06			43.6	0.5	0.12		
実施例20	0.04	0.18	0.84	0.012	0.0035	0.021	0.43	0.021	0.0014	0.0086	0.0004	0.0044	0.0011	Ti:0.014, B:0.0031			20.5	0.4	0.11		
実施例21	0.05	0.17	1.66	0.007	0.0012	0.022	0.50	0.017	0.0035	0.0028	0.0046	0.0095	0.0023	Cu:1.16			29.4	1.7	0.13		
実施例22	0.10	0.35	1.30	0.005	0.0016	0.023	0.51	0.012	0.0031	0.0020	0.0038	0.0049	0.0013	Ti:0.014, Ni:0.30, Cu:0.63			42.5	1.4	0.43		
実施例23	0.03	0.27	0.94	0.006	0.0012	0.021	0.72	0.015	0.0063	0.0025	0.0020	0.0041	0.0009	Ni:0.28, Mo:0.07			48.0	1.1	0.46		
実施例24	0.07	0.41	1.71	0.018	0.0013	0.043	0.96	0.020	0.0059	0.0017	0.0008	0.0043	0.0021	Ti:0.022, B:0.0018			48.0	1.0	0.24		
実施例25	0.05	0.33	1.53	0.007	0.0014	0.012	0.70	0.021	0.0070	0.0019	0.0022	0.0042	0.0017	Mo:1.19			33.3	1.9	0.18		
実施例26	0.05	0.40	1.55	0.007	0.0028	0.051	0.51	0.018	0.0023	0.0032	0.0019	0.0044	0.0014	Mg:0.0032, Ni:1.24			28.3	1.8	1.37		
実施例27	0.07	0.06	1.22	0.007	0.0019	0.024	0.33	0.009	0.0028	0.0033	0.0024	0.0078	0.0013	V:0.022, B:0.0013			36.7	0.3	0.08		
実施例28	0.09	0.41	1.22	0.005	0.0010	0.024	0.47	0.007	0.0380	0.0036	0.0020	0.0033	0.0013	V:0.071			67.1	0.5	0.12		
実施例29	0.03	0.16	1.55	0.007	0.0008	0.019	0.41	0.018	0.0021	0.0029	0.0015	0.0026	0.0018	Ni:0.25			22.8	0.7	0.35		
実施例30	0.03	0.15	1.50	0.005	0.0009	0.022	0.28	0.029	0.0022	0.0030	0.0018	0.0029	0.0019	Ni:0.30			9.7	0.6	0.37		
実施例31	0.08	0.20	1.50	0.006	0.0018	0.025	0.17	0.011	0.0049	0.0033	0.0039	0.0040	0.0020				15.5	0.2	0.04		
実施例32	0.03	0.16	1.54	0.005	0.0008	0.021	0.41	0.045	0.0030	0.0010	0.0017	0.0041	0.0016	Ti:0.012, Ni:0.24, Cu:0.25, Mo:0.10			9.1	1.0	0.34		
実施例33	0.06	0.30	1.03	0.005	0.0009	0.021	0.20	0.030	0.0026	0.0012	0.0013	0.0051	0.0015	Ti:0.013, Ni:0.25, Cu:0.26			6.7	0.7	0.30		

10

20

30

40

【表 2】

表2

	成分組成(質量%)																Cr/Nb	Ni+Cu+Cr+Mo	Ni+0.25Cr
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Nb	REM	Zr	Ca	N	O	その他					
比較例1	0.008	0.52	1.61	0.007	0.0019	0.024	0.29	0.010	0.0051	0.0028	0.0027	0.0056	0.0018		29.0	0.3	0.07		
比較例2	0.13	0.28	1.49	0.007	0.0020	0.021	0.52	0.020	0.0020	0.0031	0.0021	0.0041	0.0016		26.0	0.5	0.13		
比較例3	0.06	0.40	0.56	0.032	0.0045	0.029	0.66	0.020	0.0028	0.0020	0.0020	0.0040	0.0015		33.0	0.7	0.17		
比較例4	0.05	0.33	2.06	0.007	0.0015	0.021	0.63	0.028	0.0509	0.0029	0.0025	0.0046	0.0021		22.5	0.6	0.16		
比較例5	0.04	0.19	1.88	0.007	0.0042	0.025	0.41	0.021	0.0044	0.0017	0.0022	0.0044	0.0022		19.5	0.4	0.10		
比較例6	0.05	0.28	1.27	0.008	0.0013	0.008	0.47	0.027	0.0010	0.0015	0.0021	0.0045	0.0017		17.4	0.5	0.12		
比較例7	0.06	0.22	1.71	0.005	0.0011	0.081	0.24	0.019	0.0023	0.0033	0.0026	0.0045	0.0026	Ni:1.53	12.6	1.8	1.59		
比較例8	0.09	0.08	1.32	0.009	0.0021	0.032	0.16	0.013	0.0024	0.0105	0.0020	0.0045	0.0017		12.3	0.2	0.04		
比較例9	0.07	0.12	1.33	0.005	0.0020	0.030	1.58	0.025	0.0071	0.0016	0.0027	0.0045	0.0010		63.2	1.6	0.40		
比較例10	0.05	0.15	1.31	0.007	0.0009	0.023	0.82	0.001	0.0001	0.0019	0.0019	0.0045	0.0021		820.0	0.8	0.21		
比較例11	0.08	0.18	1.51	0.005	0.0011	0.024	0.61	0.037	0.0031	0.0020	0.0026	0.0041	0.0022		16.5	0.6	0.15		
比較例12	0.07	0.22	1.44	0.007	0.0010	0.021	0.47	0.014	0.0024	0.0002	0.0020	0.0049	0.0017	V:0.081	33.6	0.5	0.12		
比較例13	0.03	0.31	1.73	0.008	0.0010	0.022	0.29	0.016	0.0021	0.0026	0.0002	0.0039	0.0018		18.1	0.3	0.07		
比較例14	0.09	0.27	1.10	0.007	0.0018	0.025	0.45	0.018	0.0046	0.0023	0.0064	0.0040	0.0019	Ti:0.032	25.0	0.5	0.11		
比較例15	0.10	0.33	1.05	0.007	0.0016	0.021	0.51	0.018	0.0022	0.0033	0.0036	0.0112	0.0042		28.3	0.5	0.13		
比較例16	0.06	0.40	1.61	0.009	0.0011	0.037	0.86	0.021	0.0035	0.0019	0.0022	0.0044	0.0000	Mg:0.0052	41.0	0.9	0.22		
比較例17	0.05	0.36	1.81	0.007	0.0015	0.020	0.71	0.014	0.0031	0.0031	0.0031	0.0044	0.0018	Ni:0.77, Cu:0.51, Mo:0.23	50.7	2.2	0.95		
比較例18	0.07	0.31	1.44	0.008	0.0012	0.021	0.21	0.016	0.0050	0.0024	0.0032	0.0051	0.0019	Cu:1.61, B:0.0035	13.1	1.8	0.05		
比較例19	0.07	0.09	0.95	0.005	0.0013	0.029	0.24	0.022	0.0044	0.0020	0.0032	0.0037	0.0015	Mo:1.60	10.9	1.8	0.06		

【表 3】

表3

	鋼中粗大介在物組成(質量%)				
	Zr量	REM量	Al量	S量	Ca量
実施例1	14	22	13	11	27
実施例2	10	12	10	8	55
実施例3	12	22	9	14	28
実施例4	11	20	10	13	38
実施例5	12	20	12	14	29
実施例6	5	20	15	13	42
実施例7	10	19	14	16	29
実施例8	7	38	8	18	21
実施例9	11	18	13	15	30
実施例10	10	19	9	18	30
実施例11	25	26	12	14	7
実施例12	12	23	14	10	25
実施例13	7	33	15	12	24
実施例14	8	29	11	10	35
実施例15	11	6	14	10	48
実施例16	8	30	15	12	24
実施例17	31	11	8	8	12
実施例18	13	8	30	5	33
実施例19	8	10	5	11	58
実施例20	36	8	9	17	6
実施例21	14	21	11	15	31
実施例22	15	22	19	13	21
実施例23	10	45	10	10	17
実施例24	10	33	24	11	16
実施例25	12	40	8	5	28
実施例26	15	17	25	15	20
実施例27	18	7	3	11	51
実施例28	8	46	10	12	20
実施例29	15	20	14	13	22
実施例30	16	19	16	14	20
実施例31	12	29	15	12	24
実施例32	15	10	15	10	18
実施例33	14	15	19	15	22

10

20

30

40

【 0 0 9 6 】

【表 4】

表4

	鋼中粗大介在物組成(質量%)				
	Zr量	REM量	Al量	S量	Ca量
比較例1	25	4	2	13	50
比較例2	18	26	12	10	29
比較例3	7	9	7	21	7
比較例4	7	48	11	8	17
比較例5	8	8	8	21	51
比較例6	19	27	4	11	34
比較例7	8	20	28	15	21
比較例8	42	8	7	7	12
比較例9	17	30	12	9	21
比較例10	11	3	32	15	31
比較例11	20	4	17	14	42
比較例12	0.4	22	18	24	20
比較例13	18	41	15	15	4
比較例14	3	12	11	6	63
比較例15	18	35	20	10	2
比較例16	10	52	7	3	7
比較例17	21	20	14	8	20
比較例18	20	31	4	13	12
比較例19	2	29	25	6	24

10

20

【 0 0 9 7 】

【表 5】

表5

	スラグ中の Fe濃度(%)	スラグ中の CaO濃度(%)	Oi/S比	Al, Zr, REM, Caの 添加順	REM添加からCa添加 までの時間(min)	Ca添加から凝固完了 までの時間 (min)	1500~1450℃の 鑄造時間 (s)	1300~1200℃の 鑄造時間 (s)
実施例1	1.5	40	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	10	140	268	280
実施例2	1.5	40	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	9	140	251	300
実施例3	1.5	40	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	10	145	252	280
実施例4	1.4	41	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	16	150	240	310
実施例5	1.5	40	0.5	Al→(Zr, REM)→Ca	10	150	242	300
実施例6	1.5	42	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	13	200	277	310
実施例7	1.5	44	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	10	140	224	310
実施例8	2.0	41	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	20	150	185	320
実施例9	1.5	40	0.3	Al→Zr→REM→Ca	10	150	249	320
実施例10	1.5	40	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	10	145	204	300
実施例11	1.4	41	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	11	140	291	280
実施例12	1.5	39	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	10	145	281	340
実施例13	1.5	40	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	25	190	270	320
実施例14	1.5	40	0.9	Al→(Zr, REM)→Ca	10	160	271	330
実施例15	4.5	39	0.4	Al→Zr→REM→Ca	10	135	246	300
実施例16	1.5	42	1.5	Al→(Zr, REM)→Ca	12	140	280	330
実施例17	1.5	38	4	Al→(Zr, REM)→Ca	8	155	279	300
実施例18	1.8	40	0.4	Al→Zr→REM→Ca	5	140	262	310
実施例19	1.5	70	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	10	140	255	290
実施例20	1.5	12	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	11	145	230	270
実施例21	9.5	44	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	10	145	282	320
実施例22	1.5	41	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	10	150	255	320
実施例23	3.1	40	8	Al→(Zr, REM)→Ca	11	140	216	300
実施例24	2.4	37	0.4	Al→Zr→REM→Ca	10	150	242	440
実施例25	7.5	40	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	10	140	267	310
実施例26	1.1	40	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	10	145	277	400
実施例27	0.2	40	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	9	150	248	310
実施例28	1.5	38	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	10	150	261	340
実施例29	1.4	41	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	10	150	249	320
実施例30	1.5	40	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	10	150	242	310
実施例31	1.3	42	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	10	150	250	320
実施例32	1.5	41	0.6	Al→(Zr, REM)→Ca	10	150	250	320
実施例33	1.6	40	0.9	Al→(Zr, REM)→Ca	10	150	250	320

【 0 0 9 8 】

【表 6】

表6

	スラグ中の Fe濃度(%)	スラグ中の CaO濃度(%)	Of/S比	Al、Zr、REM、Caの 添加順	REM添加からCa添加 までの時間(min)	Ca添加から凝固完了 までの時間 (min)	1500~1450℃の 铸造時間 (s)	1300~1200℃の 铸造時間 (s)
比較例1	0.08	39	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	10	140	244	320
比較例2	1.5	40	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	10	150	250	310
比較例3	1.5	8	0.4	Al→Zr→REM→Ca	9	145	270	320
比較例4	1.4	45	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	10	145	280	310
比較例5	1.5	82	0.3	Al→(Zr, REM)→Ca	10	145	232	320
比較例6	1.4	42	0.4	Al→Zr→REM→Ca	12	140	279	310
比較例7	1.5	41	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	13	145	261	310
比較例8	1.5	48	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	10	145	255	280
比較例9	1.6	40	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	10	140	263	330
比較例10	2.3	42	0.3	Al→(Zr, REM)→Ca	10	145	221	320
比較例11	1.8	41	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	3	140	275	310
比較例12	1.4	47	0.3	Al→(Zr, REM)→Ca	10	140	270	520
比較例13	1.4	43	0.4	Al→Zr→REM→Ca	10	150	269	310
比較例14	1.5	42	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	14	210	215	310
比較例15	1.6	46	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	10	140	312	300
比較例16	1.8	45	12	Al→(Zr, REM)→Ca	9	140	232	320
比較例17	1.2	43	0.4	Al→(Zr, REM)→Ca	9	145	249	320
比較例18	1.4	43	0.4	(Zr, REM)→Al→Ca	9	140	273	310
比較例19	1.3	43	0.4	REM→Al→Ca→Zr	10	140	255	300

【 0 0 9 9 】

10

20

30

40

【表 7】

表7

	特性				
	YS (MPa)	HIC試験	SSCC試験 (388MPa)	SSCC試験 (438MPa)	厚鋼板と溶接金属の 浸漬電位差 $\Delta E$ (mV)
実施例1	504	割れなし	割れなし	割れ	34
実施例2	490	割れなし	割れなし	割れ	-
実施例3	534	割れなし	割れなし	割れ	28
実施例4	513	割れなし	割れなし	割れなし	21
実施例5	510	割れなし	割れなし	割れなし	-
実施例6	505	割れなし	割れなし	割れなし	22
実施例7	519	割れなし	割れなし	割れなし	-
実施例8	539	割れなし	割れなし	割れなし	-
実施例9	492	割れなし	割れなし	割れなし	-
実施例10	488	割れなし	割れなし	割れなし	-
実施例11	578	割れなし	割れなし	割れなし	-
実施例12	594	割れなし	割れなし	割れなし	-
実施例13	492	割れなし	割れなし	割れなし	-
実施例14	605	割れなし	割れなし	割れなし	-
実施例15	613	割れなし	割れなし	割れなし	-
実施例16	571	割れなし	割れなし	割れなし	-
実施例17	588	割れなし	割れなし	割れなし	-
実施例18	505	割れなし	割れなし	割れなし	-
実施例19	550	割れなし	割れなし	割れなし	-
実施例20	593	割れなし	割れなし	割れなし	-
実施例21	615	割れなし	割れなし	割れなし	-
実施例22	580	割れなし	割れなし	割れなし	-
実施例23	577	割れなし	割れなし	割れなし	-
実施例24	565	割れなし	割れなし	割れなし	-
実施例25	609	割れなし	割れなし	割れなし	-
実施例26	610	割れなし	割れなし	割れなし	-
実施例27	552	割れなし	割れなし	割れなし	-
実施例28	622	割れなし	割れなし	割れなし	-
実施例29	562	割れなし	割れなし	割れなし	-
実施例30	520	割れなし	割れなし	割れなし	3
実施例31	490	割れなし	割れなし	割れなし	30
実施例32	500	割れなし	割れなし	割れなし	2
実施例33	490	割れなし	割れなし	割れなし	4

「-」は測定せず

【 0 1 0 0 】

10

20

30

40

【表 8】

表8

	特性				
	YS (MPa)	HIC試験	SSCC試験 (388MPa)	SSCC試験 (438MPa)	厚鋼板と溶接金属の 浸漬電位差 $\Delta E$ (mV)
比較例1	472	割れ	割れ	-	-
比較例2	608	割れ	割れ	-	-
比較例3	451	割れ	割れ	-	-
比較例4	655	割れ	割れ	-	-
比較例5	521	割れ	割れ	-	-
比較例6	514	割れ	割れ	-	-
比較例7	631	割れ	割れ	-	-
比較例8	480	割れ	割れ	-	31
比較例9	623	割れ	割れ	-	-
比較例10	462	割れ	割れ	-	-
比較例11	595	割れ	割れ	-	-
比較例12	647	割れ	割れ	-	-
比較例13	520	割れ	割れ	-	-
比較例14	653	割れ	割れ	-	-
比較例15	599	割れ	割れ	-	-
比較例16	513	割れ	割れ	-	-
比較例17	643	割れなし	割れ	-	-
比較例18	631	割れ	割れ	-	29
比較例19	612	割れ	割れ	-	28

SSCC試験において、「-」は試験実施せず  
浸漬電位差  $\Delta E$  において「-」は測定せず

10

20

## フロントページの続き

(51)Int.Cl.	F I			テーマコード(参考)
C 2 1 C 7/04 (2006.01)	C 2 1 C	7/04		C
C 2 1 C 7/076 (2006.01)	C 2 1 C	7/04		D
C 2 1 D 8/02 (2006.01)	C 2 1 C	7/04		E
B 2 3 K 35/30 (2006.01)	C 2 1 C	7/076		Z
B 2 2 D 11/00 (2006.01)	C 2 1 D	8/02		C
	B 2 3 K	35/30	3 2 0 F	
	B 2 2 D	11/00		A

(72)発明者 岡崎 喜臣

兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号 株式会社神戸製鋼所内

(72)発明者 伊庭野 朗

兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号 株式会社神戸製鋼所内

(72)発明者 衣笠 潤一郎

兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号 株式会社神戸製鋼所内

Fターム(参考) 4K013 AA07 BA05 BA14 EA18 EA19 EA25 EA26 FA01 FA02 FA05  
 4K032 AA01 AA02 AA04 AA05 AA08 AA11 AA12 AA14 AA15 AA16  
 AA19 AA20 AA21 AA22 AA23 AA24 AA26 AA27 AA29 AA31  
 AA35 AA36 AA39 AA40 BA01 CA02 CA03 CB01 CB02 CC03  
 CC04 CD03